



CENTRO DE TECNOLOGIA E GEOCIÊNCIAS
DEPARTAMENTO DE ENGENHARIA MECÂNICA
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA MECÂNICA

DINIZ RAMOS DE LIMA JÚNIOR

**ESTUDO DA FRAGILIZAÇÃO POR HIDROGÊNIO EM JUNTAS SOLDADAS
DO AÇO ASTM A131 GRAU AH32 SOLDADO PELO PROCESSO FCAW**

Recife
2018

DINIZ RAMOS DE LIMA JÚNIOR

**ESTUDO DA FRAGILIZAÇÃO POR HIDROGÊNIO EM JUNTAS SOLDADAS
DO AÇO ASTM A131 GRAU AH32 SOLDADO PELO
PROCESSO FCAW**

Tese submetida ao Programa de Pós-Graduação do Departamento de Engenharia Mecânica da Universidade Federal de Pernambuco como requisito para obtenção do grau de Doutor em Engenharia Mecânica.

Área de concentração: Engenharia de Materiais e Fabricação.

Orientador: Prof. Dr. Severino Leopoldino Urtiga Filho

Recife
2018

Catálogo na fonte
Bibliotecária Valdicéa Alves, CRB-4 / 1260

L732e Lima Júnior, Diniz Ramos de.

Estudo da fragilização por hidrogênio em juntas soldadas do aço astm a131 grau ah32 soldado pelo processo fcaw / Diniz Ramos de Lima Júnior - 2018.

143folhas, Il.; Tab.; Abr.; Sigl. e Simb.

Orientador: Prof. Dr. Severino Leopoldino Urtiga Filho.

TESE (Doutorado) – Universidade Federal de Pernambuco. Programa de Pós-graduação em Engenharia Mecânica, 2018.

Inclui Referências.

1. Engenharia Mecânica. 2. Soldagem FCAW. 3. Tecimento. 4. Proteção catódica por corrente impressa. 5. Fragilização por hidrogênio. 6. Aço ASTM A131 Grau AH32. I. Urtiga Filho, Severino Leopoldino (Orientador). II. Título.

UFPE

621 CDD (22. ed.)

BCTG/2018-229

DINIZ RAMOS DE LIMA JÚNIOR

ESTUDO DA FRAGILIZAÇÃO POR HIDROGÊNIO EM JUNTAS SOLDADAS DO
AÇO ASTM A131 GRAU AH32 SOLDADO PELO PROCESSO FCAW

Tese submetida ao Programa de Pós-Graduação do Departamento de Engenharia Mecânica da Universidade Federal de Pernambuco como requisito para obtenção do grau de Doutor em Engenharia Mecânica.

Área de concentração: Engenharia de Materiais e Fabricação

Aprovado em: 23/02/2018

BANCA EXAMINADORA:

Prof. Dr. Severino Leopoldino Urtiga Filho (Orientador)
Universidade Federal de Pernambuco

Prof. Dr. Cezar Henrique Gonzalez (1º Examinador interno)
Universidade Federal de Pernambuco

Prof. Dr. Ricardo Artur Sanguinetti Ferreira (2º Examinador interno)
Universidade Federal de Pernambuco

Prof. Dr. Pablo Batista Guimarães (1º Examinador externo)
Instituto Federal de Pernambuco

Prof^a. Dr^a. Magda Rosângela Santos Vieira (2º Examinador externo)
Universidade Federal de Pernambuco

Dedico este trabalho a meus pais Diniz e Mercia, a meu irmão Rodrigo, a minha esposa Viviane e as minhas filhas Maria Júlia e Ana Letícia.

Agradecimentos

Primeiramente a Deus e a Nossa Senhora das Graças por sempre me darem força nessa longa caminhada que está apenas começando.

A minha esposa, Viviane por sempre estar ao meu lado me dando apoio e me incentivando a lutar pelos meus sonhos.

As minhas Filhas Maria Júlia e Ana Letícia que são as razões da minha vida.

Aos meus pais Diniz e Mércia, por tudo que me ensinaram e fizeram para que eu chegasse até aqui.

Ao meu irmão e amigo Rodrigo pelo seu companheirismo e por me incentivar a lutar pelos meus sonhos.

Ao professor Severino Urtiga por ser mais que um orientador, um amigo que tenho muita gratidão por todos os ensinamentos, confiança, incentivo e paciência.

Ao Professor Cezar Gonzales pelo apoio e amizade.

Aos meus amigos Rubens de Andrade, Janaína Cirino, Ivaldo Dantas, Carlos Augusto, João Victor que me ajudaram durante o desenvolvimento do trabalho.

Agradeço em especial a minha amiga Ivanilda pela amizade, palavras de incentivo e lealdade, além de todo suporte oferecido durante o desenvolvimento deste trabalho.

A minha amiga e irmã, Magda a quem sinto muita falta das nossas conversas, mas que sei que nossa amizade é mais forte que a distância.

Ao Estaleiro Atlântico Sul que foi de fundamental importância para o desenvolvimento e conclusão do trabalho.

Ao Programa de Recursos Humanos da Petrobras (PRH-203) pelo apoio financeiro no desenvolvimento desta tese.

Ao Programa e professores da Pós-Graduação em Engenharia Mecânica do Departamento de Engenharia Mecânica da Universidade Federal de Pernambuco.

E por fim a Universidade Federal de Pernambuco em especial ao COMPOLAB, por me dar estrutura e conhecimento para a realização deste trabalho.

*“Talvez não tenha conseguido fazer o melhor,
mas lutei para que o melhor fosse feito. Não
sou o que deveria ser, mas Graças a Deus, não
sou o que era antes”. (Marthin Luther King)*

Resumo

Com uma infraestrutura robusta para as atividades de exploração e produção, o Brasil se destacou na produção global de hidrocarbonetos em águas profundas e ultraprofundas e expandiu consideravelmente as suas oportunidades de crescimento com descobertas importantes de petróleo leve na camada do pré-sal. A soldagem FCAW é um dos processos de fabricação mais utilizados na indústria de petróleo e gás, pois deste depende a integridade das estruturas e equipamentos utilizados neste segmento, sejam elas *offshore* ou *onshore*, além de determinar custos, cronogramas, análises de risco e viabilidades de projetos. Geralmente estruturas offshore operam durante 70% da sua vida útil devido a problemas causados por corrosão. Por este motivo medidas protetivas como revestimentos, proteção catódica e inibidores químicos são utilizados. No caso da proteção catódica por corrente impressa é possível a geração de hidrogênio devido as reações ocorridas, o que pode levar a estrutura/equipamento a uma falha catastrófica ocasionada devido ao processo de fragilização por hidrogênio. Dentre os diversos tipos de aços utilizados na indústria de petróleo e gás, o aço ASTM A131 Grau AH32 é amplamente utilizados na construção dos painéis de fundo dos compartimentos de carga de navios petroleiros que transportam o petróleo extraído dos poços, região esta, protegida catódicamente e considerada mais crítica em relação à ocorrência de falha devido às solicitações mecânicas atuantes na mesma. O presente trabalho teve como objetivo avaliar e entender o comportamento mecânico de duas juntas soldadas, sendo uma junta soldada confeccionada sem a técnica de tecimento e a outra com utilização da técnica de tecimento quando estas em serviço estão na presença de hidrogênio. Para tanto, foram montados sistemas de proteção catódica tendo como eletrólito água do mar sintética e realizados ensaios mecânicos convencionais, como ensaio de dureza, ensaios metalográficos, ensaio de impacto Charpy, ensaio de tração, além de ensaios não convencionais como ensaio de tração a baixa taxa de deformação (BTD) assistido por hidrogênio e ensaio CTOD. Os resultados revelaram que a utilização da técnica de tecimento tem grande influência na formação microestrutural da junta soldada, portanto nas propriedades mecânicas da mesma e que o aço ASTM A131 Grau AH32 possui significativa suscetibilidade a fragilização por hidrogênio, o que sugere que alguns critérios sejam adotados para sua utilização.

Palavras – chave: Soldagem FCAW. Tecimento. Proteção catódica por corrente impressa. Fragilização por hidrogênio. Aço ASTM A131 Grau AH32.

Abstract

With a robust infrastructure for exploration and production activities, Brazil excelled in the global production of hydrocarbons in deep and ultra-deep waters and greatly expanded its growth opportunities with significant discoveries of light oil in the pre-salt layer. FCAW welding is one of the most widely used manufacturing processes in the oil and gas industry, since it depends on the integrity of the structures and equipment used in this segment, whether offshore or onshore, as well as determining costs, schedules, risk analysis and feasibility of projects. Generally offshore structures operate for 70% of their useful life due to problems caused by corrosion. For this reason protective measures such as coatings, cathodic protection and chemical inhibitors are used. In the case of impressed current cathodic protection, it is possible to generate hydrogen due to the reactions occurring, which can lead the structure/equipment to a catastrophic failure caused by the hydrogen embrittlement process. Among the various types of steel used in the oil and gas industry, ASTM A131 Grade AH32 steel is widely used in the construction of bottom panels of oil tankers carrying oil extracted from wells, region cathodically protected and considered more critical in relation to the occurrence of failure due to the mechanical stresses acting on it. The present work had as objective to evaluate and to understand the mechanical behavior of two welded joints, being a joint welded made without the technique of weaving and the other one with use of the technique of fabrication when these in service are in the presence of hydrogen. For that, they were assembled cathodic protection systems using synthetic sea water electrolyte and conventional mechanical tests such as hardness tests, metallographic tests, Charpy impact tests, traction tests, as well as non-conventional tests such as slow strain rate test (SSRT) assisted by hydrogen and CTOD assay. The results showed that the use of the weaving technique has great influence in the microstructural formation of the welded joint, therefore in the mechanical properties of the same and that the ASTM A131 Grade AH32 steel has a significant susceptibility to the embrittlement by hydrogen, which suggests that some criteria are adopted for its use.

Keywords: FCAW Welding. Weaving. Impressed current cathodic protection. Hydrogen embrittlement. ASTM A131 Grade AH32 Steel.

Lista de ilustrações

Quadro 1– Embarcações autorizadas para cabotagem no Brasil em 2012. . .	28
Figura 1 – Navio petroleiro Suezmax: (a) vista lateral, (b) vista superior, (c) vista frontal e (d) Compartimento de carga central.	30
Figura 2 – Compartimento de carga central navio Suezmax.	30
Figura 3 – Formas dos arames tubulares, segundo o IIW: (a) revestimento externo, (b) fluxo.	32
Figura 4 – Processo de soldagem com arames tubulares: (a) com proteção externa e (b) com arames tubulares autoprotégidos.	34
Figura 5 – Processos de soldagem e sua faixa usual de intensidade da fonte. .	35
Figura 6 – Representação dos ciclos térmicos em várias posições de uma junta soldada.	37
Figura 7 – Formas de tecimento comuns na indústria Naval.	38
Figura 8 – Regiões formadas após processo de soldagem devido aos ciclos térmicos.	40
Quadro 2– Classificação do IIW para microconstituintes de metal de solda. . .	42
Figura 9 – Microconstituintes do metal de solda: (1) Ferrita acicular, (2) Ferrita de contorno de grão, (3) Ferrita com segunda fase alinhada, (4) Agregado ferrita-carboneto, (5) Ferrita com segunda fase não alinhada e (6) Ferrita primária.	43
Figura 10 – Estrutura da ZTA para junta soldada confeccionada por um único passe: Região de Granulação Grosseira (CGZTA), Região de grãos finos (FCZTA) , Região Intercrítica (ICZTA) e Região Subcrítica (SCZTA).	45
Figura 11 – Região de grão grosseiro intercritico reaquecido (IRCGZTA) formado devido a soldagem multipasses.	47
Figura 12 – Mecanismos de propagação de trinca devido à presença de hidrogênio.	47
Quadro 3– Tipos de anodo e suas aplicações na proteção catódica por corrente impressa.	51
Figura 13 – Considerações para projetos mecânicos: (a) Mecânica Tradicional e (b) Mecânica da Fratura.	53
Figura 14 – Modos fundamentais de deslocamento relativo das superfícies de uma trinca.	55
Figura 15 – Definições alternativas de CTOD, a) deslocamento da ponta original da trinca, b) deslocamento da interseção do vértice a 90° com o flanco da trinca.	56
Figura 16 – Método para determinação de F_Q	57

Figura 17 – Método de determinação de Vp.	59
Figura 18 – Curvas de rendimento com oscilador Oscimatic para soldagem com arames tubulares.	62
Figura 19 – Geometria da junta soldada.	62
Figura 20– Equipamentos utilizados na preparação de amostras para análise microscópica. (a) Serra de Fita, (b) Cortadora Metalografica e (c) Lixadeira/Politriz.	65
Figura 21 – Brochadeira para usinagem de entalhes para ensaio de Impacto Charpy	67
Figura 22 – Corpos de prova planos para ensaio de tração.	68
Figura 23 – Montagem de corpo de prova para ensaio de tração.	68
Figura 24 – Distribuição de indentações: Dureza Rockwell B e Microdureza Vickers.	69
Figura 25 – Esquema do ensaio de polarização.	70
Figura 26 – Esquema de montagem com a utilização da fonte desenvolvida no laboratório.	71
Figura 27 – Dimensões do corpo de prova para ensaio BTB.	72
Figura 28 – Esquema da montagem experimental para realização de ensaio BTB em meio rico em hidrogênio.	72
Figura 29 – Célula eletroquímica para realização de ensaio BTB.	73
Figura 30 – Posições para retirada de corpos de prova CTOD.	74
Figura 31 – Entalhe usinado para realização de pré-trincamento por fadiga: (a) geometria do entalhe e (b) dimensões do entalhe.	74
Figura 32 – Dimensões do corpo de prova tipo SE(B) para realização de ensaio CTOD.	75
Figura 33 – Curva tensão <i>versus</i> deformação metal de base.	80
Figura 34 – Gráficos Força <i>versus</i> CMOD: (a) corpo de prova CTODMB2 e (b) corpo de prova CTODMB3.	81
Figura 35 – Corpo de prova MB2 após ensaio CTOD: (a) Macrografia após fratura, (b) MEV da região da propagação da pré-trinca por fadiga e (c) Mev da região da fratura.	82
Figura 36 – Corpo de prova MB3 após ensaio CTOD: (a) Macrografia após fratura, (b) MEV da região da propagação da pré-trinca por fadiga e (c) Mev da região da fratura.	83
Figura 37 – .Micrografia metal de base aumento 100X. Nital 2%.	84
Figura 38 – Micrografia do metal de base aumento 200X. Nital 2%.	84
Figura 39 – Micrografia do metal de base aumento 200X. Klemm.	86
Figura 40 – Macrografia Junta Soldada ST.	87
Figura 41 – Macrografia Junta Soldada CT.	87
Figura 42 – Energia de soldagem por passe para cada junta soldada.	88
Figura 43 – Defeito presente na zona fundida da junta soldada ST.	89

Figura 44 – Resultado da EDS: (a) local da medição e (b) resultado da medição.	90
Figura 45 – Gráfico da Potência Específica por Passe.	91
Figura 46 – Micrografia Zona Termicamente Afetada da junta soldada ST com aumento 200X. Nital 2%.	92
Figura 47 – Micrografia Zona Termicamente Afetada da junta soldada ST com aumento 500X. Nital 2%.	93
Figura 48 – Micrografia Zona Termicamente Afetada da junta soldada CT com aumento 200X. Nital 2%	94
Figura 49 – Micrografia Zona Termicamente Afetada da junta soldada CT com aumento 500X. Nital 2%	94
Figura 50 – Micrografia da região de grão grosseiro intercritico reaquecido formado devido a soldagem multipasses da junta soldada ST com aumento 200X. Nital 2%.	95
Figura 51 – Micrografia da região de grão grosseiro intercritico reaquecido formado devido a soldagem multipasses da junta soldada ST com aumento 500X. Nital 2%.	96
Figura 52 – Micrografia da região de grão grosseiro intercritico reaquecido formado devido a soldagem multipasses da junta soldada CT com aumento 200X. Nital 2%.	97
Figura 53 – Micrografia da região de grão grosseiro intercritico reaquecido formado devido a soldagem multipasses da junta soldada CT com aumento 200X. Nital 2%.	97
Figura 54 – Micrografia da região recristalizada entre passes formado devido à soldagem multipasses da junta soldada ST com aumento 200X. Nital 2%.	98
Figura 55 – Micrografia da região recristalizada entre passes formado devido à soldagem multipasses da junta soldada ST com aumento 500X. Nital 2%.	99
Figura 56 – Tamanhos de grão região recristalizada da junta soldada ST.	100
Figura 57 – Micrografia da região recristalizada entre passes formado devido a soldagem multipasses da junta soldada CT com aumento 200X. Nital 2%.	101
Figura 58 – Micrografia da região recristalizada entre passes formado devido a soldagem multipasses da junta soldada CT com aumento 500X. Nital 2%.	101
Figura 59 – Tamanhos de grão região recristalizada da junta soldada CT.	102
Figura 60 – Micrografia da zona fundida da junta soldada ST com aumento 200X. Nital 2%.	103

Figura 61 – Micrografia da zona fundida da junta soldada ST com aumento 500X. Nital 2%.	103
Figura 62 – Micrografia zona fundida da junta soldada ST com aumento 200X. Klemm.	104
Figura 63 – Micrografia da zona fundida da junta soldada CT com aumento 200X. Nital 2%.	105
Figura 64 – Micrografia da zona fundida da junta soldada CT com aumento 500X. Nital 2%.	105
Figura 65 – Micrografia zona fundida da junta soldada CT com aumento 200X. Klemm.	106
Figura 66 – Dureza Rockwell B da junta solda ST nas condições sem hidrogenação e com hidrogenação.	107
Figura 67 – Dureza Rockwell B da junta solda CT nas condições sem hidrogenação e com hidrogenação.	108
Figura 68 – Localização das regiões de medição de dureza da junta ST.	109
Figura 69 – Localização das regiões de medição de dureza da junta CT.	109
Figura 70 – Perfil de microdureza Vickers Junta soldada ST.	110
Figura 71 – Perfil de microdureza Vickers Junta soldada CT.	110
Figura 72 – Gráfico Tensão <i>versus</i> Deformação junta soldada ST.	112
Figura 73 – Corpos de prova ST após o ensaio de tração.	113
Figura 74 – Fratura corpo de ST após ensaio de tração.	113
Figura 75 – Gráfico Tensão <i>versus</i> Deformação junta soldada CT.	114
Figura 76 – Corpos de prova CT após o ensaio de tração.	115
Figura 77 – Fratura corpo de CT após ensaio de tração.	116
Figura 78 – Curva de polarização.	116
Figura 79 – Corpo de prova após 4 dias de hidrogenação.	117
Figura 80 – Elementos químicos encontrados na camada formada sobre o corpo de prova.	118
Figura 81 – Corpo de prova sendo ensaiado após 7 dias de hidrogenação.	119
Figura 82 – Curvas Tensão <i>versus</i> Deformação ensaio BTB metal de base.	120
Figura 83 – Corpos de prova após ensaio BTB: (A) Sem hidrogenação e (B) Com hidrogenação.	121
Figura 84 – Fratura do corpo de prova do metal de base sem hidrogenação analisada por MEV: (a) topo com aumento de 25x e (b) região central com aumento de 1000x.	122
Figura 85 – Fratura do corpo de prova do metal de base com hidrogenação analisada por MEV: (a) topo com aumento de 25x e (b) região central com aumento de 1000x.	122
Figura 86 – Curvas ensaio BTB.	123

Figura 87 – Macrografia corpo de prova CT após ensaio BTB: (a) sem hidrogenação e (b) com hidrogenação.	125
Figura 88 – Macrografia corpo de prova ST após ensaio BTB: (a) sem hidrogenação e (b) com hidrogenação.	125
Figura 89 – Fratura do corpo de prova retirado da junta soldada ST analisada por MEV: (a) topo com aumento de 25x, (b) região próxima a superfície externa com aumento de 1000x e (c) região central do com aumento de 1000x.	126
Figura 90 – Fratura do corpo de prova retirado da junta soldada ST analisada por MEV: (a) topo com aumento de 25x, (b) região próxima a superfície externa com aumento de 1000x e (c) região central do com aumento de 1000x.	127
Figura 91 – Localização do entalhe concentrador de tensão: (a) junta soldada ST e (b) junta soldada CT	129
Figura 92 – Ensaio CTOD realizado nos corpos de prova retirados da junta soldada ST e CT: (a) CTODST1, (b) CTODST2, (c) CTODST3, (d) CTODCT1, (e) CTODCT2 e (f) CTODCT3.	129
Figura 93 – Corpo de prova ST: (a) macrografia da fratura após ensaio e (b) análise por MEV da região da fratura.	131
Figura 94 – Resultado da EDS realizada na inclusão encontrada na região da fratura do corpo de prova CT.	132
Figura 95 – Corpo de prova CT: (a) macrografia da fratura após ensaio e (b) análise por MEV da região da fratura.	133

Lista de tabelas

Tabela 1 – Composição Química do Metal de Base.	60
Tabela 2 – Composição química do metal depositado.	61
Tabela 3 – Propriedades mecânicas do metal depositado.	61
Tabela 4 – Parâmetros de soldagem Junta soldada CT.	63
Tabela 5 – Parâmetros de soldagem junta soldada ST.	64
Tabela 6 – Corpos de Prova.	66
Tabela 7 – Quantidade de sais em gramas para preparação de 10L de água do mar sintética.	70
Tabela 8 – Parâmetros para abertura de pré trinca por fadiga.	75
Tabela 9 – Composição Química do Metal de Base.	78
Tabela 10 – Resultados do ensaio de impacto Charpy do metal de base das juntas soldadas ST e CT.	79
Tabela 11 – Resultados ensaio de tração.	80
Tabela 12 – Valores obtidos a partir do gráfico Força x CMOD.	82
Tabela 13 – Resultado ensaio de tração junta soldada ST.	112
Tabela 14 – Resultado ensaio de tração junta soldada CT.	114
Tabela 15 – Resultados do ensaio BTD do Metal de Base.	120
Tabela 16 – Resultados do ensaio BTD das juntas soldadas ST e CT.	124
Tabela 17 – Resultados do ensaio de Impacto Charpy da zona fundida das juntas soldadas ST e CT.	128
Tabela 18 – Carga máxima e deslocamento da ponta da trinca obtidos a partir do gráfico Força <i>versus</i> C.O.D.	130

Lista de abreviaturas e siglas

AF	Ferrita Acicular
ANTAQ	Agência Nacional de Transportes Aquaviários
API	American Petroleum Institute
ARBL	Alta Resistência Baixa Liga
ASME	American Society of Mechanical Engineers, Sociedade Norte-americana de Engenheiros Mecânicos
ASTM	American Society for Testing and Materials
BS	British Standards
BTD	Baixa Taxa de Deformação
CGZTA	Região de Grãos Grosseiros da Zona Termicamente Afetada
CP	Corpo de Prova
CT	Soldagem por arame tubular com tecimento
CTOD	Crack Tip Opening Displacement
EPS	Especificação do procedimento de soldagem
FC	Agregado Ferrita Carboneto
FCAW	Fluxed Cored Arc Welding
FC(P)	Perlita
FCZTA	Região de Grãos Finos da Zona Termicamente Afetada
FPSO	Unidades Flutuantes de Produção, Armazenamento e Descarregamento de Petróleo
FS	Ferrita com segunda fase
FS(A)	Ferrita com segunda fase alinhada
FS(B)	Bainita
FS(LB)	Bainita inferior

FS(NA)	Ferrita com segunda fase não-alinhada
FSO	Unidade Flutuante de Armazenamento e Descarregamento de Petróleo
FS(SP)	Placas laterais de ferrita
FS(UB)	Bainita superior
HAZ	Heat Affected Zone
ICZTA	Região Intercrítica da Zona Termicamente Afetada
IF	Índice de fragilização
IIW	International Institute of Welding
IIW	International Institute of Welding
IRCGZTA	Região de Grãos Grosseiros Intercrítico reaquecido da Zona Termicamente Afetada
ISIJ	The Iron and Steel Institute of Japan
M	Martensita
MAG	Metal Active Gas
MB	Metal de Base
MEV	Microscopia Eletrônica de Varredura
MFEP	Mecânica da Fratura Elasto Plástica
MFEP	Mecânica da Fratura Elasto Plástica
MFLE	Mecânica da Fratura Linear Elástica
MFLE	Mecânica da Fratura Linear Elástica
MIG	Metal Inert Gas
OPEP	Organização dos Países Exportadores de Petróleo
OPEP	Organização dos Países Exportadores de Petróleo
PF	Ferrita Primária
PF(G)	Ferrita de contorno de grão
PF(I)	Ferrita Intragranular

SAW	Submerged Arc Welding
SCZTA	Região Subcrítica da Zona Termicamente Afetada
SINAVAL	Sindicato Nacional da Indústria da Construção e Reparação naval Offshore
SMAW	Shielded Metal Arc Welding
ST	Soldagem por arame tubular sem tecimento
TIG	Tungsten Inert Gas
TMCP	Termo Mecânica com Processo Controlado
ZF	Zona Fundida
ZFL	Zonas Frágeis Localizadas
ZTA	Zona Termicamente Afetada
ε	Deformação
ε_H	Deformação do corpo de prova hidrogenado

Lista de símbolos

Al	Alumínio
Ar	Argônio
A_0	Área
C	Carbono
Cr	Cromo
Cu	Cobre
P_{esp}	Potência específica
E	Energia
η	Rendimento
HL	Energia de soldagem líquida
H	Energia de soldagem
H_3O^+	Hidrogênio hidratado
H^+	Íon de Hidrogênio
I	Corrente
J	Joule
Mn	Manganês
Mo	Molibidênio
m	Metro
Nb	Nióbio
Ni	Níquel
ν	Velocidade
P	Fósforo
Si	Silício
S	Enxofre

CO_2	Dióxido de Carbono
O_2	Oxigênio
Ti	Titânio
t	Tempo
V	Vanádio
V	Tensão
V_{osc}	Velocidade de oscilação
V_s	Velocidade de soldagem
V_{tr}	Velocidade de deslocamento transversal
W	Watts

Sumário

1	INTRODUÇÃO	23
1.1	OBJETIVOS	25
1.1.1	Objetivo Geral	25
1.1.2	Objetivos Específicos	25
1.2	JUSTIFICATIVA	26
2	FUNDAMENTAÇÃO TEÓRICA	28
2.1	ESTRUTURAS MARITIMAS UTILIZADAS PARA EXTRAÇÃO, TRANSPORTE E ARMAZENAMENTO DE PETRÓLEO	28
2.2	PROCESSOS DE SOLDAGEM APLICADOS À FABRICAÇÃO DE ESTRUTURAS METÁLICAS PARA ARMAZENAMENTO E TRANSPORTE DE PETRÓLEO	31
2.2.1	Processo de soldagem Arame Tubular (FCAW)	31
2.2.2	Arco elétrico	34
2.2.3	Energia de Soldagem	35
2.2.4	Ciclos Térmicos	36
2.2.5	Tecimento	37
2.2.6	Parâmetros de Soldagem	39
2.2.7	Juntas Soldadas	39
2.2.8	Transformações na Zona Fundida	40
2.2.9	Transformações na Zona Termicamente Afetada	45
2.2.10	O Hidrogênio	47
2.2.11	Fragilização por Hidrogênio	48
2.2.12	Fragilização pelo Hidrogênio associada à proteção catódica	50
2.3	MECÂNICA DA FRATURA	52
2.3.1	A Mecânica da Fratura Linear Elástica (MFLE)	54
2.3.2	A Mecânica da Fratura Elásto-Plástica (MFEP)	55
2.3.3	Parâmetros do ensaio CTOD	57
3	MATERIAIS E MÉTODOS	60
3.1	MATERIAIS	60
3.1.1	Metal de base	60
3.1.2	Consumível para soldagem	60
3.1.3	Equipamento para o processo de soldagem	61
3.2	MÉTODOS	62
3.2.1	Procedimento de soldagem	62

3.2.2	Composição química	64
3.2.3	Caracterização Metalográfica	64
3.2.4	Análise Macrográfica e Micrográfica	64
3.2.5	Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV)	65
3.2.6	Ensaio Mecânicos	66
3.2.6.1	Ensaio de Impacto Charpy	66
3.2.6.2	Ensaio de Tração	67
3.2.6.3	Ensaio de Dureza e Microdureza	68
3.2.6.4	Avaliação do potencial de corrosão	69
3.2.6.5	Encharque de Hidrogênio	70
3.2.6.6	Ensaio de tração a Baixa Taxa de Deformação	71
3.2.6.7	Pré-Trincamento por Fadiga	73
3.2.6.8	Confecção de corpos de prova para ensaio CTOD	75
4	RESULTADOS E DISCUSSÃO	77
4.1	CARACTERIZAÇÃO DO METAL DE BASE	77
4.1.1	Composição Química	77
4.1.2	Ensaio de Impacto Charpy no Metal de Base	79
4.1.3	Ensaio de Tração Metal de Base	79
4.1.4	Ensaio CTOD Base	81
4.1.5	Micrografia Metal de Base	83
4.2	CARACTERIZAÇÃO DA JUNTA SOLDADA	86
4.2.1	Macrografia	86
4.2.2	Micrografias Zona Termicamente Afetada e Zona Fundida	91
4.2.2.1	Micrografia da região de grãos grosseiros da zona termicamente afetada da junta soldada ST	91
4.2.2.2	Micrografia da região de grãos grosseiros da Zona Termicamente Afetada CT	93
4.2.2.3	Micrografia da região região de grãos grosseiros intercrítico reaquecido da junta soldadas ST	95
4.2.2.4	Micrografia da região região de grãos grosseiros intercrítico reaquecido da junta soldadas CT	96
4.2.2.5	Micrografia da região recristalizada da Zona Fundida ST	98
4.2.2.6	Micrografia da região recristalizada da Zona Fundida CT	100
4.2.2.7	Micrografia da Zona Fundida Junta soldada ST	102
4.2.2.8	Micrografia da Zona Fundida Junta soldada CT	104
4.2.3	Ensaio de Dureza	106
4.2.3.1	Ensaio de dureza Rockwell B	106
4.2.3.2	Perfil de Microdureza Vickers	108
4.3	ENSAIO DE TRAÇÃO	111

4.3.1	Ensaio de tração junta soldada ST	111
4.3.1.1	Ensaio de tração junta soldada CT	113
4.3.2	Hidrogenação dos corpos de prova	116
4.3.2.1	Curva de Polarização	116
4.3.2.2	Células Eletroquímicas	117
4.3.3	Ensaio de tração a Baixa Taxa de Deformação (BTD) no metal de base	118
4.3.3.1	Análise Fractográfica do metal de base	122
4.3.4	Ensaio de tração à Baixa Taxa de Deformação (BTD) nas juntas soldadas ST e CT	123
4.3.4.1	Análise fractográfica da Junta soldada	126
4.3.5	Ensaio de Impacto Charpy na Zona Fundida	128
4.3.6	Ensaio CTOD Juntas Soldadas ST e CT	128
5	CONCLUSÕES	134
	REFERÊNCIAS	136

1 INTRODUÇÃO

Com uma infraestrutura robusta para as atividades de exploração e produção, o Brasil se destacou na produção global de hidrocarbonetos em águas profundas e ultraprofundas e expandiu consideravelmente as suas oportunidades de crescimento com descobertas importantes de petróleo leve na camada do pré-sal. De acordo com a Organização dos Países Exportadores de Petróleo (OPEP), as reservas comprovadas do país somam quase 14 bilhões de barris de óleo. Além disso, segundo estimativas o país tem potencial para expandir suas reservas em 55 bilhões de barris de óleo com a exploração das reservas do pré-sal (COOPERS, 2014).

Segundo a Petrobras, em 2015 a produção em poços de petróleo no pré-sal triplicou quando comparada à produção do ano de 2013, saltando de 300 mil barris por dia para 900 mil barris por dia. Esse aumento foi devido a uma combinação de custos, produtividade e eficiência, além da experiência adquirida ao longo da exploração desde a década de 70 e dos investimentos em desenvolvimento de pesquisas científicas (PORTAL BRASIL, 2015).

Desta forma, compreende-se que o setor de construção naval brasileiro experimentou, na última década, um movimento de retomada de investimentos, que se refletiu tanto na expansão e na modernização da capacidade produtiva quanto no aumento da produção de embarcações. Tal fato decorreu, principalmente, do crescimento das atividades petrolíferas offshore, que acarretou a necessidade de investimentos para incluir o país entre os maiores mercados de estruturas e de produção *offshore*, assim como de embarcações de apoio (DORES; LAGE; PROCESSI, 2012; IPEA, 2014).

A soldagem a arco elétrico é um dos processos de fabricação mais utilizados na indústria de Petróleo e Gás, pois deste depende a integridade das estruturas e equipamentos utilizados neste segmento, sejam elas *offshore* ou *onshore*. Esses processos são amplamente utilizados na construção, montagem, reparo e manutenção de diversos componentes. Assim, ela determina custos, cronogramas, influencia em análises de risco e viabilidades de projetos. A aplicação de processos de soldagem que culminem em maior produtividade, seja por maior rapidez, qualidade ou confiabilidade, contribui significativamente para o aumento da produtividade global e redução de gastos, o que se torna essencial, considerando-se os elevados custos na ordem de dezenas de milhares de dólares por dia em serviços realizados nos diversos setores deste tipo de indústria (SILVA et al., 2007).

Geralmente, estruturas offshore operam, apenas, durante 70% da sua vida útil devido a problemas causados por corrosão. Por este motivo, medidas protetivas como

revestimentos, proteção catódica e inibidores químicos são utilizados (PAIK; THAYAMBALLI, 2007; PARK et al., 2015). No caso da proteção catódica é possível a geração de hidrogênio devido às reações ocorridas podendo levar a estrutura/equipamento a uma falha catastrófica. Portanto, é de grande importância uma melhor compreensão do efeito deste elemento quando interage com os materiais protegidos, pois dos setores industriais afetados pelo hidrogênio, aqueles que trabalham com derivados de petróleo são os mais prejudicados (ARAÚJO et al., 2011; MIRANDA et al., 2015).

Em todos os segmentos da indústria de petróleo e gás percebe-se uma intensa busca pela melhoria na qualidade das juntas soldadas na fabricação de estruturas e seus componentes para evitar o risco de acidentes, bem como aumento da vida útil dos mesmos e redução de paradas nas operações para realização de manutenções.

Nos últimos anos, pesquisadores têm se voltado para o estudo e desenvolvimento dos aços de alta resistência baixa liga (ARBL), tendo destaque os aços de classificação API e ASTM, bem como a aplicação e investigação dos vários fatores que influenciam a sua soldabilidade como visto nos trabalhos de Borba et al. (2015), Ribeiro et al. (2015), Lavan e Sharpe (2001).

Pesquisas e desenvolvimentos de novas técnicas de soldagem vem sendo realizados visando atingir métodos mais adequados para aplicações específicas, pois são de extrema importância o conhecimento das limitações e exigências técnicas necessárias das juntas soldadas para aplicação em campo, para tanto, ensaios em laboratório são realizados, pois estes são realizados com baixos custos e reproduzem as condições requeridas em operação (RIBEIRO et al., 2015; MIRANDA et al., 2015; LAVAN; SHARPE, 2001).

Diversos trabalhos são encontrados na literatura em relação ao efeito do hidrogênio em aços de classificação API. Hardie, Charles e Lopez (2006) compararam os aços APIX60, APIX80 e APIX100 em relação à susceptibilidade à fragilização por hidrogênio através de ensaios a baixa taxa de deformação. Trasatti, Sivieri e Mazza (2005a) estudaram a susceptibilidade ao hidrogênio do Aço APIX80 produzido pelo processo de laminação termo mecânica com processo controlado (TMCP) através de corpos de prova entalhados e imersos em meio rico em hidrogênio. Domizzi, Anteri e García (2000) investigaram a susceptibilidade à fragilização por hidrogênio em meio rico em H_2S .

No entanto, poucos trabalhos destinados ao estudo do efeito do hidrogênio em aços de classificação ASTM A131 que são bastantes utilizados na construção de equipamentos e componentes da indústria de petróleo *offshore* são encontrados na literatura, desta forma, procurou-se abordar a influência da ação do hidrogênio sobre as propriedades mecânicas da junta soldada, utilizando ensaios mecânicos convencionais e da mecânica da fratura, tendo como metal de base o aço ASTM A131 Grau

AH32 (BEIDOKHTI; DOLATI; KOUKABI, 2009; ARAÚJO et al., 2009; CWIEK, 2005).

A presente pesquisa surgiu como uma proposta de investigação do processo de fragilização por hidrogênio em juntas soldadas tendo como metal de base o aço ASTM A131 Grau AH32. Este aço é bastante utilizado na fabricação de estruturas e componentes para transporte e armazenamento de petróleo, mais especificamente em componentes de navios petroleiros, plataformas de petróleo e unidades flutuantes de produção, armazenamento e descarregamento de petróleo (ASTM A131, 2014; USIMINAS, 2015; ESTEFEN; CHUJUTALLI; SOARES, 2016). A geração de hidrogênio deu-se através de sistemas de proteção catódica por corrente impressa com potencial de -1100mV. Também foi avaliada a utilização da técnica de tecimento na confecção de juntas soldadas e os efeitos gerados devido à soldagem multipasses, para tanto, ensaios mecânicos foram realizados em corpos de prova para determinação das propriedades de cada junta soldada.

1.1 OBJETIVOS

1.1.1 Objetivo Geral

O trabalho teve como objetivo avaliar o efeito da fragilização por hidrogênio em juntas soldadas obtidas pelo processo de soldagem FCAW, em aço ASTM A131 Grau AH32, utilizados em componentes para transporte e armazenamento da indústria de petróleo e gás.

1.1.2 Objetivos Específicos

- Obter juntas soldadas por processo de soldagem FCAW, utilizando técnicas com e sem tecimento;
- Realizar caracterização microestrutural e mecânica das regiões formadas nas juntas soldadas;
- Estudar o efeito da geometria do cordão de solda quando se utiliza a técnica de tecimento para confecção de juntas soldadas;
- Avaliar a influência dos ciclos térmicos gerados na soldagem multipasses na microestrutura e propriedades mecânicas nas regiões do metal de base, zona termicamente afetada e zona fundida das juntas soldadas;
- Analisar o efeito do hidrogênio sobre as juntas soldadas utilizando ensaio de tração a baixa taxa de deformação (BTD) assistido por hidrogênio e ensaio CTOD (*crack tip opening displacement*).

1.2 JUSTIFICATIVA

Ao longo dos anos, pesquisas foram desenvolvidas sobre os aços pertencentes a norma ASTM A131. Chun-Tu e Meng-Lan (1996) analisaram o comportamento do aço estrutural ASTM A131 utilizado em juntas tubulares e estruturas de plataforma de petróleo em relação à propagação de trinca por fadiga em baixa temperatura.

Xiao e Dexter (1998) em seus estudos utilizaram a integral J para estudar o comportamento de juntas soldadas com o aço ASTM A131 Grau EH36 utilizados em componentes estruturais de navios.

Guimarães et al. (2010) estudaram o campo de temperatura de uma junta soldada de aço ASTM AH36 com o objetivo de determinar os níveis de tensão residuais impostas na junta após o procedimento de soldagem.

Nieto e Flórez (2012) investigaram a influência da transferência metálica na resistência mecânica e dureza de juntas soldadas do aço ASTM AH32 confeccionadas através do processo GMAW.

Siqueira Filho et al. (2013) estudaram a tensão residual em uma junta soldada do aço ASTM A131 Grau AH32 soldadas pelo processo SMAW.

Park et al. (2015) analisaram em seu trabalho as propriedades mecânicas dos graus de aço da classificação ASTM A131 utilizados nos tanques de armazenamento de navios petroleiros da classe Suezmax sobre uma série de temperaturas, visando identificar a operabilidade destes navios em relação à força máxima aplicada sobre esta região. Nesta pesquisa foi considerado que o navio possuía revestimento de 10 anos e a existência de corrosão.

Kim et al. (2015) analisaram em seu estudo, as tensões e deformações presentes na estrutura de um compensador Heave construído com o aço ASTM A131 Grau DH36. Este equipamento serve para controlar os movimentos do casco do navio durante a operação de perfuração. Na pesquisa foi aplicada uma força de 908 toneladas e ciclos na forma de ondas senoidais para simular os movimentos de elevação do casco do navio.

Estefen, Chujutalli e Soares (2016) estudaram a influência dos modos de imperfeição geométrica sobre a força máxima do casco de um navio, com foco no comportamento de flambagem de painéis endurecidos que são responsáveis por falha na estrutura de cascos de navios tipo petroleiros Suezmax.

Como pode ser visto ao longo dos anos trabalhos trataram de assuntos relacionados aos aços de classificação ASTM A131, mas nenhum deles se refere aos efeitos que estes sofrem devido à presença do hidrogênio. Desta forma, é importante o estudo da influência desse elemento sobre as propriedades mecânicas da junta

soldada para melhor compreensão do comportamento dos elementos estruturais em condições críticas de operação garantindo assim a integridade estrutural durante o ciclo de vida do mesmo.

2 FUNDAMENTAÇÃO TEÓRICA

2.1 ESTRUTURAS MARÍTIMAS UTILIZADAS PARA EXTRAÇÃO, TRANSPORTE E ARMAZENAMENTO DE PETRÓLEO

Após um período sem desenvolvimento, o setor de construção naval brasileiro experimentou um movimento de retomada de investimentos devido a descobertas de reservas de petróleo na camada pré-sal que culminou na expansão e modernização da capacidade produtiva. Essa expansão incentivou a exploração e a produção em águas profundas e ultraprofundas, mais distantes da costa, e criou uma demanda por navios-sonda, plataformas de produção e embarcações de apoio marítimo com características e exigências técnicas diferenciadas. Verificou-se, ainda, a necessidade de ampliar e renovar a frota de navios petroleiros e gaseiros do país para escoar a produção de óleo, gás e derivados (DORES; LAGE; PROCESSI, 2012).

Em 2012, existiam 153 embarcações autorizadas pela Agência Nacional de Transportes Aquaviários (ANTAQ) a navegar na cabotagem no Brasil. Dentre estas embarcações, 37 eram navios petroleiros com idade média de 24 anos, como pode ser visto no Quadro 1 (FONSECA, 2015).

Quadro 1 – Embarcações autorizadas para cabotagem no Brasil em 2012.

Tipo da embarcação	Frota (qtde. de embarcações)				Idade (média)
	Própria	Afretada	TOTAL	%	
Petroleiro	33	4	37	24%	24
Barcaça	26	-	26	17%	13
Rebocador/empurrador	18	1	19	12%	21
Porta contêiner	9	7	16	10%	22
Cargueiro	8	8	16	10%	9
Graneleiro	9	2	11	7%	23
Gases Liquefeitos	9	-	9	6%	4
Balsa	8	1	9	6%	31
outros	2	2	4	3%	32
Tanque químico	1	1	2	1%	37
Roll-on/roll-off	1	1	2	1%	15
Navio Cisterna	1	-	1	1%	11
Flutuante	1	-	1	1%	38
TOTAL	126	27	153	100%	19

Fonte: Adaptado de Fonseca, 2015.

Segundo a SINAVAL (2015) a carteira de encomendas para o ano de 2015 dos

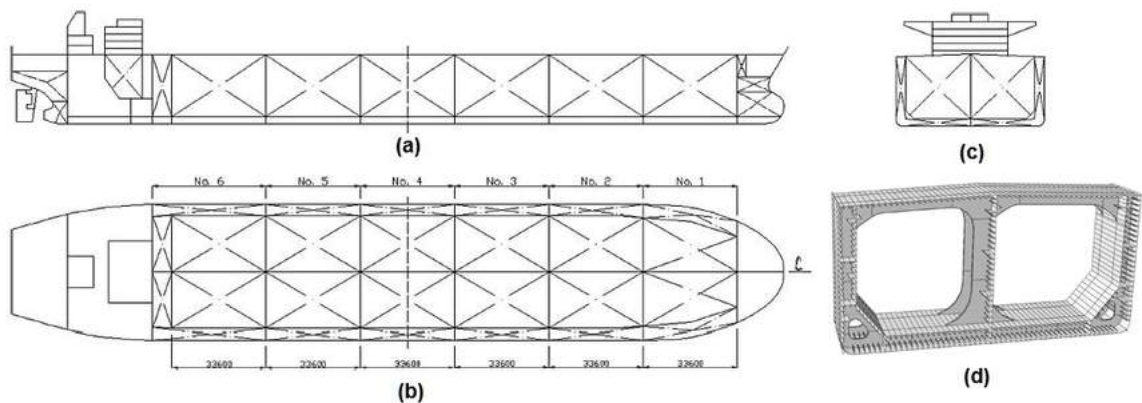
estaleiros brasileiros apresentaram um total de 248 projetos em construção, sendo 25 navios de apoio marítimo para suprimentos a plataformas de petróleo e serviços de instalação submarina, 19 sondas de perfuração para perfuração do leito marinho em águas profundas, 5 gaseiros para transporte de gás natural, 14 plataformas de produção para processamento e armazenamento do petróleo produzido nos campos offshore e 4 petroleiros para transporte de petróleo e derivados.

De acordo com a Transpetro (2013) e a Petrobras (2014), dentre os navios utilizados para exploração, produção e armazenamento de petróleo estão:

- Navio Suezmax: navio petroleiro para o transporte de óleo cru. Sua capacidade de carregamento está na faixa de 140 mil a 175 mil toneladas de porte bruto;
- Navio Aframax: navio petroleiro para transporte de óleo cru, e sua capacidade de carregamento está na faixa de 80 mil a 120 mil toneladas de porte bruto;
- Navio Panamax: navio petroleiro para o transporte de óleo cru. Sua capacidade de carregamento está na faixa de 65 mil a 80 mil toneladas de porte bruto;
- Navio de Produtos: navio petroleiro para transporte de produtos e derivados de petróleo, como diesel, nafta, gasolina, óleo combustível e querosene de aviação. A capacidade de carregamento está na faixa de 30 mil a 50 mil toneladas de porte bruto;
- Navio Gaseiro: Navio para o transporte de gás liquefeito de petróleo;
- Unidade Flutuante de Produção, Armazenamento e Descarregamento de Petróleo (FPSO): navio que provém, geralmente, da adaptação de um navio petroleiro em uma plataforma de produção, ou seja, da conversão do casco de um navio petroleiro. Diferentemente dos outros navios, que são responsáveis somente pelo transporte, o FPSO produz, armazena e transfere petróleo para os navios aliviadores, permanecendo posicionado sobre os poços produtores. Esses navios têm capacidade para separar o petróleo do gás e da água durante o processo de produção, armazená-lo nos tanques de carga para, finalmente, transferi-lo para os navios que serão os responsáveis pelo seu transporte;
- Navio de Posicionamento Dinâmico: navio aliviador para escoamento da produção que possui um grupo de propulsores gerenciados por sistemas computadorizados, que possibilitam manter a posição estacionária em um determinado ponto próximo a FPSO.

Dentre os navios utilizados para o transporte do petróleo bruto, o navio Suezmax destaca-se devido a sua capacidade de carga. A Figura 1 apresenta as principais vistas deste navio e um esboço da estrutura do compartimento de carga do mesmo.

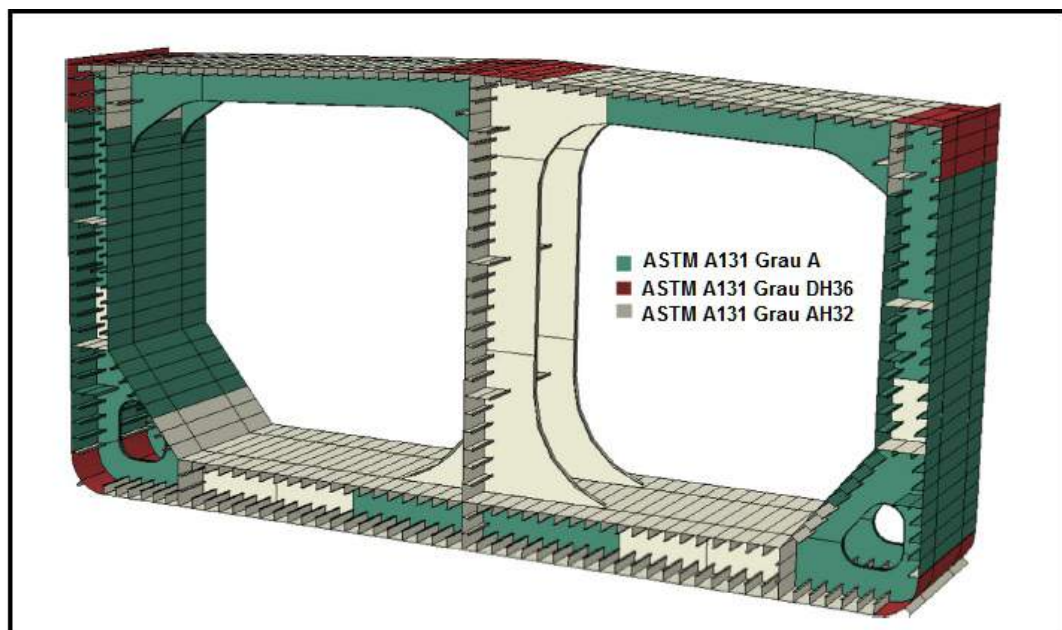
Figura 1 – Navio petroleiro Suezmax: (a) vista lateral, (b) vista superior, (c) vista frontal e (d) Compartimento de carga central.



Fonte: Adaptado de Estefen et. al. (2016).

Dentre os diversos tipos de aços utilizados na construção naval, os de classificação ASTM A131 Grau A, AH e DH são amplamente utilizados na construção dos compartimentos de carga do navio Suezmax como pode ser visto na Figura 2.

Figura 2 – Compartimento de carga central navio Suezmax.



Fonte: Adaptado de Estefen et. al. (2016).

Como mostrado na Figura 2, o aço ASTM 131 grau AH32 é utilizado na fabricação dos painéis de fundo dos compartimentos de carga, região esta, que é considerada a mais crítica em relação à ocorrência de falha devido às solicitações mecânicas atuantes na mesma.

Neste tipo de navio, a avaliação da força máxima da estrutura do casco sob

um momento de flexão é um parâmetro importante para o projeto estrutural, pois no projeto inicial da viga do casco é assumido que o mesmo encontra-se posicionado sobre uma onda com comprimento e altura associados à região onde o navio será operado. Embora o peso do navio em ondas não varie, a distribuição de flutuação varia ao longo do comprimento devido à variação geométrica das seções transversais do casco, causando flexão vertical na região central, onde ocorrem as maiores tensões quando o casco se dobra (ESTEFEN; CHUJUTALLI; SOARES, 2016).

2.2 PROCESSOS DE SOLDAGEM APLICADOS À FABRICAÇÃO DE ESTRUTURAS METÁLICAS PARA ARMAZENAMENTO E TRANSPORTE DE PETRÓLEO

As duas classes de processos de soldagem utilizadas em estaleiros são: soldagem por pressão e soldagem por fusão. A soldagem por pressão é utilizada na união de partes que não necessitam de metal de adição. Os processos de soldagem que fazem parte deste grupo são: soldagem por resistência, por forjamento, a gás por pressão, por atrito, por explosão, por indução de alta frequência e por ultrassom, onde o processo por resistência elétrica é o mais utilizado pelas refinarias.

Já a soldagem por fusão é utilizada quando as partes a unir são fundidas por meio de reação química, chama ou energia elétrica com utilização de um metal de adição. Dentre os processos de soldagem pertencentes a essa classe podem ser citados: soldagem a chama, a arco elétrico, por eletroescória, por eletrogás, por feixe de elétrons, a laser e a plasma.

Na construção naval, os processos a arco elétrico mais usuais, são: eletrodo revestido na construção e manutenção de navios, MAG (Metal Active Gas), MIG (Metal Inert Gas), FCAW (Flux Cored Arc welding), TIG (Tungsten Inert Gas) utilizados em chapas finas e soldagem de materiais nobres e SAW (Submerged Arc Welding) na soldagem de chapas médias e grossas (FONSECA, 1985). Dentre os processos citados acima o processo FCAW merece destaque pelo seu uso nos estaleiros devido a suas características que associam a praticidade e qualidade do processo de soldagem com eletrodo revestido e a produtividade do processo MIG/MAG (MARQUES; MODENESI; BRACARENSE, 2011).

2.2.1 Processo de soldagem Arame Tubular (FCAW)

A soldagem a arco com arame tubular é um processo semiautomático que produz a união de metais pelo aquecimento destes com um arco elétrico estabelecido entre um eletrodo tubular, contínuo, consumível e a peça de trabalho. A proteção do arco e do cordão de solda é feita por um fluxo de gás fornecido por uma fonte

externa e/ou um fluxo contido no arame que desoxida, refina o metal de solda, adiciona elementos de liga e estabiliza o arco (MARQUES; MODENESI; BRACARENSE, 2011).

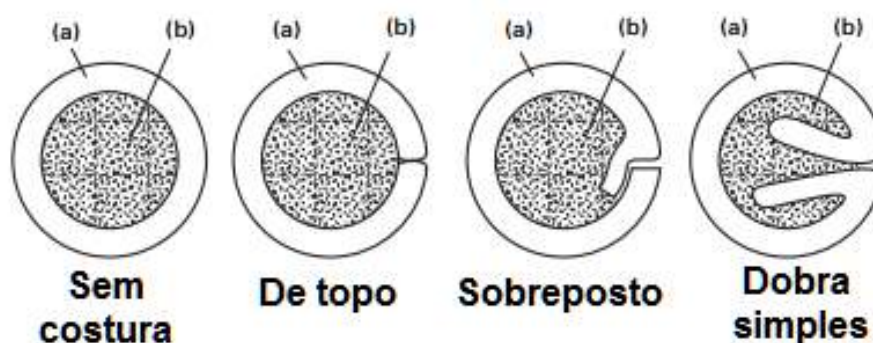
O processo de soldagem por arame tubular enfrentou, durante muitos anos, dificuldades para alcançar o nível de tenacidade exigido pelo metal de solda nas estruturas modernas. No entanto, desde a década de 80, alguns fabricantes resolveram os inconvenientes existentes, transformando o processo atual numa excelente alternativa para alta produtividade, com qualidade (SILVA, 2005).

O processo de soldagem FCAW acumula as principais vantagens da soldagem MIG/MAG, relacionadas ao alto fator de trabalho do soldador, alta taxa de deposição e o alto rendimento, resultando numa grande produtividade, somadas às vantagens da soldagem com eletrodo revestido, como a alta versatilidade, possibilidade de ajuste na composição química do metal de solda e facilidade de operação no campo. Desta forma, as transformações devido ao calor gerado, das quais o fluxo participa, são executadas sem o inconveniente do impedimento da soldagem, em posições outras que planas, além de reduzir a contaminação do mesmo, pela umidade e contaminações do ambiente (MACHADO, 2007; MARQUES; MODENESI; BRACARENSE, 2011).

A técnica de produção mais comum usada para produzir o arame tubular envolve a deformação de uma fita metálica em forma de U, na qual fluxo é adicionado. Após a adição, a fita passa por roletes de fechamento, tomando o formato de um tubo, em seguida passa por trefilação, obtendo-se o diâmetro desejado e, por fim, o enrolamento em forma de bobina.

A Figura 3 mostra as formas comercializadas de arames tubulares.

Figura 3 – Formas dos arames tubulares, segundo o IIW: (a) revestimento externo, (b) fluxo.



Fonte: Adaptado de Jr (2004).

No processo de soldagem FCAW existem duas formas de proteção da poça de fusão: uma com proteção obtida na fusão do fluxo contido no arame tubular, chamada de processo autoprottegido, e outra quando a proteção é realizada complementada por uma nuvem de gás, adicionada de uma fonte externa. A proteção fornecida pela geração de

gases através do arco é mais eficaz do que quando o gás é gerado a partir de uma fonte externa. O gás utilizado tem uma influência substancial na forma de transferência do metal durante a soldagem, também nesse processo (ASM HANDBOOK, 1993; JR, 2004).

No processo FCAW autoprotegido, os elementos essenciais para proteção da poça de fusão estão no próprio fluxo que gera o gás necessário à proteção. Segundo Araújo (2004), o gás é gerado por meio da adição de elementos químicos no fluxo, nesse caso, similar ao que acontece com eletrodos revestidos. Além disso, o fluxo é responsável pela estabilização do arco elétrico, pela transferência de elementos de ligas adicionais e pelo controle da escória.

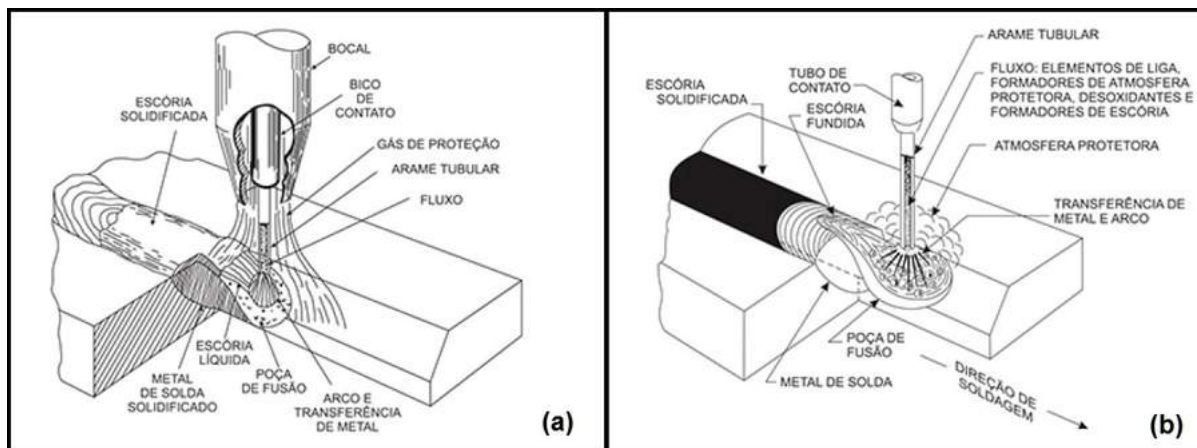
Já Machado (2007) ressalta que arames autoprotegidos não podem utilizar tão efetivamente a decomposição do fluxo para formar gás de proteção, como o que acontece com eletrodo revestido. Se assim fosse, o fluxo que está no interior do consumível provocaria alta produção de respingos, além do metal fundido que manteria contato com a atmosfera. Arames com proteção gasosa são bastante utilizados em soldagem de aço carbono e de baixa liga, além de serem adequados para uma grande variedade de juntas (STARLING; MODENESI; BORBA, 2009).

Ainda Segundo Araújo (2004), os arames tubulares que utilizam gás de proteção estão divididos em dois tipos, o “*flux cored*”, que pode ser rutilico ou básico; e o tipo “*metal cored*”, que tem como fluxo somente pó metálico.

Starling, Modenesi e Borba (2009) verificaram em seu trabalho utilizando um arame tubular tipo “*metal cored*” com diâmetro de 1,2 mm, que este tipo de arame apresenta velocidade de fusão próxima a de arames maciços. Além disso, foi observado que em altas correntes de soldagem com mistura de gases de proteção na proporção de 75% Ar +25% CO₂, não se tem a ocorrência da transferência do tipo spray. De acordo com os autores, os arames do tipo “*metal cored*” requerem maiores níveis de correntes que os empregados na soldagem com arames tubulares do tipo rutilico ou básico de mesmo diâmetro, quando são desejadas as mesmas características do arco.

A Figura 4 apresenta os esquemas do processo arame tubular com proteção externa e com arame tubular autoprotegido.

Figura 4 – Processo de soldagem com arames tubulares: (a) com proteção externa e (b) com arames tubulares autoprotetidos.



Fonte: Adaptado de http://www.esab.com.br/br/pt/education/blog/processo_soldagem_arames_tubulares.cfm

2.2.2 Arco elétrico

O arco elétrico é a fonte de calor mais comumente utilizada na soldagem por fusão de materiais metálicos. Essa fonte de calor apresenta características que as tornam bastante interessantes, como por exemplo, concentração adequada de energia para a fusão localizada do metal de base, facilidade de controle, baixo custo do equipamento e baixo risco à saúde dos seus operadores. Como consequência, os processos de soldagem a arco possuem, atualmente, uma grande importância industrial, sendo utilizados na fabricação e manutenção dos mais variados componentes e estruturas metálicas (MODENESI, 2012).

O arco de soldagem apresenta, em geral, uma elevada eficiência para transformar a energia elétrica em energia térmica e transferi-la para a peça, para tanto necessita de uma fonte de energia, que por sua vez, transfere energia à junta soldada através da área de contato entre o eletrodo e a peça, causando o aquecimento do material até a sua fusão. Contudo, devido à elevada condutividade térmica dos metais e o gradiente de temperatura gerado entre as regiões próximas e afastadas do local de contato, o calor tende a se difundir rapidamente para o restante da peça, resfriando e dificultando a fusão da região de contato e afetando termicamente regiões mais afastadas como visto no item 3.2.4. Assim, para ser efetiva na soldagem por fusão, a fonte de energia deve fornecer energia a uma taxa suficientemente elevada e em uma área suficientemente pequena para garantir a fusão localizada do metal de base na região adjacente à área de contato, antes que o calor difunda-se em quantidades apreciáveis para o restante da peça (MODENESI, 2012).

A potência específica (P_{esp}) de uma fonte de energia é definida por meio da

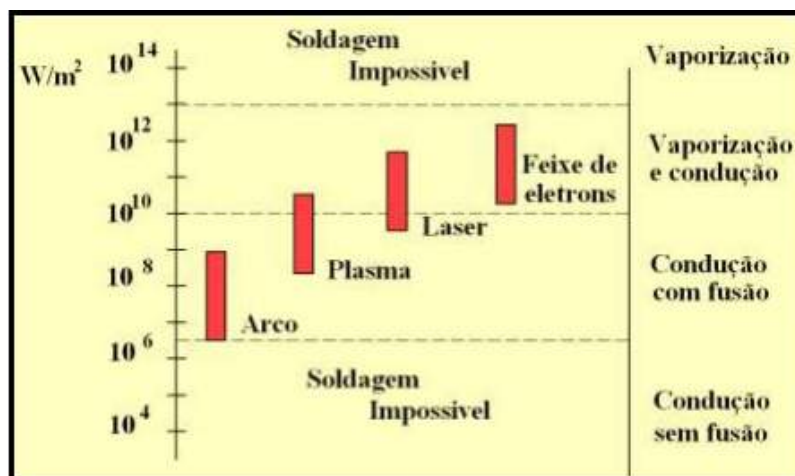
equação 2.1:

$$P_{esp} = \frac{\eta \cdot E}{A_o} [W/m^2] \quad (2.1)$$

Onde: E é a quantidade de energia gerada pela fonte, η é o rendimento térmico da fonte e A_o corresponde à área de contato.

De uma forma geral, para ser útil na soldagem por fusão, uma fonte precisa ter uma potência específica entre 10^6 e $10^{13} W/m^2$. No limite inferior desta faixa, a densidade de energia é insuficiente para aquecer a região próxima à área de contato até a sua fusão, antes que o calor difunda-se para o restante da peça. Neste caso, a fonte permite apenas o aquecimento de toda a peça sem ser capaz de promover a sua fusão localizada. No limite superior, o calor é fornecido de forma tão concentrada que pode causar uma vaporização do material na região de contato em poucos microsegundos, antes mesmo da fusão ou de um aquecimento apreciável de outras partes da junta soldada (MODENESI, 2012). A Figura 5 apresenta os processos de soldagem com suas faixas usuais de intensidade da fonte.

Figura 5 – Processos de soldagem e sua faixa usual de intensidade da fonte.



Fonte: Modenesi (2012).

2.2.3 Energia de Soldagem

A energia de soldagem é definida como sendo a energia liberada pela fonte de calor por unidade de comprimento da solda. Esse parâmetro é de fundamental importância na avaliação dos efeitos metalúrgicos da operação de soldagem sobre o material soldado e na comparação de diferentes procedimentos e processos de soldagem. No caso dos processos de soldagem, a energia líquida, também chamada de *Heat Input* é o parâmetro mais adequado. A energia de soldagem e energia líquida

podem ser calculados através das equações 2.2 e 2.3, respectivamente (MARQUES; MODENESI, 2014).

$$H = \frac{V \cdot I}{\nu} \quad (2.2)$$

$$H_L = \eta H \quad (2.3)$$

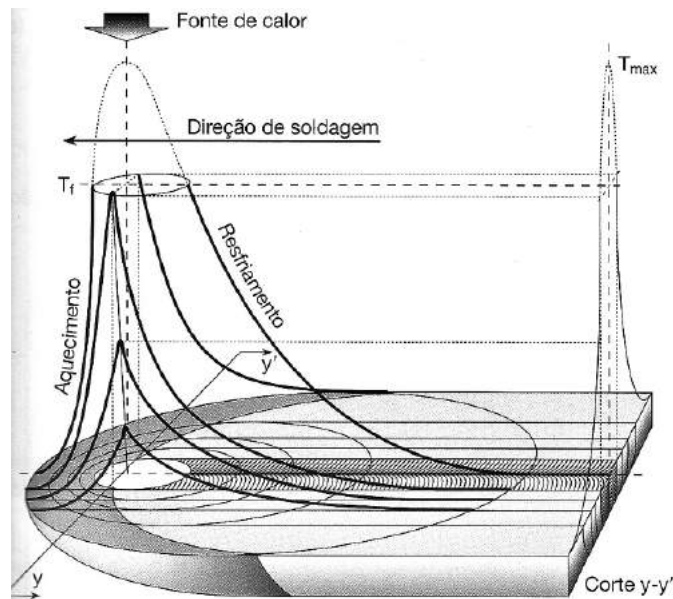
Nestas equações “H” é a energia de soldagem, em J/cm; V é a tensão de soldagem, em Volts; I é a corrente de soldagem, em Ampéres; ν é a velocidade de soldagem, em cm/s, H_L é a energia líquida de soldagem, em J/cm e η é um fator adimensional de rendimento da fonte de soldagem.

Adicionalmente, os efeitos térmicos devido aos ciclos térmicos gerados durante o processo de soldagem também dependem das características do metal de base, da junta e da própria fonte de calor (densidade de energia). Assim, a energia de soldagem deve ser utilizada com cautela na comparação de processos de soldagem ou na avaliação de seus efeitos, uma vez que os valores reais podem ser significativamente diferentes dos valores estimados em uma dada situação.

2.2.4 Ciclos Térmicos

Define-se ciclo térmico como a curva que relaciona a variação da temperatura durante a soldagem em determinado ponto com passar do tempo. Esse ciclo térmico, portanto, representa as temperaturas que o ponto em estudo atinge em cada instante do processo. Esse conjunto de temperaturas depende das seguintes grandezas: intensidade da fonte de calor, propriedades físicas do material, temperatura inicial do material, velocidade de deslocamento da fonte de energia e das coordenadas do ponto onde se deseja conhecer o valor da temperatura. A Figura 6 representa os ciclos térmicos em várias posições de uma junta soldada.

Figura 6 – Representação dos ciclos térmicos em várias posições de uma junta soldada.



Fonte: Colpaert (2008).

O comportamento das curvas representativas de ciclos térmicos reflete aspectos importantes a respeito das condições utilizadas na soldagem. Normalmente fatores como o tipo de processo, utilização ou não de pré-aquecimento ou pós-aquecimento, energia de soldagem, soldagem multipasses são capazes de estabelecer diferenças na forma de uma curva de ciclo térmico (RODRIGUES, 2011). Os principais parâmetros que formam o ciclo térmico são:

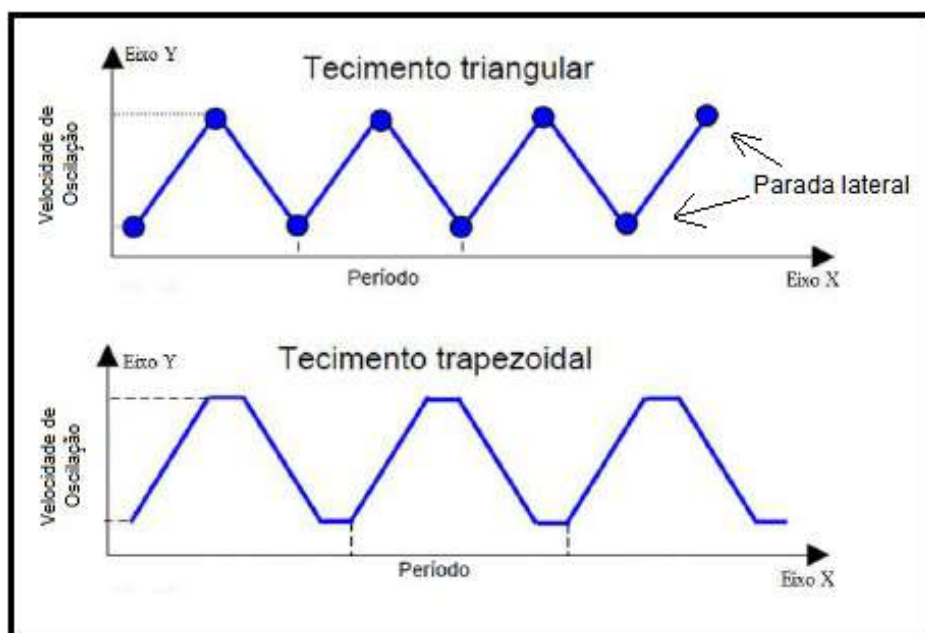
- **Temperatura de Pico:** Máxima temperatura atingida em um dado ponto e indica a possibilidade de ocorrência de transformações microestruturais;
- **Tempo de Permanência:** Temperatura acima da crítica. Este parâmetro influencia diretamente na dissolução de precipitados e/ou crescimento de grãos;
- **Velocidade de Resfriamento:** Este é o parâmetro mais importante na determinação da microestrutura em materiais como os aços estruturais comuns, suscetíveis a transformações de fase durante o resfriamento.

2.2.5 Tecimento

A movimentação trançada (tecimento) do metal de adição durante a operação de soldagem é utilizada quando se deseja um cordão espalhado. Esta técnica é normalmente utilizada quando são realizadas soldas de topo e de ângulo com a finalidade de obtenção de cordões mais largos, tendo como consequência a redução do número de passes para preenchimento do chanfro da junta soldada.

O tecimento pode ser feito em vários padrões dependendo do tipo de solda, da preparação da junta e da habilidade do soldador. Lucas (2011) cita em seu trabalho que para posição plana com junta de topo deve-se utilizar preferencialmente uma trajetória de soldagem sem tecimento, onde o cordão de solda é realizado no sentido longitudinal sem nenhum movimento transversal. Já para juntas com chanfro a técnica de soldagem com tecimento é a mais indicada e bastante utilizada na indústria naval. A Figura 7 mostra os padrões de tecimento triangular e trapezoidal que são utilizados na indústria naval por soldadores, para produzir juntas soldadas.

Figura 7 – Formas de tecimento comuns na indústria Naval.



Fonte: Adaptado de LUCAS (2011).

Quando utilizado tecimento em passes de raiz, é necessário ter alguns cuidados, pois neste tipo de procedimento, há uma variação na frequência da transferência de gotas, o que ocasiona a variação da corrente e tensão de soldagem, surgindo a tendência à falta de fusão ou excessiva fluidez da poça e diminuição do reforço da raiz (JANG; KIM; KANG, 2001; MIYAHARA, 2008).

Nas soldagens robotizadas, existem programas pré-definidos de tecimento que podem ser escolhidos conforme a necessidade do processo e que, em função da estabilidade do manipulador do equipamento, eliminam os inconvenientes do tecimento realizado manualmente, o qual depende muito da habilidade e experiência do soldador.

Durante o movimento de oscilação, podem ser observadas variações no comprimento do arco, resultando então em variações de tensão proporcionais, as quais podem ser percebidas geralmente no centro da junta e nas bordas. Essas oscilações podem implicar em diferenças nas características do cordão em diferentes regiões

da junta soldada. Estudos mostraram que a amplitude da oscilação deve ser relacionada ao diâmetro do arame, ficando entre 2,0 e 2,5 vezes o diâmetro do arame de soldagem (KIM; RHEE, 2005; MIYAHARA, 2008).

2.2.6 Parâmetros de Soldagem

Nos processos de soldagem a arco, três parâmetros são considerados como principais: tensão do arco, corrente de soldagem e a velocidade de deslocamento do arco ao longo da junta soldada.

A tensão do arco e o comprimento do arco são parâmetros importantes na determinação das características do cordão de solda. Ambos estão relacionados, pois a tensão do arco depende do seu comprimento, do tipo e do diâmetro do arame e do gás de proteção, influenciando assim o modo de transferência. Em um processo onde estes parâmetros são constantes, um aumento de tensão do arco gera um aumento da largura e uma diminuição da altura do cordão de solda, além da redução da penetração. Tensões elevadas do arco provocam excesso de respingos e mordeduras, equanto que tensões baixas implicam em falta de fusão e cordões muito convexos. Já a variação do mesmo afetará a geometria do cordão de solda e sua microestrutura (FORTES, 2005).

A corrente de soldagem pode ser verificada na saída da fonte quando a operação de soldagem está sendo realizada. Se forem mantidas constantes todas as demais variáveis de soldagem, um aumento na corrente de soldagem irá causar aumento na taxa de deposição e, conseqüentemente, um aumento na profundidade e largura do cordão de solda (MODENESI; MARQUES; SANTOS, 2012).

A velocidade de deslocamento do arco elétrico tem influência na penetração e largura da solda. A redução da largura e penetração do cordão com a velocidade de soldagem está associada à diminuição da quantidade de energia fornecida por unidade de comprimento da junta soldada. E, no caso de velocidades de soldagem muito altas, pode ocorrer a descontinuidade do cordão de solda pela falta de fusão do material (MODENESI; MARQUES; SANTOS, 2012).

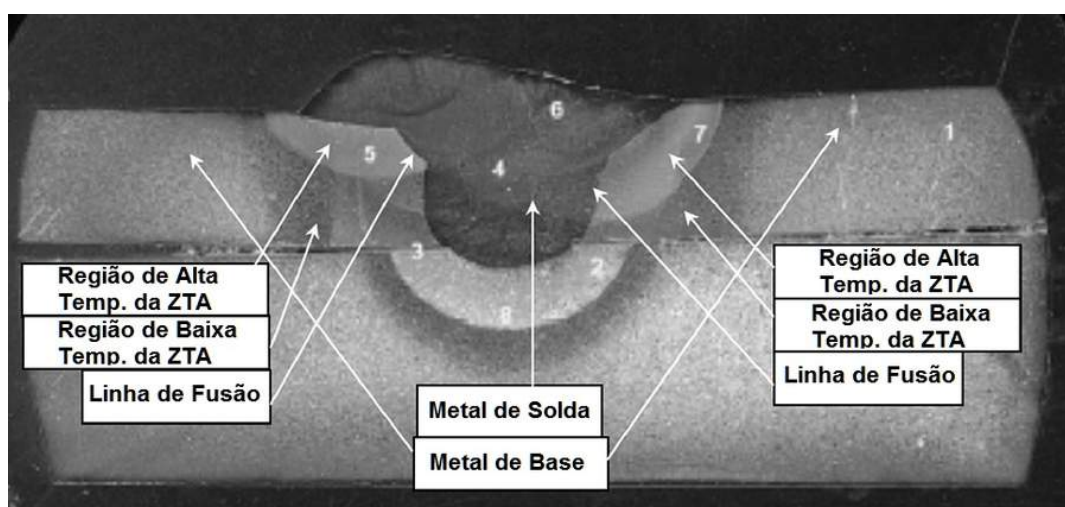
2.2.7 Juntas Soldadas

Entre os processos de fabricação e união de materiais, os processos de soldagem são os que provocam maiores mudanças nas propriedades mecânicas dos materiais em decorrência dos ciclos térmicos gerados durante o processo. Borba et al. (2015) estudaram a soldabilidade do aço naval ASTM A131 Grau EH36 e concluíram que o aumento do aporte de calor favoreceu a formação de constituintes grosseiros que são prejudiciais à tenacidade do material.

Dennies e DeVillier (2015) caracterizaram uma junta soldada, tendo como metal de base um aço de alta resistência e observaram uma transição entre a região de grãos grosseiros e a região de grãos finos da ZTA criada pelos ciclos térmicos durante o processo de soldagem, que levou à fratura nessa região no ensaio de tração e dobramento.

A Figura 8 mostra uma macrografia da junta soldada analisada por Dennies e DeVillier (2015), apresentando todas as regiões formadas ao final do processo de forma bem definida.

Figura 8 – Regiões formadas após processo de soldagem devido aos ciclos térmicos.



Fonte: Adaptado de Dannies; Deviller (2015).

Por ser um processo bastante utilizado pelas indústrias, como por exemplo, a de petróleo e gás, o entendimento dos efeitos das transformações microestruturais no comportamento dos aços continua sendo um grande desafio para projetistas e analistas de integridade estrutural (COSTIN; LAVIGNE; KOTOUSOV, 2016) .

2.2.8 Transformações na Zona Fundida

Quando a zona fundida (ZF) de uma junta soldada é constituída por um material de adição somada a diluição deste com o metal de base. Essa mistura, portanto, constitui um fator importante, uma vez que determina o percentual do metal de base que irá compor o metal de solda. Essa composição obtida tem dependência do processo utilizado, dos parâmetros selecionados, da geometria de chanfro escolhido e da forma como o metal é depositado (uso ou não de tecimento) (ALBUQUERQUE, 2004; MIRANDA et al., 2015).

Nos processos de soldagem por fusão, a zona fundida pode ser formada sob as mais diversas condições, determinando assim, várias características macroestruturais

e microestruturais do cordão de solda, tendo um importante efeito sobre as propriedades mecânicas e o comportamento da junta soldada (MARQUES; MODENESI; BRACARENSE, 2011).

Nos aços, a microestrutura final do metal de solda depende de alguns fatores, dentre eles: elementos químicos do metal de base e metal de adição quando utilizado, tempo de resfriamento e ciclos térmicos gerados durante a soldagem.

Quando o metal de solda for constituído por um único passe durante o processo de soldagem, os grãos tendem a crescer perpendicularmente por epitaxia a partir da linha de fusão, tomando a forma colunar. Por outro lado, quando o metal de solda for constituído por vários passes depositados sucessivamente, sua constituição macrográfica será diferente conforme o tipo de metal depositado (KOU, 2002).

De acordo com Colpaert (2008), existem pelo menos cinco métodos importantes para a classificação da morfologia dos grãos de ferrita formados nas juntas soldadas. São elas: Dubé modificada por Aaronson, *International Institute of Welding* (IIW), *ISIJ International*, Anelli e Di Nunzio e Thewlis.

Neste trabalho foi adotada a classificação do IIW por se tratar da microestrutura de aços soldados. Segundo este sistema os constituintes mais comuns podem ser classificados como mostrado no Quadro 2 (COLPAERT, 2008; RODRIGUES, 2011; MODENESI, 2012; WAINER; BRANDI; MELO, 1992).

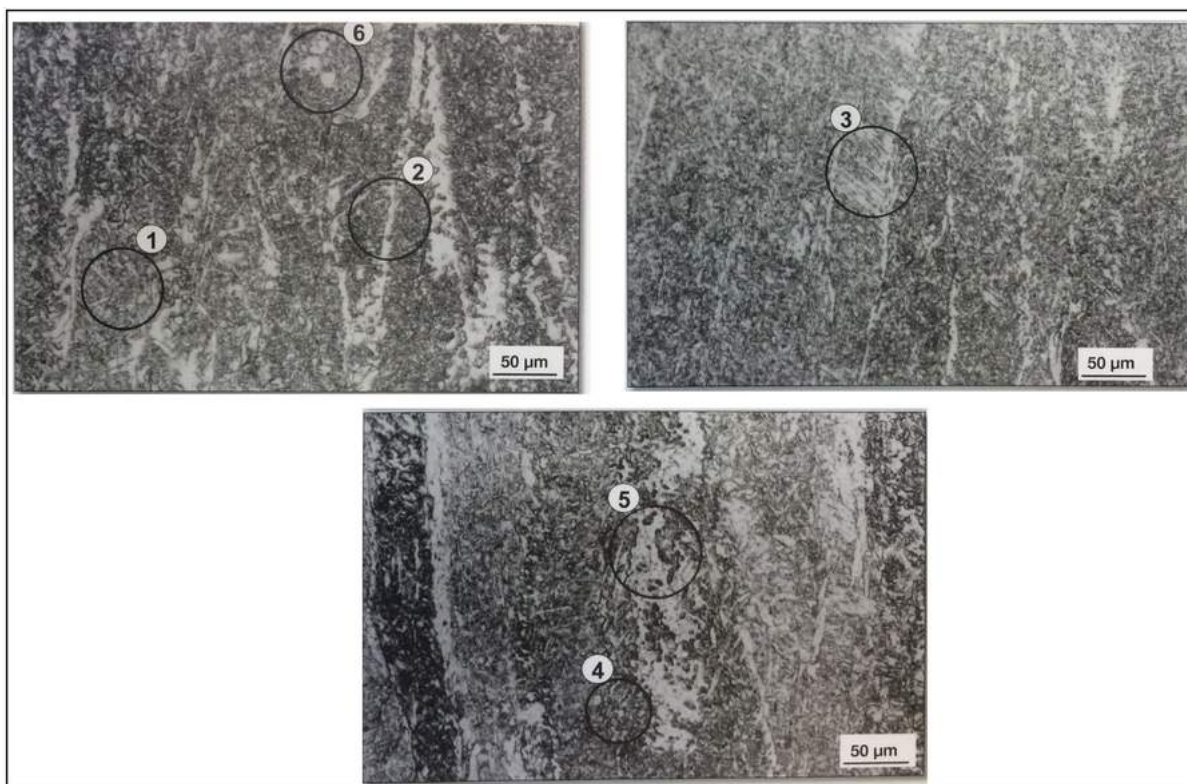
Quadro 2 – Classificação do IIW para microconstituintes de metal de solda.

Categoria principal do constituinte	Subcategoria do constituinte	Abreviação
Ferrita primária		PF
	Ferrita de contorno de grão	PF(G)
	Ferrita intragranular	PF(I)
Ferrita com segunda fase		FS
	Ferrita com segunda fase não-alinhada	FS(NA)
	Ferrita com segunda fase Alinhada	FS(A)
	Placas laterais de ferrita (side plates)	FS(SP)
	Bainita	FS(B)
	Bainita superior	FS(UB)
	Bainita inferior	FS(LB)
Ferrita acicular		AF
Agregado ferrita carboneto		FC
Perlita		FC(P)
Martensita	Martensita em ripas	M(L)
	Martensita maclada	M(T)

Fonte: Colpaert (2008).

Já a Figura 9 apresenta a identificação de alguns microconstituintes na zona fundida encontrados em uma junta soldada obtida pelo processo de soldagem a arco submerso.

Figura 9 – Microconstituintes do metal de solda: (1) Ferrita acicular, (2) Ferrita de contorno de grão, (3) Ferrita com segunda fase alinhada, (4) Agregado ferrita-carboneto, (5) Ferrita com segunda fase não alinhada e (6) Ferrita primária.



Fonte: Adaptado de Colpaert (2008).

Ferrita Primária (PF) – A ferrita primária é formada em condições de baixas taxas de resfriamento, apresentando uma granulometria grosseira e baixo limite de resistência. Em situações em que este constituinte está próximo de outros constituintes de maior resistência, ele apresenta maior deformação, conduzindo à iniciação de trincas por clivagem, sendo, portanto, indesejável nos metais de solda. A ferrita primária pode se apresentar de duas formas: Ferrita Primária Intragranular (PF(I)), quando nucleiam no interior do grão austenítico e Ferrita Primária de Contorno de Grão (PF(G)), quando nucleiam nos contornos dos grãos auteníticos .

Ferrita de contorno de grão (PF(G)) – Este constituinte é formado por cristais de ferrita que nuclearam nos contornos de grão austeníticos, sendo os primeiros a se formarem. Esta morfologia da ferrita apresenta um tamanho de grão relativamente grande. Entre os seus grãos podem ser observados constituintes ricos em carbono e impurezas. Devido a estas características, uma grande quantidade de ferrita de contorno de grão é indesejável em soldas que necessitem apresentar uma elevada resistência à fratura por clivagem .

Ferrita com Segunda Fase (FS) - A ferrita com segunda fase tem como sua principal característica não oferecer resistência à propagação de trincas por clivagem

devido aos ângulos entre as ripas de ferrita serem pequenos, tendo como consequência uma menor resistência do metal de solda. Este constituinte tem formato grosseiro e pode se apresentar de duas formas: ferrita com segunda fase alinhada (FS(A)), quando há a formação de filmes de constituintes paralelos ricos em carbono nos seus contornos que facilitam a propagação de trincas e ferrita com segunda fase não alinhada (FS(NA)), quando as ripas de ferrita encontram-se de forma aleatória.

Ferrita Acicular (AF) – A ferrita acicular é formada no interior do grão austenítico, em forma de ripas finas e não alinhadas. Este constituinte possui uma alta densidade de discordância, que resulta em uma combinação de alta resistência mecânica e tenacidade.

Agregado Ferrita Carbonetos (FC) – Esse constituinte se apresenta como pequenas áreas escuras formadas por ferrita fina e carbonetos.

Bainita FS(B) - Este constituinte pode ser descrito como ferrita com segunda fase alinhada, sendo formada por ferrita e carbonetos. Pode se apresentar de duas formas: bainita superior (FS(UB)) e bainita inferior (FS(LB)). As bainitas têm dureza e resistência equivalente a dos aços temperados e revenidos, porém, com ductilidade muito superior a dos produtos obtidos por estes tratamentos.

Martensita (M) - A martensita pode se apresentar-se de duas formas: maclada e cisalhada. A martensita cisalhada apresenta baixo teor de carbono e caracteriza-se pelo aspecto de ripas, enquanto que a martensita maclada apresenta uma alta densidade de discordâncias com maior prejuízo à tenacidade. Essa fase é formada sob altas taxas de resfriamento, que confere ao material elevada dureza e resistência, com baixa tenacidade, sendo, portanto, indesejável em metais de solda.

De maneira geral, a suscetibilidade à trinca induzida por hidrogênio aumenta com o crescimento da resistência do aço. Em termos de microconstituinte, a martensita após a têmpera é a mais sensível à fragilização pelo hidrogênio. Sua ocorrência está associada à temperabilidade dos aços, que é basicamente função da composição química e tamanho dos grãos (WAINER; BRANDI; MELO, 1992; MARQUES; MODENESI, 2014). O carbono equivalente (CE) é empregado para relacionar a temperabilidade dos aços com a soldabilidade dos mesmos. A Equação 2.4 apresenta a fórmula, segundo a IIW, para cálculo do carbono equivalente.

$$CE_{IIW} = C + \frac{Mn}{6} + \frac{Cr + Mo + V}{5} + \frac{Ni + Cu}{15} \quad (2.4)$$

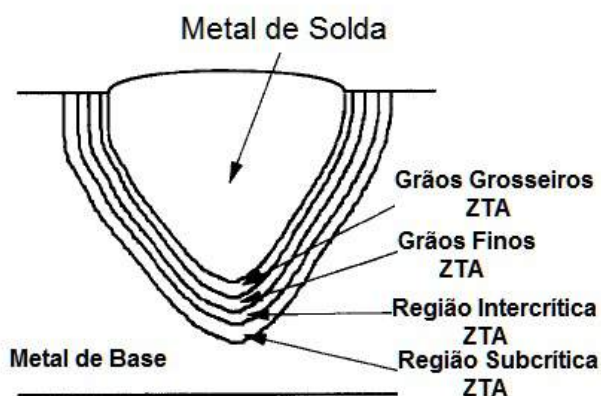
Onde, C, Mn, Cr, Mo, V, Ni e Cu, representam respectivamente, os elementos Carbono, Manganês, Cromo, Molibidênio, Vanádio, Níquel e Cobre.

2.2.9 Transformações na Zona Termicamente Afetada

A zona termicamente afetada (ZTA) é a região próxima à zona fundida que sofre alterações microestruturais devido ao ciclo térmico gerado durante a soldagem. Esta região depende basicamente do metal de base, do procedimento para execução da soldagem e do processo de soldagem utilizado e pode gerar quatro regiões: região de grãos grosseiros, região de grãos finos, região intercrítica e região subcrítica, as quais apresentam diferentes características metalúrgicas, e consequentemente diferentes propriedades mecânicas (MODENESI; MARQUES; SANTOS, 2012; HOMMA; MIKI; YANG, 1998).

A Figura 10 apresenta as possíveis regiões microestruturais formadas na ZTA de uma junta soldada confeccionada por um único passe.

Figura 10 – Estrutura da ZTA para junta soldada confeccionada por um único passe: Região de Granulação Grosseira (CGZTA), Região de grãos finos (FCZTA), Região Intercrítica (ICZTA) e Região Subcrítica (SCZTA).



Fonte: Adaptado de Homma; Miki; Yang (1998).

Dependendo da temperatura de pico que a região foi exposta durante o ciclo térmico de soldagem tem-se a formação da região de grãos grosseiros (CGZTA), aquecida entre 1100°C e 1450°C, região de grãos finos (FCZTA), aquecida entre 900°C e 1100°C, região intercrítica (ICZTA), aquecida entre 723°C e 900°C e região subcrítica (SCZTA), aquecida a temperaturas inferiores a 723°C (MARQUES; MODENESI; BRACARENSE, 2011).

A região de grãos grosseiros é localizada após a linha de fusão no sentido do metal de base. De maneira geral, esta região caracteriza-se pela formação de microestruturas frágeis e de elevada dureza podendo conter além da martensita, ferrita com segunda fase, perlita e bainita. Já na região de grãos finos, ocorre um refinamento da microestrutura. A microestrutura final dependerá da velocidade de resfriamento e da composição química do metal de base, podendo promover a formação de ferrita a partir

dos contornos de grão e no centro do grão, transformação da austenita remanescente em perlita ou agregado de ferrita-carbetos.

A região intercrítica apresenta um refino parcial dos grãos, devido à transformação parcial da estrutura original do metal de base. No aquecimento, forma-se uma microestrutura mista constituída de ferrita e austenita enriquecida em carbono quer seja pela segregação deste elemento ou pela dissolução dos carbonetos presentes. No resfriamento, a microestrutura resultante pode ser a ferrita com segunda fase alinhada, austenita retida transformada em perlita, bainita superior e martensita.

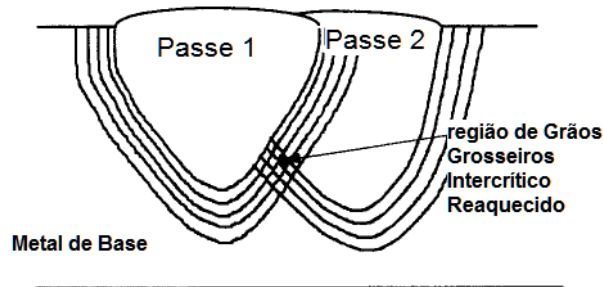
A região subcrítica não é afetada microestruturalmente, devido às temperaturas atingidas, sofrendo apenas um efeito de revenimento. Entretanto, para aços ligados, é possível que ocorra algum endurecimento secundário devido à precipitação de carbetos.

Na soldagem multipasses, o refino parcial da microestrutura pelo passe subsequente aumenta a heterogeneidade na microestrutura e nas propriedades mecânicas da junta soldada. Como consequência, a reaustenitização e o aquecimento subcrítico geram um efeito nas estruturas formadas e nas propriedades da zona termicamente afetada. A diminuição da tenacidade está relacionada a pequenas regiões dentro da zona termicamente afetada com grãos grosseiros que possuem ductilidade limitada e baixa resistência à propagação de trincas, conhecidas como zonas frágeis localizadas. Estas zonas são constituídas por várias outras regiões. Nas adjacências da zona de ligação, as zonas frágeis localizadas podem estar alinhadas e este alinhamento proporciona um caminho fácil para a propagação de trincas (ALBUQUERQUE, 2004).

A Figura 11 apresenta a região de grãos grosseiros intercrítico reaquecido que é formado na soldagem multipasses, quando o primeiro passe é reaquecido pelo passe subsequente, eliminando a microestrutura formada pelo passe anterior.

Segundo Homma, Miki e Yang (1998) a degradação da resistência à fratura é geralmente observada na região de grãos grosseiros intercrítico reaquecido (IRCGZTA) e esse comportamento está associado aos ciclos térmicos de soldagem que afetam a microestrutura da região e consequentemente, a dureza da mesma.

Figura 11 – Região de grão grosso intercrítico reaquecido (IRCGZTA) formado devido a soldagem multipasses.

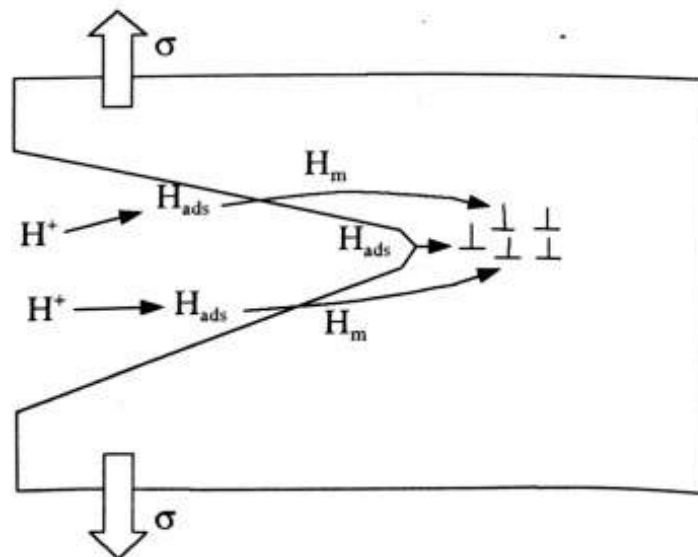


Fonte: Adaptado de Homma; Miki; Yang (1998).

2.2.10 O Hidrogênio

O hidrogênio (H_2) é um gás não poluente, sendo caracterizado como o elemento mais disponível quando comparado aos outros gases. Este elemento se difunde em materiais metálicos no estado atômico (H) e por possuir um pequeno raio atômico é capaz de se difundir facilmente pela rede cristalina, mesmo em temperaturas relativamente baixas. A Figura 12 representa esquematicamente a propagação de uma trinca devido a presença de hidrogênio.

Figura 12 – Mecanismos de propagação de trinca devido à presença de hidrogênio.



Fonte: Gemelli (2001).

Três processos reativos podem ser considerados determinantes na velocidade de propagação da trinca, são eles: adsorção de hidrogênio, dissolução do hidrogênio adsorvido no metal e difusão do hidrogênio dissolvido na zona de tensão máxima (GEMELLI, 2001; GENTIL, 2011).

Em situações em que a permeação do hidrogênio ocorre por difusão, os átomos deste elemento tendem a se concentrar em defeitos cristalinos e microestruturais, tais como, discordâncias, lacunas, contornos de grãos, interfaces de inclusões e de precipitados, além de imperfeições tipo trincas criadas pelo próprio hidrogênio. Segundo Hadam e Zakroczymski (2009), estes defeitos facilitam a difusão e acúmulo de hidrogênio, resultando na deterioração das propriedades mecânicas do material em diversas condições ambientais e de serviço.

Estudos mostram que a rede cristalina, contornos de grão, discordâncias, vazios e precipitados atraem o hidrogênio devido a maior energia de ligação entre estes e o hidrogênio, resultando num maior tempo de permanência nestes locais, quando comparado a um sítio normal de difusão. Portanto qualquer defeito metalúrgico presente no material pode atuar como armadilhas para aprisionamento de hidrogênio e estas são classificadas de acordo com suas energias como: reversíveis, quando o hidrogênio pode sair facilmente e irreversíveis, sendo necessária maior energia para liberação do hidrogênio (WORKSPACE.; HUTCHINGS; FERRISS, 1997; DAYAL; PARVATHA-VARTHINI, 2003).

Segundo Albert et al. (2003) a suscetibilidade ao trincamento aumenta enquanto que a difusibilidade do hidrogênio diminui, com o aumento do teor de elementos de liga. Este comportamento é atribuído ao aumento da solubilidade e diminuição da difusibilidade do hidrogênio. Em análises de determinação do conteúdo de hidrogênio nos aços, o hidrogênio atômico é classificado como difusível, residual e total. O hidrogênio difusível é considerado móvel quando em temperatura ambiente, enquanto que o hidrogênio residual permanece aprisionado no metal. A distinção entre as concentrações de hidrogênio difusível e residual é de grande interesse entre pesquisadores devido à complexidade envolvida em cada situação. Uma das formas utilizadas em pesquisas para determinação do hidrogênio difusível é a permeação eletroquímica (BRASS; CHÊNE, 2003). O hidrogênio total é dado pelo hidrogênio reticular e pelo hidrogênio aprisionado nos defeitos metalúrgicos. O hidrogênio total não está relacionado apenas às permeações eletroquímicas, mas também, ao histórico da fabricação do material (SMITH et al., 2001; STROE, 2006).

2.2.11 Fragilização por Hidrogênio

Os problemas relacionados à presença de hidrogênio tiveram grande avanço nos últimos anos, principalmente em relação aos aços, com a utilização intensiva de estruturas soldadas e de aços de alta resistência mecânica. O ingresso deste elemento nos metais pode ocorrer durante o processo de fabricação ou durante o serviço. Quando em serviço, as falhas devido à ação do hidrogênio podem ser induzidas em ambientes que contenham H_2S ou sob proteção catódica em potenciais muito negativos (GEMELLI,

2001; GENTIL, 2011).

A fragilização por hidrogênio é uma ruptura do material metálico provocada pela ação do hidrogênio dissolvido e por uma tensão de tração bem inferior a de escoamento do material isento de hidrogênio. Este fenômeno também pode ocorrer na ausência de tensões através da presença de defeitos, tais como fissuras ou danificações localizadas que atuam como armadilhas para o hidrogênio, e conseqüentemente, formadores de concentradores de tensões (GEMELLI, 2001). Segundo Eliaz et al. (2002), o grau de fragilização por hidrogênio depende de fatores como: quantidade de hidrogênio disponível no meio, adsorção na superfície metálica e difusão na estrutura cristalina do material.

O mecanismo dominante da fragilização pelo hidrogênio pode variar conforme o material, propriedades mecânicas, tipos de carregamentos impostos e da concentração de hidrogênio. Em geral, materiais cuja resistência mecânica é mais elevada são mais susceptíveis a este tipo de fragilização. O efeito da fragilização pode variar em função da composição química e microestrutura dos materiais, mesmo para aqueles de mesmo nível de resistência mecânica (SARTORI, 2014) .

Gentil (2011) distingui a modalidade pela qual o hidrogênio fragiliza os metais em duas grandes classes: irreversível e reversível. A fragilização por hidrogênio irreversível inclui os casos em que a presença de hidrogênio conduz à danificação da estrutura do metal comprometendo sua resistência mecânica, mesmo que todo hidrogênio seja eliminado posteriormente. Nesta categoria tem-se a fratura induzida por hidrogênio (*HIC - hydrogen induced cracking*), que ocorre quando o hidrogênio produzido na superfície do metal difunde-se para seu interior na forma atômica, e no interior do metal retorna à forma molecular, preferencialmente nos defeitos, como vazios, discordâncias, contornos de grão, falhas de laminação e trincas provocando à ruptura do metal devido às elevadas pressões provocadas.

A fragilização reversível caracteriza-se por existir a presença simultânea de tensões e hidrogênio, tendo-se então, a corrosão sob tensão fraturante induzida por hidrogênio (*HISC - hydrogen induced stress cracking*). Nesta categoria quando o hidrogênio é eliminado do metal antes da aplicação da tensão, o mesmo tem sua ductibilidade restaurada. A fragilização aumenta com a diminuição da velocidade de formação, isto é, exige-se ação conjunta de tensão e hidrogênio durante algum tempo para que fratura ocorra, sendo esse fenômeno denominado muitas vezes por fratura retardada.

Quando a ocorrência de fragilização é observada em amostras pré-carregadas com hidrogênio durante a realização de ensaios mecânicos, diz-se que esta fragilização é causada pela fragilização interna reversível ou pela fragilização devido à reação do hidrogênio.

Em serviço, a fragilização por hidrogênio geralmente ocorre em regiões dos componentes onde não há corrosão ou mesmo em regiões protegidas contra corrosão, como por exemplo, por proteção catódica. Isto porque a corrosão ocorre preferencialmente em regiões anódicas, enquanto que o hidrogênio na forma atômica é gerado na região catódica (metal) devido à dissociação da água. Portanto, a difusão do hidrogênio atômico para o interior do material é a causa da fragilização por hidrogênio (ASM HANDBOOK, 2003).

A fragilização por hidrogênio é especialmente preocupante em aços de alta resistência, pois na presença do hidrogênio a resistência mecânica do material pode diminuir consideravelmente a valores abaixo da própria tensão de escoamento. Para muitos aços, há um limite mínimo de tensão no qual o hidrogênio não tem efeito crítico sobre o material. Entretanto, este limite é uma função da resistência do material e do ambiente onde o mesmo se encontra (ROSADO, 2011).

2.2.12 Fragilização pelo Hidrogênio associada à proteção catódica

Componentes e estruturas metálicas empregados na indústria do petróleo, em ambientes marinhos, geralmente, são protegidos contra a corrosão através do método de proteção catódica. Esse método é baseado na injeção de corrente elétrica na estrutura através do eletrólito. Existem dois sistemas para esse tipo de proteção: proteção catódica galvânica e a proteção catódica por corrente impressa (GENTIL, 2011).

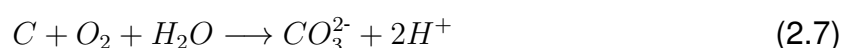
No processo de proteção catódica galvânica, o fluxo de corrente elétrica fornecido é dado pela diferença de potencial existente entre o metal a se proteger e o anodo escolhido com potencial mais negativo. Já no processo de proteção catódica por corrente impressa, o fluxo de corrente fornecido origina-se da força eletromotriz de uma fonte geradora de corrente contínua e a dispersão da corrente elétrica no eletrólito é dada por meio de anodos especiais e inertes. O Quadro 3 apresenta aplicações típicas de anodos em função do eletrólito utilizado no sistema de proteção por corrente impressa.

Quadro 3 – Tipos de anodo e suas aplicações na proteção catódica por corrente impressa.

Anodos	Aplicações
Grafite	Solos, água do mar não profunda e água doce
Ferro-silício (14,5% Si)	Solos ou água com teor de cloreto inferior a 60 ppm
Ferro-silício-cromo (14,5% Si, 4,5% Cr)	Solos, água do mar, fundo do mar ou água doce
Chumbo-antimônio-prata (93% Pb, 6% Sb, 1% Ag)	Água do mar, suspensos, sem tocar o fundo do mar
Titânio, nióbio ou tântalo platinizados (Ti-Pt, Nb-Pt ou Ta-Pt)	Solos, água doce, água do mar e concreto (na proteção das armaduras de aço)
Titânio revestido com óxidos mistos de metais nobres como cério	Solos, água doce, água do mar e outros eletrólitos
Magnetita	Solos, água doce e água do mar
Ferrita	Solos, água doce e água do mar
Anodo polimérico anodefex	Solos (tubulações nuas ou com revestimento deficiente)

Fonte: Adaptado de Gentil (2008).

Devido às reações ocorridas em sistemas de proteção catódica por corrente impressa, os mesmos podem ser considerados fontes geradoras de hidrogênio. As equações 2.5, 2.6 e 2.7 apresentam, respectivamente, as reações que ocorrem nesse tipo de proteção na área anódica, área catódica não aerada e reação quando utilizado grafite como anodo.



Fournier, Delafosse e Magnin (1999) em seus estudos, submeteram corpos de prova previamente encharcados com hidrogênio a ensaios de tração a baixa taxa de deformação, tendo como taxas de deslocamento os valores de $5 \times 10^{-7} \text{ s}^{-1}$, $5 \times 10^{-5} \text{ s}^{-1}$ e $5 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$. Os ensaios indicaram que a fragilização pelo hidrogênio está relacionada à segregação e transporte de hidrogênio através das discordâncias, sendo esta fragilidade caracterizada através da mudança nos modos de fratura de dúctil para frágil. Os

pesquisadores também observaram que para menores taxas de deformação, tal como $5 \times 10^{-7} \text{ s}^{-1}$, os fenômenos de fragilização são mais acentuados, enquanto que para maiores taxas de deformação, na ordem de $5 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$, a mobilidade das discordâncias é consideravelmente elevada para promover a segregação de hidrogênio e, neste caso, não se observou o fenômeno de fragilização.

Carrasco (2013) avaliou a susceptibilidade à fragilização por hidrogênio utilizando diferentes potenciais de proteção catódica. No estudo corpos de prova foram previamente enchacardos de hidrogênio durante um período de tempo determinado, através de testes de permeação realizados nos potenciais de -900 mVAg/AgCl, -950 mVAg/AgCl, -1100 mVAg/AgCl e -1300 mVAg/AgCl.

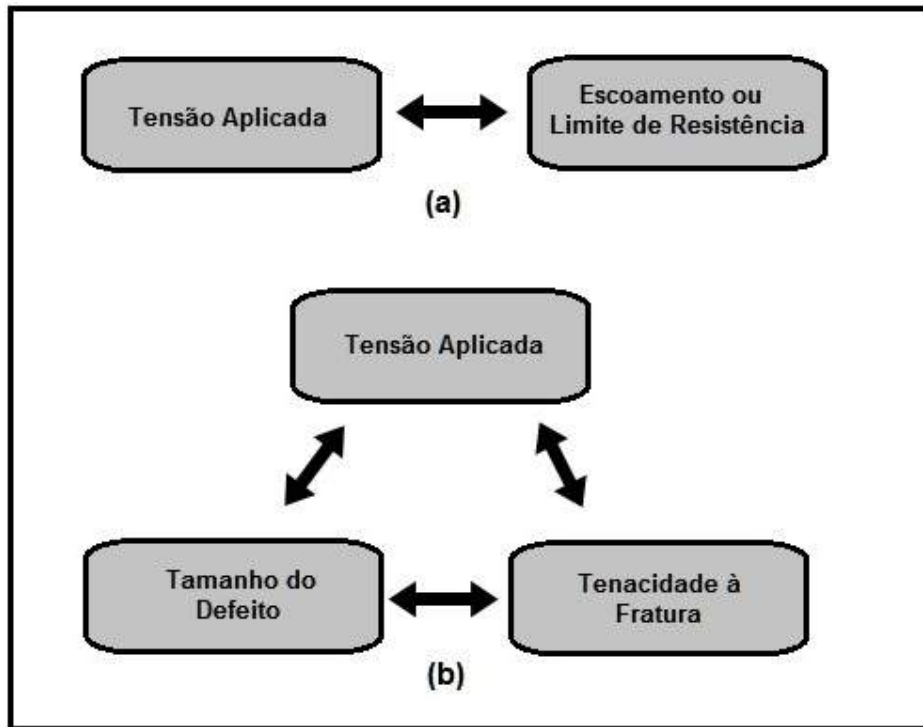
Logo em seguida, os corpos de prova eram levados para realização de ensaio de tração à taxa de deformação com taxa de deslocamento de $2,5 \times 10^{-5} \text{ s}^{-1}$, em célula de proteção catódica por corrente impressa acoplada à máquina de ensaios. Os resultados obtidos na pesquisa mostraram que para potenciais mais negativos, houve uma maior produção de hidrogênio e consequentemente o fenômeno de fragilização por hidrogênio foi mais acentuado.

2.3 MECÂNICA DA FRATURA

O estudo da mecânica da fratura é relativamente novo e tem como objetivo quantificar as combinações críticas de tensão e tamanho de trinca que produzem o crescimento da mesma (IPIÑA, 2004).

A abordagem tradicional da resistência dos materiais em projetos de estruturas considera basicamente duas variáveis: a tensão máxima aplicada e a resistência mecânica do material, além de tratar o material como contínuo, isotrópico e homogêneo. Já a mecânica da fratura leva em consideração além das variáveis da abordagem tradicional, a presença de defeitos no material sob tensão (HIPPERT JÚNIOR, 2004; HAAG, 2015). A Figura 13 apresenta uma comparação entre as considerações da mecânica tradicional e da mecânica da fratura utilizados em projetos mecânicos.

Figura 13 – Considerações para projetos mecânicos: (a) Mecânica Tradicional e (b) Mecânica da Fratura.



Fonte: Adaptado de Anderson (2005).

A presença de defeitos, como por exemplo, trincas, lacunas e discordâncias levou a necessidade de se avaliar e compreender os efeitos destes sobre a integridade estrutural de projetos mecânicos. Os conceitos da mecânica da fratura provaram ser adequados para a predição das condições de falhas de estruturas quando levados em consideração os defeitos presentes nos materiais e foram divididos em duas abordagens: linear-elástico (MFLE) e elasto-plástico (MFEP).

A mecânica da fratura linear-elástica é aplicada em situações em que a fratura ocorre sem envolver grandes deformações plásticas. Já nas situações em que a quantidade de deformação plástica torna-se expressiva, a abordagem da mecânica da fratura linear-elástica perde sua aplicação, sendo necessária a utilização de novos modelos que caracterizam a interação entre a fratura e a plasticidade, passando a ser empregada a abordagem da mecânica da fratura elasto-plástica (ANDERSON, 2005).

Para mecânica da fratura linear-elástica existem duas abordagens para prever a fratura frágil: a primeira é baseada em um critério de energia, que afirma que a propagação da trinca ocorrerá, quando a energia disponível para o crescimento da mesma superar a resistência do material, resultando na fratura; e a segunda é baseada no fator intensidade de tensões na ponta da trinca, que precisa atingir um nível crítico para que ocorra a fratura.

Na mecânica da fratura elasto-plástica também existem duas abordagens para

resolver os problemas envolvendo a fratura de materiais que apresentam deformação plástica na ponta da trinca. Estas duas abordagens são: *Crack Tip Opening Displacement* (CTOD) e Integral J. O método CTOD foi desenvolvido por Wells, e fundamenta-se em um conceito físico, enquanto que o método da Integral J utiliza o conceito de balanço de energia e foi desenvolvida por Rice. Ambos os métodos fornecem parâmetros que podem ser utilizados como critério para fratura (HAAG, 2015).

2.3.1 A Mecânica da Fratura Linear Elástica (MFLE)

A MFLE é empregada para o estudo do comportamento de trincas em materiais frágeis, como os aços de resistência mecânica elevada, onde a fratura ocorre precedida de uma deformação plástica mínima na ponta da trinca. Ela também é aplicável ao estudo de trincas em aços com resistência mecânica moderada, desde que seja satisfeita a condição da existência de restrições à deformação plástica extensa, que podem ocorrer pelo efeito da temperatura, pela degradação das propriedades mecânicas ou por fatores geométricos, como as dimensões da estrutura (ANDERSON, 2005; IPIÑA, 2004; HAAG, 2015).

Esta metodologia teve início com Irwin ao substituir o modelo de fratura energético de Griffith pelo da abordagem via campo de tensão e deformações à frente de uma trinca. Nesse novo modelo, envolvendo tanto o estado plano de tensão quanto o estado plano de deformação, IRWIN identificou um parâmetro proporcional ao campo de tensão, conhecido como fator de intensidade de tensão K, a partir do qual se estabeleceu uma referência na interpretação da fratura em componentes com comportamento elástico linear (ANDERSON, 2005; IPIÑA, 2004; HAAG, 2015).

Utilizando a teoria da elasticidade, o modelo de tensões complexas de Westergaard estabeleceu que o campo de tensões na frente de uma trinca, em termos de coordenadas polares, era dado pela equação 3.8.

$$\sigma_{ij} = \frac{K_1}{\sqrt{2\pi r}} f_{ij}(\theta) \quad (2.8)$$

Onde σ_{ij} é o tensor de tensões, r e θ as coordenadas polares e $f_{ij}(\theta)$ é uma função adimensional de θ .

Os modos fundamentais do deslocamento relativo das superfícies de uma trinca estão relacionados ao tipo de carregamento aplicado e associa-se, de forma independente ao respectivo fator de intensidade de tensão de acordo com as definições (ANDERSON, 2005):

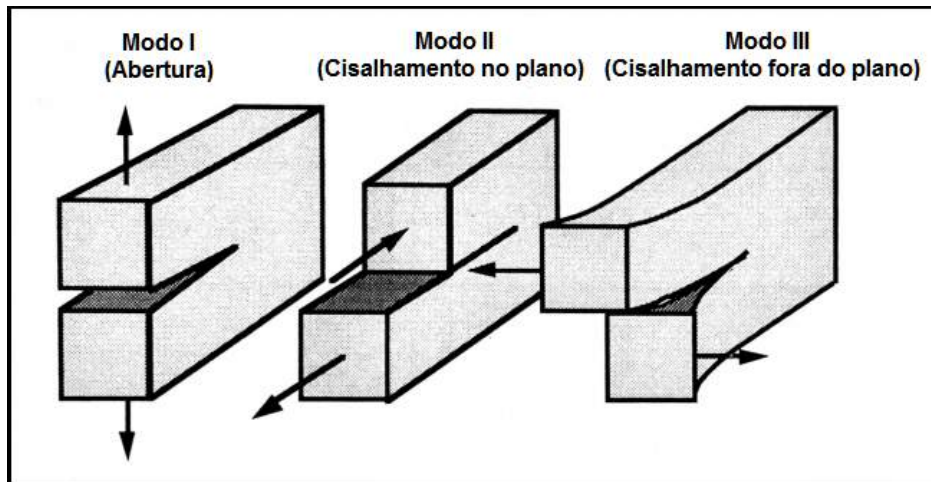
Modo I – Modo de abertura;

Modo II – Modo de deslizamento longitudinal;

Modo III- Modo de deslizamento transversal.

A Figura 14 apresenta os modos fundamentais de deslocamento relativo das superfícies de uma trinca.

Figura 14 – Modos fundamentais de deslocamento relativo das superfícies de uma trinca.



Fonte: adaptado de Anderson, 2005.

A partir das definições dos modos fundamentais de trincamento, os respectivos fatores de intensidade de tensão passam a ser definidos como:

K_I – Fator de intensidade de tensão associado ao modo de trincamento I;

K_{II} – Fator de intensidade de tensão associado ao modo de trincamento II;

K_{III} – Fator de intensidade de tensão associado ao modo de trincamento III.

Segundo Hippert Júnior (2004) o modo de abertura I é o mais encontrado em estruturas. Por representar também a situação mais crítica, a tenacidade à fratura do material em estado plano de deformação é definida como valor de K_{IC} .

Para certas condições específicas, Westergaard utilizando funções de tensão complexa, estabeleceu uma relação direta entre o fator de intensidade de tensão K_I e a tensão na extremidade da trinca através da equação 2.9:

$$K_I = \sigma\sqrt{\pi a} \quad (2.9)$$

2.3.2 A Mecânica da Fratura Elásto-Plástica (MFEP)

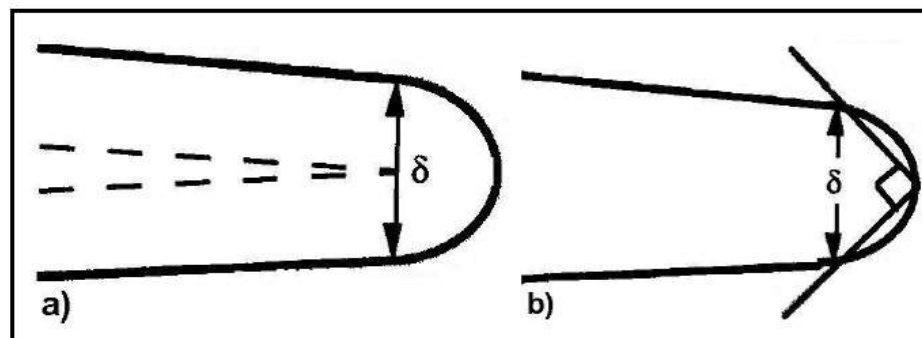
Nos materiais em que, pela sua tenacidade e ductilidade, a zona plástica estende-se de forma acentuada na frente da trinca, não é possível aplicar os princípios da MFLE nem utilizar os parâmetros nela desenvolvidos. Nesse caso, devem

ser empregados parâmetros que possam ser relacionados aos campos de tensões e deformações num regime que não é mais o do escoamento em pequena escala, de tal forma que as situações críticas destes campos, definidas pelos micromecanismos da fratura, possam ser caracterizados pelos valores críticos desses parâmetros. A MFEP, é a alternativa desenvolvida para o estudo da fratura em materiais dúcteis que exibem considerável plasticidade na ponta da trinca, onde os dois parâmetros mais utilizados para a representação da elasto-plasticidade no fraturamento são a medida da abertura da ponta da trinca δ (Crack Tip Opening Displacement - CTOD) e a Integral J (BS7448-2, 1997).

Ao contrário do ensaio de impacto Charpy que fornece o valor de energia absorvida até a fratura, o ensaio CTOD é mais preciso para a investigação de propriedades de resistência à propagação de trincas, pois nesse tipo de ensaio o resultado consiste em uma curva da carga versus deslocamento da mesma. Portanto, para uma melhor compreensão das características de fratura em aços, o ensaio CTOD torna-se essencial para a avaliação da tenacidade dos mesmos (SHIN, 2013).

Diferentemente do que ocorre com materiais frágeis, a presença de uma zona plástica de tamanho significativo na ponta da trinca dos materiais dúcteis permite que as duas faces da trinca separem-se sem haver crescimento desta. A distância entre elas, medida na ponta da trinca, é o parâmetro δ . Os critérios para a sua obtenção estão baseados na relação de proporcionalidade existente entre o grau de arredondamento da ponta da trinca e a tenacidade à fratura do material, pois é esperado que δ atinja um valor crítico para que ocorra o crescimento da trinca, portanto, δ crítico é igual à tenacidade à fratura. Das definições alternativas que existem para este parâmetro, as mais comuns são: (a) o deslocamento da ponta original da trinca e (b) o deslocamento da interseção do vértice a 90° com o flanco da trinca, mostradas na Figura 15 (ANDERSON, 2005; IPIÑA, 2004).

Figura 15 – Definições alternativas de CTOD, a) deslocamento da ponta original da trinca, b) deslocamento da interseção do vértice a 90° com o flanco da trinca.



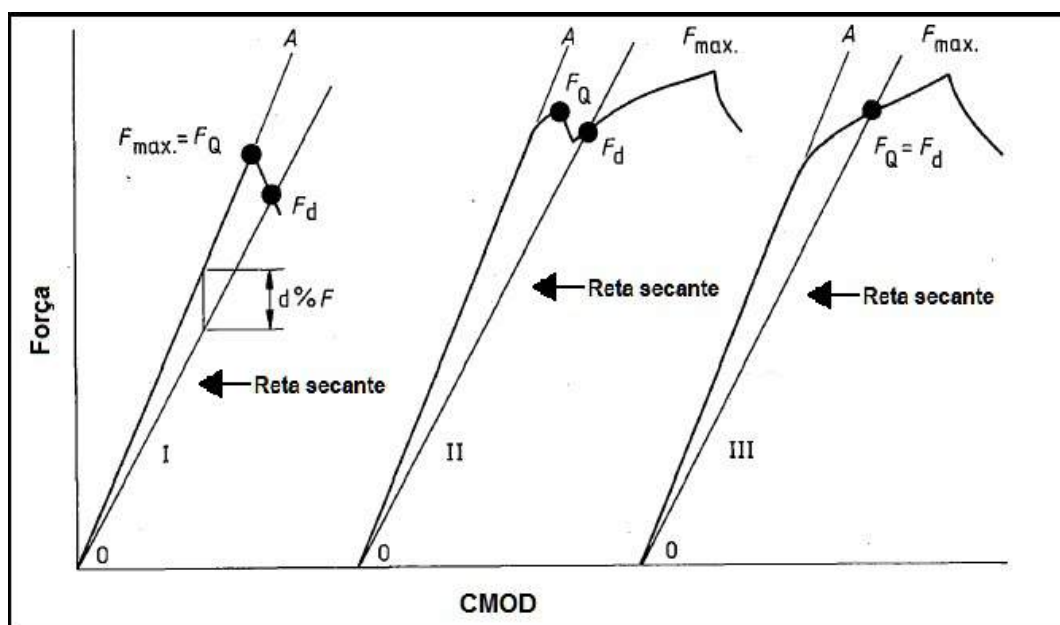
Fonte: adaptado de Anderson, 2005

Han et al. (2014) estudaram a influência da restrição a frente da ponta da trinca e o efeito da espessura do corpo de prova tipo SE(B) sobre o valor de tenacidade à fratura do aço x65, onde os mesmos concluíram que para relações entre a largura e espessura de corpos de prova menor que 1,5, o valor de CTOD independe do valor da espessura. Ju, Kim e Jang (2012) analisaram a influência da microestrutura formada na zona termicamente afetada por meio do valor CTOD e concluíram que na região de grãos grosseiros, os valores de CTOD são menores que na região de grãos finos.

2.3.3 Parâmetros do ensaio CTOD

Para verificação do tipo de fator de intensidade de tensão (K) a se utilizar para o cálculo da tenacidade à fratura é necessário a determinação do valor da força provisória (F_Q). A Figura 16 apresenta o método de determinação deste valor segundo a norma BS7448-2 (1997) através da construção de uma reta secante, no qual o coeficiente angular é 5% menor do que o segmento linear elástico da curva Força versus CMOD (*Crack Mouth Opening Displacement*), relativa ao ensaio CTOD.

Figura 16 – Método para determinação de F_Q .



Fonte: Adaptado de BS7448-2 (1997).

Considerando-se as dimensões dos corpos de prova SE(B) utilizados nos ensaios e a força aplicada é possível determinar o valor do fator de intensidade de tensões (K), através da equação 2.10 conforme norma ASTM E1820 (2008). Nesta equação, “F” corresponde à força aplicada, “B” e “W” à espessura e à largura, respectivamente

do corpo de prova e “a” ao comprimento da trinca.

$$K_{(i)} = \left[\frac{F_i S}{(B B_N)^{1/2} W^{3/2}} \right] f(a_i/W) \quad (2.10)$$

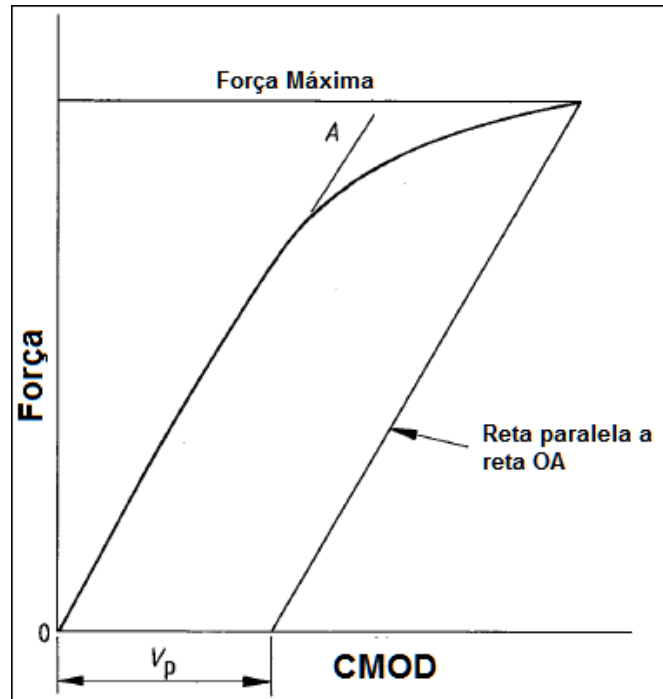
A partir da ruptura dos corpos de prova, o valor da força máxima (F_{mx}) deve ser determinado e relacionado ao valor de F_Q através da razão F_{mx}/F_Q (BS7448-2, 1997). Caso o resultado seja maior que 1,10, a tenacidade à fratura do material não pode ser avaliada em termos do fator de intensidade de tensões (K_{IC}), pois não atende os requisitos da Mecânica da Fratura Linear-Elastica (MFLE), mas sim através da técnica CTOD, onde passa a valer os conceitos da Mecânica da Fratura Elasto-Plástica (MFEP).

Para determinação do valor de CTOD (δ) utiliza-se a Equação 2.11. De acordo com esta equação o valor CTOD é calculado através de duas componentes, uma elástica e outra plástica (BS7448-2, 1997), portanto leva em consideração dados do material e do corpo de prova, tais como módulo de elasticidade (E), tensão de escoamento (σ_Y), coeficiente de poisson (ν), largura do corpo de prova (W), espessura do corpo de prova (B), comprimento da trinca (a_0) e abertura da boca da trinca (V_P) do corpo de prova, durante o ensaio. Para obtenção do valor V_P é necessário a traçagem de uma reta paralela ao regime linear elástico da curva Força versus CMOD como mostrado na Figura 17.

$$\delta = \frac{(1 - \nu^2)K^2}{2\sigma_Y E} + \frac{0,4(W - a_0)V_P}{0,4W + 0,6a_0 + z} \quad (2.11)$$

Onde, δ , ν , K , σ , E , W , V_P , a_0 e z , representam respectivamente, CTOD, coeficiente de poisson, fator de intensidade de tensão, módulo de elasticidade, largura do corpo de prova, abertura da boca da trinca, comprimento da trinca e *knife edge*.

Figura 17 – Método de determinação de V_p .



Fonte: adaptado de BS7448-2, 1997.

3 Materiais e Métodos

Este capítulo apresenta os procedimentos experimentais adotados na realização deste trabalho.

3.1 MATERIAIS

3.1.1 Metal de base

O material utilizado como metal de base para confecção das juntas soldadas foi o aço ASTM A131 Grau AH32 processado por laminação convencional, cuja a composição química está apresentada na Tabela 1.

Tabela 1 – Composição Química do Metal de Base.

Elemento Químico	ASTM A131 Grau AH32
C	0,180
Mn	0,900 - 1,600
Si	0,100 - 0,500
P	0,035
S	0,035
Al	0,015
Nb	0,020 - 0,050
V	0,050 - 0,10
Ti	0,020
Cu	0,350
Cr	0,20
Ni	0,40
Mo	0,08

Fonte: Norma ASTM A131, 2014.

3.1.2 Consumível para soldagem

O arame utilizado para confecção das juntas soldadas foi E71T-1C com fluxo rutílico, diâmetro de 1,2mm e gás de proteção 100% CO₂. As Tabelas 2 e 3 apresentam, respectivamente, a composição química e as propriedades mecânicas do arame obtidos através do catálogo do fabricante.

Tabela 2 – Composição química do metal depositado.

% C	% Si	% Mn
0,04	0,48	1,10

Fonte: Catálogo ESAB.

Tabela 3 – Propriedades mecânicas do metal depositado.

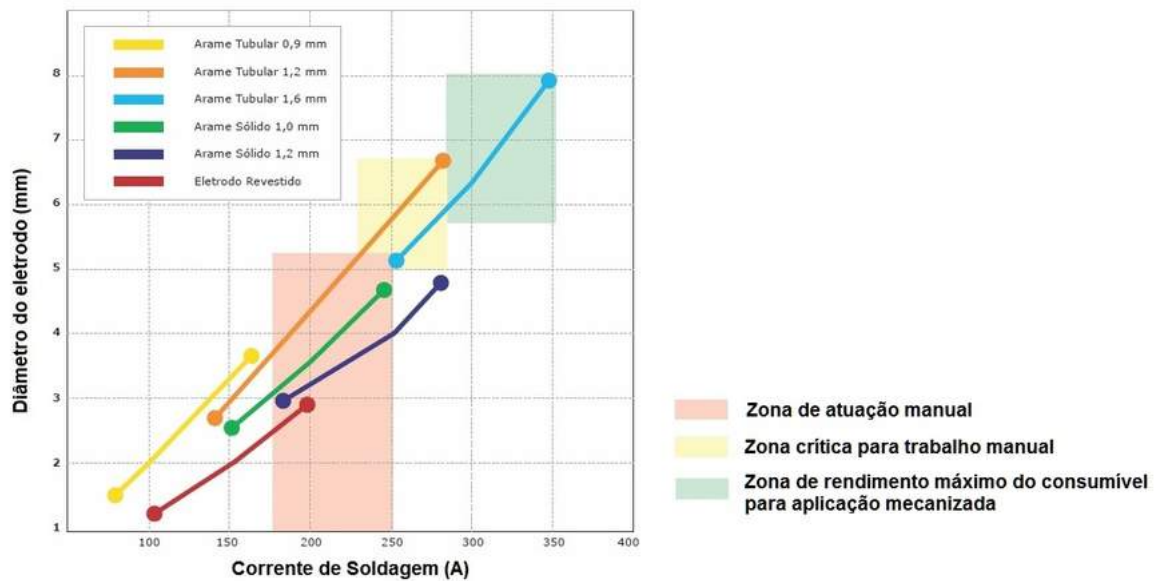
Propriedade Mecânica	Valor de referência
Limite de Escoamento (MPa)	540
Limite de Resistência (MPa)	590
Alongamento (%)	28
Impacto Charpy a -30°C (J)	86

Fonte: Catálogo ESAB.

3.1.3 Equipamento para o processo de soldagem

O máquina de solda utilizada para a confecção das juntas soldadas foi a In-vertex V350-PRO multiprocesso do fabricante Lincoln. Foi acoplado ao alimentador deste equipamento, o dispositivo oscilador de tocha Oscimatic da marca UniArc com capacidade de operação para amplitude de 0 a 24mm e velocidade de deslocamento de 0 a 1,2 m/min. As curvas de rendimento para soldagem com arames tubulares de diâmetros variando de 0,9mm a 1,2mm do dispositivo oscilador estão apresentadas na Figura 18.

Figura 18 – Curvas de rendimento com oscilador Oscimatic para soldagem com arames tubulares.



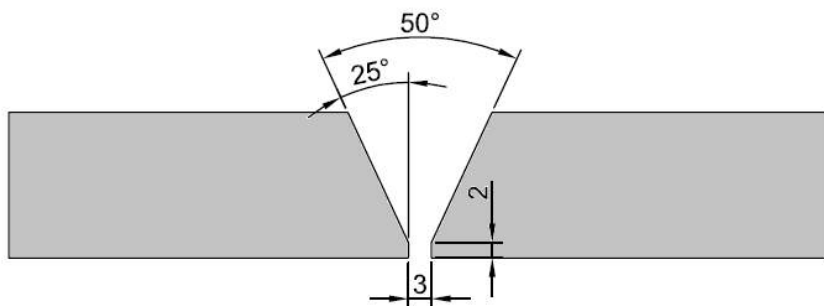
Fonte: adaptado de UNIARC, 2003.

3.2 MÉTODOS

3.2.1 Procedimento de soldagem

As juntas soldadas foram confeccionadas através do processo FCAW segundo especificação de procedimento de soldagem (EPS). Foram confeccionadas duas juntas soldadas na posição plana e para ambas foi adotado o mesmo tipo de geometria de chanfro (Figura 19), sendo uma com a utilização da técnica de tecimento e a outra sem utilização da técnica. Para distinção nos ensaios, as mesmas foram denominadas da seguinte forma: Junta Soldada Sem Tecimento (ST) e Junta Soldada Com Tecimento (CT).

Figura 19 – Geometria da junta soldada.



Fonte: Autor.

O procedimento de soldagem da junta soldada CT foi realizado através de 5 passes com utilização de tecimento em forma triangular, cujos tempos e parâmetros estão apresentados na Tabela 4, enquanto o procedimento da junta soldada ST foi realizado através de 9 passes, com os tempos e parâmetros apresentados na Tabela 5.

Tabela 4 – Parâmetros de soldagem Junta soldada CT.

Passe	1°	2°	3°	4°	5°
Tensão (V)	27,2	28,1	28,3	29,1	28,5
Corrente (A)	175	196	203	222	189
Amplitude de Oscilação (mm)	7,0	10,4	14,6	18	21
Parada (s)	0,7/0,7	0,7/0,7	0,7/0,7	0,7/0,8	0,5/0,5
Vel. Osc. (%)	100	100	100	100	100
Vel. Trat. Av (cm/min)	14	14	13	10	6,0
Tempo	2'32"08	2'51"36	3'07"39	3'49"06	4'27"56

Fonte: Autor.

Tabela 5 – Parâmetros de soldagem junta soldada ST.

Passe	1°	2°	3°	4°	5°	6°	7°	8°	9°
Tensão (V)	28,8	28,1	28,2	28,2	28,2	28,2	27,4	27,4	27,1
Corrente (A)	172	189	191	187	202	191	183	172	178
Amplitude de Oscilação (mm)	5,4	5,2	4,6	4,4	5,0	5,4	5,2	5,2	5,2
Parada (s)	0,6/0,9	0,7/0,7	0,5/0,5	0,5/0,5	0,5/0,5	0,4/0,3	0,3/0,4	0,3/0,4	0,3/0,4
Vel. Osc. (%)	100	100	100	100	100	100	100	100	100
Vel. Trat. Av (cm/min)	12	15	18	19	16	18	18	12	12
Tempo	2'29"65	2'52"97	3'09"39	2'06"94	1'57"83	2'19"78	2'59"01	2'40"15	3'05"34

Fonte: Autor.

3.2.2 Composição química

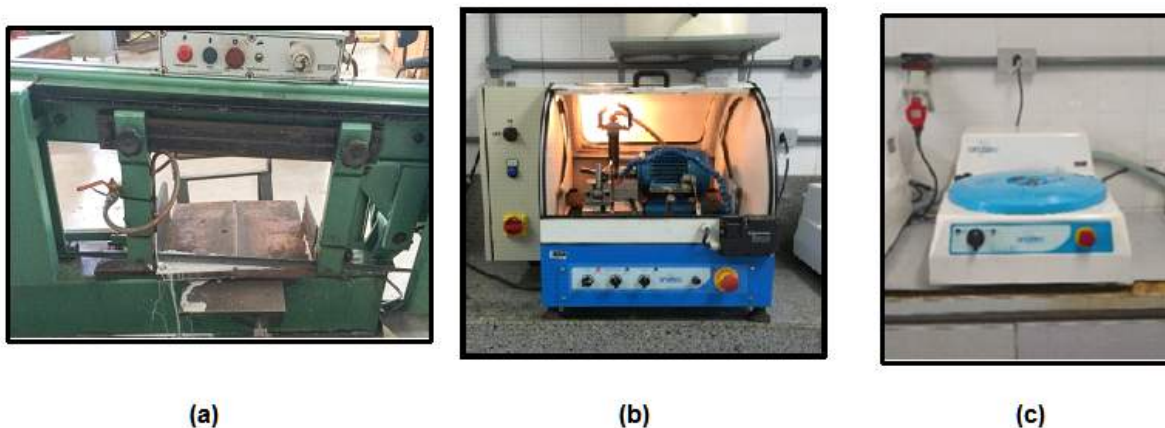
Para detalhamento da composição química do metal de base foi retirada uma amostra de cada junta soldada e as mesmas foram analisadas pelo método de espectrometria de emissão ótica em equipamento da marca ARL Metal Analyzer modelo 3460. Essas amostras foram lixadas em lixadeira metalográfica com lixa de granulometria 220. Após lixamento, as amostras foram levadas para análise química qualitativa, onde foram verificadas as composições químicas percentuais. Este ensaio foi realizado seguindo as orientações contidas na norma ASTM E415 (2015).

3.2.3 Caracterização Metalográfica

A preparação metalográfica foi iniciada com o corte da chapa em uma serra de fita da marca Franho modelo FM400 e, logo em seguida o material foi levado para cortadora metalográfica da marca Arotec modelo COR80 para regularização das dimensões, ambas sob-refrigeração. Após os procedimentos de corte e regularização das dimensões, foi realizado o lixamento das amostras com lixadeira/politriz da marca Arotec modelo AROPOL-2V com lixas de granulometrias na sequência 180#, 220#, 320#, 400#, 600#, 1200# e 1500#. Após o lixamento foi realizado polimento utilizando

pastas abrasivas de alumina com granulometrias em sequência de 3 μm e 1 μm , seguido do ataque químico (ASTM E3, 1995; MANNHEIMER, 2002). A Figura 20 apresenta os equipamentos utilizados para preparação metalografica dos corpos de prova.

Figura 20 – Equipamentos utilizados na preparação de amostras para análise microscópica. (a) Serra de Fita, (b) Cortadora Metalografica e (c) Lixadeira/Politriz.



Fonte: Autor.

3.2.4 Análise Macrográfica e Micrográfica

Para análise macrográfica das juntas soldadas CT e ST, com o objetivo de verificação da distribuição dos cordões de solda e presença de defeitos nas regiões formadas após o processo de soldagem foi utilizado o Estereo Microscópio da marca Zeiss modelo V16. Para tanto foi necessário realização dos procedimentos de preparação de amostras e ataque químico por imersão com o reagente Nital 10% durante 10s. Já para análise micrográfica das juntas soldadas CT e ST com o objetivo de verificação da formação microestrutural após o processo de soldagem foi utilizado o microscópio invertido da marca Zeiss modelo Observer e os mesmos procedimentos da análise macrográfica, mudando apenas o reagente para Nital 2% durante 15s e Klemm durante 50s.

3.2.5 Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV)

Para avaliar o tipo de fratura encontrada nos corpos de prova confeccionados a partir das juntas soldadas CT e ST, submetidos ao ensaio de tração convencional, tração a baixa taxa de deformação (BTD) em meio rico em hidrogênio e CTOD foi utilizado um microscópio eletrônico de varredura da marca HITACHI modelo TM 3000 equipado com EDS (energy dispersive x-ray detector), que permite a identificação de elementos químicos durante a análise das amostras.

3.2.6 Ensaios Mecânicos

Para realização dos ensaios deste trabalho foram confeccionados 47 corpos de prova. As informações referentes às dimensões e condições de realização de ensaios estão apresentadas na Tabela 6.

Tabela 6 – Corpos de Prova.

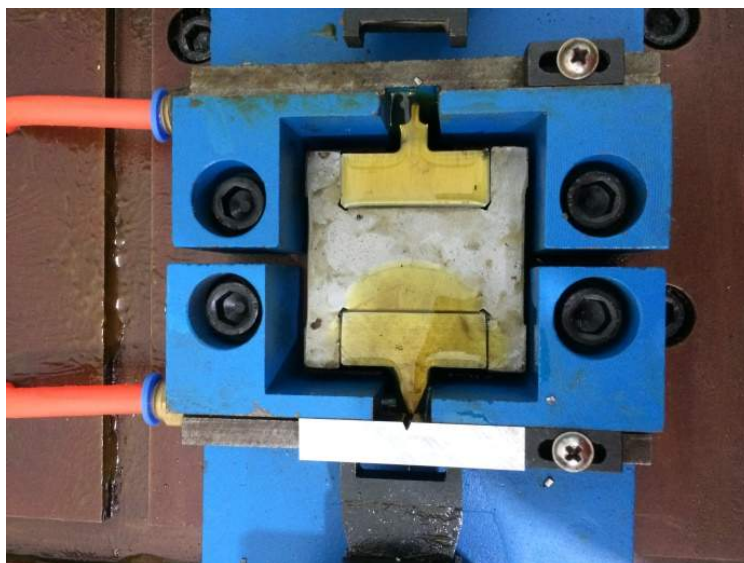
Quant.	Ensaio	Comprimento (mm)	Largura (mm)	Espessura (mm)	Diâmetro (mm)	Condição
2	Análise Química	20,05	12,20	10,17	-	Ambiente
4	Metalografia	50,00	20,50	9,50	-	Ambiente
2	Microdureza Vickers	45,00	20,50	9,50	-	Ambiente
9	Tração	57,20±0,32	10,48±0,04	6,34±0,07	-	Ambiente
3	BTD	31,93±0,02	-	-	5,97±0,04	Ambiente
6	BTD	31,99±0,06	-	-	6,00±0,05	Hidrogenado
9	Impacto Charpy	55,25±0,30	10,03±0,09	10,01±0,06	-	0 °C
3	Eletroquímico	50,00	20,50	9,50	-	Ambiente
3	CTOD	68,24±0,05	15,03±0,05	14,98±0,05	-	Ambiente
6	CTOD	68,11±0,09	15,02±0,03	15,03±0,06	-	Hidrogenado

Fonte: Autor.

3.2.6.1 Ensaio de Impacto Charpy

Para a confecção dos corpos de prova visando à realização do ensaio de Impacto Charpy, as juntas soldadas foram cortadas nas regiões transversais ao cordão de solda. Nesta etapa, foi utilizada serra de fita com refrigeração e, em seguida, uma fresadora ferramenteira da marca DEB'MAQ modelo FVF2000 para finalização das medidas requeridas na norma ASTM E23 (2007). Após usinagem na fresadora, os corpos de prova foram medidos com paquímetro digital com resolução de 0,01mm e posteriormente entalhados com o auxílio de uma brochadeira com ferramenta preparada para entalhe em V, como apresentado na Figura 21.

Figura 21 – Brochadeira para usinagem de entalhes para ensaio de Impacto Charpy



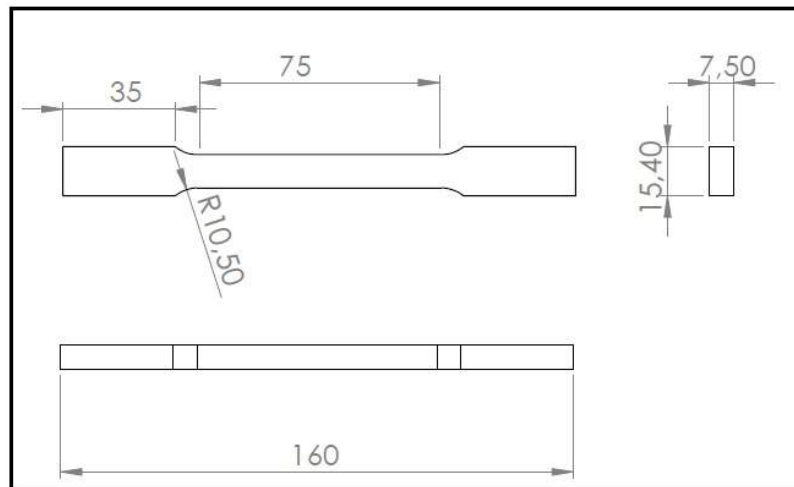
Fonte: Autor.

O ensaio de impacto charpy foi realizado em máquina preparada com martelo de 500J nas temperaturas ambiente e 0 °C conforme recomendações em norma.

3.2.6.2 Ensaio de Tração

O ensaio de tração foi realizado em máquina eletromecânica da marca EMIC modelo DL10000 com capacidade de carga de 100KN, utilizando extensômetro com abertura de 50,0 mm a 75,0 mm e velocidade de deslocamento das garras de 0,5 mm/min. Para a confecção dos corpos de prova de tração, a chapa foi cortada no sentido perpendicular ao cordão de solda com o auxílio de uma serra de fita com sistema de refrigeração e, em seguida, as peças retiradas, após o corte, passaram por fresamento para obtenção das dimensões finais especificadas segundo norma ASTM E8/E8M (2011). A Figura 22 apresenta um desenho contendo as dimensões dos corpos de prova confeccionados para realização do ensaio de tração, enquanto na Figura 23 pode ser visualizado o corpo de prova com extensômetro montado na máquina de tração para realização do ensaio.

Figura 22 – Corpos de prova planos para ensaio de tração.



Fonte: Autor.

Figura 23 – Montagem de corpo de prova para ensaio de tração.



Fonte: Autor.

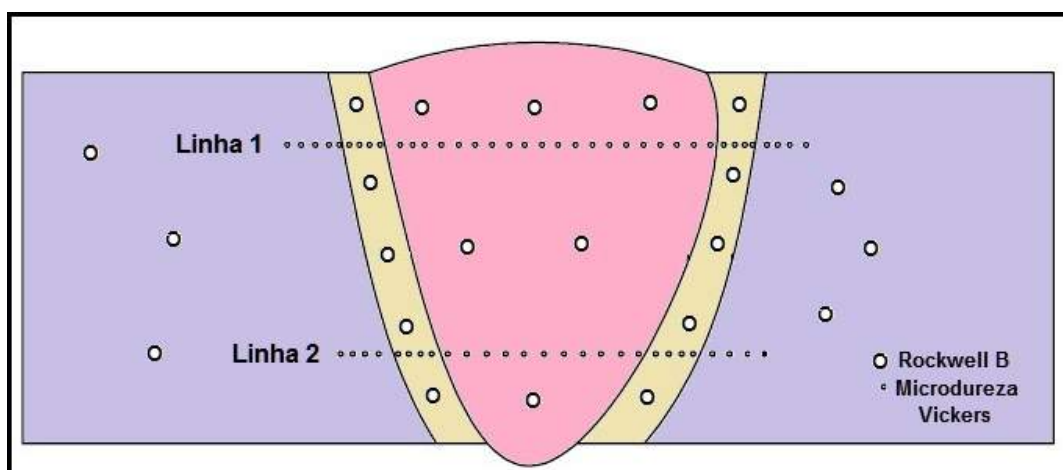
3.2.6.3 Ensaio de Dureza e Microdureza

Para os ensaios de dureza e microdureza todos os corpos de prova foram lixados e polidos conforme os procedimentos apresentados na seção 4.2.3. No ensaio de dureza foi utilizado o equipamento na escala de dureza Rockwell B, tendo como penetrador uma esfera de aço tratado, com diâmetro de 1,5875 mm. Neste ensaio foram avaliados 6 pontos sobre a região do metal de base, 10 pontos sobre a região

da zona termicamente afetada e 6 pontos sobre a região da zona fundida. Já para o ensaio de microdureza Vickers, foi utilizado o equipamento EMCO TEST DuraScan preparado com penetrador de diamante com geometria piramidal de base quadrada, tendo os ângulos entre faces de 136° . A carga utilizada foi de 0,3kg por um tempo de permanência de 10s e distância entre os pontos de indentação de 0,3mm. Neste ensaio foram avaliados 100 pontos de indentação, onde os mesmos iniciaram-se no metal de base e passaram pelas regiões formadas devido ao procedimento de soldagem, chegando ao metal de base do lado oposto da junta soldada.

Todos os procedimentos seguiram critérios e recomendações contidas nas normas DNV-OS-F101 (2007), ASTM E384 (2011), ASTM E18 (2014). As regiões na qual foram realizadas as indentações nos corpos de prova estão representadas na Figura 24.

Figura 24 – Distribuição de indentações: Dureza Rockwell B e Microdureza Vickers.



Fonte: Autor.

3.2.6.4 Avaliação do potencial de corrosão

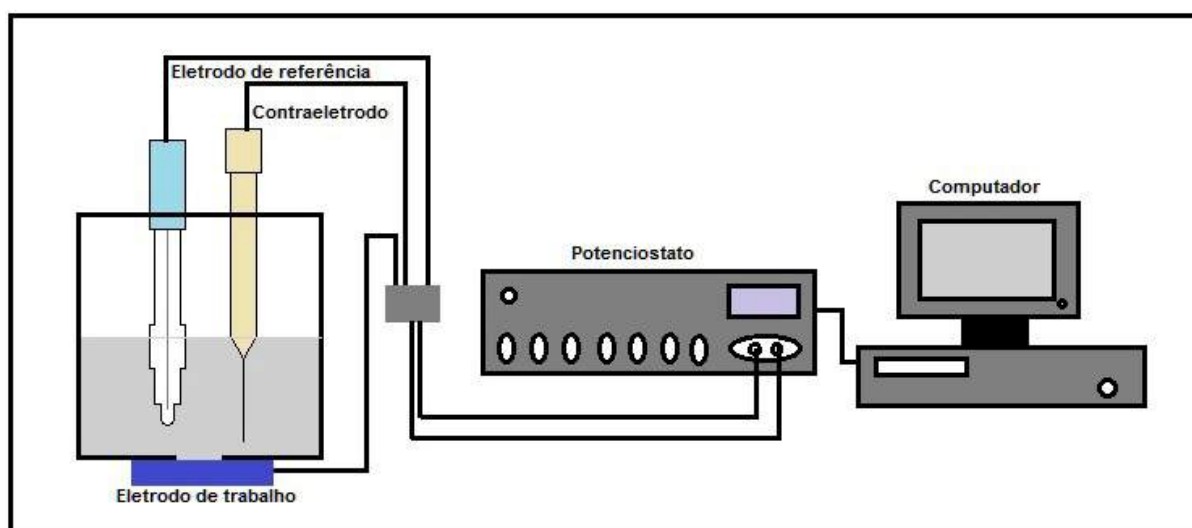
Visando avaliar o valor do potencial de corrosão do metal de base e zona fundida das juntas soldadas ST e CT, para determinar faixa de potencial mais adequada de proteção catódica, foi realizado ensaio de polarização linear. As medidas eletroquímicas foram realizadas no potenciostato AUTOLAB PGSTAT 100N acoplado a um computador, utilizando o software NOVA 1.11. Foi utilizada uma célula de três eletrodos, constituída de um eletrodo de trabalho (corpo de prova retirado da junta soldada), eletrodo de referência de Ag/AgCl e contra eletrodo de platina, tendo como eletrólito água do mar sintética preparada conforme norma ASTM D1141 (1998), cuja composição é apresentada na Tabela 7. A Figura 25 apresenta um esquema da montagem do experimento.

Tabela 7 – Quantidade de sais em gramas para preparação de 10L de água do mar sintética.

Sais	Massa (g)
$\text{MgCl}_2 \cdot 6\text{H}_2\text{O}$	555,60
$\text{CaCl}_2 \cdot 2\text{H}_2\text{O}$	76,80
SrCl_2	2,10
KCl	69,50
NaHCO_3	20,10
KBr	10,00
H_3BO_3	2,70
NaF	0,30
NaCl	245,34
NaSO_4	40,90

Fonte: Norma ASTM D1141 (1998).

Figura 25 – Esquema do ensaio de polarização.



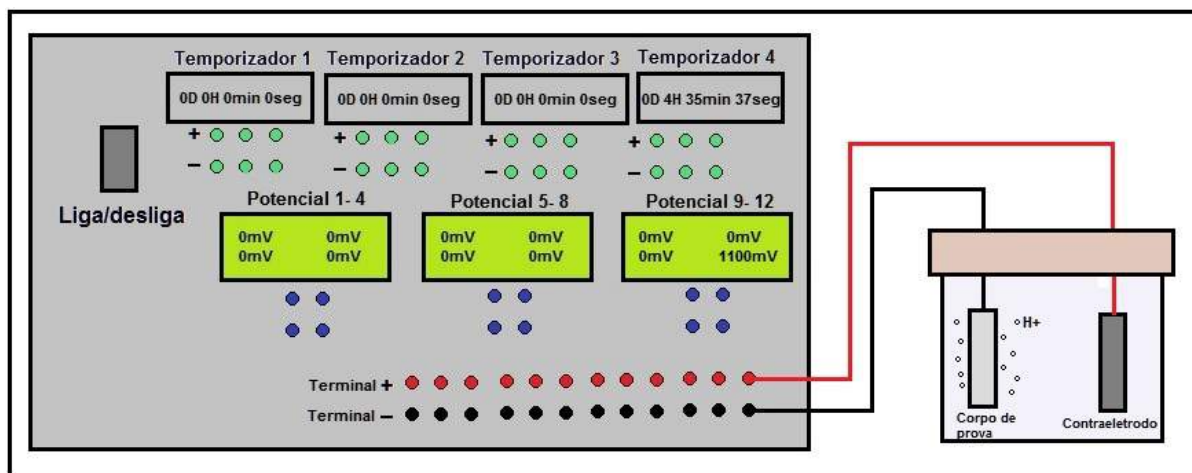
Fonte: Autor.

3.2.6.5 Encharque de Hidrogênio

Devido à necessidade da realização simultânea de mais de um ensaio, em tempo previamente determinado, foi desenvolvido um sistema com voltímetro variando

de 0 a 5000mV, temporizador variando de 0 a 100 dias e sistema de segurança contra queda de energia com autonomia de 12 horas. O sistema era composto por controle independente de tensão, que permitia o encharque de hidrogênio em 12 células de hidrogenação ao mesmo tempo. A Figura 26 apresenta um esquema da fonte desenvolvida no COMPOLAB-UFPE e como foi realizada a montagem dos sistemas de encharque de hidrogênio.

Figura 26 – Esquema de montagem com a utilização da fonte desenvolvida no laboratório.



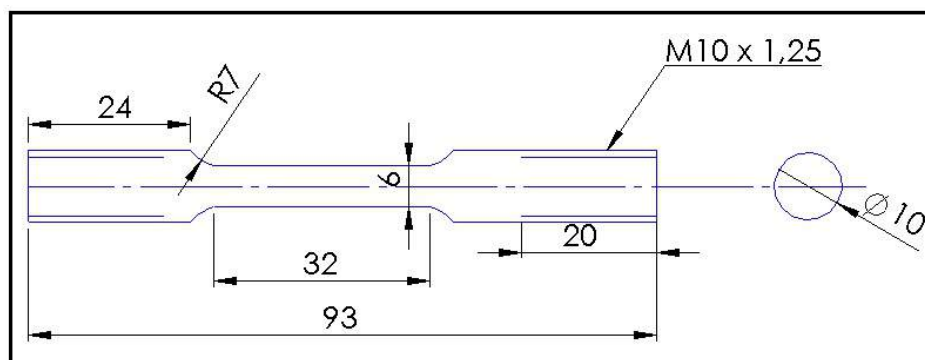
Fonte: Autor.

Neste ensaio os corpos de prova foram encharcados através de sistemas de proteção catódica por corrente impressa com regulagem de tensão para -1100 mV , tendo como contra eletrodo grafite e fluido condutor água do mar sintética. Também foi adotada a condição de temperatura ambiente, período de permeação de hidrogênio de 7 dias com troca do eletrólito a cada 24h devido a diminuição do pH que tornava o meio ácido.

3.2.6.6 Ensaios de tração a Baixa Taxa de Deformação

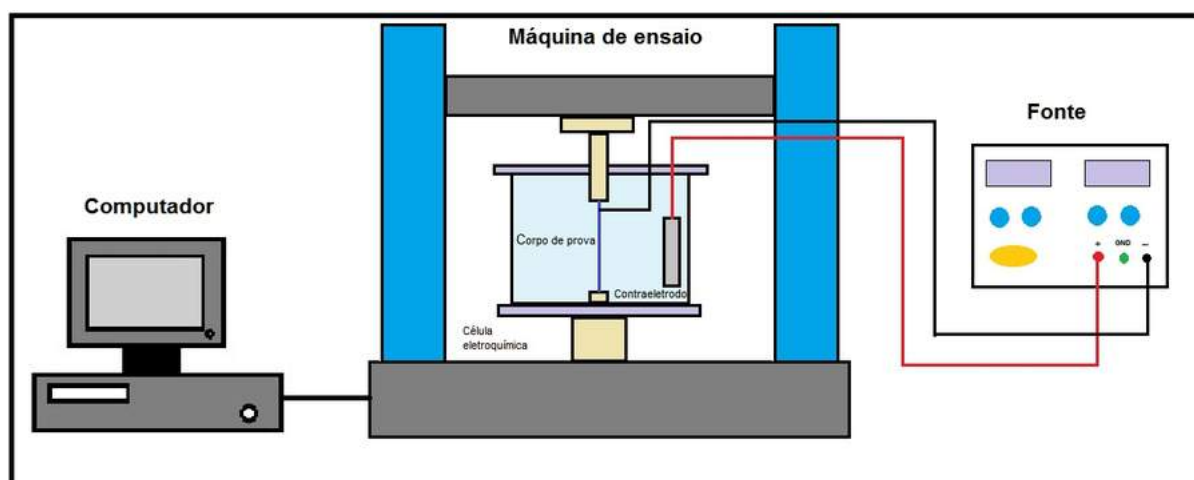
A partir destes testes foram obtidas as propriedades mecânicas das juntas soldadas ST e CT quando em meio rico em hidrogênio. Para tanto, corpos de prova no formato cilíndrico foram confeccionados com as dimensões apresentadas na Figura 27.

Figura 27 – Dimensões do corpo de prova para ensaio BTB.



Os corpos de prova foram hidrogenados por um período de 7 dias e logo em seguida tracionados sob as mesmas condições de encharque prévio até a ruptura. Os ensaios foram realizados à temperatura ambiente, a uma velocidade de deslocamento de $5,0 \times 10^{-5}$ mm/s, seguindo recomendações da norma ASTM G129 (2013). A fim de evitar a perda do hidrogênio retido no corpo de prova durante o período de permeação de 7 dias, que ocorreria se os testes fossem realizados ao ar, foi confeccionada no laboratório, uma célula eletroquímica com volume de 2,4 litros para ser acoplada à máquina de ensaios. A Figura 28 apresenta um esquema da montagem para realização do ensaio, e a Figura 29 mostra a célula eletroquímica desenvolvida e confeccionada para realização do ensaio.

Figura 28 – Esquema da montagem experimental para realização de ensaio BTB em meio rico em hidrogênio.



Fonte: Autor.

Figura 29 – Célula eletroquímica para realização de ensaio BTd.



Fonte: Autor.

A partir deste ensaio foi verificada a suscetibilidade à fragilização por hidrogênio nas regiões estudadas das juntas soldadas ST e CT comparando-se a deformação sofrida pelas amostras hydrogenadas e as não hydrogenadas, o que permitiu determinar um índice de fragilização, I_F . Valores desse índice próximos à 1 (um) indicam que o material é resistente à fragilização por hidrogênio, enquanto valores mais baixos indicam diminuição dessa resistência e, portanto, aumento da sua suscetibilidade a esse processo de fragilização. Valores muito baixos, próximos a zero, indicam que o material ensaiado é altamente suscetível (ASTM G129, 2013). Para obtenção do índice de fragilização foi utilizada a equação 3.1, onde ε_H representa a deformação do corpo de prova com material hydrogenado e ε a deformação do corpo-de-prova com material livre de hidrogênio.

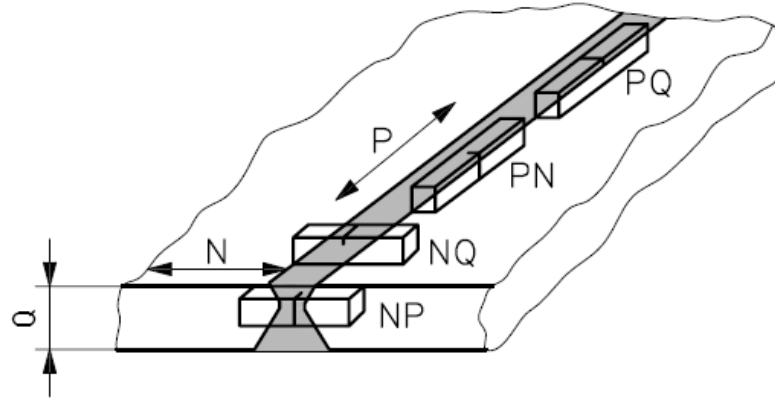
$$I_F = \frac{\varepsilon_H}{\varepsilon} \quad (3.1)$$

3.2.6.7 Pré-Trincamento por Fadiga

Para a confecção dos corpos de prova para realização do ensaio CTOD, as juntas soldadas foram cortadas nas regiões do metal de base e cordão de solda no

sentido NQ, conforme Figura 30 (BS EN ISO 15653, 2002).

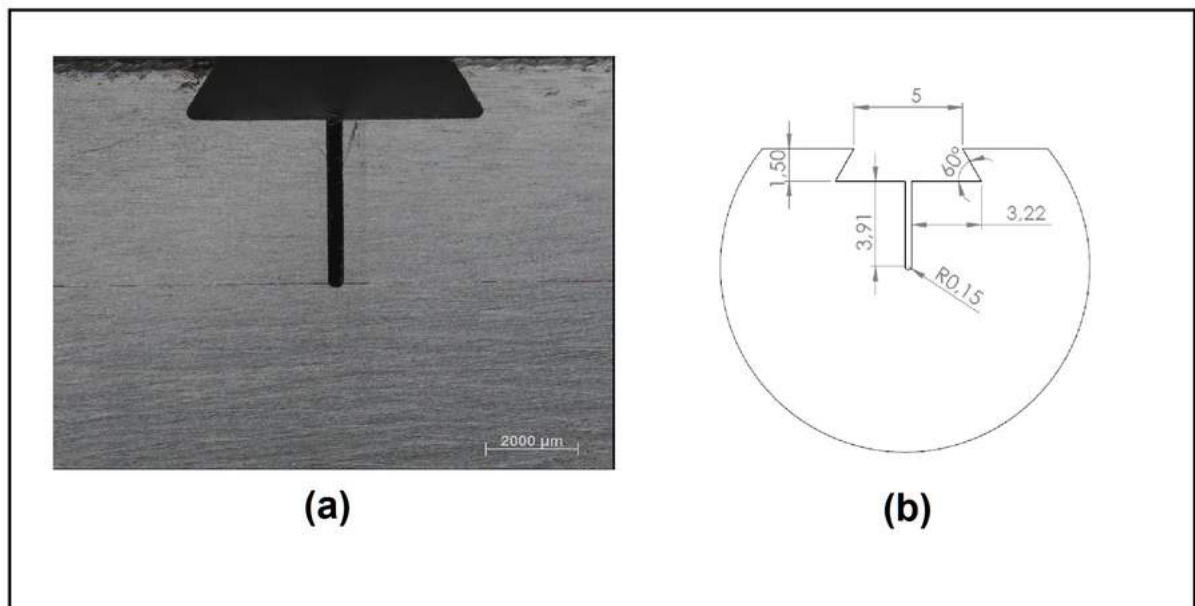
Figura 30 – Posições para retirada de corpos de prova CTOD.



Fonte: BS EN ISO 15653 (2002).

Foi utilizada, em primeiro momento, uma serra de fita com refrigeração, em seguida uma fresadora para aproximação das medidas e, ao final, retífica plana para finalização das dimensões requeridas na norma ASTM E399 (2008). Após retificação, os corpos de prova foram usinados em eletroerosão a fio para abertura do entalhe apresentado na Figura 31, que serviu como concentrador de tensão para abertura da pré-trinca de fadiga.

Figura 31 – Entalhe usinado para realização de pré-trincamento por fadiga: (a) geometria do entalhe e (b) dimensões do entalhe.



Fonte: Autor.

A máquina utilizada para abertura da pré-trinca de fadiga foi da marca Instron

modelo 8801 tipo Servo-Hidráulica com capacidade de carga de 100KN. Os parâmetros utilizados para obtenção da trinca encontram-se apresentados na Tabela 8. O ensaio foi realizado segundo orientações da norma ASTM E647 (2005) que trata de crescimento de trinca por fadiga.

Tabela 8 – Parâmetros para abertura de pré trinca por fadiga.

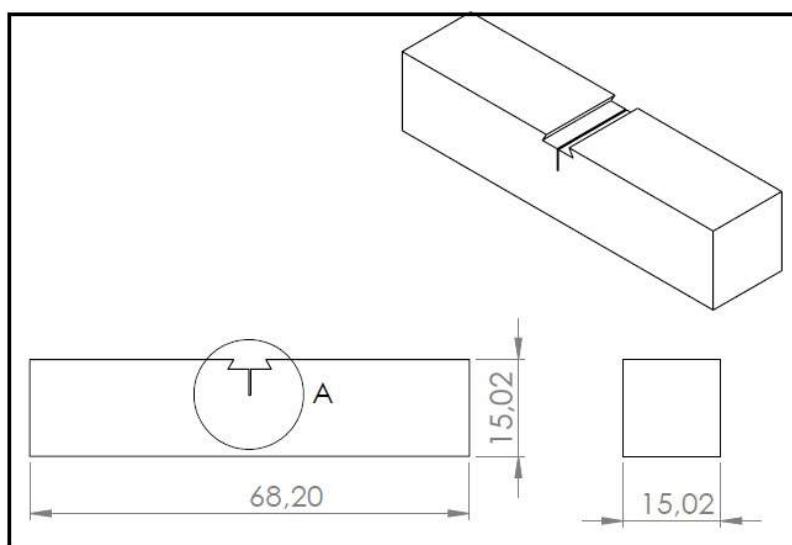
Crack lenght (mm)	R-Ratio	ΔK (MPa. $\sqrt{m}$)	Frequência (Hz)
5,5	0,1	17	20

Fonte: Autor.

3.2.6.8 Confecção de corpos de prova para ensaio CTOD

As dimensões, forma, acabamento e relações geométricas para confecção dos corpos de prova tipo SE(B) foram padronizados segundo norma ASTM1290 (2002) E BS 7448 (1997), que serviu de referência não só para ensaios CTOD, como também para determinação experimental de todos os parâmetros envolvidos nos ensaios da mecânica da fratura. A Figura 32 apresenta as dimensões utilizadas nos corpos de prova para realização deste ensaio.

Figura 32 – Dimensões do corpo de prova tipo SE(B) para realização de ensaio CTOD.



Fonte: Autor.

Conforme padrão estabelecido em norma, as principais dimensões que o corpo de prova tipo SE(B) precisa estar compreendido, são:

- $1 \leq W/B \leq 4$;
- $0,45 \leq a_0/W \leq 0,70$;
- $S = 4W$.

Onde, W é a largura do corpo de prova, B é a espessura do corpo de prova, a_0 é comprimento da trinca e S é a distância entre os roletes do suporte para ensaio de flexão três pontos.

4 RESULTADOS E DISCUSSÃO

No presente capítulo são apresentados, analisados e discutidos os resultados obtidos nos ensaios realizados. Nesta etapa foram realizados análise macroestrutural e microestrutural das juntas soldadas, ensaio de tração convencional e a baixa taxa de deformação (BTD), ensaios de dureza e microdureza, ensaios de impacto Charpy e ensaio da mecânica da fratura CTOD (Crack Tip Opening Displacement).

4.1 CARACTERIZAÇÃO DO METAL DE BASE

4.1.1 Composição Química

A Tabela 9 apresenta a composição química do metal de base obtida através de espectrometria óptica.

Tabela 9 – Composição Química do Metal de Base.

Elemento Químico	Metal de Base Utilizado
C	0,175±0,020
Mn	1,555±0,160
Si	0,245±0,007
P	0,010±0,002
S	0,002±0,002
Al	0,030±0,006
Nb	0,016±0,002
V	0,001±0,001
Ti	0,022±0,007
Cu	0,015±0,007
Cr	0,030±0,000
Ni	0,010±0,000
Mo	0,000
Ceq	0,410

Fonte: Autor

Nesta análise foi encontrado valor abaixo quando comparado com o valor mínimo requerido em norma do elemento Vanádio (V). A norma ASTM A131 (2014) cita que Vanádio e Nióbio quando utilizados em combinação com Alumínio, o conteúdo mínimo deve ser de 0,030% e 0,010%, respectivamente. Diniz (2005) cita em seu trabalho que aços microligados com adição de pequenas quantidades de elementos de liga, tais como, nióbio, vanádio, titânio e alumínio de forma isolada ou combinada tem como resultado um refinamento de grão para aumento da resistência e tenacidade e endurecimento por precipitação durante o resfriamento no processo de laminação.

A partir dos valores percentuais dos elementos químicos encontrados através da análise química, o carbono equivalente foi calculado através da equação 2.4 resultando no valor de 0,41. Segundo a IIW, um valor de carbono equivalente entre 0,40 e 0,60 indica que o aço possui média soldabilidade e orienta práticas como: pré-aquecimento, controle da temperatura interpasse ou pós- aquecimento, a fim de se evitar a formação de uma microestrutura martensítica. Kasuya e Yurioka (1993) ressalva em seu trabalho,

que além da previsão da formação de microestrutura martensítica, o carbono equivalente também pode ser utilizado para avaliar a susceptibilidade do aço ao trincamento assistido por hidrogênio e a fissuração a frio.

4.1.2 Ensaio de Impacto Charpy no Metal de Base

A Tabela 10 apresenta os resultados obtidos através dos ensaios de impacto Charpy realizados no metal de base da junta soldada ST e CT. Nesta tabela é mostrado, também para efeito de comparação, o valor mínimo de energia absorvida requerido na norma ASTM A131 para o aço analisado.

Tabela 10 – Resultados do ensaio de impacto Charpy do metal de base das juntas soldadas ST e CT.

CP	Tipo de Entalhe	Temperatura (°C)	Energia (J)
CMB1	V	0°C ± 1	110
CMB2	V	0°C ± 1	110
CMB3	V	0°C ± 1	116
Média			112 ±2,82
Norma			≥ 31

Fonte: Autor.

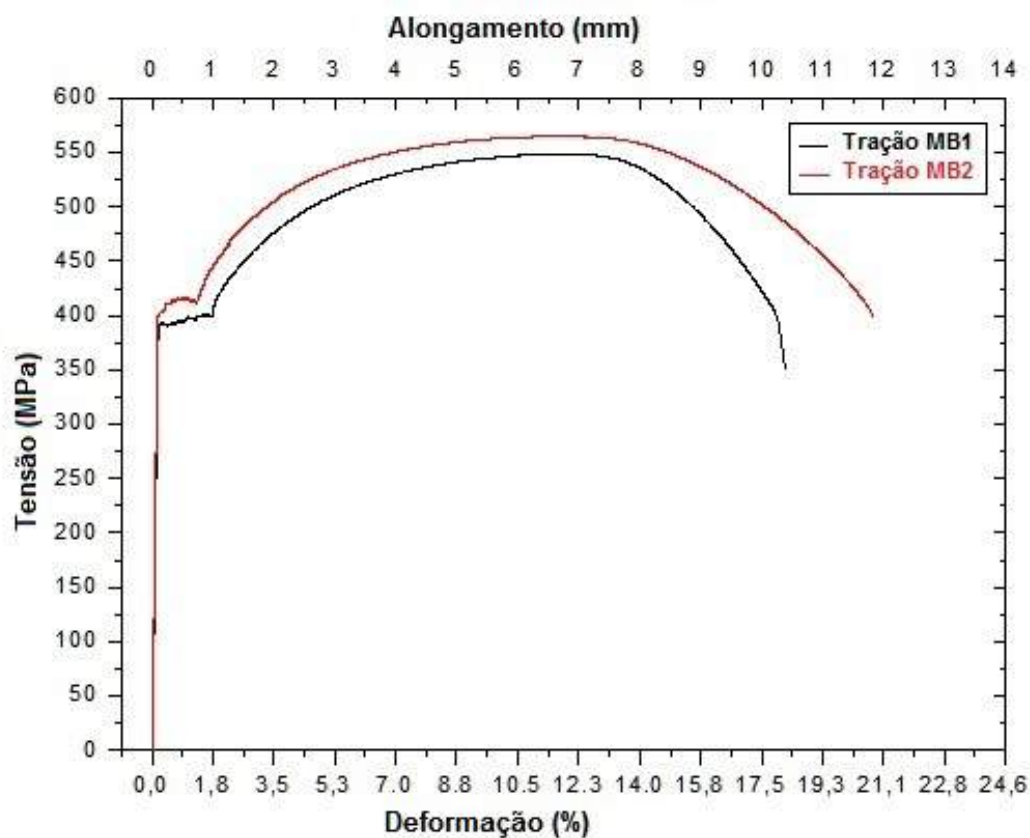
A partir dos valores apresentados, foi verificado que todos os corpos de prova obtiveram valores de energia superiores ao valor mínimo requerido em norma, o que sugere que aço utilizado como metal de base comporta-se de maneira dúctil na presença de um entalhe, ou seja não oferece resistência à propagação de trincas (ASTM E23, 2007). Esse resultado é importante, pois a partir dele é possível assegurar que o aço ASTM Grau AH32 possui um comportamento elasto-plástico.

4.1.3 Ensaio de Tração Metal de Base

As curvas tensão-deformação do metal de base retirado das juntas soldadas CT e ST, obtidas através dos ensaios de tração, são apresentadas na Figura 33. Os resultados numéricos das propriedades mecânicas obtidas por meio do ensaio e medidas realizadas nos corpos de prova estão apresentados na Tabela 11. Também encontram-se presentes, os valores requeridos na norma ASTM A131 (2014) para efeito de comparação com os valores encontrados.

É importante citar que foi utilizado extensômetro em todos os ensaios e que o limite de escoamento foi convencionado como a tensão correspondente a 0,2% da deformação, conforme orientado na norma ASTM E8 quando realizado o ensaio em aços.

Figura 33 – Curva tensão *versus* deformação metal de base.



Fonte: Autor.

Tabela 11 – Resultados ensaio de tração.

CP	Junta Soldada	Limite de Resistência (MPa)	Limite de Escoamento (MPa)	Deformação (%)
TMB1	CT	548,35	391	19
TMB2	ST	564,71	410	21,96
Média		556,53	400,50	20,48
	Norma	440-590	≥ 315	≥ 19

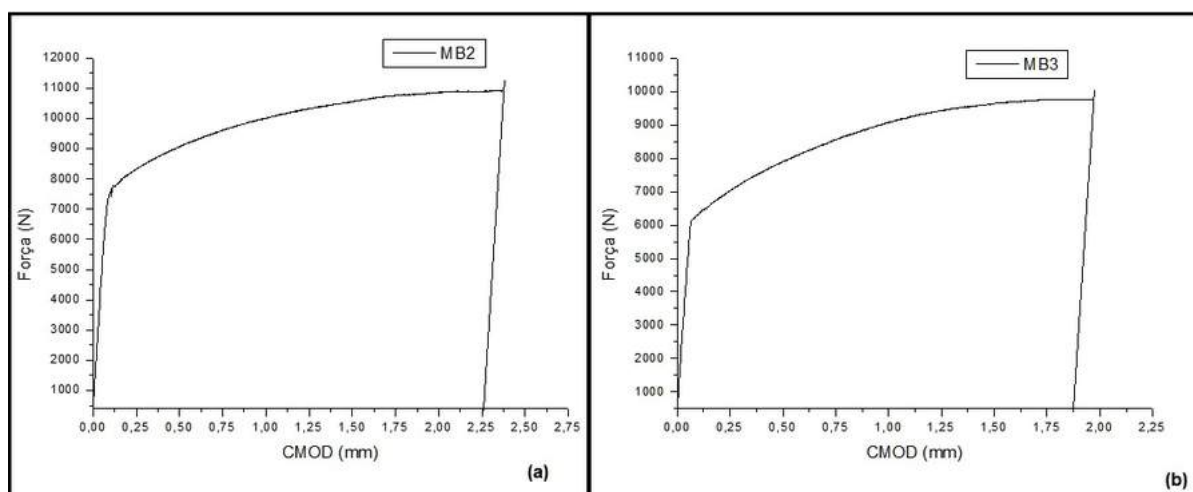
Fonte: Autor.

Os resultados obtidos nos ensaios permitem afirmar que as propriedades mecânicas do aço ASTM A131 Grau AH32, utilizado como metal base da junta soldada estudada, encontra-se em conformidade com as especificações contidas em norma com todas as propriedades dentro dos limites estabelecidos.

4.1.4 Ensaio CTOD Base

Para este ensaio foram confeccionados 4 corpos de prova, mas apenas dois deles foram validados para obtenção dos valores de força máxima (F_{mx}), fator de intensidade de tensão equivalente (K_Q) e abertura da boca da trinca (V_P). A Figura 34 apresenta os gráficos Força *versus* CMOD (Deslocamento de abertura da boca da trinca) dos corpos de prova CTOD-MB2 e CTOD-MB3.

Figura 34 – Gráficos Força *versus* CMOD: (a) corpo de prova CTODMB2 e (b) corpo de prova CTODMB3.



Fonte: Autor.

A partir dos gráficos apresentados, pode-se observar que os corpos de prova do metal de base sofreram intensa deformação plástica até o momento da fratura, demonstrando que o entalhe usinado para a realização do ensaio não modificou o modo de fratura de dúctil para frágil. Como pode ser visto através dos gráficos acima, os resultados estão em conformidade com os encontrados no ensaio de impacto Charpy do metal de base, onde todos os corpos de prova também romperam de forma dúctil na presença de um concentrador de tensão.

A partir dos gráficos obtidos nos ensaios foram calculados os valores de intensidade de Tensão Equivalente (K_Q) e CTOD de carga máxima, os quais estão apresentados na Tabela 12.

Tabela 12 – Valores obtidos a partir do gráfico Força x CMOD.

Corpo de prova	F_{max} (KN)	V_P (mm)	CTOD (δ_m)	K_Q (MPa $m^{1/2}$)
CTODMB2	10,93	2,26	0,69	60,61
CTODMB3	9,76	1,87	0,57	54,13

Fonte: Autor.

As Figuras 35 e 36 apresentam as macrografias dos corpos de prova CTOD-MB2 e CTOD-MB3 fraturados através do ensaio CTOD. Nestas imagens, também estão apresentadas análises realizadas por microscopia eletrônica de varredura (MEV) na região da pré-trinca por fadiga e na região da fratura.

Figura 35 – Corpo de prova MB2 após ensaio CTOD: (a) Macrografia após fratura, (b) MEV da região da propagação da pré-trinca por fadiga e (c) Mev da região da fratura.

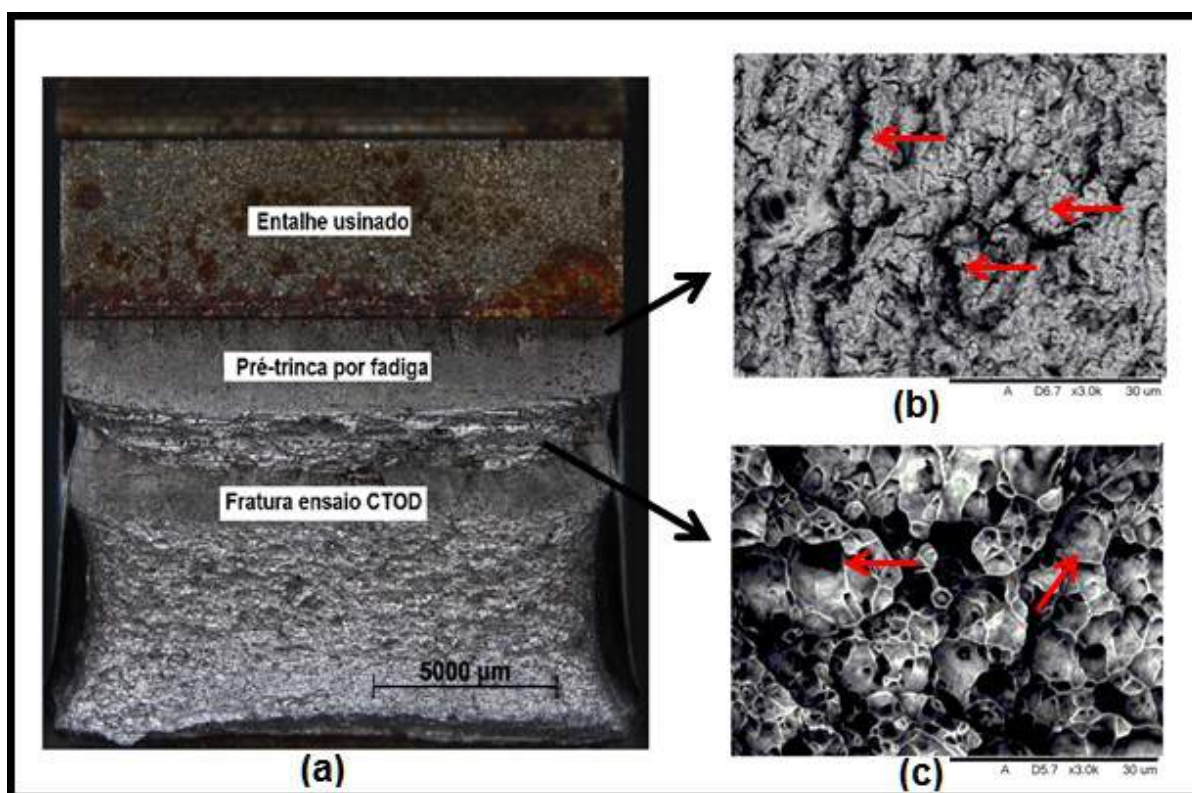
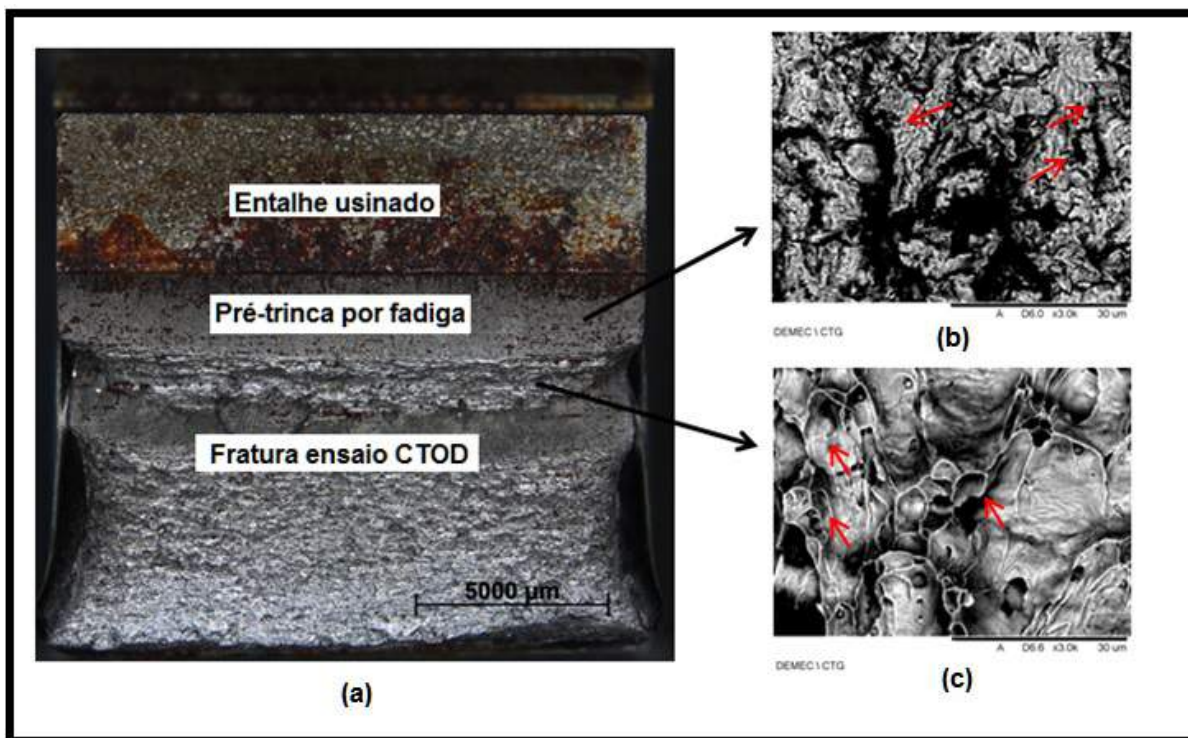


Figura 36 – Corpo de prova MB3 após ensaio CTOD: (a) Macrografia após fratura, (b) MEV da região da propagação da pré-trinca por fadiga e (c) Mev da região da fratura.



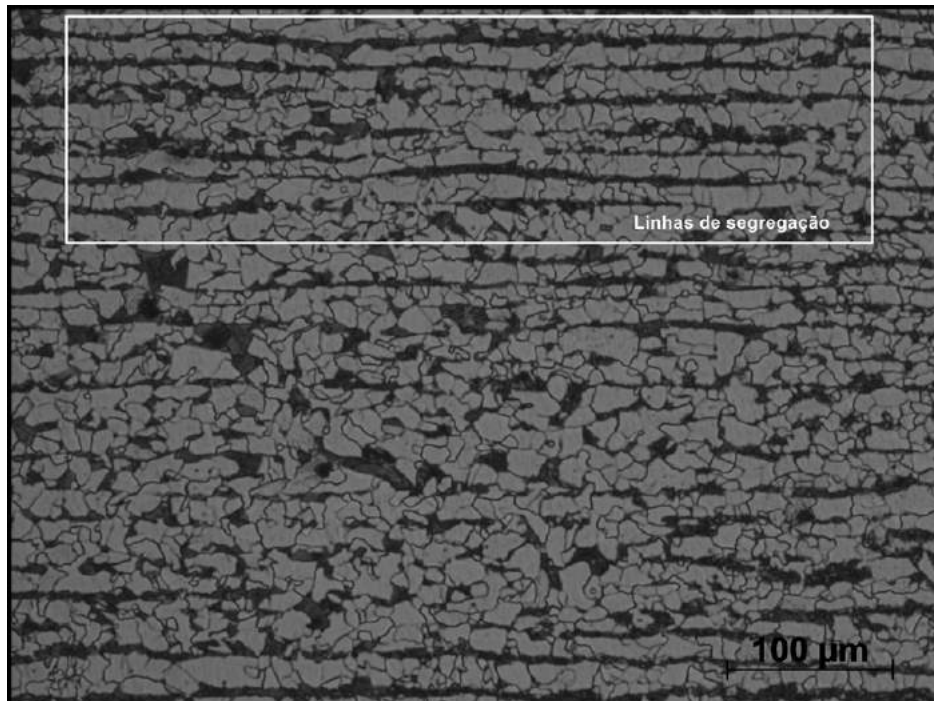
A partir das macrografias pode-se observar através de análise visual que as regiões de fratura apresentaram uma superfície rugosa que é característica de fraturas dúcteis, confirmando o comportamento elasto-plástico do aço ASTM A131 Grau AH32. As análises por MEV na região da pré-trinca dos corpos de prova CTOD-MB2 e CTOD-MB3 revelaram a coalescência das trincas em seu sentido de propagação, já as imagens das regiões de fratura mostraram a coalescência das microcavidades (*dimples*), que são características de micromecanismo de fratura dúctil.

4.1.5 Micrografia Metal de Base

As Figuras 37 e 38 apresentam imagens obtidas através de microscopia óptica no metal de base nos aumentos de 100x e 200x, nas quais é possível observar o fenômeno de bandeamento e que os tamanhos dos grãos de ferrita primária estão entre 10µm e 22µm. Essa formação microestrutural está coerente com a encontrada por Ribeiro et al. (2015) ao estudarem o aço ASTM A131 Grau AH36.

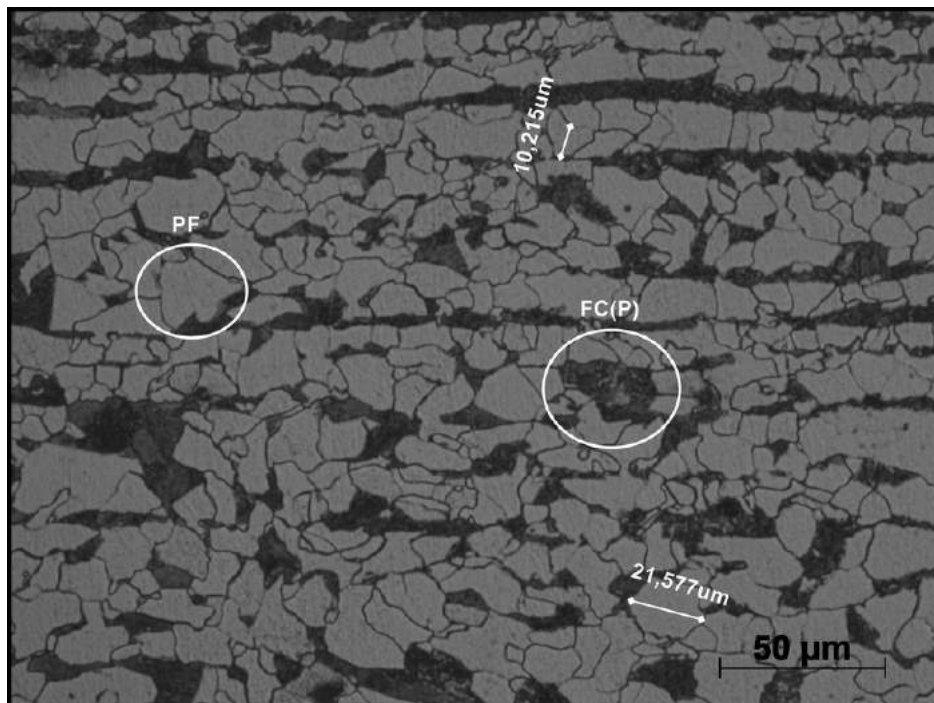
Shin (2013) em seu estudo analisou os efeitos da microestrutura bandada sobre as propriedades mecânicas de um aço utilizado em tubulações da indústria de petróleo, para tanto realizou ensaios de tração, impacto Charpy e CTOD. Os resultados por ele alcançados indicaram que dependendo da posição em que a carga é aplicada as propriedades mecânicas variam (anisotropia), tendo como maiores valores de resistência cargas aplicadas perpendicularmente à direção de laminação.

Figura 37 – .Micrografia metal de base aumento 100X. Nital 2%.



Fonte: Autor.

Figura 38 – Micrografia do metal de base aumento 200X. Nital 2%.



Fonte: Autor.

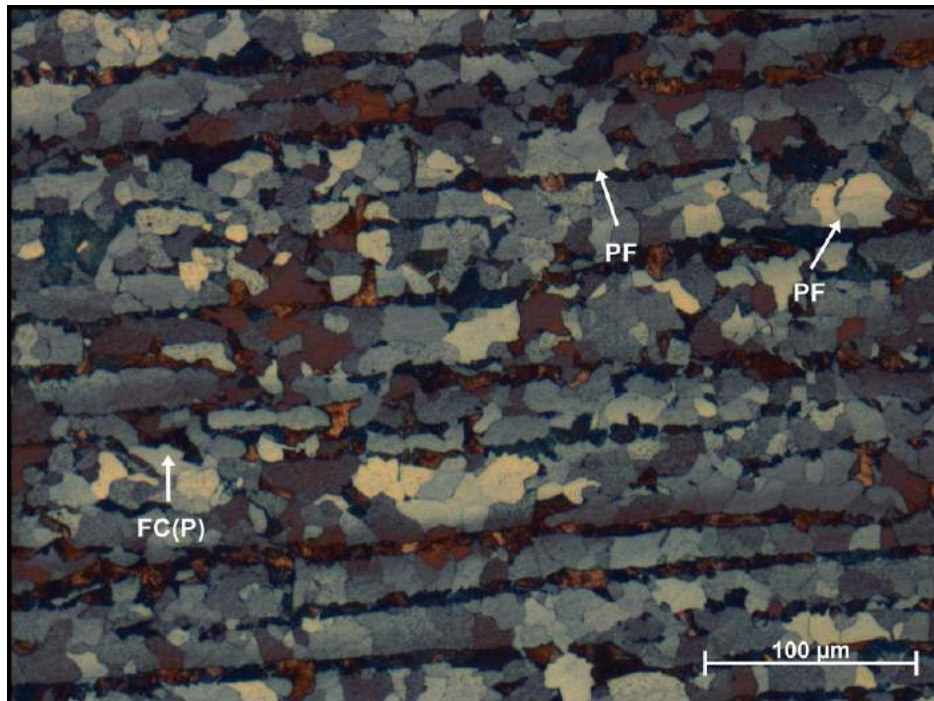
O fenômeno de bandeamento é característico de quando é utilizado o processo de laminação controlada, seguida de resfriamento acelerado (TMCP) como encontrado por Ribeiro et al. (2015) e Lessa et al. (2011).

Borba et al. (2015) utilizaram um aço de norma ASTM A131 processado através de laminação convencional seguida de resfriamento ao ar, o qual apresentou o fenômeno de bandejamento em sua microestrutura. Segundo a ASTM A131 (2014), os aços de Grau AH são considerados de alta resistência e podem ser produzidos por laminação convencional e resfriamento ao ar e laminação controlada, seguida de resfriamento acelerado. Nas imagens percebe-se a predominância de uma microestrutura composta por ferrita primária e perlita, a mesma encontrada por Borba et al. (2015) e Ribeiro et al. (2015) .

Através da Figura 36 é possível observar de forma comparativa as demais regiões da imagem, que na parte superior em destaque existe uma região com maior concentração de bandas de deslizamento produzidas durante a laminação que formou-se regiões preferenciais para precipitação da perlita durante o resfriamento contínuo. Segundo Ogata (2009), essa distribuição está relacionada a fatores como distribuição de elementos de liga durante a solidificação e a velocidade de resfriamento do aço durante sua fabricação. Um possível efeito originado pelo bandejamento é a nucleação e propagação de trincas induzidas por hidrogênio, fenômeno conhecido como *Hydrogen Induced Cracks (HIC)* bem como anisotropia (KRAUSS; THOMPSON, 1995; CARNEIRO; RATNAPULI; LINS, 2003; OGATA, 2009).

Assim como Ribeiro et al. (2015) nesse estudo foi utilizada análise da microestrutura com reagente Klemm, como mostrado na Figura 39. O objetivo da utilização deste reagente foi a verificação da presença de martensita que é revelada através de pontos brancos. Já a ferrita é revelada na cor azul ou marrom dependendo da direção cristalográfica e a perlita na cor cinza escuro.

Figura 39 – Micrografia do metal de base aumento 200X. Klemm.



Fonte: Autor.

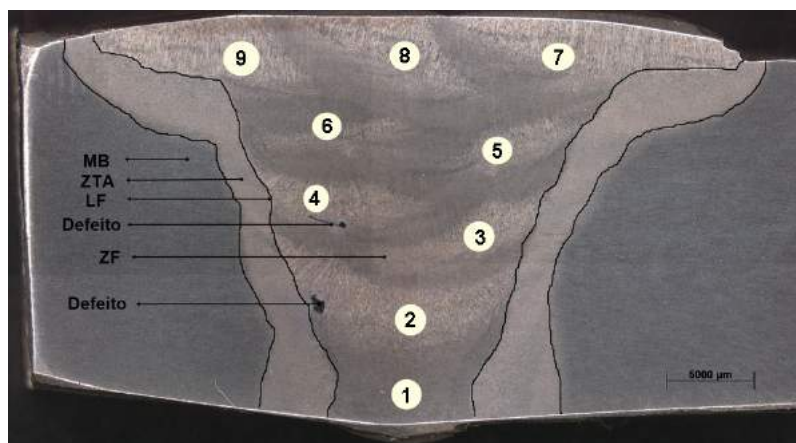
Como pode ser visto na imagem não foram encontradas martensita no metal de base, apenas ferrita e perlita, conforme também encontrado por Ribeiro et al. (2015), em seu trabalho com aço produzido pelo mesmo processo de laminação do material analisado.

4.2 CARACTERIZAÇÃO DA JUNTA SOLDADA

4.2.1 Macrografia

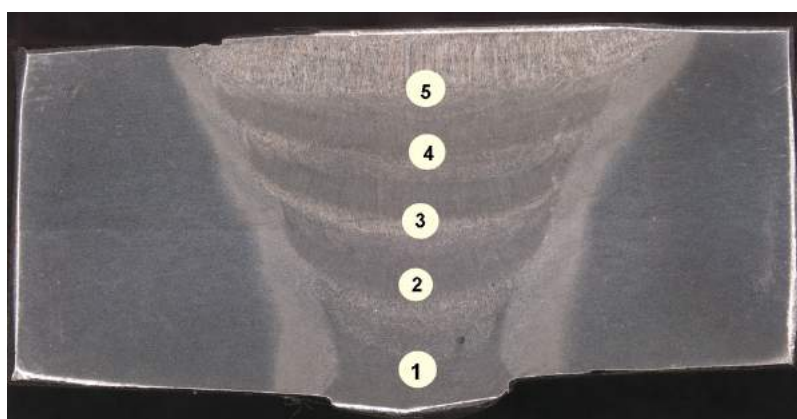
Como consequência da soldagem multipasses a junta soldada CT e ST, experimentou diferentes ciclos térmicos, onde a cada passe do arame, o passe anterior era recristalizado. Os diferentes aportes térmicos não modificaram apenas a microestrutura e as propriedades mecânicas na junta soldada, quando comparadas ao metal de base, mas também tiveram forte influência nas dimensões da ZTA, assim como observado por Zhang e Gao (2012). As Figuras 40 e 41 apresentam as macrografias das juntas soldadas ST e CT, respectivamente.

Figura 40 – Macrografia Junta Soldada ST.



Fonte: Autor.

Figura 41 – Macrografia Junta Soldada CT.



Fonte: Autor.

Como pode ser visto nas macrografias acima, a junta soldada ST foi confeccionada através de nove passes, sendo, um de raiz, cinco de enchimento e três de reforço. Já a junta soldada CT foi confeccionada através de cinco passes, sendo, um de raiz, três de enchimento e um de reforço. Essa diferença entre os números de passes para o preenchimento das juntas soldadas está relacionada à utilização da técnica de tecimento que produz um cordão mais largo, e como consequência uma redução no número de passes para o preenchimento do chanfro da junta soldada (LUCAS, 2011).

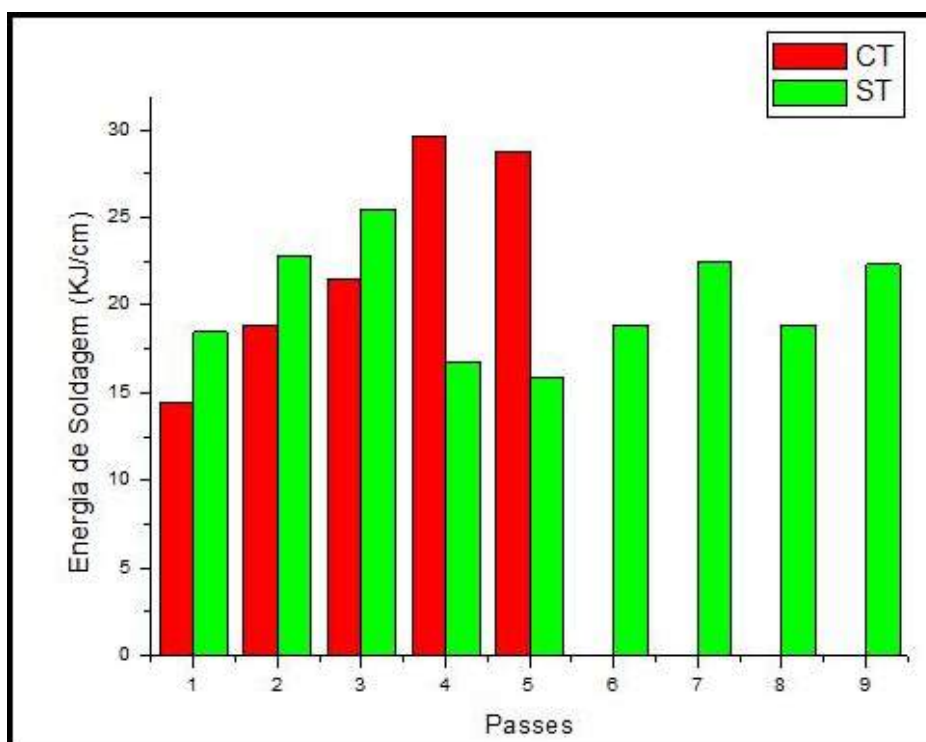
Outro ponto a se observar é a altura dos cordões de reforço, onde é possível visualizar uma menor altura na junta soldada CT. Miranda et al. (2015) também obteve com o uso de tecimento uma redução no cordão de solda de reforço, onde o mesmo atribui essa redução a uma melhor distribuição de material sobre a peça e, consequentemente, no aumento da largura do cordão de solda, resultando na redução do custo do processo.

Em relação às regiões das zonas termicamente afetadas das juntas soldadas ST e CT, é observado na Figura 41 que a junta soldada CT possui região mais uniforme quando comparada à mesma região da junta soldada ST apresentada na Figura 40.

Guimarães et al. (2010) reportam em seu trabalho sobre o campo de temperatura em uma junta soldada do aço ASTM Grau AH36, a influência da velocidade de soldagem na formação da zona termicamente afetada, onde para maiores velocidades de soldagem, os contornos das isotermas tendem a se alongar em sentido contrário ao da soldagem. Possivelmente, a diferença entre as zonas termicamente afetadas podem estar relacionadas às diferentes formas de deposição de material de adição, realizadas a diferentes velocidades de soldagem e consequentemente diferentes energias de soldagem para cada junta soldada.

Ribeiro (2015) em seu trabalho com o aço ASTM Grau AH36 também obteve diferença entre os comprimentos da zona termicamente afetada com a utilização do processo de soldagem com arame tubular e atribuiu essa variação à energia de soldagem obtida para cada condição estudada. A Figura 42 apresenta de forma comparativa as energias de soldagem calculadas por passe para cada junta soldada.

Figura 42 – Energia de soldagem por passe para cada junta soldada.



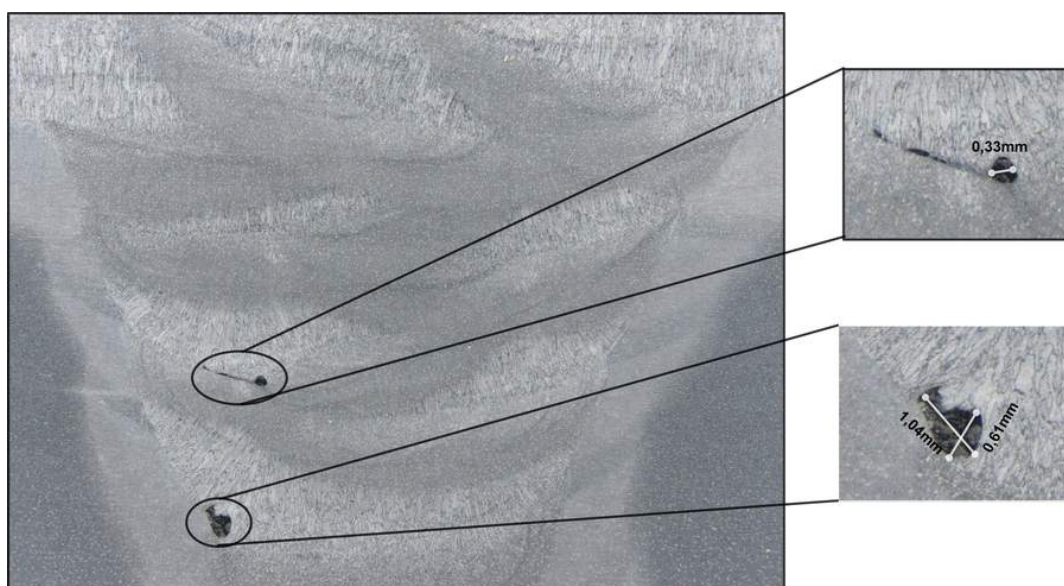
Fonte: Autor.

Apesar da soldagem com tecimento ter uma faixa de corrente bem próxima a soldagem sem tecimento, esta possuiu um aumento da energia de soldagem à medida que os passes foram se aproximando do cordão de reforço, como pode ser visto através

da Figura 42. Esse comportamento pode ser atribuído ao comprimento lateral resultante da soldagem com tecimento que aumenta a cada passe, pois precisa realizar maiores percursos, resultando assim em maiores tempos para percorrer o comprimento da junta soldada, o que diminui a velocidade de soldagem e consequentemente, aumenta a energia de soldagem.

Como visto na Figura 40, foram encontrados na amostra ST dois defeitos na região da zona fundida. Estes defeitos podem estar associados a não fusão do fluxo do arame devido aos parâmetros de soldagem ou velocidade de soldagem utilizado. A Figura 43 apresenta de forma bem definida os defeitos encontrados na junta soldada do corpo de prova ST.

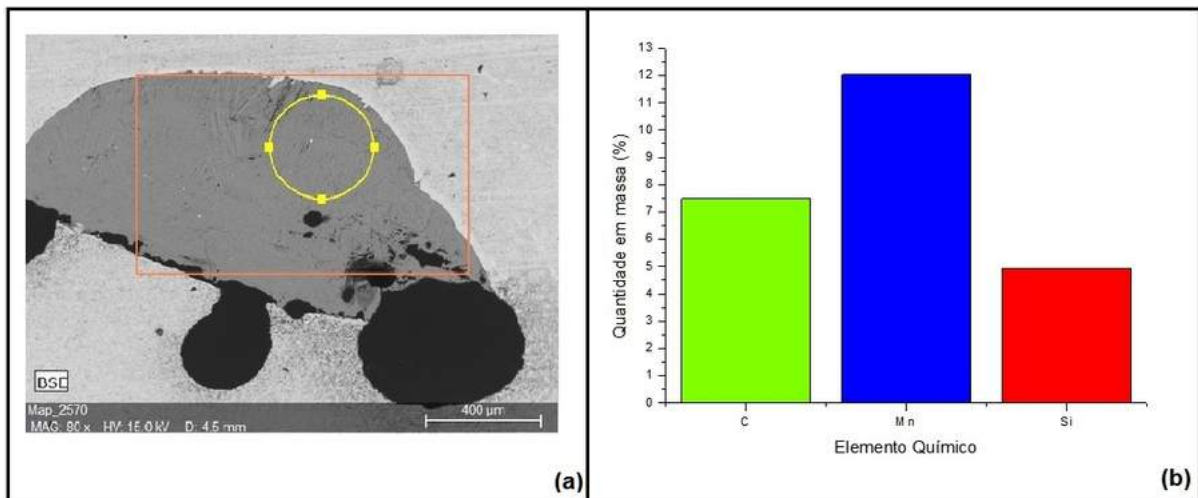
Figura 43 – Defeito presente na zona fundida da junta soldada ST.



Fonte: Autor.

A partir da imagem é possível observar os dois defeitos encontrados na região da zona fundida da junta soldada ST, sendo um no segundo cordão e o outro no quarto cordão. O defeito do cordão 2 foi identificado apenas no corpo de prova obtido para análise macrográfica, já o defeito encontrado no cordão 4 estava presente em toda extensão da solda e consequentemente, na maioria dos corpos de prova ensaiados. Para identificação dos elementos químicos presentes no defeito encontrado no cordão 4 da junta soldada ST foi realizado uma análise por EDS, como é apresentada na Figura 44.

Figura 44 – Resultado da EDS: (a) local da medição e (b) resultado da medição.

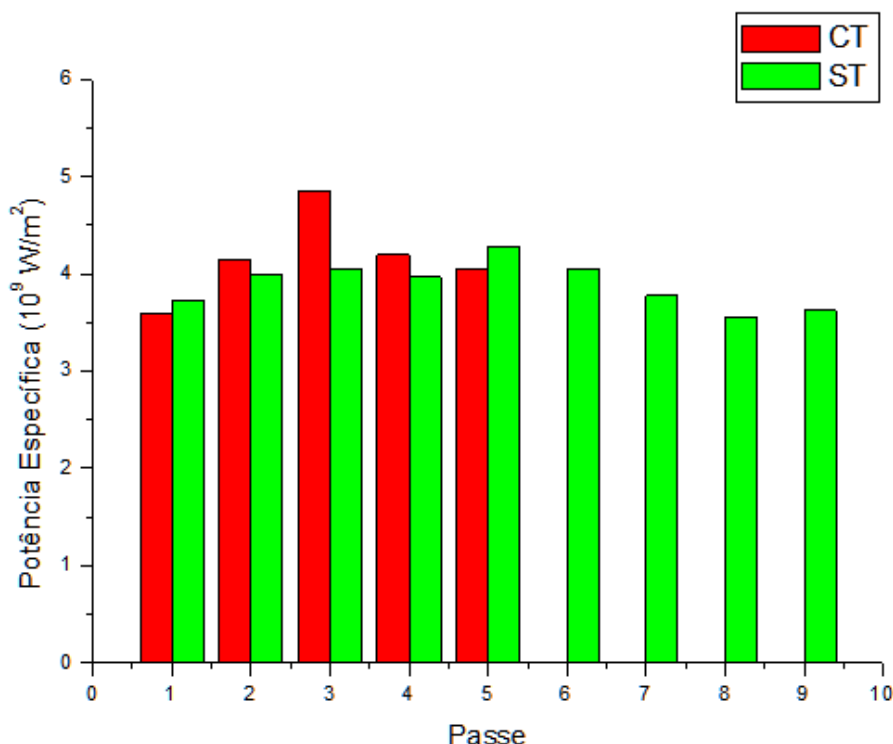


Fonte: Autor.

A partir do resultado de EDS é possível confirmar que os elementos químicos presentes no defeito tratam-se dos mesmos encontrados no metal de adição, conforme Tabela 2 do capítulo 4, o que sugere que no cordão de solda 4 não houve fusão completa do fluxo durante o processo de soldagem. Segundo Modenesi (2012) para se ter fusão durante a soldagem, a fonte de calor utilizada deve fornecer uma potência específica entre 10^6 e 10^{13} W/m².

A Figura 45 apresenta um gráfico contendo a potência específica calculada a partir da Equação 2.1 para cada passe das juntas soldadas CT e ST, onde se pode observar que a soldagem das juntas soldadas foi realizada na faixa de potência específica para se ter fusão durante o processo de soldagem. Logo a falta de fusão observada não pode ser atribuída a problemas de potência específica. O defeito pode ter sido ocasionado por fatores ligados à velocidade de soldagem.

Figura 45 – Gráfico da Potência Específica por Passe.



Fonte: Autor.

Quando comparados os tempos de soldagem para o cordão 4 da junta soldada ST e o menor tempo da junta soldada CT (1º passe), ambos apresentados nas Tabelas 4 e 5 do capítulo 3, tem-se os valores de 126 segundos para junta soldada ST e 192 segundos para a junta soldada CT. Esses valores quando relacionados ao comprimento da junta soldada fornecem as velocidades de soldagem, respectivamente, de 3,17mm/s para a junta soldada ST e 2,09mm/s para a junta soldada CT. Portanto, pode-se concluir que a velocidade para o 4º passe da junta soldada ST é aproximadamente 66% superior a maior velocidade utilizada para confecção da junta soldada CT, o que possivelmente pode ter causado a falta de fusão do fluxo contido no metal de adição utilizado.

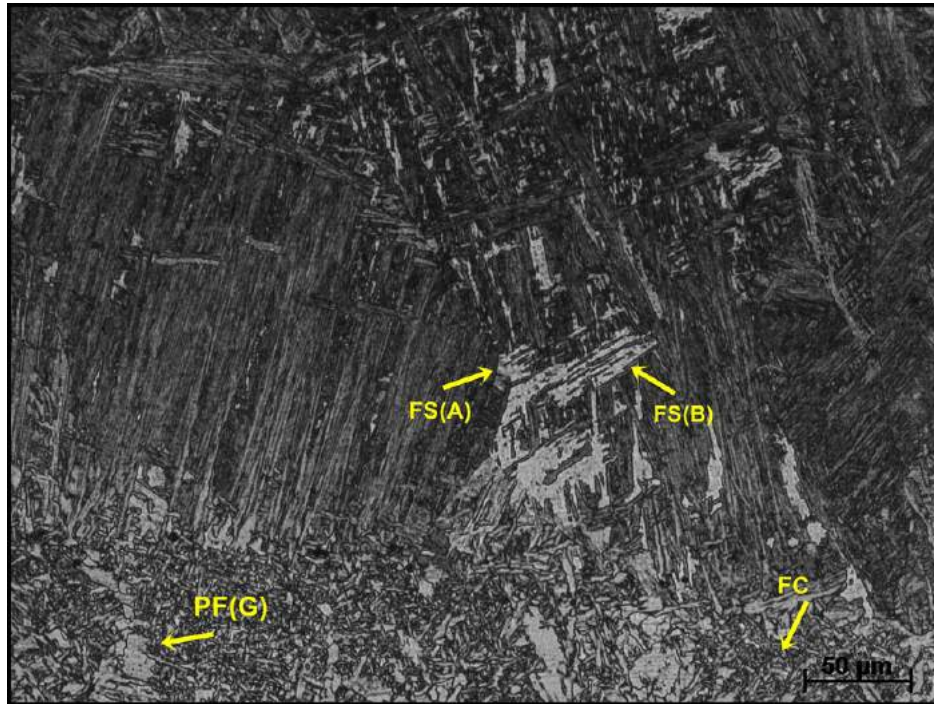
4.2.2 Micrografias Zona Termicamente Afetada e Zona Fundida

4.2.2.1 Micrografia da região de grãos grosseiros da zona termicamente afetada da junta soldada ST

A partir das Figuras 46 e 47 com aumentos de 200x e 500x, respectivamente, é possível observar uma microestrutura formada por ferrita de contorno de grão (PF(G)), ferrita com segunda fase alinhada (FS(A)), bainita (FS(B)) e agregado ferrita carboneto (FC). Nessa região, ocorre a austenitização a temperaturas de aproximadamente

1000 °C e como consequência das altas temperaturas atingidas há recristalização e crescimento de grãos.

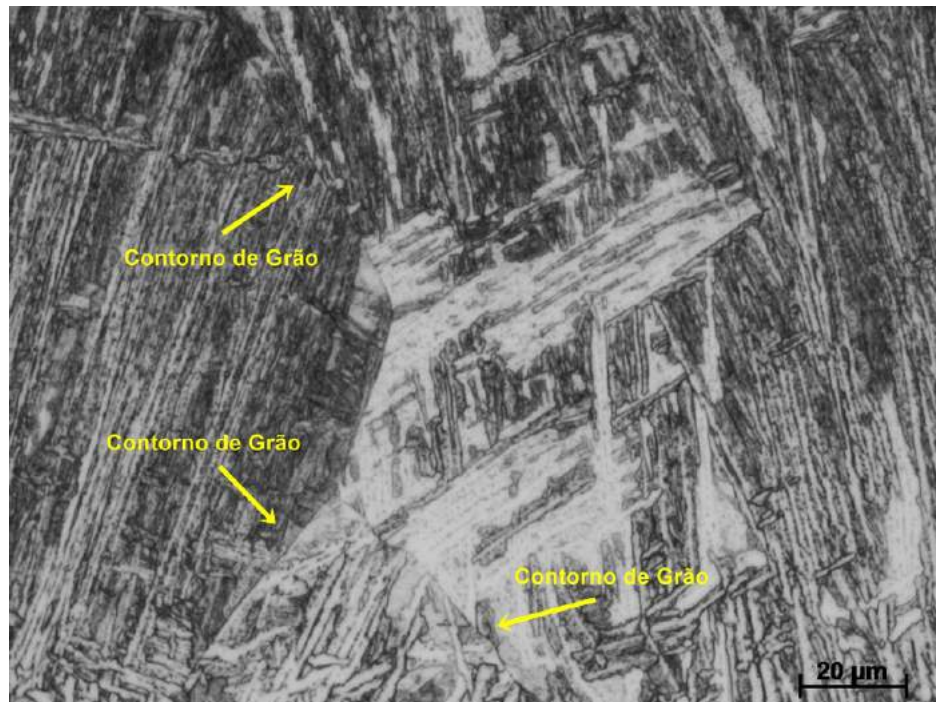
Figura 46 – Micrografia Zona Termicamente Afetada da junta soldada ST com aumento 200X. Nital 2%.



Fonte: Autor.

Na imagem acima é possível observar a formação de agregados ferrita carboneto, que propiciam sítios para nucleação de trincas por clivagem e formação de ferrita com segunda fase alinhada no contorno de grão da austenita, que não foram convertidos à ferrita poligonal podendo ter ocorrido devido aos elementos de liga presentes no aço associado à taxa de resfriamento (RIBEIRO et al., 2015). Esses constituintes não apresentam resistência à propagação de trincas, tendo como consequência uma região de baixa resistência mecânica.

Figura 47 – Micrografia Zona Termicamente Afetada da junta soldada ST com aumento 500X. Nital 2%.



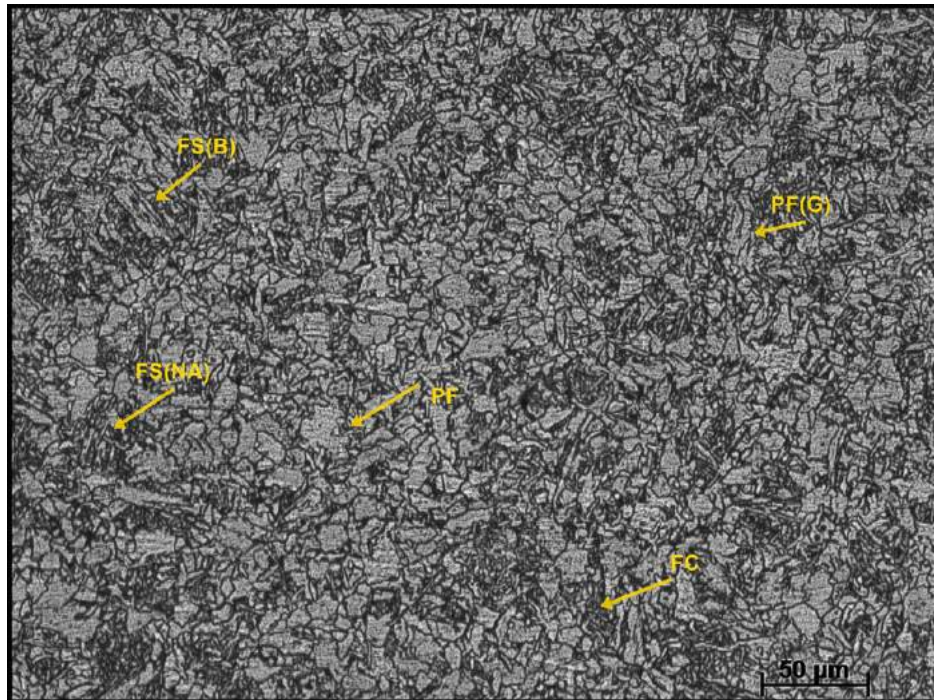
Fonte: Autor.

Ao observar a imagem com um aumento de 500x é possível visualizar a presença de uma bainita grosseira no contorno do grão austenítico. Segundo Santos et al. (2014), aços com Nb podem apresentar uma estrutura com ripas de bainita, crescendo a partir do contorno de grão austenítico, indicando que a transformação bainítica possivelmente ocorreu devido ao resfriamento a baixas temperaturas. Esse constituinte possui dureza e resistência equivalente a de aços temperados e revenido, porém com ductilidade superior aos obtidos por estes tratamentos.

4.2.2.2 Micrografia da região de grãos grosseiros da Zona Termicamente Afetada CT

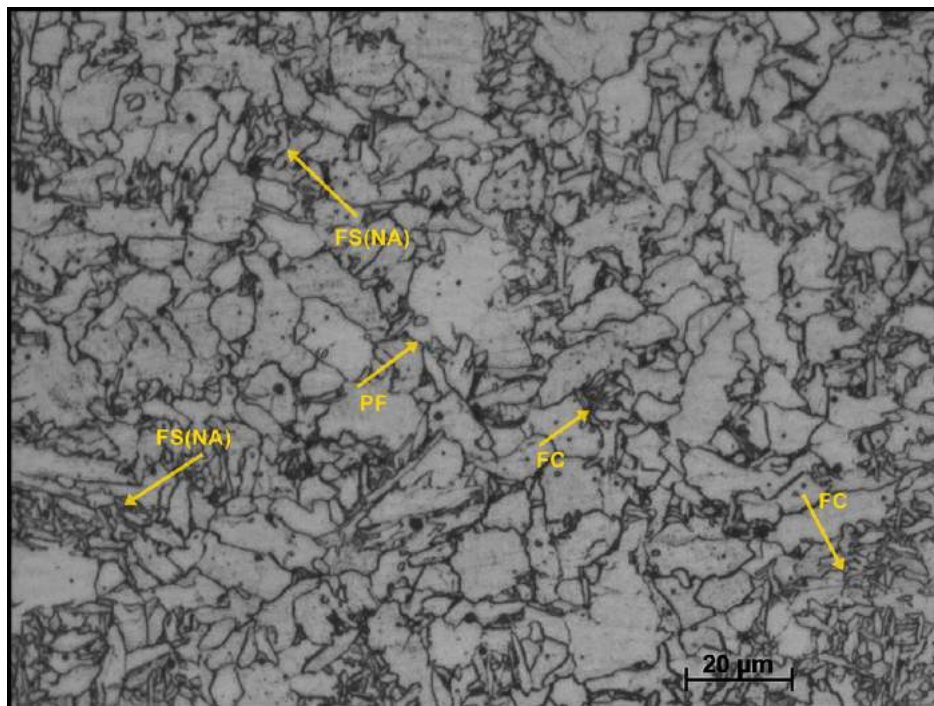
A partir das Figuras 48e 49 com aumento de 200x e 500x é possível observar uma microestrutura formada por ferrita primária (PF), ferrita de contorno de grão (PF(G)), ferrita com segunda fase não alinhada (FS(NA)), bainita (FS(B)) e agregado ferrita carboneto (FC).

Figura 48 – Micrografia Zona Termicamente Afetada da junta soldada CT com aumento 200X. Nital 2%



Fonte: Autor.

Figura 49 – Micrografia Zona Termicamente Afetada da junta soldada CT com aumento 500X. Nital 2%



Fonte: Autor.

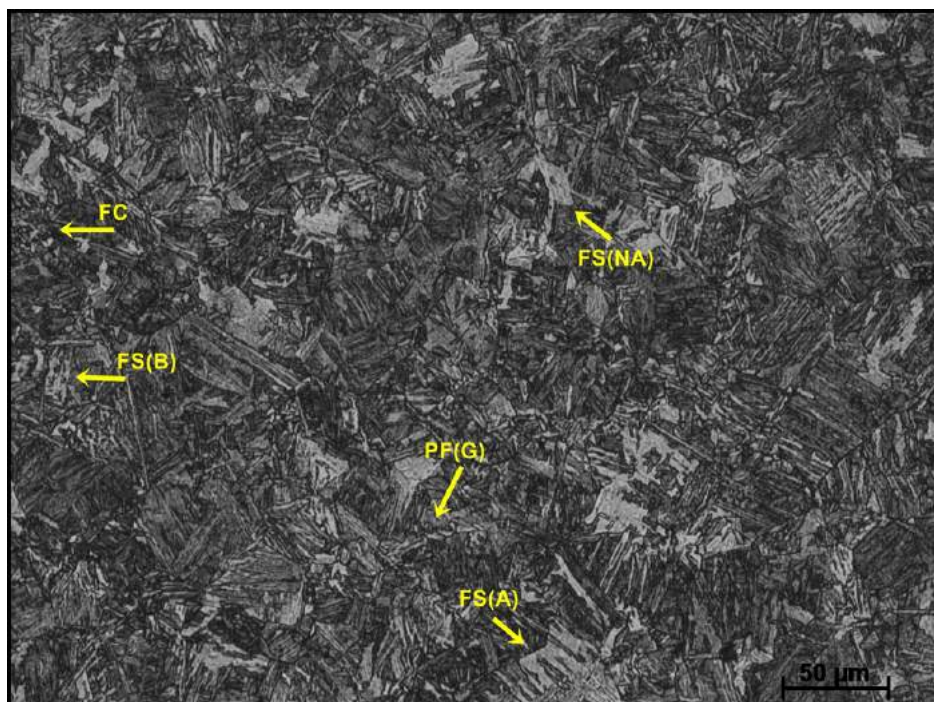
Quando comparado à microestrutura presente na mesma região da junta soldada ST, percebe-se que apesar de possuir os mesmos constituintes, a formação e

tamanhos de grãos são diferentes. Essa diferença está associada aos ciclos térmicos gerados a cada passagem do arame e à utilização de tecimento, que resultou em um maior aquecimento e consequentemente numa diferente dissipação de calor na junta soldada com uma taxa de resfriamento mais lenta. Ribeiro (2015) verificou que de maneira proporcional à energia de soldagem, quanto maior esta for, maior será a quantidade de energia gerada e menos concentrada será a distribuição de temperatura, resultando numa taxa de resfriamento mais lenta, e consequentemente colaborando para o crescimento de grão.

4.2.2.3 Micrografia da região região de grãos grosseiros intercrítico reaquecido da junta soldadas ST

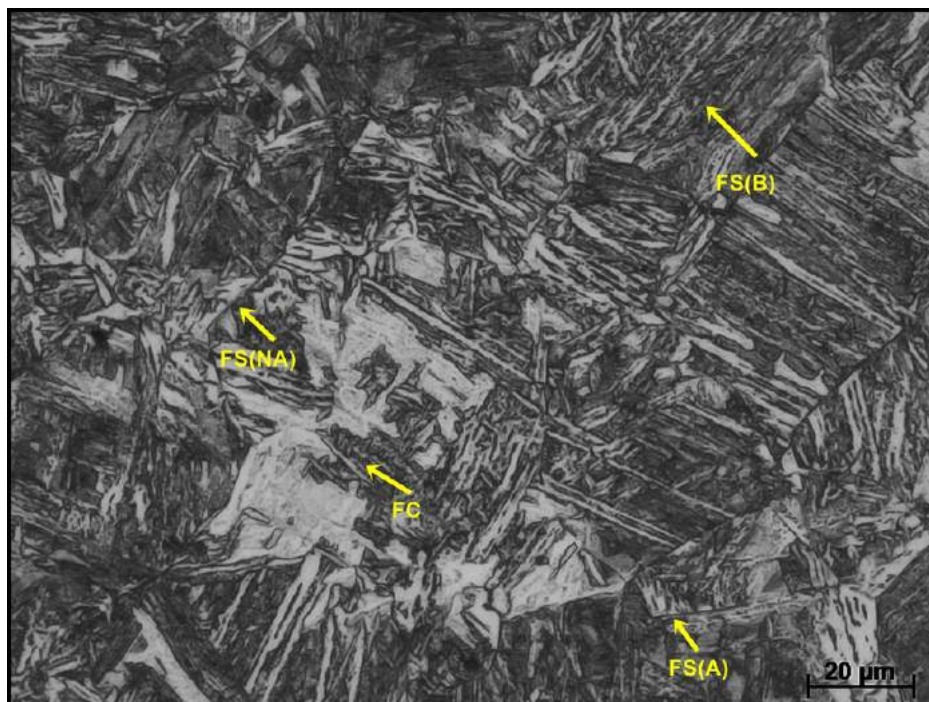
A partir das Figuras 50 e 51 com aumentos de 200x e 500x é possível observar uma microestrutura formada por ferrita de contorno de grão (PF(G)), ferrita com segunda fase alinhada (FS(A)), ferrita com segunda fase não alinhada (FS(NA)), bainita (FS(B)) e agregado ferrita carboneto (FC).

Figura 50 – Micrografia da região de grão grosseiro intercrítico reaquecido formado devido a soldagem multipasses da junta soldada ST com aumento 200X. Nital 2%.



Fonte: Autor.

Figura 51 – Micrografia da região de grão grosseiro intercrítico reaquecido formado devido a soldagem multipasses da junta soldada ST com aumento 500X. Nital 2%.



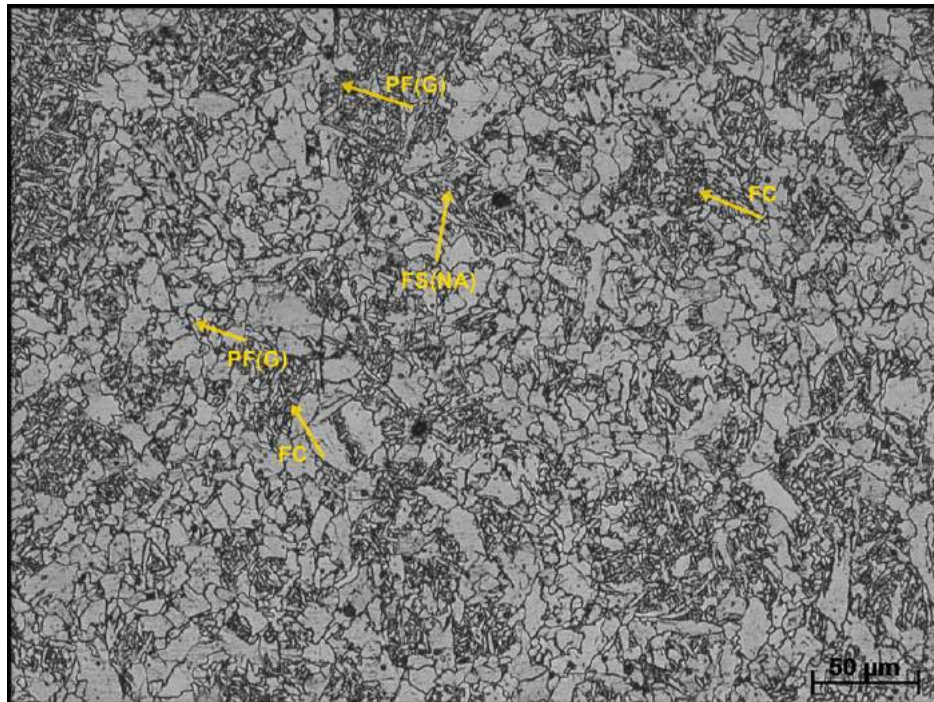
Fonte: Autor.

A Figura 50 mostra que a região sofreu uma forte influência dos ciclos térmicos devido à soldagem multipasses. As transformações da microestrutura nessa região ocorreram porque na soldagem com multipasses a microestrutura formada no primeiro passe é afetada pelo ciclo térmico do passe posterior. Assim, se a temperatura máxima durante a última passagem exceder a temperatura de recristalização, a austenita resultante após o resfriamento pode se decompor em ferrita com segunda fase ou bainita (RIBEIRO et al., 2015). Assim como a ferrita com segunda fase alinhada não é desejável em grande quantidade em juntas soldadas, a ferrita de contorno de grão também não é, pois a mesma não apresenta resistência à propagação de trincas, o que acaba facilitando a fratura por clivagem. A Figura 51 com aumento de 500x mostra a distribuição da ferrita com segunda fase e bainita na região.

4.2.2.4 Micrografia da região região de grãos grosseiros intercrítico reauecido da junta soldadas CT

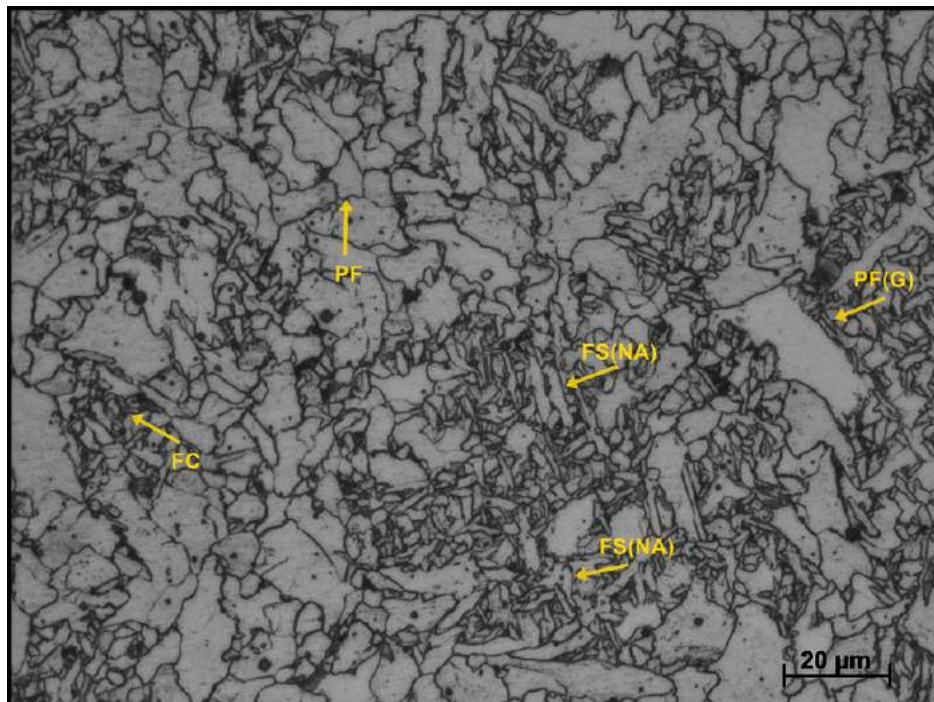
A partir das Figuras 52 e 53 é possível observar uma microestrutura bem diferente quando comparada à obtida na mesma região da junta soldada ST. Essa região foi formada por ferrita primária (PF), ferrita de contorno de grão (PF(G)), ferrita com segunda fase alinhada (FS(A)), ferrita com segunda fase não alinhada (FS(NA)) e agregado ferrita carboneto (FC).

Figura 52 – Micrografia da região de grão grosseiro intercrítico reaquecido formado devido a soldagem multipasses da junta soldada CT com aumento 200X. Nital 2%.



Fonte: Autor.

Figura 53 – Micrografia da região de grão grosseiro intercrítico reaquecido formado devido a soldagem multipasses da junta soldada CT com aumento 200X. Nital 2%.



Fonte: Autor.

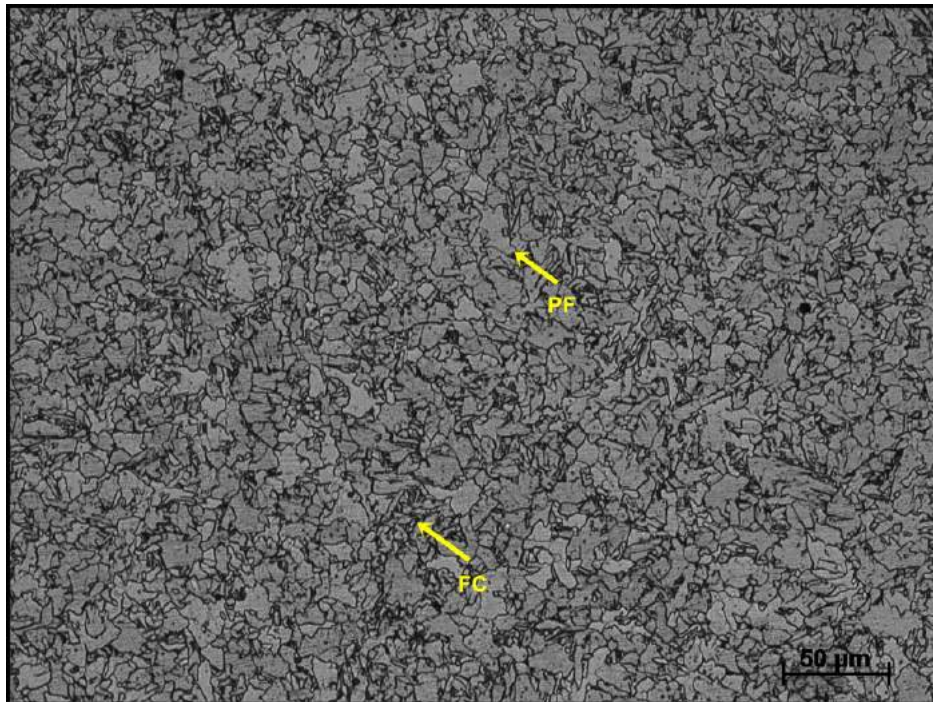
Através das imagens é possível observar que existe uma predominância do constituinte ferrita primária. Este constituinte quando próximo de outros de maior re-

sistência, como por exemplo, ferrita com segunda fase, apresenta maior deformação. Também é possível observar que nesta região não foi formado o constituinte bainita, como aconteceu na junta soldada ST. Uma justificativa para a ausência deste constituinte é a baixa taxa de resfriamento, que a cada passe diminuía devido à utilização de tecimento.

4.2.2.5 Micrografia da região recristalizada da Zona Fundida ST

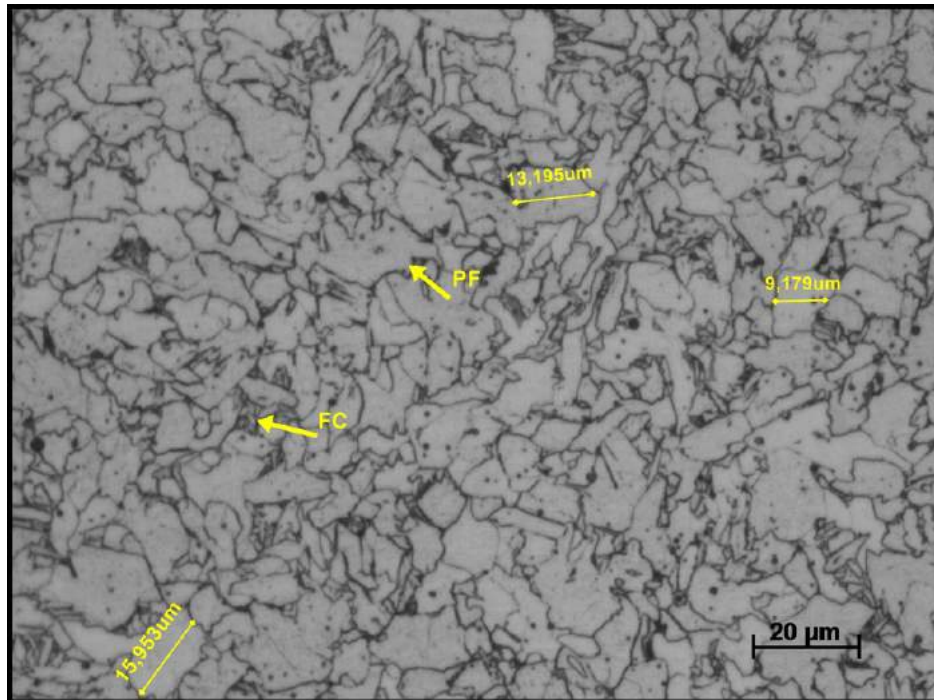
A partir das Figuras 54 e 55 é possível observar uma microestrutura formada predominantemente por ferrita primária (PF) e presença de agregados ferrita carbonetos (FC).

Figura 54 – Micrografia da região recristalizada entre passes formado devido à soldagem multipasses da junta soldada ST com aumento 200X. Nital 2%.



Fonte: Autor.

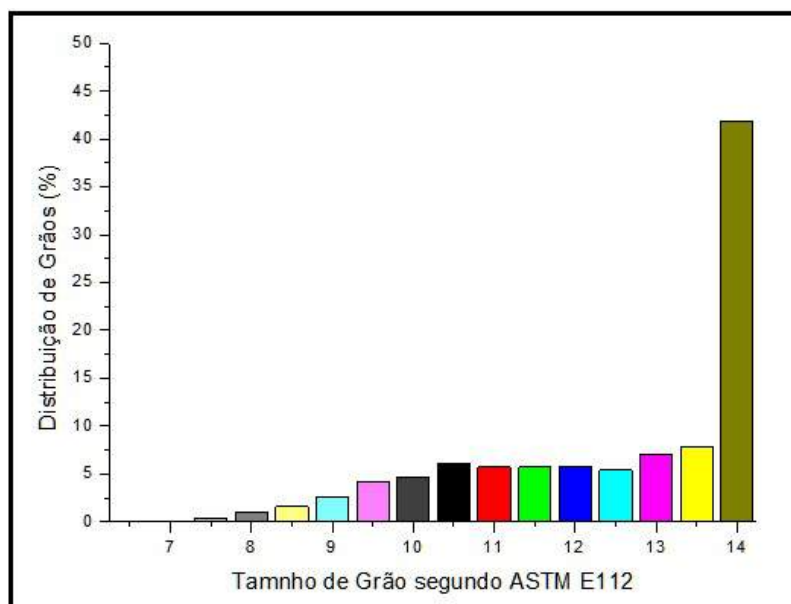
Figura 55 – Micrografia da região recristalizada entre passes formado devido à soldagem multipasses da junta soldada ST com aumento 500X. Nital 2%.



Fonte: Autor.

Essa região é formada por uma microestrutura constituída de grãos que favorecem uma maior deformação conduzindo à iniciação de trincas por clivagem, sendo portanto indesejável na zona fundida em grande quantidade. Como o agregado ferrita carbonetos está próximo da ferrita primária que possui grãos maiores, ele é considerado uma microfase. Esta microestrutura também foi encontrada por Lavan e Sharpe (2001) e a mesma conferiu um comportamento *undermatched* na junta solda. A Figura 56 apresenta o resultado da análise de tamanho de grão segundo a norma ASTM E112 realizada através de software AxioVision.

Figura 56 – Tamanhos de grão região recristalizada da junta soldada ST.



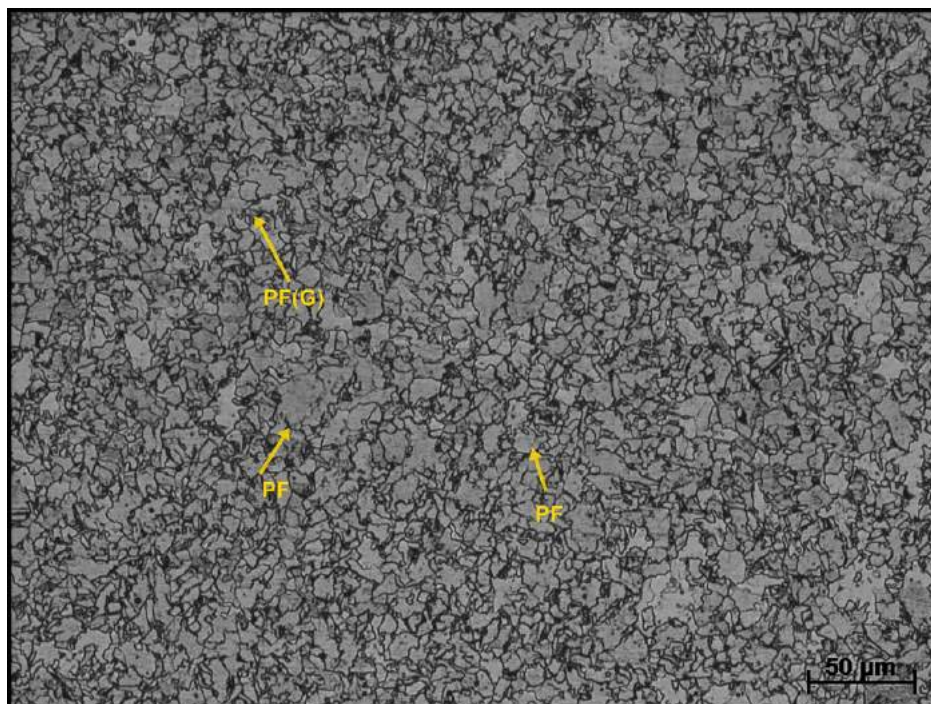
Fonte: Autor.

O tamanho de grão tem grande influência em propriedades mecânicas como limite de escoamento, limite de resistência e alongamento dos materiais metálicos. Quanto menor o tamanho de grão maior a resistência no local, devido ao número de contornos de grãos que funcionam como barreiras para a movimentação das discordâncias (CALLISTER JR., 2006). A partir da imagem, verifica-se que a maior porção dos grãos da região analisada correspondem ao tamanho 14, que equivale, segundo a norma ASTM E112 ao tamanho de $2,8 \mu\text{m}$.

4.2.2.6 Micrografia da região recristalizada da Zona Fundida CT

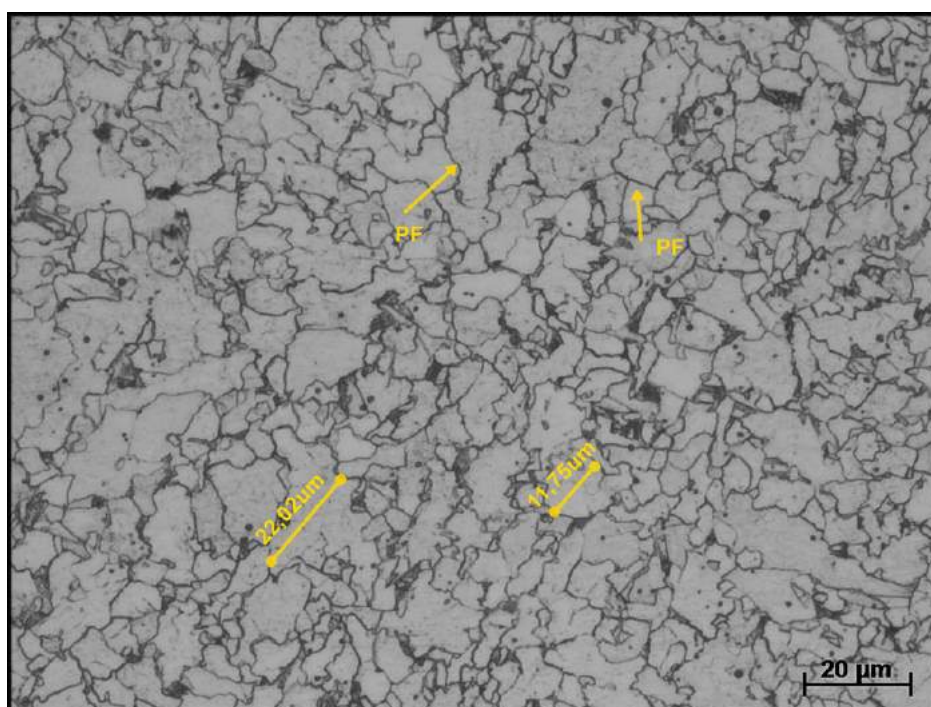
A partir das Figuras 57 e 58 é possível observar uma microestrutura formada predominantemente por ferrita primária (PF). Também é possível observar a presença de ferrita de contorno de grão (PF(G)).

Figura 57 – Micrografia da região recristalizada entre passes formado devido a soldagem multipasses da junta soldada CT com aumento 200X. Nital 2%.



Fonte: Autor.

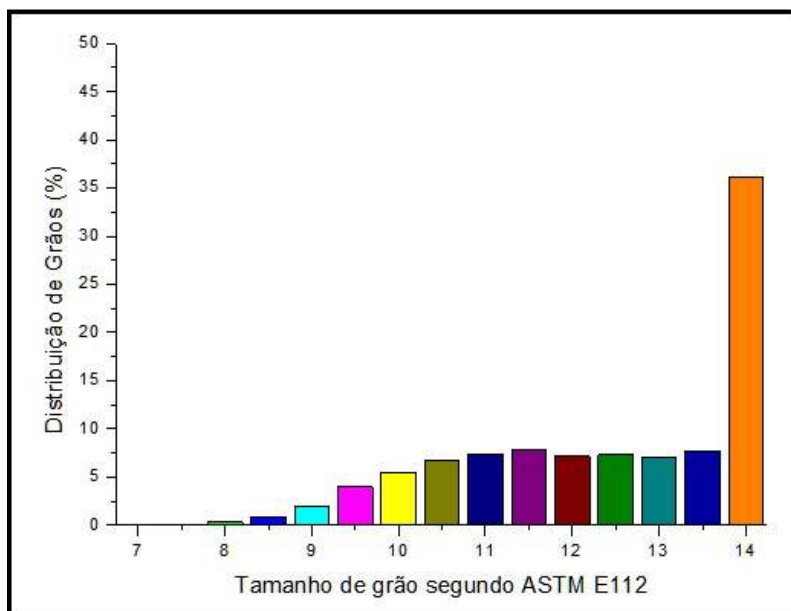
Figura 58 – Micrografia da região recristalizada entre passes formado devido a soldagem multipasses da junta soldada CT com aumento 500X. Nital 2%.



Fonte: Autor.

Nesta região a principal diferença em relação à junta soldada ST está na distribuição dos tamanhos de grão. A Figura 59 apresenta a distribuição dos tamanhos de grãos encontrados na região de recristalização da junta soldada CT.

Figura 59 – Tamanhos de grão região recristalizada da junta soldada CT.



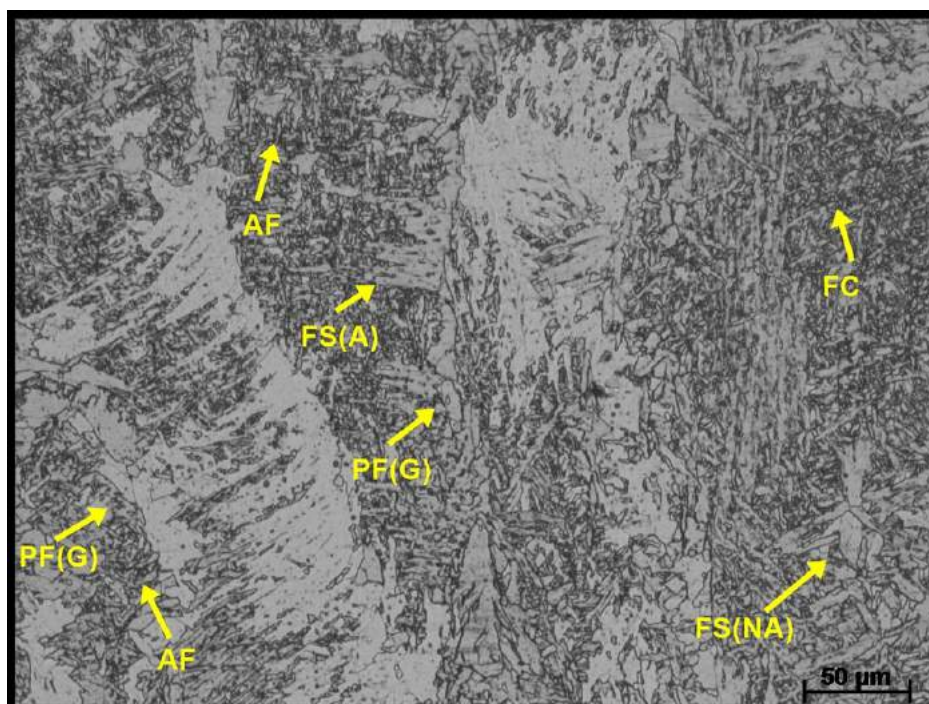
Fonte: Autor.

De maneira comparativa é possível observar que 36,07% dos grãos da junta soldada CT são do tamanho 14 de acordo com a escala da norma ASTM E112, já os grãos da mesma região da junta soldada ST possuem 42,92% nesse tamanho, o que mostra que os grãos da junta soldada CT são maiores que os encontrados na junta soldada ST. Esse resultado mostra a relação entre o ciclo térmico de soldagem gerado e a taxa de resfriamento da junta soldada. Vale ressaltar que o uso de tecimento teve forte influência na obtenção desta microestrutura que está presente em grande parte da zona fundida da junta soldada CT como pode ser visto na Figura 58.

4.2.2.7 Micrografia da Zona Fundida Junta soldada ST

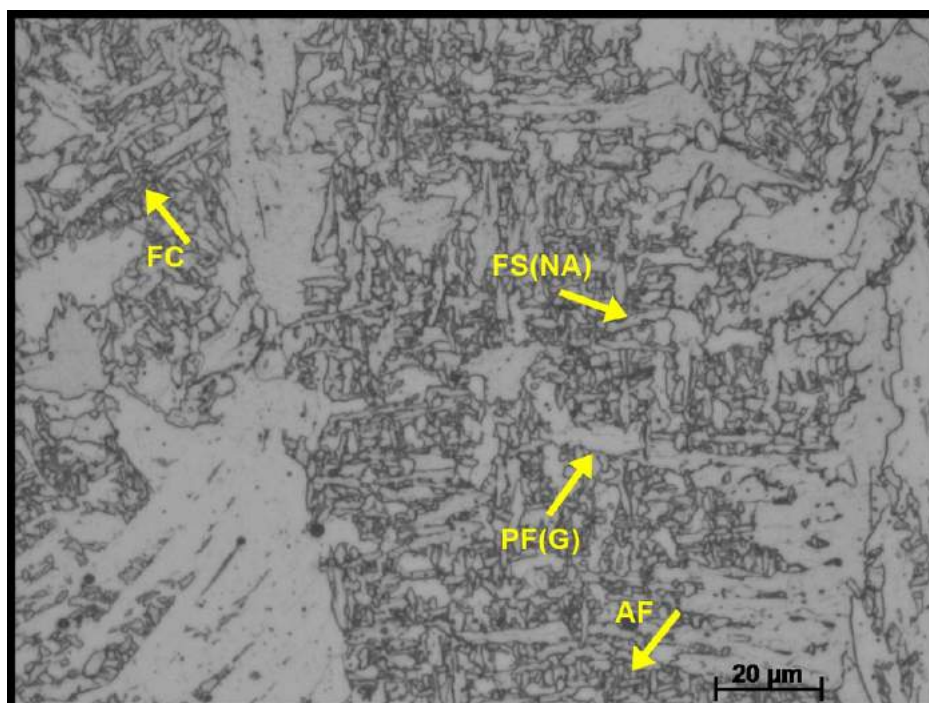
A partir das Figuras 60 e 61 é possível observar uma heterogeneidade na microestrutura presente na zona fundida da junta soldada ST. Nessa região foram identificados os constituintes ferrita acicular (AF), ferrita com segunda fase (FS), agregado de ferrita carboneto (FC) e ferrita de contorno de grão (PF(G)).

Figura 60 – Micrografia da zona fundida da junta soldada ST com aumento 200X. Nital 2%.



Fonte: Autor.

Figura 61 – Micrografia da zona fundida da junta soldada ST com aumento 500X. Nital 2%.



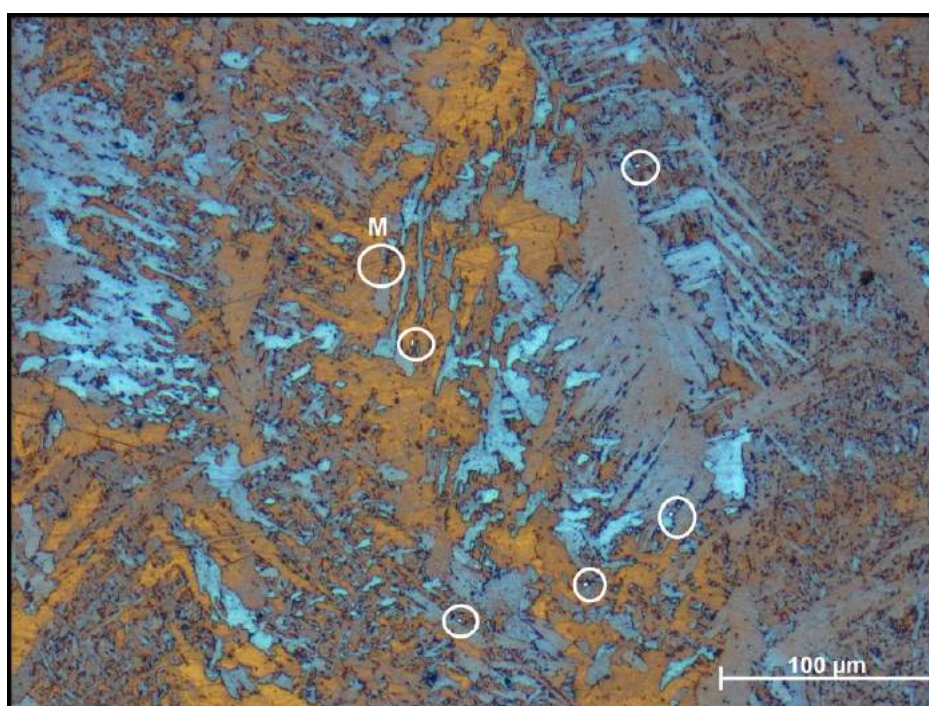
Fonte: Autor.

Ao contrário da ferrita com segunda fase (FS), agregado de ferrita carboneto (FC) e ferrita de contorno de grão (PF(G)), a presença da ferrita acicular é desejável na zona fundida, pois a mesma tem forte influência na tenacidade dessa região, além

de dificultar a propagação de trincas. Diversos mecanismos foram desenvolvidos para explicar como ocorre a nucleação da ferrita acicular. É de comum acordo entre pesquisadores, que a principal forma de obter-se a ferrita acicular é com a presença de partículas inerte e/ou inclusões (CHRISTIAN, 1975; BYUN et al., 2003; SANTOS et al., 2014).

Como existia a possibilidade de formação do constituintes MA devido os ciclos térmicos impostos na região da zona fundida, o ataque Klemm foi utilizado para identificação da mesma. A Figura 62 apresenta uma imagem em que a martensita foi identificada.

Figura 62 – Micrografia zona fundida da junta soldada ST com aumento 200X. Klemm.



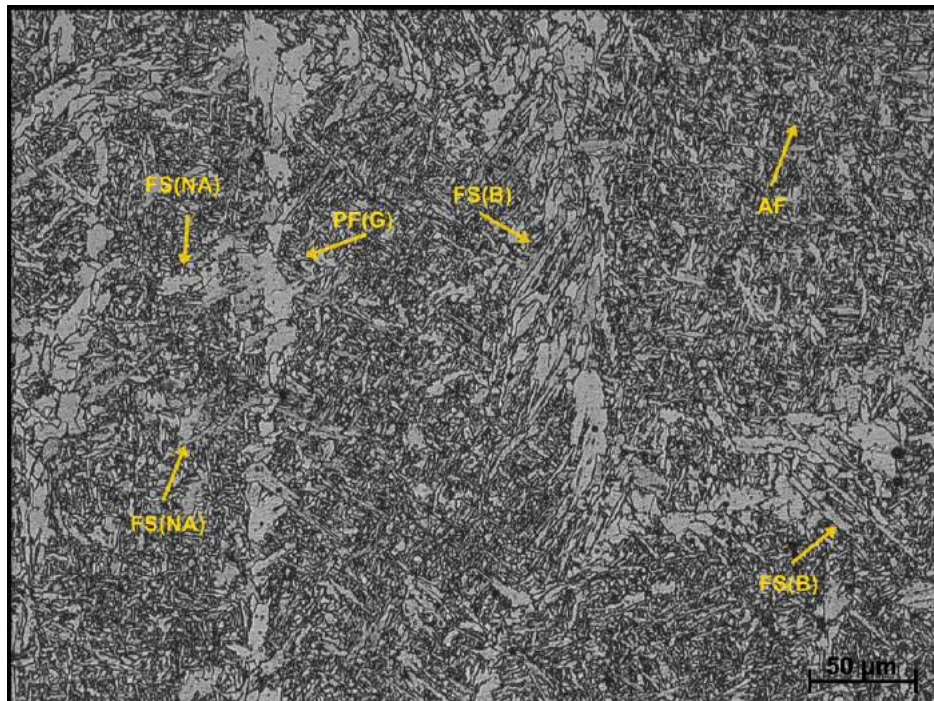
Fonte: Autor.

Como pode ser visto na imagem a martensita é identificada por pequenos pontos na cor branca. Esta fase é formada em regiões que atingiram altas temperaturas de pico associadas a altas taxas de resfriamento e caracterizam-se por conferir aos materiais prejuízos em termo de tenacidade.

4.2.2.8 Micrografia da Zona Fundida Junta soldada CT

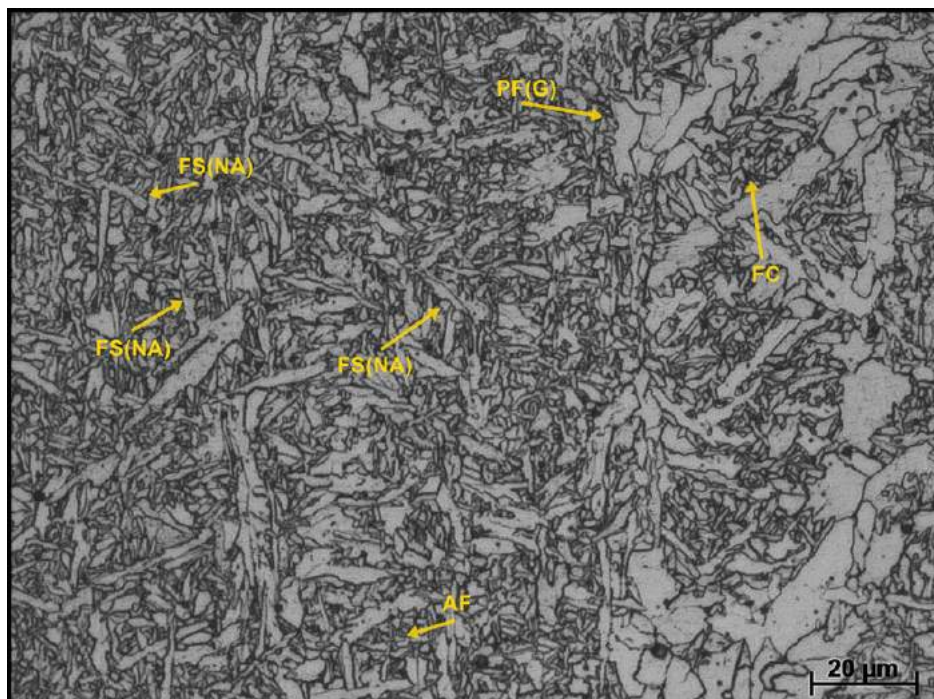
A partir das Figuras 63 e 64 é possível observar uma microestrutura formada por ferrita acicular (AF), ferrita com segunda fase (FS), agregado de ferrita carboneto (FC), bainita e ferrita de contorno de grão (PF(G)).

Figura 63 – Micrografia dazona fundida da junta soldada CT com aumento 200X. Nital 2%.



Fonte: Autor.

Figura 64 – Micrografia dazona fundida da junta soldada CT com aumento 500X. Nital 2%.

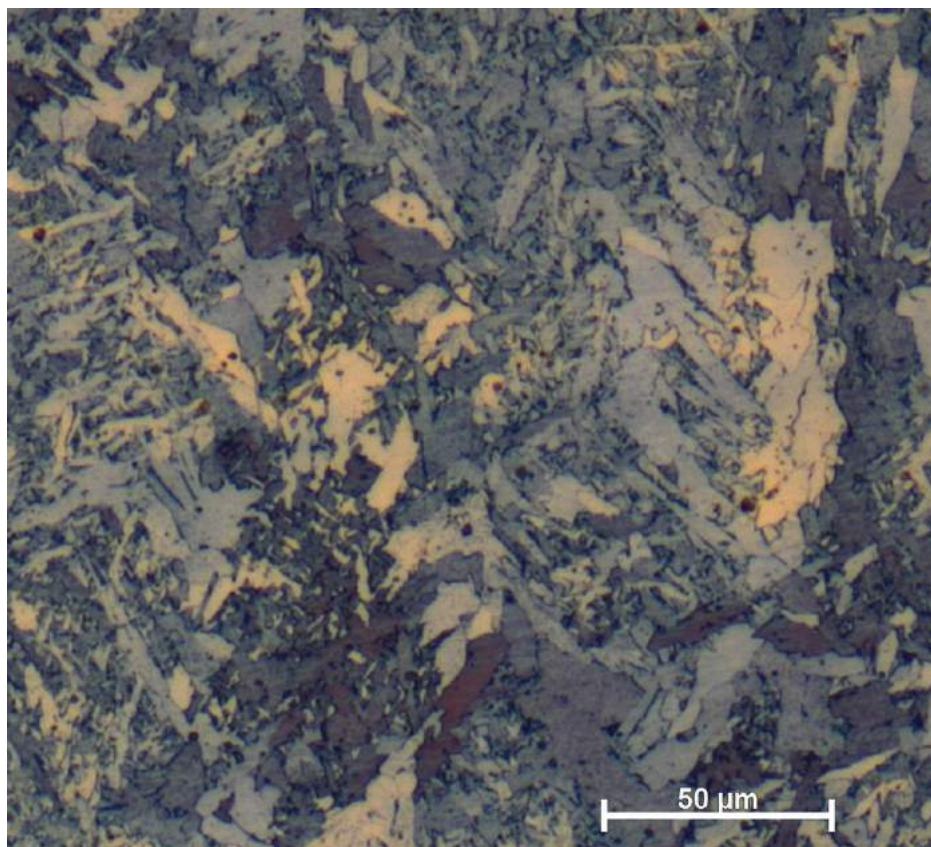


Fonte: Autor.

A partir das imagens é possível observar a formação de uma microestrutura com predominância de ferrita com segunda fase. Também há a existência de ferrita acicular, mas em quantidade bem inferior à encontrada na junta soldada ST. A Figura 65 apre-

senta uma micrografia da região da zona fundida da junta soldada CT atacada com reagente Klemm para verificação da existência de martensita.

Figura 65 – Micrografia zona fundida da junta soldada CT com aumento 200X. Klemm.



Fonte: Autor.

Como era de se esperar não foi identificada a presença de martensita nessa região. Esse comportamento foi atribuído à taxa de resfriamento que a junta soldada CT sofreu devido ao uso de tecimento, resultando em uma maior distribuição de calor durante o processo de soldagem.

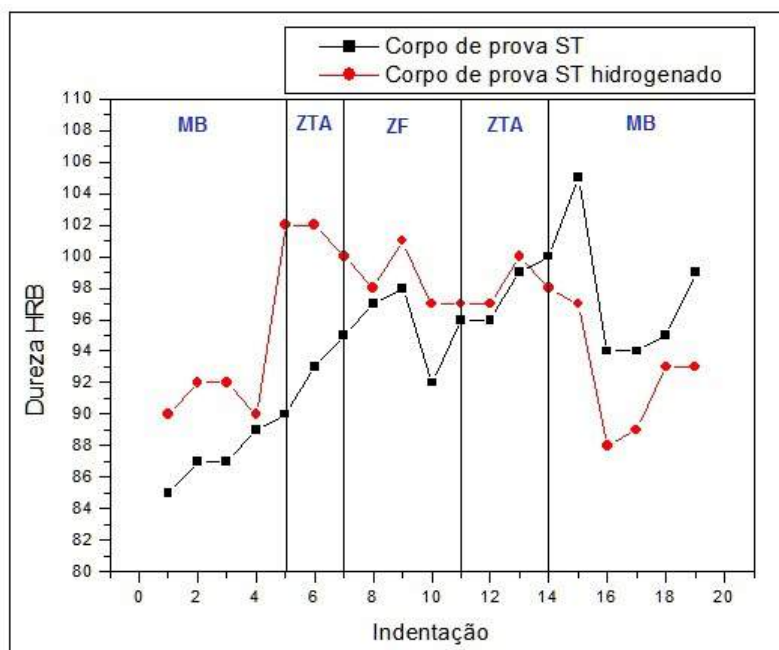
4.2.3 Ensaio de Dureza

4.2.3.1 Ensaio de dureza Rockwell B

Neste ensaio foram adotadas as recomendações da norma ANSI/API SPECIFICATION 6A (2011) para distribuição das indentações. Nele foi possível obter um perfil de macrodureza das três regiões da junta soldada ST e CT: MB, ZTA e ZF nas condições de corpo de prova hidrogenado e não hidrogenado. É possível observar na Figura 66 que o perfil de dureza da junta soldada ST na condição hidrogenada obteve valores de dureza superiores quando comparado à condição não hidrogenada, com excessão da região do metal de base do lado direito do gráfico, região esta em que o fio

foi conectado para hidrogenação em célula de proteção catódica. Essa diferença nos valores de dureza pode estar relacionada ao hidrogênio que ficou retido na amostra devido ao tempo de encharque.

Figura 66 – Dureza Rockwell B da junta solda ST nas condições sem hidrogenação e com hidrogenação.

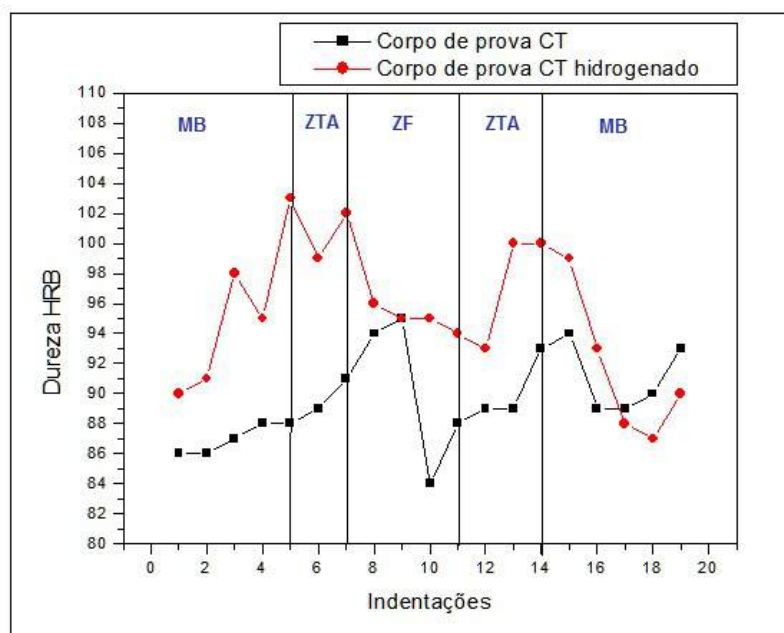


Fonte: Autor.

Uma justificativa para o comportamento da dureza nas regiões da junta soldada pode estar relacionada à microestrutura formada, onde no metal de base tem-se a predominância de ferrita e perlita associada ao fenômeno de bandeamento; na zona termicamente afetada, a presença de ferrita primária e uma predominância de ferrita com segunda fase alinhada e na zona fundida, presença de ferrita com segunda fase alinhada, agregado ferrita carboneto e ferrita acicular em grande quantidade. Vale ressaltar que na região em que foi realizada a conexão do fio do sistema de proteção catódica no corpo de prova foram encontrados valores de dureza inferiores a região de metal de base oposta, necessitando assim de uma melhor investigação a respeito deste comportamento.

A Figura 67 apresenta o perfil de macro dureza da junta soldada CT.

Figura 67 – Dureza Rockwell B da junta solda CT nas condições sem hidrogenação e com hidrogenação.



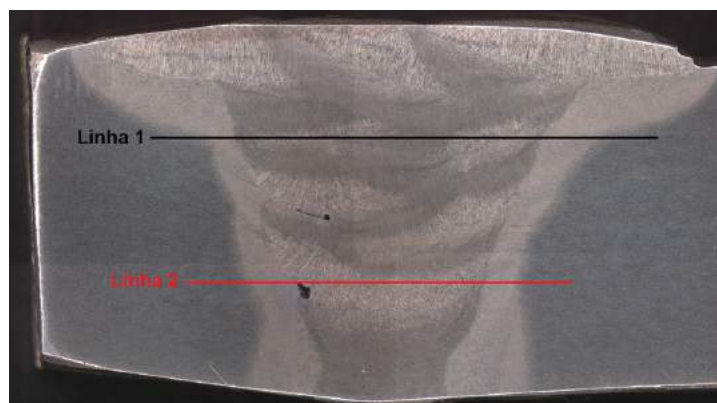
Fonte: Autor.

No gráfico é possível observar que os valores de dureza aumentaram na condição dos corpos de prova hidrogenados quando comparado à condição não hidrogenada. Também é possível visualizar que os valores de dureza da zona termicamente afetada são superiores aos encontrados no metal de base e zona fundida nas duas condições de ensaio. O comportamento da junta soldada CT está coerente com a microestrutura encontrada nas regiões da junta soldada, onde o metal de base e grande parte da zona fundida possuem o mesmo tipo de constituinte (ferrita primária), mas com uma estrutura bandada no metal de base e equiaxial na zona fundida. Já na condição dos corpos de prova hidrogenados, teve-se o aumento da dureza, possivelmente devido ao hidrogênio que ficou aprisionado no corpo de prova, dificultando assim, a movimentação das discordâncias.

4.2.3.2 Perfil de Microdureza Vickers

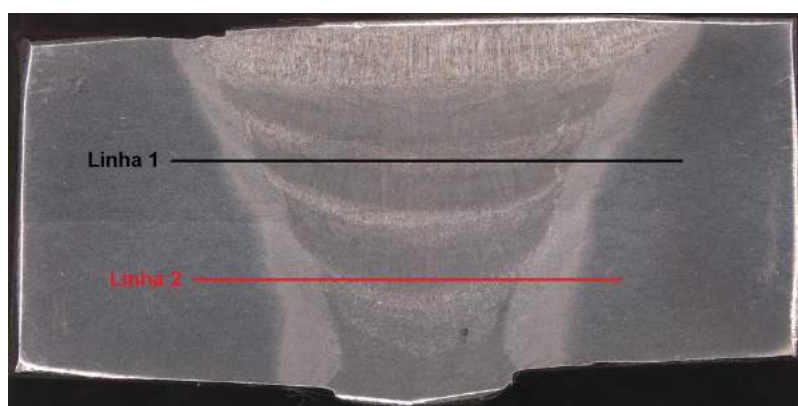
As Figuras 68 e 69 apresentam, através das macrografias, as regiões da junta soldada, nas quais foram obtidos os perfis de microdureza Vickers da junta soldada ST e CT, respectivamente.

Figura 68 – Localização das regiões de medição de dureza da junta ST.



Fonte: Autor.

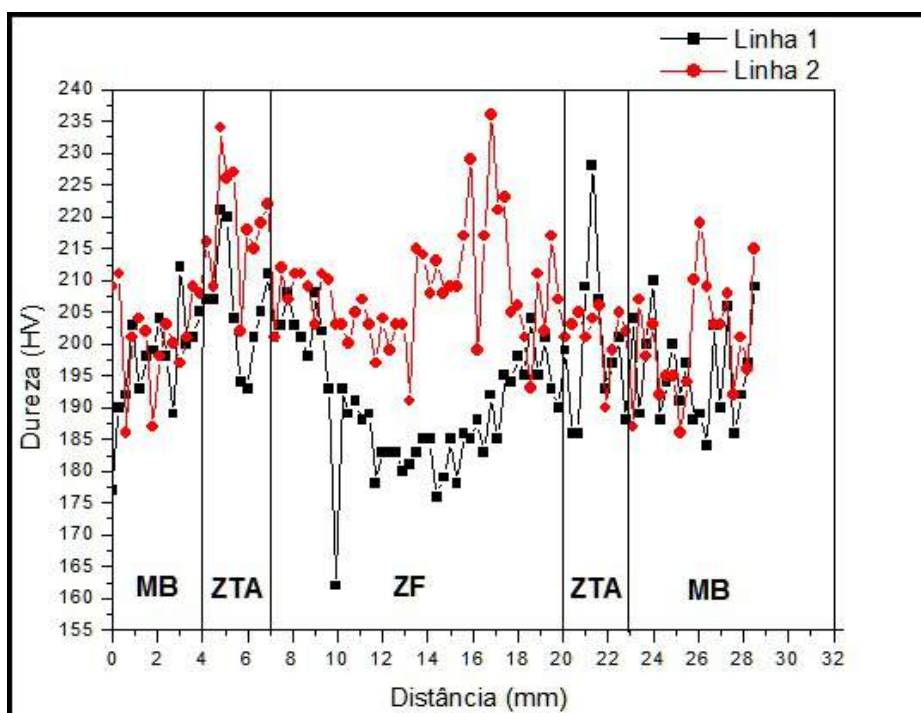
Figura 69 – Localização das regiões de medição de dureza da junta CT.



Fonte: Autor.

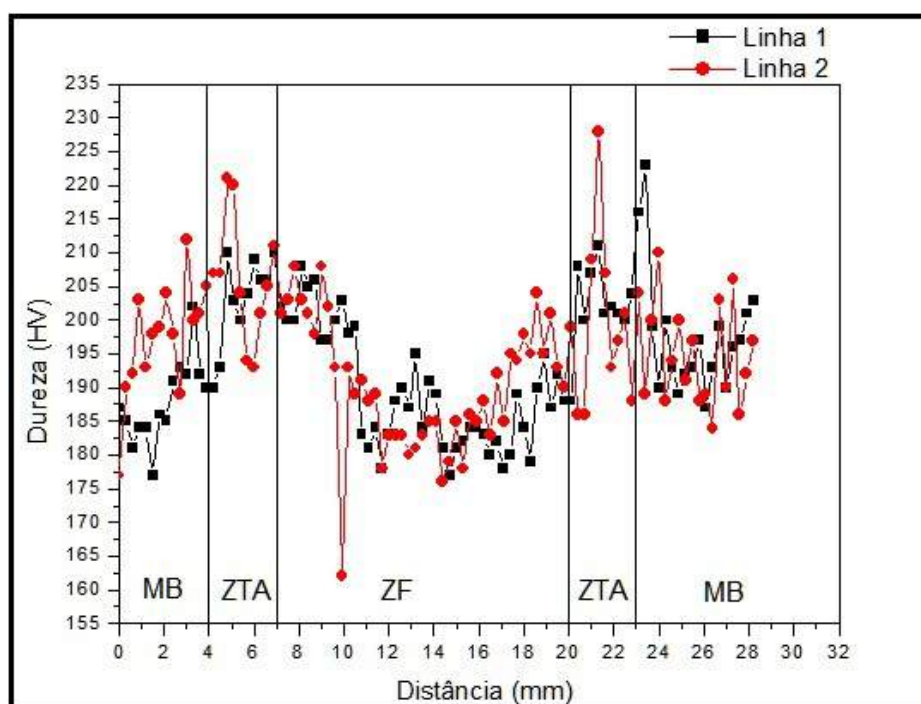
Nestas figuras é possível observar que os perfis obtidos abragem todas as regiões formadas nas juntas soldadas: metal de base, zona termicamente afetada e zona fundida. Os valores obtidos para obtenção dos perfis de microdureza estão apresentados nas Figuras 70 e 71.

Figura 70 – Perfil de microdureza Vickers Junta soldada ST.



Fonte: Autor.

Figura 71 – Perfil de microdureza Vickers Junta soldada CT.



Fonte: Autor.

Pode ser observada na Figura 70 uma diferença no perfil de dureza nas linha 1 e 2. Na linha 1 há um acréscimo no valor da dureza do metal de base até a zona

termicamente afetada e logo em seguida uma diminuição nos valores na zona fundida. Já na linha 2 ocorre um crescimento da dureza do metal base até a zona fundida e ao chegar na zona fundida, permanece aproximadamente constante com alguns pontos de dureza mais elevada. Os maiores valores de dureza encontrados nas regiões analisadas foram em torno de $234 \text{ HV}_{0,3}$, já os menores valores foram em torno de $177 \text{ HV}_{0,3}$.

Para a junta soldada CT foi observado na Figura 71, um comportamento mais homogêneo entre as linhas 1 e 2, com valores de dureza de menor intensidade no metal de base e zona fundida, tendo valor em torno de $176 \text{ HV}_{0,3}$ e maiores valores na zona termicamente afetada em torno de $227 \text{ HV}_{0,3}$. Esse comportamento se deu devido à forma em que os cordões foram depositados, pois quando há a utilização do tecimento, obtém-se como resultado uma menor diluição, melhor espalhamento do metal líquido e menor taxa de resfriamento.

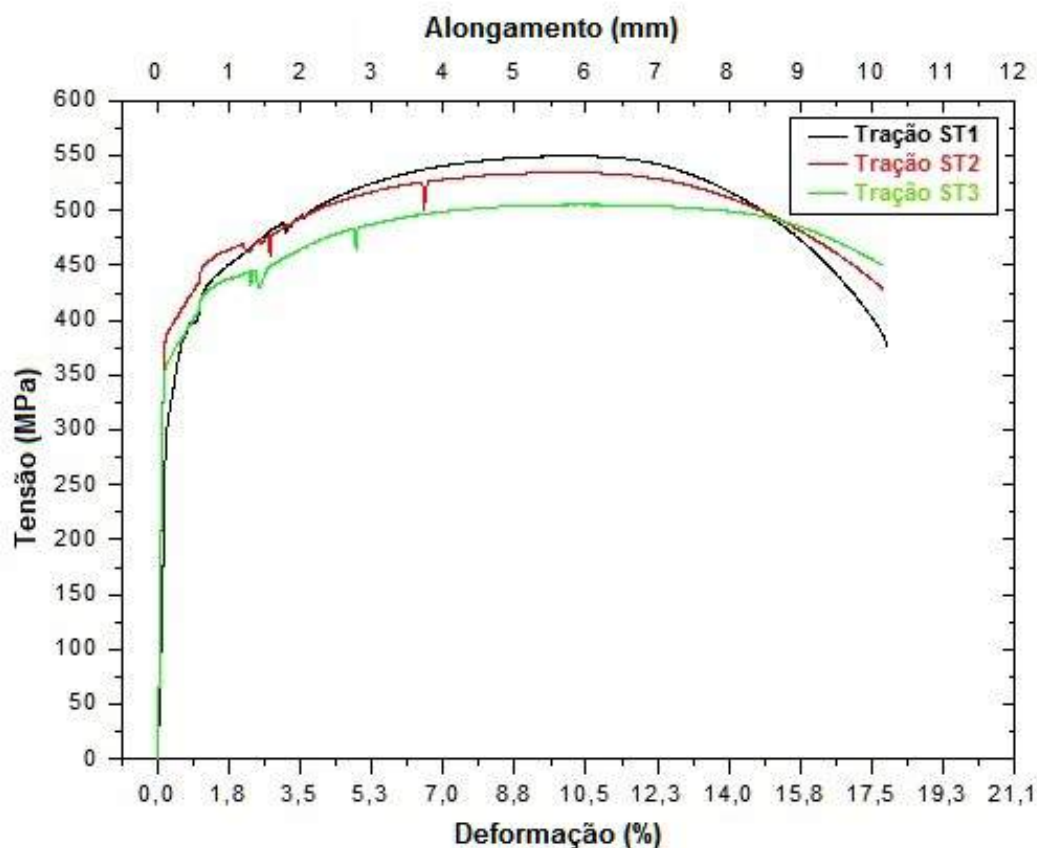
O comportamento encontrado entre os perfis de dureza deve-se aos ciclos térmicos gerados em função da maneira pela qual o metal de adição foi depositado na junta soldada. A cada passe dado sobre o passe anterior acarretou no refinamento parcial da microestrutura, aumentando, assim, a heterogeneidade da mesma. Como também foi visto através dos perfis de dureza, as propriedades mecânicas das juntas soldadas sofreram grande influência dos processos de soldagem utilizados, tendo como consequência da soldagem multipasses, a formação de regiões de grãos grosseiros (CG), grãos finos (FC) e grãos grosseiros intercrítico reaquecido (IRCG).

4.3 ENSAIO DE TRAÇÃO

4.3.1 Ensaio de tração junta soldada ST

As curvas obtidas através do ensaio de tração realizados nos corpos de prova da junta soldada ST estão mostradas na Figura 72 e os resultados numéricos, na Tabela 13.

Figura 72 – Gráfico Tensão *versus* Deformação junta soldada ST.



Fonte: Autor.

Tabela 13 – Resultado do ensaio de tração da junta soldada ST.

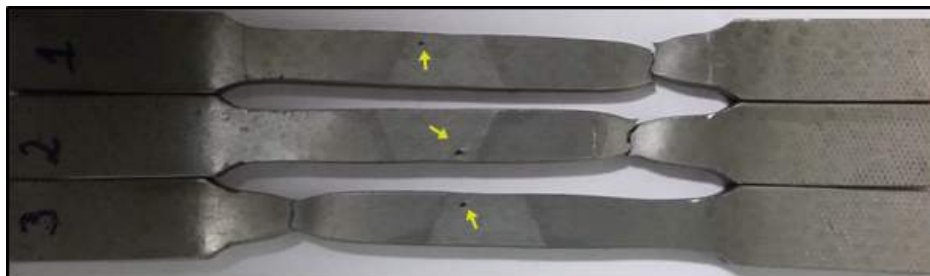
CP	Limite de Resistência (MPa)	Limite de Escoamento (MPa)	Deformação (%)
TST1	526,95	388,70	17,96
TST2	549,65	441,91	17,86
TST3	507,45	364,02	17,86
Média	528,02 ±17,24	398,21 ±32,50	17,89 ±0,05

Fonte: Autor.

Através dos resultados obtidos, observa-se que os valores médios do limite de resistência e limite de escoamento foram um pouco inferiores aos obtidos no metal de base com exceção da deformação. Esse resultado pode estar associado à heterogeneidade microestrutural formada devido ao processo de soldagem. É importante frisar que mesmo os corpos de prova tendo um defeito na região da zona fundida, como

mostrado na Figura 73, estes romperam na região do metal de base indicando que a integridade da solda não foi comprometida.

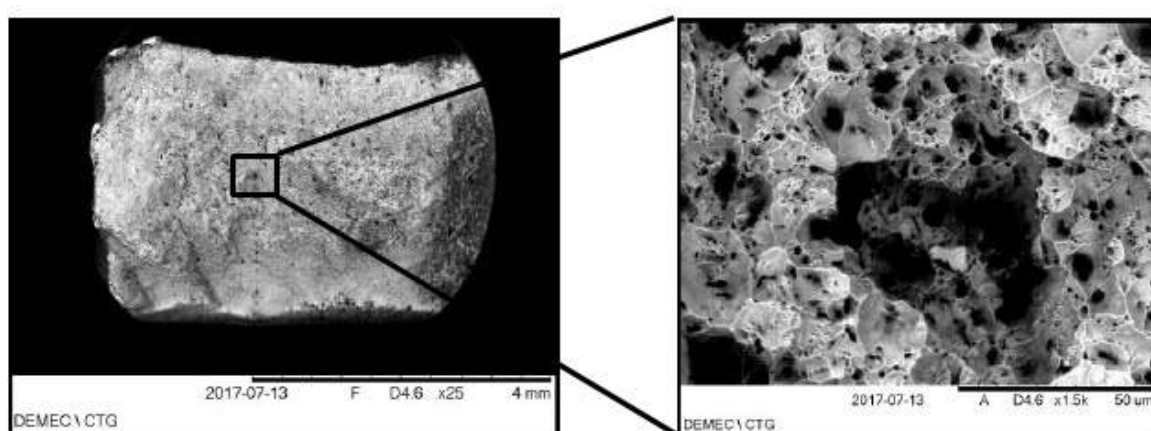
Figura 73 – Corpos de prova ST após o ensaio de tração.



Fonte: Autor.

Também é possível observar em todos os corpos de prova que na região da fratura formou-se um pescoço que caracteriza a estricção e uma fratura típica dos metais dúcteis conhecida por taça cone. A Figura 74 apresenta a análise por MEV da região de fratura da junta soldada ST.

Figura 74 – Fratura corpo de ST após ensaio de tração.



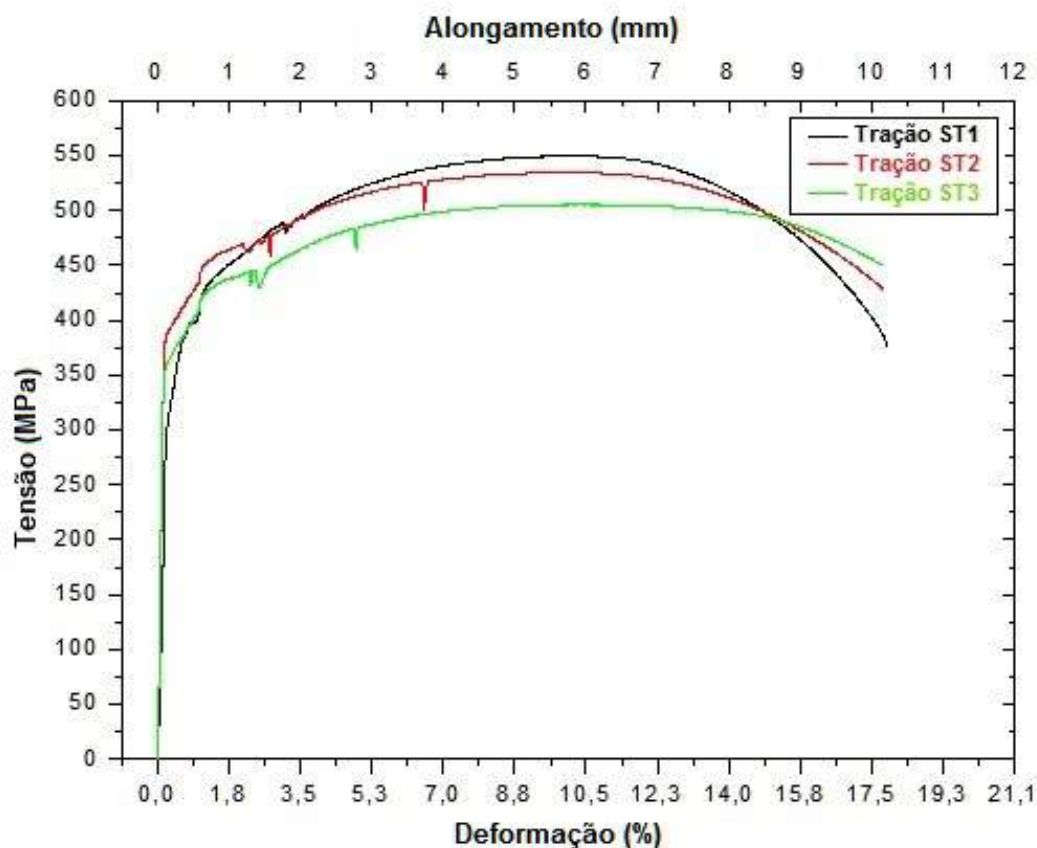
Fonte: Autor.

Nesta imagem é possível observar que o modo de fratura é predominante dúctil com a presença da coalescência das microcavidades (*dimples*) que resultam na estricção do material ensaiado.

4.3.1.1 Ensaio de tração junta soldada CT

As curvas obtidas através do ensaio de tração realizados nos corpos de prova da junta soldada CT e os resultados numéricos são apresentados, respectivamente, na Figura 75 e Tabela 14.

Figura 75 – Gráfico Tensão versus Deformação junta soldada CT.



Fonte: Autor.

Tabela 14 – Resultado ensaio de tração junta soldada CT.

CP	Limite de Resistência (MPa)	Limite de Escoamento (MPa)	Estricção (%)
TCT1	521,66	416,46	17,95
TCT2	517,49	422,05	16,65
TCT3	519,85	408,72	17,54
Média	519,66 ±1,71	415,74 ±5,47	17,38 ±0,54

Fonte: Autor.

Através dos resultados apresentados na Tabela 14, observa-se que o valor médio do limite de resistência para a junta soldada CT foi inferior ao encontrado no metal de base, enquanto que o limite de escoamento foi superior, houve portanto, um comportamento antagônico em relação ao limite de escoamento quando comparado ao

comportamento da junta ST e metal de base. Vale ressaltar que a técnica de tecimento foi aplicada para confecção da junta soldada CT, o que gerou uma grande região de recristalização na zona fundida, o que é indesejável em soldas e que pode ter resultado na fratura dos corpos de prova na região da zona fundida, como pode ser visto na Figura 76.

Figura 76 – Corpos de prova CT após o ensaio de tração.



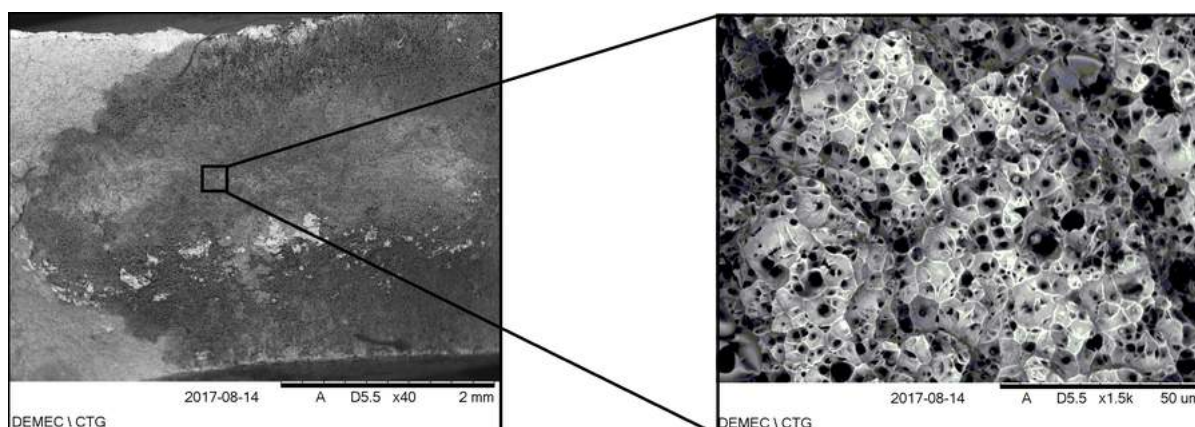
Fonte: Autor.

Dennies e DeVillier (2015) afirmaram que a resistência do metal de solda dependerá do grau de exposição térmica durante os passes da soldagem multipasses e os mesmos concluíram que para soldas que não se desejam comportamento *under-matched*, o controle da microestrutura da zona fundida e zona termicamente afetada é essencial.

Borba et al. (2015b) citam que juntas soldadas obtidas via deposição multipasses apresentam grande parte de região reaquecida pelo passe subsequente, portanto a microestrutura nessa região exibe uma maior heterogeneidade microestrutural. No entanto, Lavan e Sharpe (2001) analisando uma junta soldada obtida por soldagem multipasses encontraram na zona fundida uma microestrutura predominantemente ferrítica composta por ferrita poligonal e ferrita carboneto, tendo como resultado uma solda com grande variação nas propriedades do cordão e um comportamento *undermatched* como o encontrado na junta soldada CT.

A Figura 77 apresenta a análise por MEV realizada na região da fratura da junta soldada CT, onde é possível observar que a fratura obtida através do ensaio de tração teve o mesmo tipo de fratura encontrado nos corpos de prova da junta soldada ST com diferenças nos tamanhos da microcavidades.

Figura 77 – Fratura corpo de CT após ensaio de tração.



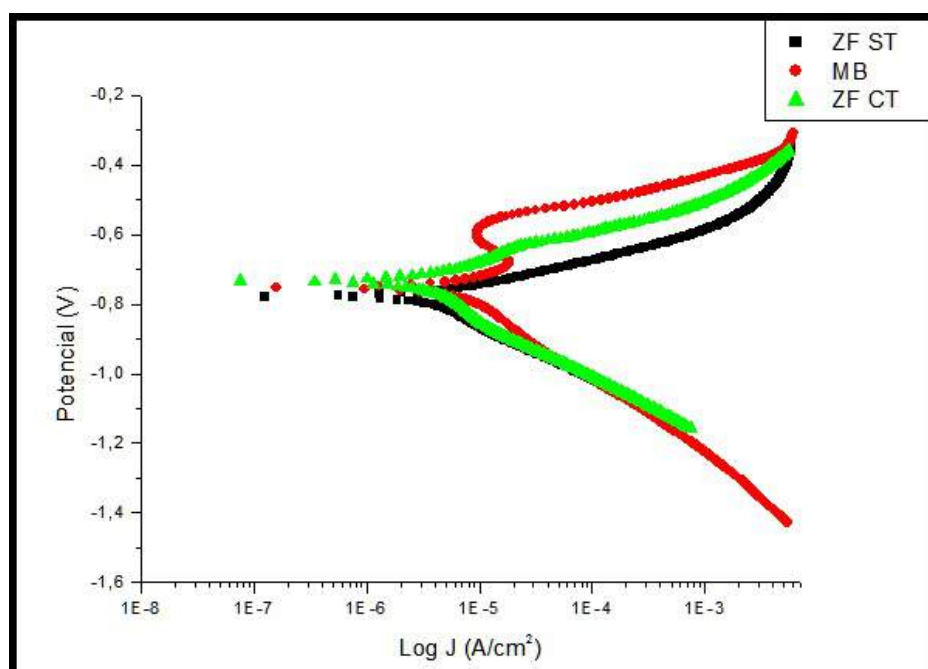
Fonte: Autor.

4.3.2 Hidrogenação dos corpos de prova

4.3.2.1 Curva de Polarização

As curvas de polarização para as regiões do metal de base, zona fundida da junta soldada ST e zona fundida da junta soldada CT em água do mar sintética são apresentadas de maneira comparativa na Figura 78.

Figura 78 – Curva de polarização.



Fonte: Autor.

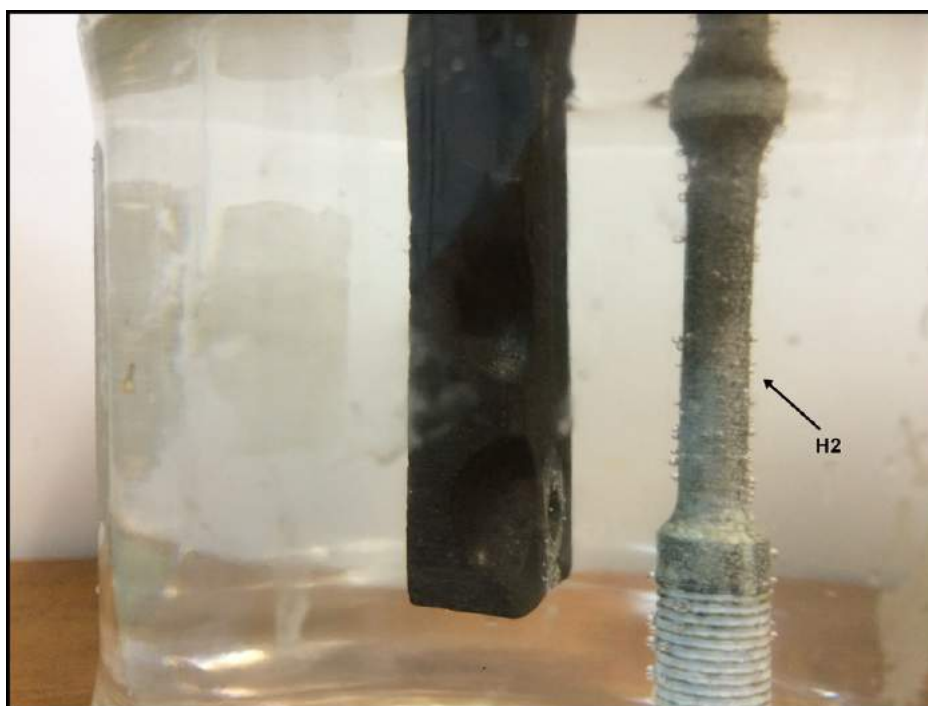
Segundo a norma ISO 15589-2 (2012) deve ser adotado como critério de proteção cátodica de sistemas de tubulações marinhas imersos em água do mar o potencial

mínimo de -0,80V e potencial máximo de -1,1V, logo os valores de potenciais encontrados mostram que o aço ASTM A131 Grau AH32 estará protegido catódicamente em qualquer valor desta faixa de potencial.

4.3.2.2 Células Eletroquímicas

A Figura 79 mostra o início da permeação de hidrogênio em célula eletroquímica.

Figura 79 – Corpo de prova após 4 dias de hidrogenação.



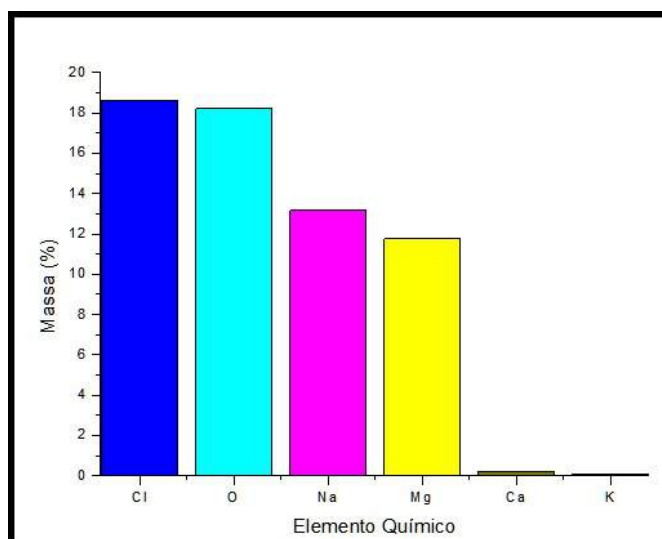
Fonte: Autor.

Na imagem é possível observar a presença de hidrogênio molecular (bolha de gás) sobre a superfície do corpo de prova, onde a difusão do mesmo, na rede cristalina, ocorrerá se existir um gradiente de concentração, portanto quanto maior a pressão parcial do hidrogênio na superfície do corpo de prova, maior será a dissolução (GEMELLI, 2001). No entanto, a fração de hidrogênio adsorvido que se dissolve irá depender do estado da superfície do corpo de prova.

Em todos os sistemas de hidrogenação foi observada a formação de uma camada de sal que aumentou com o tempo sobre a superfície do corpo de prova. Carrasco (2013) em seu estudo também observou esse fenômeno, e constatou que em certos níveis de espessura, essa camada atuou como barreira para entrada do hidrogênio. Este também concluiu que, no período inicial de permeação de hidrogênio em células de proteção catódica, ocorre o preenchimento dos sítios intersticiais e os sítios aprisionadores do reticulado.

Ao analisar a camada formada sobre o corpo de prova foi constatado que os elementos presentes na mesma foram aqueles utilizados na preparação da água do mar sintética, como pode ser visto na Figura 80, através do gráfico com valores percentuais dos elementos encontrados por meio da EDS.

Figura 80 – Elementos químicos encontrados na camada formada sobre o corpo de prova.

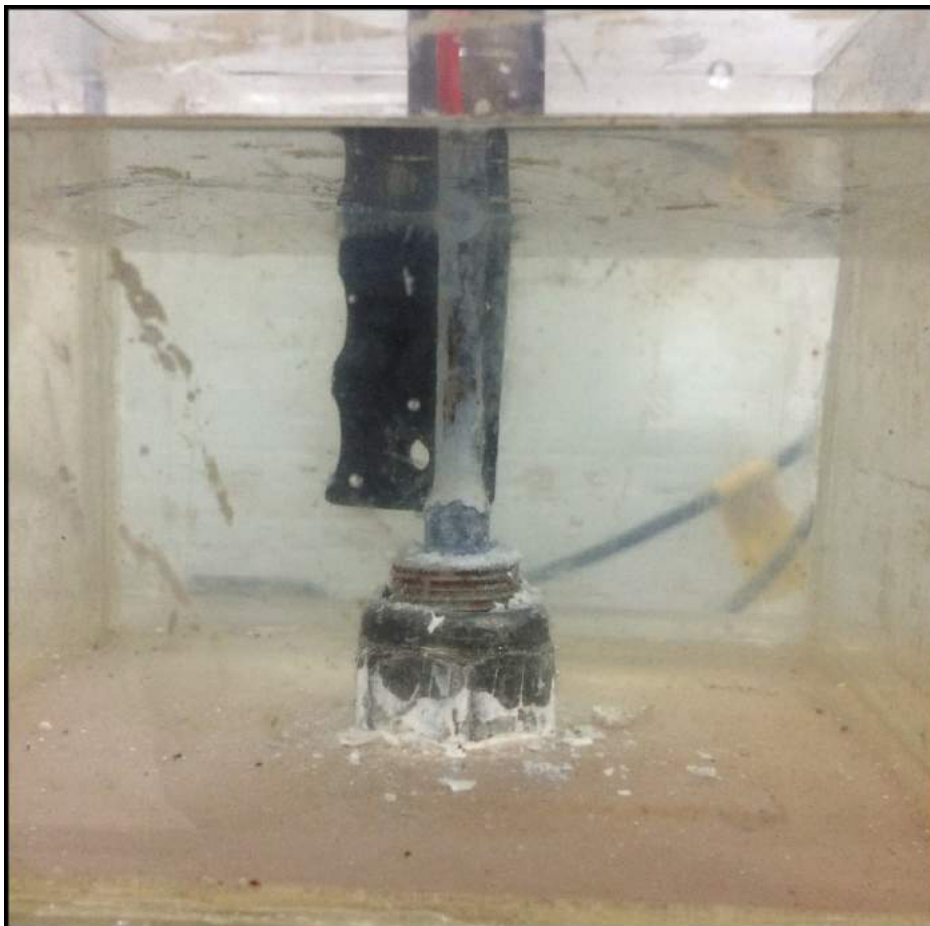


Fonte: Autor.

4.3.3 Ensaio de tração a Baixa Taxa de Deformação (BTD) no metal de base

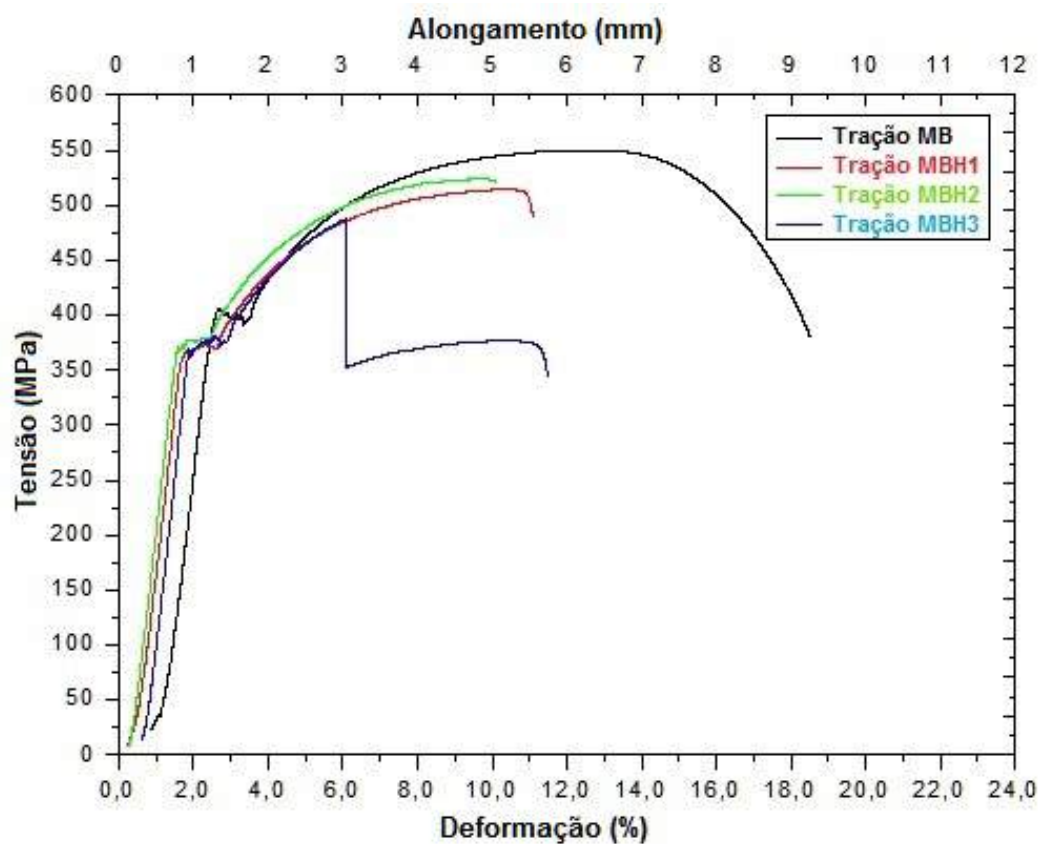
A Figura 81 apresenta uma imagem do corpo de prova durante o ensaio de tração à baixa taxa de deformação. observar-se que, à medida que o ensaio ocorria, a camada formada sobre a superfície do corpo de prova era destacada, dando condições do hidrogênio voltar a permear durante a realização do ensaio.

Figura 81 – Corpo de prova sendo ensaiado após 7 dias de hidrogenação.



Fonte: Autor.

As curvas tensão-deformação obtidas através do ensaio de tração à baixa taxa de deformação do metal de base em meio rico em Hidrogênio em célula de proteção catódica com potencial de -1100 mVAg/AgCl estão apresentadas na Figura 82. Os valores numéricos obtidos nesse ensaio estão apresentados na Tabela 15.

Figura 82 – Curvas Tensão *versus* Deformação ensaio BTB metal de base.

Fonte: Autor.

Tabela 15 – Resultados do ensaio BTB do Metal de Base.

CP	Limite de Resistência (MPa)	Limite de escoamento (MPa)	Alongamento (%)
BTDBMH1	522,83	373,21	11,08
BTDBMH2	532,61	378,39	10,14
BTDBMH3	496,11	373,84	11,50
Média	517,18 ±15,43	375,14 ±2,31	10,90 ±0,57
BTDBM3	550,05	404,14	18,49

Fonte: Autor.

Os resultados mostram que o aço ensaiado diminui a sua capacidade de deformação no potencial de -1100 mVAg/AgCl no período de 7 dias de exposição ao hidrogênio. O índice de fragilização de 58,95% foi encontrado através da equação

3.1 o que mostra que o aço estudado é susceptível ao processo de fragilização por hidrogênio.

Analizando a curva do corpo de prova hydrogenado 3, percebe-se que ocorre uma queda de tensão e, logo em seguida, a continuidade da deformação. A Figura 83 mostra os corpos de prova ensaiados ao ar e em meio rico em hidrogênio.

Figura 83 – Corpos de prova após ensaio BTD: (A) Sem hidrogenação e (B) Com hidrogenação.



Fonte: Autor.

No corpo de prova que não foi exposto ao ambiente rico em hidrogênio, observar-se a presença de estricção de forma bem definida, caracterizando portanto, uma superfície de fratura com características de taça e cone, que define uma fratura dúctil. Por outro lado, o corpo de prova hydrogenado 3 possui em sua superfície trincas externas causadas pelo efeito do hidrogênio, sendo estas a possível justificativa para a queda no valor da tensão e posterior continuidade da deformação.

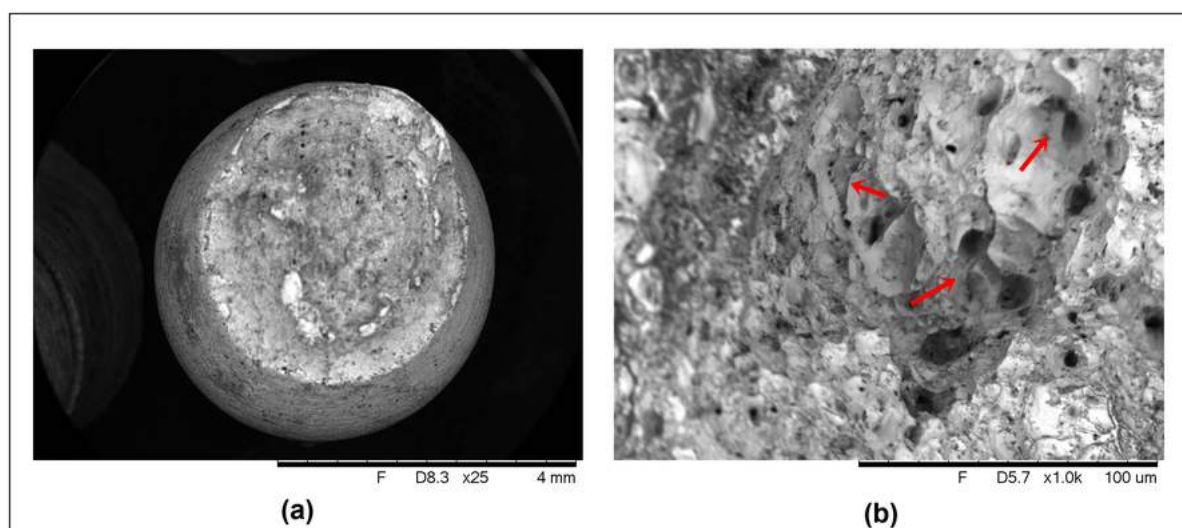
Carrasco (2013) cita em seu trabalho que corpos de prova hydrogenados por períodos longos dependendo das características metalúrgicas possam sofrer trincamentos sem a aplicação de nenhuma carga externa, caracterizando, porém, outro processo de degradação por hidrogênio. O hidrogênio retido em defeitos da microestrutura podem nuclear trincas e gerar espaço para o acúmulo de mais hidrogênio, formando assim, um ciclo de propagação de trinca e acúmulo de hidrogênio até que ocorra a falha. Gentil (2011) alerta sobre o uso de potenciais de superproteção, pois estes potenciais podem gerar hidrogênio em quantidade tal que pode ocasionar problemas por empolamento de hidrogênio.

A partir da Tabela 15 é possível observar uma diminuição no limite de resistência e limite de escoamento na condição do corpo de prova hydrogenado. Esse comportamento também foi verificado por Araújo et al. (2011b) em seu trabalho utilizando um aço da mesma classe de resistência, o qual relata que alguns aços quando expostos ao hidrogênio sofrem uma redução no limite de escoamento.

4.3.3.1 Análise Fractográfica do metal de base

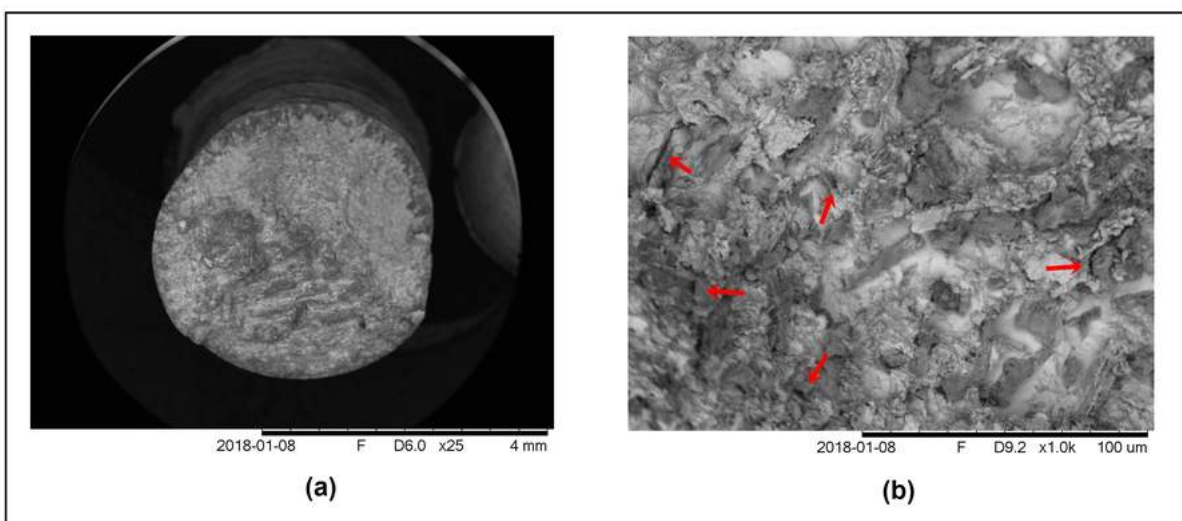
As Figuras 84 e 85, apresentam, respectivamente, imagens obtidas por MEV do topo e regiões dos corpos de prova conccionados a partir do metal de base e ensaiado à baixa taxa de deformação, com e sem hidrogenação.

Figura 84 – Fratura do corpo de prova do metal de base sem hidrogenação analisada por MEV: (a) topo com aumento de 25x e (b) região central com aumento de 1000x.



Fonte: Autor.

Figura 85 – Fratura do corpo de prova do metal de base com hidrogenação analisada por MEV: (a) topo com aumento de 25x e (b) região central com aumento de 1000x.



Fonte: Autor.

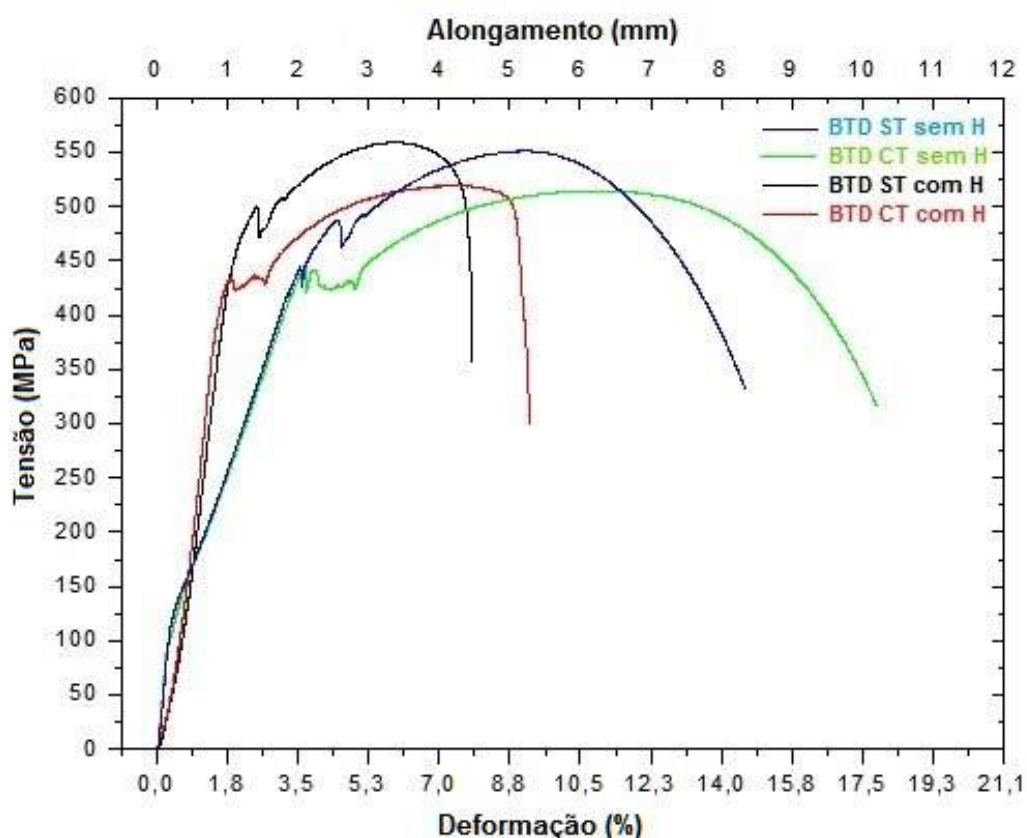
Na Figura 84 verifica-se que o material apresentou um comportamento de fratura predominantemente dúctil com coalescência das microcavidades (*dimples* indicados por setas vermelhas) podendo ser observado uma zona de estricção e

uma superfície de fratura com características de “taça e cone”. Já na Figura 85 não fica tão evidente a presença das microcavidades e podem ser observadas microtrinhas, demonstrando assim, que o corpo de prova sofreu um processo de fragilização localizado.

4.3.4 Ensaio de tração à Baixa Taxa de Deformação (BTD) nas juntas soldadas ST e CT

As curvas tensão-deformação obtidas através do ensaio de tração à baixa taxa de deformação das juntas soldadas ST e CT, realizado em ambiente isento de hidrogênio e em ambiente rico em hidrogênio, em célula de proteção catódica com potencial de -1100 mVAg/AgCl estão apresentadas na Figura 86. Os valores numéricos obtidos nesse ensaio estão apresentados na Tabela 16.

Figura 86 – Curvas ensaio BTD.



Fonte: Autor.

A partir das curvas tensão *versus* deformação observa-se um comportamento diferente na região de escoamento das juntas soldadas ST e CT, onde é percebido que na junta soldada ST existe uma maior resistência para a movimentação das discordâncias evidenciado por uma queda da tensão (ao vencer a barreira nessa região) e logo

em seguida a continuação da deformação. No entanto, na curva obtida a partir dos ensaios nos corpos de prova da junta soldada CT, a variação da tensão na mesma região ocorre de maneira mais suave, o que sugere uma menor resistência à movimentação das mesmas. Esse comportamento pode ser atribuído a microestrutura formada nas duas juntas soldadas, que devido a utilização da técnica de tecimento, diferentes ciclos térmicos foram gerados, ocasionando maior recristalização na zona fundida da junta soldada CT.

Tabela 16 – Resultados do ensaio BTB das juntas soldadas ST e CT.

CP	Limite de Resistência (MPa)	Limite de escoamento (MPa)	Alongamento (%)
BTBST	550,9	443,14	14,61
BTBCT	514,1	433,60	17,90
BTBSTH	549,81	444,80	7,82
BTBCTH	510,90	413,43	9,26

Fonte: Autor.

Os resultados apresentados na tabela 16 mostram que os corpos de prova ensaiados no potencial de -1100 mVAg/AgCl, no período de 7 dias de exposição ao hidrogênio, diminuíram sua capacidade de deformação, tendo como índice de fragilização para a junta soldada ST de 53,52% e para a junta soldada CT de 51,73%. Esses índices quando comparados ao encontrado no metal de base, mostram que as juntas soldadas foram menos susceptíveis ao processo de fragilização. Esse resultado está de acordo com o encontrado por Almeida (2014a).

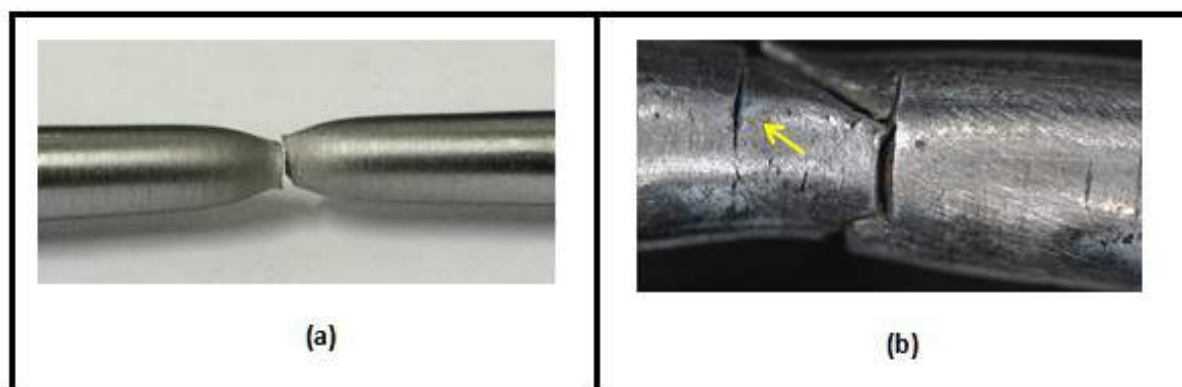
Ainda analisando a Tabela 16, observa-se que o corpo de prova da junta soldada CT apresentou uma diminuição no valor do limite de escoamento quando comparado ao corpo de prova da mesma região ensaiado ao ar. Já o corpo de prova da junta soldada ST praticamente não apresentou mudança no valor do limite de escoamento, portanto um comportamento diferente para as condições em meios hidrogenados sob mesmas condições. Esse comportamento pode ser justificado pela microestrutura formada na zona fundida e zona termicamente afetada, região esta em que ocorreu a fratura (ARAÚJO et al., 2013).

Analisando-se as imagens da zona fundida das juntas soldada ST e CT, foi constatado que a junta soldada CT possuía quantidade inferior do constituinte ferrita acicular (AF) quando comparada à quantidade presente na junta soldada ST. Este constituinte é bastante importante em regiões de solda, pois dificulta a propagação de

trincas.

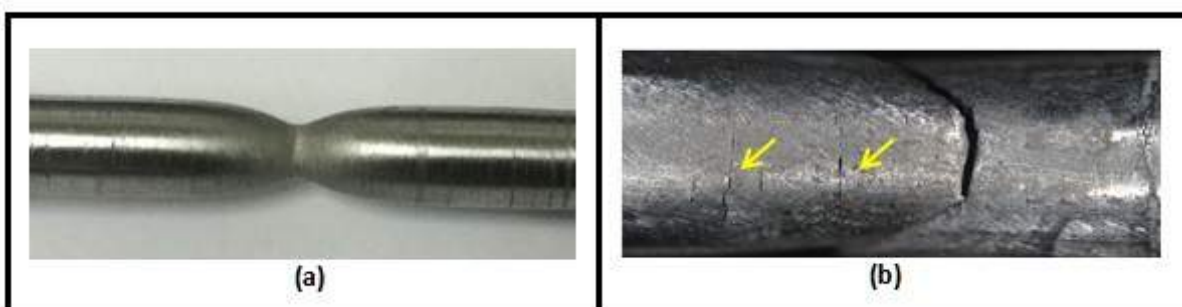
As Figuras 87 e 88 apresentam macrografias dos corpos de prova retirados das juntas soldadas ST e CT nas condições sem hidrogenação e com hidrogenação após a realização do ensaio.

Figura 87 – Macrografia corpo de prova CT após ensaio BTD: (a) sem hidrogênção e (b) com hidrogenação.



Fonte: Autor.

Figura 88 – Macrografia corpo de prova ST após ensaio BTD: (a) sem hidrogênção e (b) com hidrogenação.



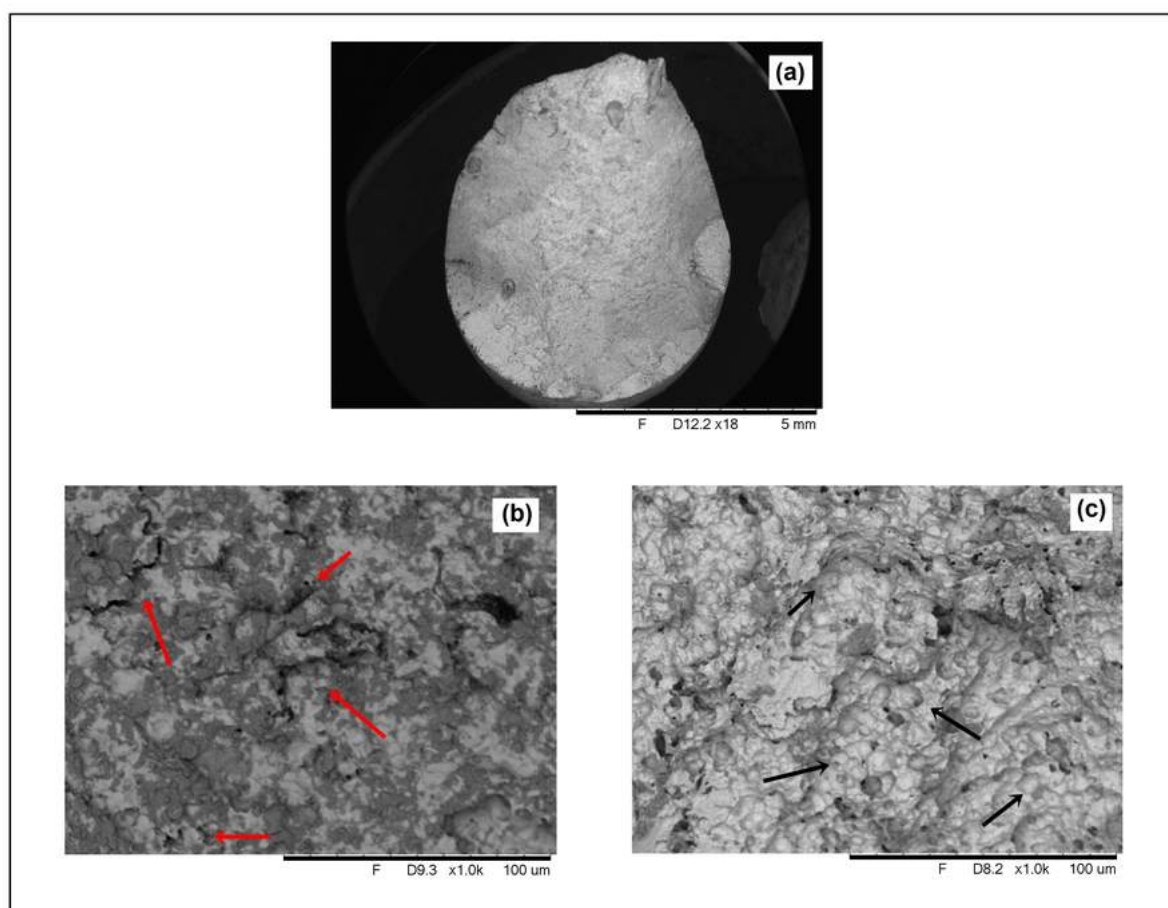
Fonte: Autor.

Observa-se nas imagens apresentadas que os corpos de prova que foram ensaiados em meio rico em hidrogênio apresentam trincas superficiais, assim como encontrado nos corpos de prova do metal de base ensaiados em mesma condição, mas em quantidades bem menores. Esse comportamento está de acordo com o encontrado por Almeida (2014a), onde os corpos de prova do metal base obtiveram índice de fragilização de 25%, enquanto que os corpos de prova retirados da região da solda tiveram índice de fragilização de 5%.

4.3.4.1 Análise fractográfica da Junta soldada

A Figura 89 apresenta as imagens obtidas por MEV do topo, região próxima à superfície externa e região central do corpo de prova confeccionado a partir da junta soldada ST e ensaiado a baixa taxa de deformação na presença de hidrogênio.

Figura 89 – Fratura do corpo de prova retirado da junta soldada ST analisada por MEV: (a) topo com aumento de 25x, (b) região próxima a superfície externa com aumento de 1000x e (c) região central do com aumento de 1000x.



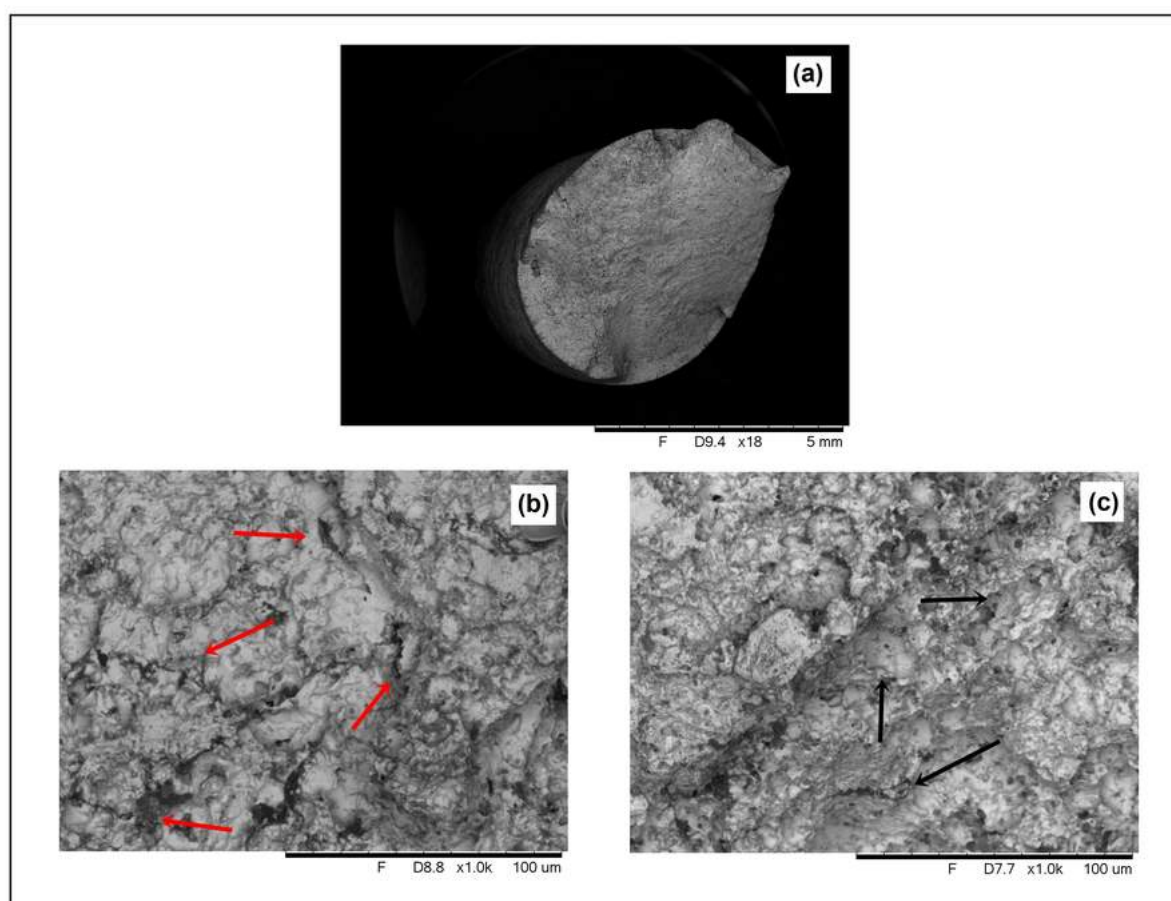
Fonte: Autor.

Pode ser observado que algumas partes da região próxima à superfície externa do corpo de prova obtiveram tipo de fratura diferente a encontrada no centro do mesmo. A partir da Figura 89 (b) é possível visualizar microtrincas (seta vermelha) em processo de coalescimento, indicando que o material nessa região sofreu um processo de fragilização localizado. A Figura 89 (c), que corresponde à parte central do corpo de prova, apresenta uma morfologia de fratura dúctil com a presença de microvazios de empolamento decorrentes da presença de hidrogênio retido (seta preta), normalmente presentes em metais dúcteis hydrogenados, conforme também foi encontrado por Trasatti, Sivieri e Mazza (2005b), Souza (2011) e Carrasco (2013).

Segundo Carrasco (2013), em termos de processos de fragilização por hidrogênio, a região próxima à superfície externa, onde ocorre a permeação do hidrogênio, é a que registra efeitos com maior intensidade, como ocorreu no corpo de prova da junta soldada ST.

A Figura 90 apresenta as imagens obtidas por MEV do topo, região próxima a superfície externa e região central do corpo de prova confeccionado a partir da junta soldada CT ensaiado nas mesmas condições em que foi realizado o ensaio de corpo de prova da junta soldada ST.

Figura 90 – Fratura do corpo de prova retirado da junta soldada ST analisada por MEV: (a) topo com aumento de 25x, (b) região próxima a superfície externa com aumento de 1000x e (c) região central do com aumento de 1000x.



Fonte Autor.

Pode ser observado que na região próxima à superfície externa do corpo de prova obteve-se um tipo de fratura diferente do encontrado no centro do mesmo, assim como visto no corpo de prova da junta soldada ST. A partir da Figura 90 (b) é possível visualizar microtrincas (seta vermelha) em processo de coalescimento, indicando que o material nessa região também sofreu um processo de fragilização localizado e Figura 90 (c) que corresponde a parte central do corpo de prova, apresenta uma morfologia de

fratura dúctil com a presença de microvazios de empolamento decorrentes da presença de hidrogênio retido (seta preta).

4.3.5 Ensaio de Impacto Charpy na Zona Fundida

A Tabela 17 apresenta os resultados obtidos a partir dos ensaios de impacto Charpy realizados na zona fundida da junta soldada ST e CT.

Tabela 17 – Resultados do ensaio de Impacto Charpy da zona fundida das juntas soldadas ST e CT.

CP	Tipo de entalhe	Temperatura (°C)	Energia (J)
CST1	v	0°C	184
CST2	v	0°C	114
CST3	v	0°C	142
CCT1	v	0°C	150
CCT2	v	0°C	136
CCT3	v	0°C	128

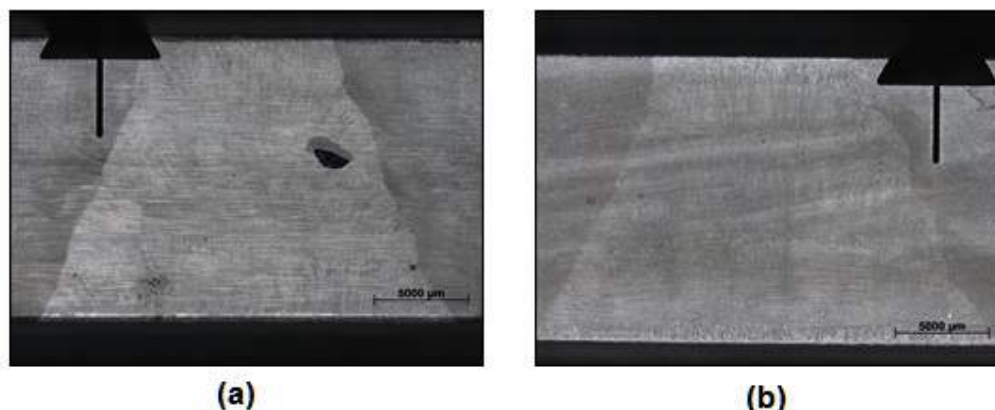
Fonte: Autor.

Como pode ser observado, todos os corpos de prova obtiveram valores de energia superiores aos encontrados no ensaio do metal de base em mesmas condições, o que sugere que a microestrutura formada na região da zona fundida possui uma tenacidade maior que a do metal de base. Esse resultado é importante, pois a partir dele é possível assegurar que as juntas soldadas possuem comportamento elasto-plástico na região da zona fundida.

4.3.6 Ensaio CTOD Juntas Soldadas ST e CT

Antes da realização dos ensaios CTOD os corpos de prova pré-trincados das juntas soldadas ST e CT foram expostos à presença de hidrogênio através de células de proteção catódica durante um período de 7 dias e nas mesmas condições adotadas, nos corpos de prova utilizados no ensaio de tração à baixa taxa de deformação (BTD). A Figura 91 mostra a região das juntas soldadas onde o entalhe foi usinado.

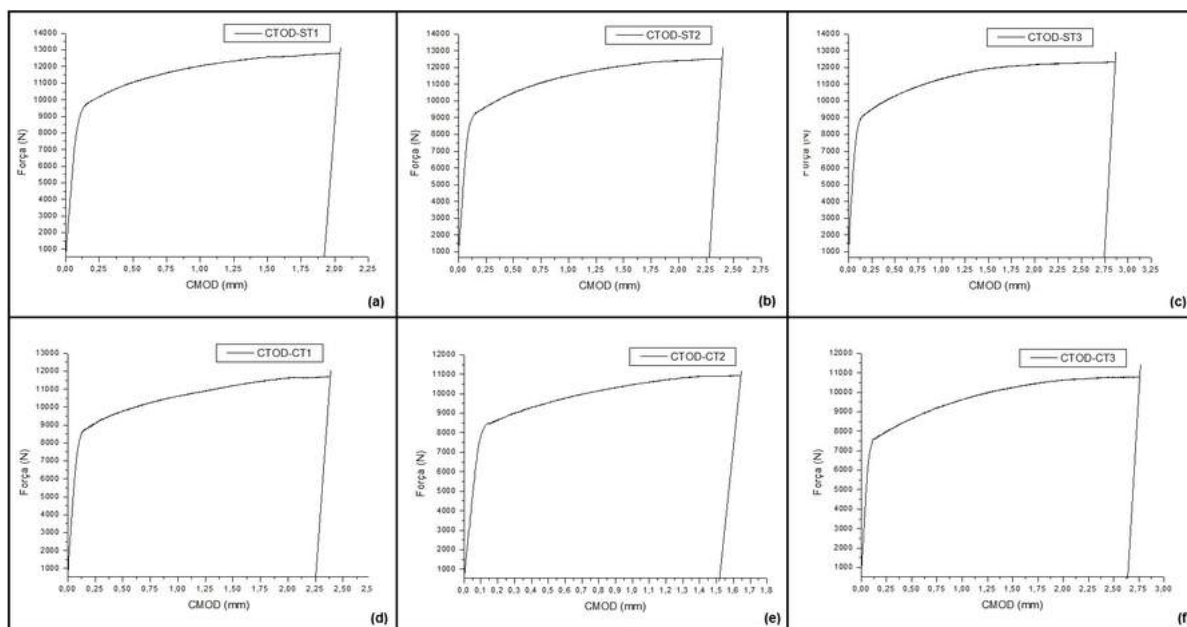
Figura 91 – Localização do entalhe concentrador de tensão: (a) junta soldada ST e (b) junta soldada CT



Fonte: Autor.

A partir da imagem vê-se que a fratura dos corpos de prova irá conter as regiões da zona termicamente afetada e zona fundida, em que, há a presença de vários constituintes microestruturais formados devido os ciclos térmicos gerados durante o processo de soldagem. Na Figura 92 são mostrados os gráficos Força *versus* CMOD obtidos através do ensaio.

Figura 92 – Ensaio CTOD realizado nos corpos de prova retirados da junta soldada ST e CT: (a) CTODST1, (b) CTODST2, (c) CTODST3, (d) CTODCT1, (e) CTODCT2 e (f) CTODCT3.



Fonte: Autor.

Observa-se que os corpos de prova confeccionados a partir das juntas soldadas ST e CT produziram uma grande quantidade de deformação plástica até a ruptura. Também verifica-se que mesmo os corpos de prova sendo expostos ao meio

rico em hidrogênio, as curvas Força *versus* CMOD continuaram bastante uniformes não apresentando *Pop-In*.

Quando comparado ao ensaio de tração à baixa taxa de deformação em meio rico em hidrogênio das juntas soldadas ST e CT, onde as mesmas sofreram processo de fragilização por hidrogênio com índice de fragilização de 53,52% e 51,73%, respectivamente, conclui-se que a susceptibilidade da junta soldada à presença do hidrogênio durante um ensaio à baixa taxa de deformação, apresentou-se mais significativa do que para na condição do hidrogênio pré carregado e logo em seguida ensaiado em ambiente isento de hidrogênio (ao ar). Esse comportamento pode ter ocorrido devido à eliminação de parte do hidrogênio antes da aplicação da carga tendo como consequência a restauração da ductilidade (GENTIL, 2011). Esse comportamento também foi verificado por Almeida (2014a), que hidrogenou os corpos de prova para realização de ensaio CTOD durante o período de 7 dias e obteve após o ensaio realizado ao ar, uma fragilização de apenas 5%.

A Tabela 18 apresenta os valores numéricos obtidos a partir dos gráficos.

Tabela 18 – Carga máxima e deslocamento da ponta da trinca obtidos a partir do gráfico Força *versus* C.O.D.

Corpo de Prova	P_{max} (KN)	Vp (mm)	CTOD (δm)	KQ(MPa m ^{1/2})
ST1	12,80	1,92	0,59	70,97
ST2	12,52	2,27	0,71	67,68
ST3	12,32	2,74	0,84	68,28
CT1	11,71	2,25	0,67	67,81
CT2	10,93	1,51	0,49	57,70
CT3	10,79	2,64	0,78	62,06

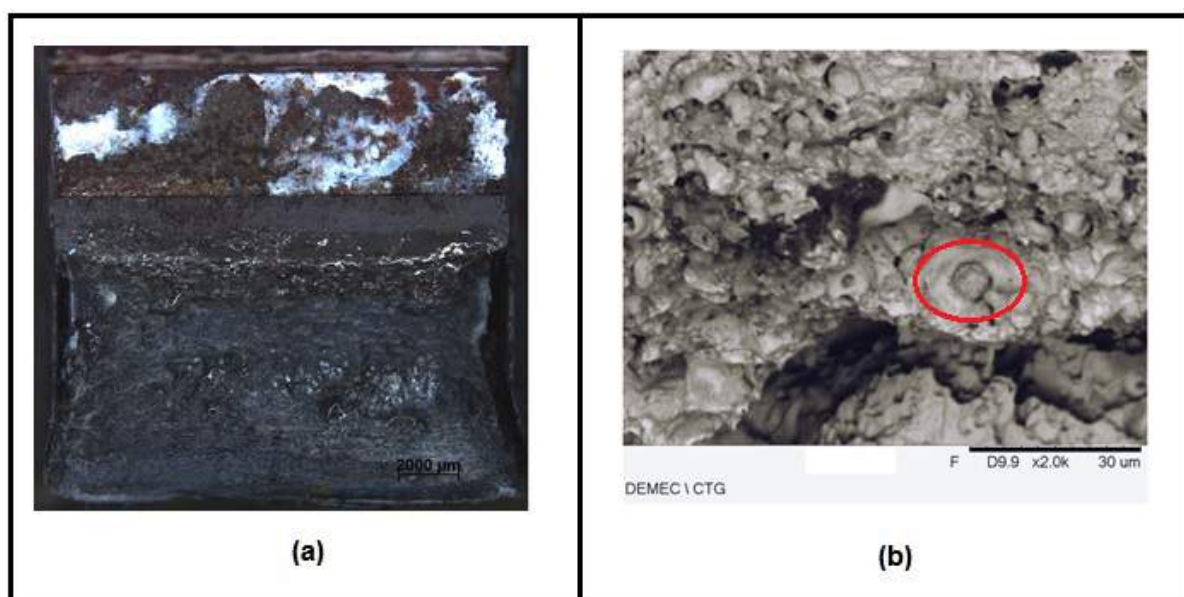
Fonte: Autor.

É possível observar que não existe diferença significativa entre os valores encontrados do metal de base ensaiado em ambiente isento de hidrogênio e os valores obtidos a partir de corpos de prova pré-hidrogenados.

A Figura 93 mostra a macrografia da região da fratura do corpo de prova ST resultante do ensaio CTOD. Nesta imagem, também está apresentada uma análise realizada por microscopia eletrônica de varredura (MEV) na região da fratura, onde foi possível identificar a presença de microcavidades em formas de bolhas (empola-

mento) ocasionadas possivelmente devido ao hidrogênio gerado na superfície do corpo de prova, que se difundiu para o interior do mesmo na forma atômica, e no interior retornou à forma molecular (HAAG, 2015; GENTIL, 2011). Também foi identificada a presença de uma inclusão que foi analisada através de EDS.

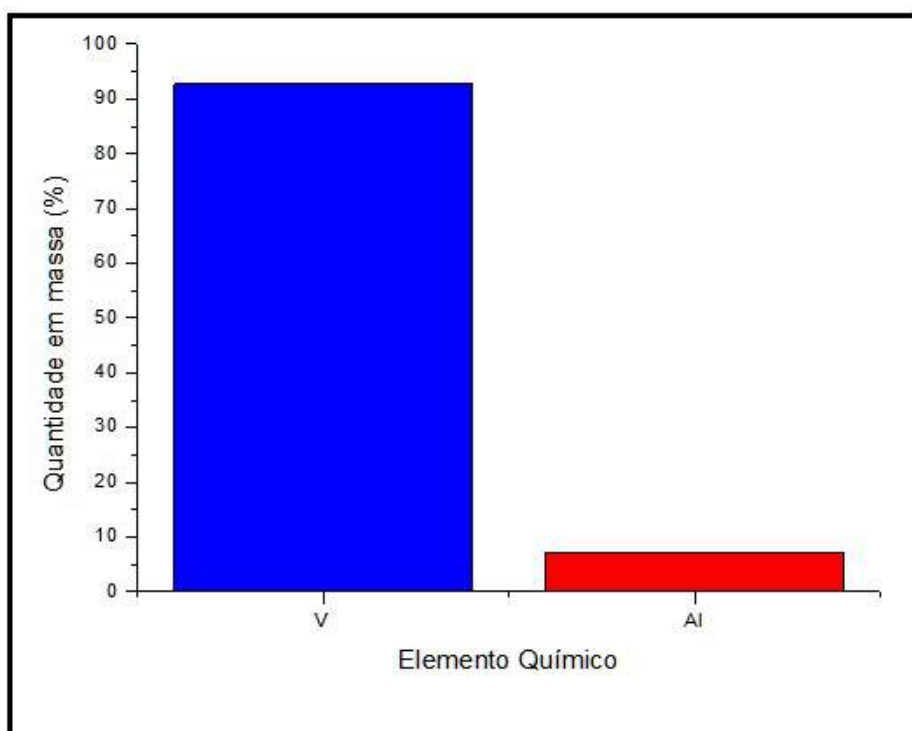
Figura 93 – Corpo de prova ST: (a) macrografia da fratura após ensaio e (b) análise por MEV da região da fratura.



Fonte: Autor.

A Figura 94 apresenta a análise realizada por EDS para identificação dos elementos químicos presentes na inclusão encontrada.

Figura 94 – Resultado da EDS realizada na inclusão encontrada na região da fratura do corpo de prova CT.

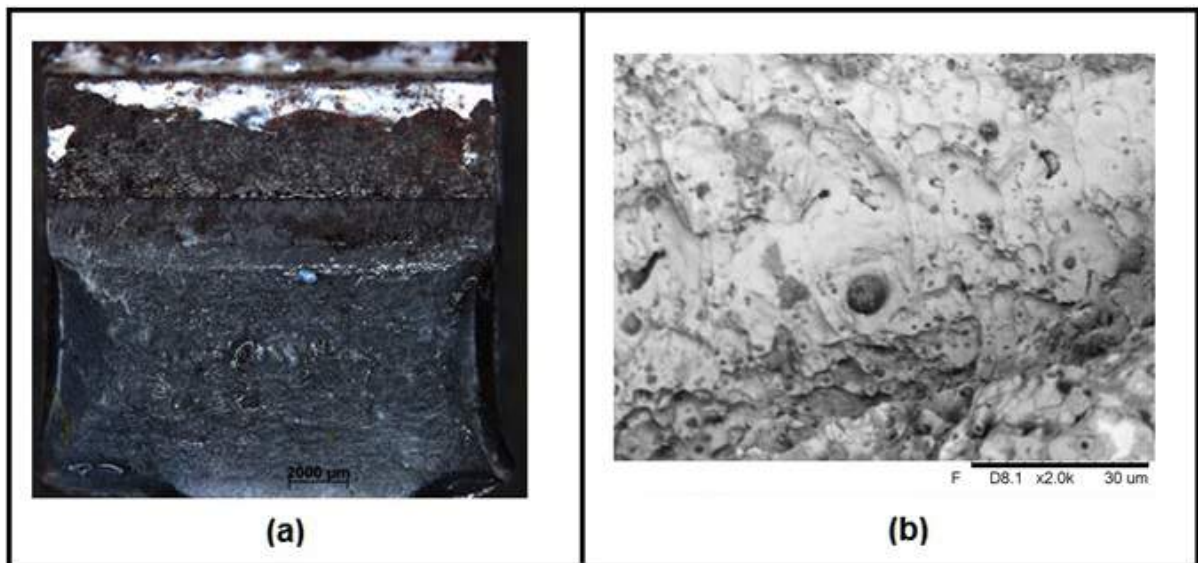


Fonte: Autor.

De acordo com Almeida (2014b) elementos de liga como Nióbio e Vanádio quando presentes no aço em baixas proporções se difundem na interface dos grãos austeníticos e dependendo dos ciclos térmicos gerados durante a soldagem multipasse, estes elementos podem coalescer dando origem a inclusões.

A Figura 95 apresenta a macrografia da região da fratura do corpo de prova CT resultante do ensaio CTOD. Nesta imagem, também está apresentada uma análise realizada por microscopia eletrônica de varredura (MEV) na região da fratura, onde foi possível a identificação de microcavidades em formas de bolhas (empolamento), sendo estas mais rasas do que as encontradas na imagem 93. Vale resaltar que a imagem apresentada corresponde ao corpo de prova que obteve o menor valor CTOD (0,49) dentre todos os corpos de prova retirados da região da solda da junta soldada ST e CT. É possível perceber que na região da fratura do corpo de prova retirado da junta soldada CT, a mesma também apresentou uma fratura tipo dúctil, assim como encontrado na junta soldada ST.

Figura 95 – Corpo de prova CT: (a) macrografia da fratura após ensaio e (b) análise por MEV da região da fratura.



Fonte: Autor.

5 CONCLUSÕES

- O uso da técnica de tecimento influenciou na geometria da junta soldada reduzindo a quantidade de passes de 9 para 5;
- Os ciclos térmicos gerados na soldagem com uso da técnica de tecimento resultou em maiores tempos de permanência o que colaborou com a formação de uma microestrutura composta por ferrita primária na zona fundida da junta soldada CT;
- O corpo de prova de tração da junta soldada CT rompeu na zona fundida devido a grande quantidade do constituinte ferrita primária formada nessa região;
- Na zona termicamente afetada da junta soldada ST foram encontrados os constituintes Ferrita de contorno de grão (PF(G)), Ferrita com segunda fase alinhada (FS(A)), Bainita (FS(B)) e Agregado Ferrita Carboneto (FC) que não oferece resistência a propagação de trincas;
- Na zona fundida da junta soldada ST foi encontrado Martensita possivelmente devido as altas temperaturas de pico associadas a altas taxas de resfriamento;
- Na zona termicamente afetada da junta soldada CT foram encontrados os constituintes Ferrita primária (PF), Ferrita de contorno de grão (PF(G)), Ferrita com segunda fase não alinhada (FS(NA)) e Agregado Ferrita Carboneto (FC) com grãos maiores quando comparados com os encontrados na junta soldada ST;
- O aço ASTM A131 Grau AH 32 foi afetado pelo processo de fragilização tendo um índice de fragilização de 0,59 quando exposto ao hidrogênio em célula eletroquímica durante o período de sete dias e em seguida ensaiado em máquina de tração a baixa taxa de deformação nas mesmas condições de exposição da célula;
- O aço ASTM A131 Grau AH32 sofreu uma diminuição no limite de resistência e limite de escoamento na condição do corpo de prova hidrogenado;
- As juntas soldadas ST e CT foi afetado pelo processo de fragilização apresentando um índice de fragilização de valores 0,46 e 0,43, respectivamente;
- O limite de escoamento da junta soldada ST exposto ao hidrogênio foi superior ao limite de escoamento quando ensaiado ao ar. Já o limite de escoamento da junta soldada CT não foi alterada;

- Os ensaios CTOD confirmaram o comportamento dúctil do aço ASTM A131 Grau AH32 tendo para todos os corpos de prova a relação F_{max}/F_Q valores superiores a 1,10;
- Os corpos de prova do ensaio CTOD expostos ao hidrogênio e ensaiados ao ar não foram afetados pelo processo de fragilização.

REFERÊNCIAS

- ALBERT, S. K. et al. Influence of alloying on hydrogen-assisted cracking and diffusible hydrogen content in Cr–Mo steel welds. *Sadhana*, v. 28, n. 393, p. 383 –, August 2003.
- ALBUQUERQUE, M. C. S. de. *Comportamento à Fadiga de Juntas Soldadas de Tubulações Marítimas Tratadas pela Técnica TIG Dressing*. 2004. 210 p. Tese (Engenharia de Processos) — Universidade Federal de Campina Grande.
- ALMEIDA, J. G. de. *ANÁLISE DA INFLUÊNCIA DO HIDROGÊNIO NA TENACIDADE QUASE ESTÁTICA DE JUNTAS SOLDADAS DE AÇOS ARBL*. 2014. 230 p. Tese (Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica) — Universidade Federal da Paraíba.
- ALMEIDA, J. G. de. *ANÁLISE DA INFLUÊNCIA DO HIDROGÊNIO NA TENACIDADE QUASE ESTÁTICA DE JUNTAS SOLDADAS DE AÇOS ARBL*. 2014. 230 p. Tese (Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica) — Universidade Federal da Paraíba.
- ANDERSON, T. L. *Fracture Mechanics: Fundamentals and Applications*. 3rd. ed. [S.l.]: Taylor & Francis, 2005.
- ANSI/API SPECIFICATION 6A. *Specification for Wellhead and Christmas Tree Equipment*. [S.l.], 2011.
- ARAÚJO, B. A. et al. Evaluation of the diffusivity and susceptibility to hydrogen embrittlement of API 5L X80 steel welded joints. *THE INTERNATIONAL JOURNAL OF MULTIPHYSICS*, v. 7, n. 3, p. 183 – 195, 2013.
- ARAÚJO, B. A. et al. Fragilización por Hidrógeno de los Aceros API 5L X60 y API 5L X80. *Información Tecnológica*, v. 22, n. 6, p. 129 – 140, 2011.
- ARAÚJO, B. A. et al. Experimental Characterization of Hydrogen Embrittlement in API 5L X60 and API 5L X80 Steels. *Engineering Materials*, v. 478, p. 34 – 39, April 2011.
- ARAÚJO, B. A. et al. A STUDY OF INTERNAL HYDROGEN EMBRITTLEMENT AND ENVIRONMENTAL HYDROGEN EMBRITTLEMENT OF API 5L X60 STEEL . In: 20TH INTERNATIONAL CONGRESS OF MECHANICAL ENGINEERING, 2009, Gramado. *COBEM*. Gramado, 2009.
- ARAÚJO, W. R. de. *COMPARAÇÃO ENTRE SOLDAGEM ROBOTIZADA COM ARAME SÓLIDO E “METAL CORED” - A OCORRÊNCIA DO “FINGER”*. 2004. 91 p. Dissertação (PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA MECÂNICA) — UNIVERSIDADE FEDERAL DE MINAS GERAIS, Belo Horizonte.
- ASM HANDBOOK. *Welding, Brazing, and Soldering*. [S.l.], 1993.
- ASM HANDBOOK. *Corrosion: Fundamentals, testing, and protection*. [S.l.], 2003.
- ASTM A131. *Standard Specification for Structural Steel for Ships*. [S.l.], 2014.

ASTM E18. *Standard Test Methods for Rockwell Hardness of Metallic Materials*. [S.l.], 2014.

ASTM E1820. *Standard Test Method for Measurement of Fracture Toughness*. [S.l.], 2008.

ASTM E23. *Standard Test Methods for Notched Bar Impact Testing of Metallic Materials*. [S.l.], 2007.

ASTM E3. *Standard Practice for Preparation of Metallographic Specimens*. [S.l.], 1995.

ASTM E384. *Standard Test Method for Knoop and Vickers Hardness of Materials*. [S.l.], 2011.

ASTM E399. *Standard Test Method for Linear-Elastic Plane-Strain Fracture Toughness K_{Ic} of Metallic Materials*. [S.l.], 2008.

ASTM E415. *Analysis of Carbon and Low-Alloy Steel by Spark Atomic Emission Spectrometry*. [S.l.], 2015.

ASTM E647. *Standard Test Method for Measurement of Fatigue Crack Growth Rates*. [S.l.], 2005.

ASTM E8/E8M. *Standard Test Methods for Tension Testing of Metallic Materials*. [S.l.], 2011.

ASTM G129. *Standard Practice for Slow Strain Rate Testing to Evaluate the Susceptibility of Metallic Materials to Environmentally Assisted Cracking*. [S.l.], 2013.

ASTM1290. *Standard Test Method for Crack-Tip Opening Displacement (CTOD) Fracture Toughness Measurement*. [S.l.], 2002.

BEIDOKHTI, B.; DOLATI, A.; KOUKABI, A. Effects of alloying elements and microstructure on the susceptibility of the welded HSLA steel to hydrogen-induced cracking and sulfide stress cracking. *Materials Science and Engineering*, p. 167 – 173, 2009.

BORBA, T. M. D. et al. Avaliação da Soldabilidade do Aço Naval EH36 TMCP Soldado por Arco Submerso com Elevado Aporte de Calor. *Soldagem & Inspeção*, p. 92 – 104, Março 2015.

BORBA, T. M. D. et al. Avaliação da Soldabilidade do Aço Naval EH36 TMCP Soldado por Arco Submerso com Elevado Aporte de Calor. *Soldagem & Inspeção*, p. 92 – 104, 2015.

BRASS, A.; CHÊNE, J. EVALUATION OF THE DIFFUSIBLE HYDROGEN CONCENTRATION IN STEELS WITH THE ELECTROCHEMICAL PERMEATION TECHNIQUE. In: 203RD MEETING OF THE ELECTROCHEMICAL SOCIETY, 2003, Paris. *International Symposium on Hydrogen Electrochemistry and Generating systems Paris*. Paris, 2003.

BS EN ISO 15653. *Metallic materials — Unified method of test for the determination of quasistatic fracture toughness*. [S.l.], 2002.

BS7448-2. *Fracture mechanics toughness tests: Part 1. Method for determination of K_{IC}, critical CTOD and critical J values of metallic materials*. [S.l.], 1997.

BYUN, J. et al. Non-metallic inclusion and intragranular nucleation of ferrite in Ti-killed C–Mn steel. *Acta Materialia*, v. 51, p. 1593 – 1606, November 2003.

CALLISTER JR., W. D. *Fundamentos da Ciência Engenharia de Materiais*. 2. ed. [S.l.]: LTC, 2006.

CARNEIRO, R. A.; RATNAPULI, R. C.; LINS, V. de F. C. The influence of chemical composition and microstructure of API linepipe steels on hydrogen induced cracking and sulfide stress corrosion cracking. *Materials Science and Engineering*, p. 104 – 110, January 2003.

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*. 2013. 189 p. Tese (PÓS-GRADUAÇÃO EM CIÊNCIA E ENGENHARIA DE MATERIAIS) — UNIVERSIDADE FEDERAL DE CAMPINA GRANDE, Campina Grande.

CHRISTIAN, J. W. *The theory of transformation in Metal and Alloys*. 2. ed. [S.l.]: Pergamon, 1975. ISBN 978-0-08-044019-4.

CHUN-TU, L.; MENG-LAN, D. EXPERIMENTAL INVESTIGATION ON LOW-TEMPERATURE FATIGUE CRACK PROPAGATION IN OFFSHORE STRUCTURAL STEEL A131 UNDER RANDOM SEA ICE LOADING. *Elsevier*, v. 53, n. 2, p. 231 – 237, 1996.

COLPAERT, H. *Metalografia dos Produtos Siderurgicos Comuns*. 4. ed. [S.l.]: Blucher, 2008.

COOPERS, P. water house. *A indústria brasileira de petróleo e gás*. 2014. Disponível em: <<http://www.pwc.com.br/pt/publicacoes/setores-atividade/assets/oil-gas/2014/pwc-oeg-tsp-14-port.pdf>>.

COSTIN, W. L.; LAVIGNE, O.; KOTOUSOV, A. A study on the relationship between microstructure and mechanical properties of acicular ferrite and upper bainite. *Materials Science & Engineering*, p. 193 – 203, March 2016.

CWIEK, J. Hydrogen assisted cracking of high-strength weldable steels in sea-water. *Journal of Materials Processing Technology*, p. 1007 – 1013, 2005.

DAYAL, R. K.; PARVATHAVARTHINI, N. Hydrogen embrittlement in power plant steels. *Sadhana*, v. 28, p. 431 – 451, August 2003.

DENNIES, D. P.; DEVILLIER, A. Characterization of an Undermatched Weld. *Springer*, v. 15, p. 337 – 343, April 2015.

DINIZ, E. de O. *Avaliação da Influência do Nióbio na Microestrutura e Propriedades Mecânicas da Barra Chata Temperada e Revenida para Aplicação em Feixes de Mola*. 2005. 85 p. Dissertação (Curso de Pós-Graduação em Engenharia Metalúrgica e de Minas) — UNIVERSIDADE FEDERAL DE MINAS GERAIS.

DNV-OS-F101. *SUBMARINE PIPELINE SYSTEMS*. [S.l.], 2007.

DOMIZZI, G.; ANTERI, G.; GARCÍA, J. O. Influence of sulphur content and inclusion distribution on the hydrogen induced blister cracking in pressure vessel and pipeline steels. *Corrosion Science*, n. 43, p. 325 – 339, 2000.

DORES, P. B. das; LAGE, E. S.; PROCESSI, L. D. *A retomada da indústria naval brasileira*. 2012. Disponível em: <<http://www.bnides.gov.br/bibliotecadigital>>. Acesso em: 23/10/2013.

ELIAZ, N. et al. Characteristics of hydrogen embrittlement, stress corrosion cracking and tempered martensite embrittlement in high-strength steels. *Engineering Failure Analysis*, v. 9, p. 167 – 184, 2002.

ESTEFEN, S. F.; CHUJUTALLI, J. H.; SOARES, C. G. Influence of geometric imperfections on the ultimate strength of the double bottom of a Suezmax tanker. *Engineering Structures*, v. 127, p. 287 – 303, 2016.

FONSECA, M. M. *Arte Naval*. [S.l.]: Escola Naval, 1985.

FONSECA, R. O. A NAVEGAÇÃO DE CABOTAGEM DE CARGA NO BRASIL. *SciELO*, v. 14, n. 1, p. 21 – 46, 2015.

FORTES, C. *Apostila Soldagem MIGMAG*. 2005.

FOURNIER, L.; DELAFOSSE, D.; MAGNIN, T. Cathodic hydrogen embrittlement in alloy 718. *Materials Science & Engineering A*, v. 269, p. 111 – 119, 1999.

GEMELLI, E. *Corrosão de Materiais Metálicos e Sua Caracterização*. [S.l.]: LTC, 2001.

GENTIL, V. *Corrosão*. 6. ed. [S.l.]: LTC, 2011.

GUIMARÃES, P. B. et al. DETERMINAÇÃO NUMÉRICA DO CAMPO DE TEMPERATURA DE UMA JUNTA SOLDADA DE AÇO ASTM AH-36. In: VI CONGRESSO NACIONAL DE ENGENHARIA MECÂNICA, 2010. [S.l.], 2010.

HAAG, J. *INFLUÊNCIA DA GEOMETRIA DO CORPO DE PROVA E DO TAMANHO DE TRINCA NA TENACIDADE À FRATURA DO AÇO API 5DP TOOL JOINT*. 2015. 103 p. Dissertação (Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais) — UNIVERSIDADE FEDERAL DO RIO GRANDE DO SUL.

HADAM, U.; ZAKROCZYMSKI, T. Absorption of hydrogen in tensile strained iron and high-carbon steel studied by electrochemical permeation and desorption techniques. *International Journal of Hydrogen Energy*, v. 34, p. 2449 – 2459, 2009.

HAN, K. et al. The effect of constraint on CTOD fracture toughness of API X65 steel. *Engineering Fracture Mechanics*, p. 167 – 181, 2014.

HARDIE, D.; CHARLES, E. A.; LOPEZ, A. H. Hydrogen embrittlement of high strength pipeline steels. *Corrosion Science*, v. 48, p. 4378 – 4385, December 2006.

HIPPERT JÚNIOR, E. *Investigação Experimental do Comportamento Dúctil de Aços APIX70 e Aplicação de Curvas de Resistência $J-\Delta a$ para a Previsão de Colapso em Dutos*. 2004. Tese (Doutorado) — Escola Politécnica da Universidade de São Paulo, São Paulo.

HOMMA, K.; MIKI, C.; YANG, H. FRACTURE TOUGHNESS OF COLD WORKED AND SIMULATED HEAT AFFECTED STRUCTURAL STEEL. *Elsevier Science*, v. 59,, p. 17 – 28, 1998.

IPEA. Ressurgimento da Indústria Naval no Brasil (2000-2013). Brasília, 2014.

IPIÑA, J. E. P. *Mecánica de Fractura*. [S.l.]: Librería y Editorial Alsina, 2004. ISBN 950-553-124-9.

ISO 15589-2. *Petroleum, petrochemical and natural gas industries — Cathodic protection of pipeline transportation systems*. [S.l.], 2012.

JANG, G. B.; KIM, H. K.; KANG, S. S. The Effects of Root Opening on Mechanical Properties, Deformation and Residual Stress of Weldments. *Welding Research Supplement*, p. 80 – 89, MARCH 2001.

JR, R. W. M. *Principles of Welding: Processes, Physics, Chemistry, and Metallurgy*. [S.l.]: WILEY-VCH, 2004.

JU, J.; KIM, W.; JANG, J. Variations in DBTT and CTOD within weld heat-affected zone of API X65 pipeline steel. *Materials Science and Engineering*, p. 258 – 262, 2012.

KASUYA, T.; YURIOKA, N. Carbon Equivalent and Multiplying Factor for Hardenability of Steel. *Welding Research Supplement*, p. 263 – 268, 1993.

KIM, G. et al. Structure stability evaluation of offshore heave compensator using multi-body dynamics analysis method. *JVE INTERNATIONAL*, v. 17, n. 8, p. 4134 – 4141, 2015.

KIM, Y.; RHEE, S. A Study of Heat Input Distribution on the Surface during Torch Weaving in Gas Metal Arc Welding. *JSME International Journal*, v. 48, p. 144 – 150, 2005.

KOU, S. *WELDING METALLURGY*. [S.l.]: WILEY-INTERSCIENCE, 2002. ISBN 0-471-43491-4.

KRAUSS, G.; THOMPSON, S. W. Ferritic Microstructures in Continuously Cooled Low- and Ultralow Carbon Steels. *ISIJ International*, v. 35, n. 8, p. 937 – 945, May 1995.

LAVAN, D. A.; SHARPE, J. W. Local Properties of Undermatched Steel Weld Metal. *METALLURGICAL AND MATERIALS TRANSACTIONS A*, v. 32A, p. 913 – 922, APRIL 2001.

LESSA, C. R. de L. et al. Microstructural evaluation of a C-Mn steel welded by the Friction Hydro-Pillar Process. *Soldagem inspeção*, v. 16, n. 1, p. 002 – 011, Março 2011.

LUCAS, R. P. *SISTEMA DE GERAÇÃO DE TRAJETÓRIAS EM MANIPULADOR CARTESIANO PARA APLICAÇÕES EM SOLDAGEM NAVAL*. 2011. 113 p. Dissertação (PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA MECÂNICA) — UNIVERSIDADE FEDERAL DE SANTA CATARINA.

MACHADO, I. G. *Soldagem & Técnicas Conexas: Processos*. Porto Alegre: UFRGS, 2007.

MANNHEIMER, W. A. *Microscopia dos materiais*. [S.l.]: e-papers, 2002.

MARQUES, P. V.; MODENESI, P. J. Algumas Equações Úteis em Soldagem. *Soldagem & Inspeção*, v. 19, n. 1, p. 91 – 102, Março 2014.

MARQUES, P. V.; MODENESI, P. J.; BRACARENSE, A. Q. *SOLDAGEM FUNDAMENTOS E TECNOLOGIA*. 3. ed. Belo Horizonte: UFMG, 2011.

MIRANDA, E. C. de et al. Avaliação do Uso do Tecimento sobre o Nível de Diluição e Geometria do Cordão de Solda na Soldagem TIG com Alimentação Automática de Arame Frio. *Soldagem & Inspeção*, p. 180 – 190, Junho 2015.

MIYAHARA, V. T. P. *Avaliação das Propriedades Mecânicas e da Microestrutura de Aços Dissimilares ABNT 8620 e ABNT 6655 LN 28 Soldados com Arco Pulsado com Diferentes Temperaturas de Pré-Aquecimento e Tipos de Tecimento*. 2008. 116 p. Dissertação (Engenharia Mecânica) — Faculdade de Engenharia da UNESP– Campus de Bauru, Bauru.

MODENESI, P. J. *Introdução à Física do Arco Elétrico E sua Aplicação na Soldagem dos Metais*. Belo Horizonte, 2012.

MODENESI, P. J. *Soldabilidade dos Aços Transformáveis*. Belo Horizonte, 2012.

MODENESI, P. J.; MARQUES, P. V.; SANTOS, D. B. *Introdução à Metalurgia da Soldagem*. Belo Horizonte, 2012.

NIETO, S. P. R.; FLÓREZ, J. J. O. Influencia de la transferencia en la resistencia y dureza de las uniones soldadas obtenidas por el proceso de soldadura GMAW. *Revista de Ingeniería*, v. 37, p. 38 – 45, 2012.

OGATA, P. H. *Caracterização Microestrutural do Aço para Tubo API 5L-X65 em Diferentes Regiões da Chapa como Laminada e Após Austenitização e Resfriamento sob Diversas Taxas de Resfriamento*. 2009. 122 p. Dissertação (Engenharia Metalúrgica e de Materiais) — Escola Politécnica da Universidade de São Paulo.

PAIK, J. K.; THAYAMBALLI, A. K. *Ship-Shaped Offshore Installations: Desing, Building, And Operation*. [S.l.]: Cambridge, 2007.

PARK, D. K. et al. Operability of non-ice class aged ships in the Arctic Ocean—Part I: Ultimate limit state approach. *Ocean Engineering*, v. 102, p. 197 – 205, 2015.

PETROBRAS. *Transpetro*: conheça nossos principais tipos de navios. 2014. Disponível em: <<http://www.petrobras.com.br/fatos-e-dados/transpetro-conheca-nossos-principais-tipos-de-navios.htm>>. Acesso em: 31/10/2014.

PORTAL BRASIL. Produção de poços de petróleo do pré-sal triplicou em menos de três anos. Outubro 2015. Disponível em: <<http://www.brasil.gov.br/economia-e-emprego/2015/10/producao-de-pocos-de-petroleo-do-pre-sal-triplicou-em-menos-de-tres-anos>>. Acesso em: 10/12/2015.

RIBEIRO, A. C. N. *AVALIAÇÃO DA SOLDAGEM DO AÇO NAVAL AH36 MICROLIGADO SOLDADO PELO PROCESSO ARCO SUBMERSO COM UM E DOIS ARAMES*. 2015. 170 p. Dissertação (Engenharia Metalúrgica e de Materiais) — Escola Politécnica da Universidade de São Paulo.

RIBEIRO, A. C. N. et al. Evaluation of AH36 microalloyed steel welded joint by submerged arc welding process with one and two wires. *Materials Research*, November 2015.

RODRIGUES, L. A. S. *Caracterização microestrutural e de propriedades mecânicas de soldas do aço ASTM A 131 pelos processos FCAW convencional e com adição de arame frio*. 2011. 144 p. Dissertação (Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica) — Universidade Federal do Pará, Belém.

ROSADO, D. B. *COMPARAÇÃO DO EFEITO DA FRAGILIZAÇÃO POR HIDROGÊNIO EM AÇOS COM RESISTÊNCIA À TRAÇÃO ACIMA DE 1000 MPa*. 2011. 93 p. Dissertação (Programa de Pós Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais) — UNIVERSIDADE FEDERAL DO RIO GRANDE DO SUL.

SANTOS, T. F. A. et al. CARACTERIZAÇÃO MICROESTRUTURAL DE AÇOS BAIXO CARBONO POR MICROSCOPIA DE FORÇA ATÔMICA. *Rev. LatinAm. Metal. Mat*, v. 35, p. 118 – 133, Agosto 2014.

SARTORI, M. *AVALIAÇÃO DA TENACIDADE À FRATURA DA LIGA INCONEL 718 SOB PROTEÇÃO CATÓDICA EM ÁGUA DO MAR SINTÉTICA UTILIZANDO A TÉCNICA STEP LOADING*. 2014. 122 p. Dissertação (Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais) — UNIVERSIDADE FEDERAL DO RIO GRANDE DO SUL.

SHIN, S. Y. Effects of Microstructure on Tensile, Charpy Impact, and Crack Tip Opening Displacement Properties of Two API X80 Pipeline Steels. *Metallurgical and Materials Transactions*, p. 2613 – 2624, 2013.

SILVA, J. H. F. da. *Proposta de um Novo Ensaio para Avaliar a Susceptibilidade de Metais de Solda ao Fenômeno de Trincas Induzidas pelo Hidrogênio em Diferentes Ambientes*, . 2005. 158 p. Tese (Faculdade de Engenharia Mecânica) — Universidade Estadual de Campinas, Campinas.

SILVA, R. H. G. e et al. SOLDAGEM E SUA AUTOMAÇÃO NA INDÚSTRIA DE PETRÓLEO E GÁS – RECENTES DESENVOLVIMENTOS DO LABSOLDA/UFSC. In: 40 PDPETRO, 2007, Campinas - SP. Campinas - SP, 2007. p. 1 – 9.

SINAVAL. Cenário da construção naval – Balanço de 2015. Rio de Janeiro, 2015.

SIQUEIRA FILHO, A. V. et al. Development of Methodology for Measurements of Residual Stresses in Welded Joint Based on Displacement of Points in a Coordinated Table. *Materials Research*, v. 16, n. 2, p. 322 – 326, 2013.

SMITH, R. D. et al. The Determination of Hydrogen Distribution High-Strength Steel Weldments Part 1: Laser Ablation Methods. *Welding Research Supplement*, p. 115 – 121, MAY 2001.

SOUZA, F. H. L. de. *AVALIAÇÃO DA TENACIDADE À FRATURA PELA TÉCNICA DE CTOD PARA O TUBO DE AÇO X65Q API 5L HIDROGENADO EM AMBIENTE COM H₂S*. 2011. 132 p. Dissertação (PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA MECÂNICA) — PONTIFÍCIA UNIVERSIDADE CATÓLICA DE MINAS GERAIS.

STARLING, C. M. D.; MODENESI, P. J.; BORBA, T. M. D. Caracterização do Cordão na Soldagem FCAW com um Arame Tubular Rutilico. *Soldagem Inspesão*, São Paulo, v. 14, n. 4, p. 298 – 312, Dezembro 2009.

STROE, M. E. *HYDROGEN EMBRITTLEMENT OF FERROUS MATERIALS*. 2006. 252 p. Tese (Materials Science and Electrochemistry Group) — Université Libre de Bruxelles.

TRANSPETRO. *Tipos de navios*. 2013. Disponível em: <http://www.transpetro.com.br/pt_br/areas-de-negocios/transporte-maritimo/tipos-de-navios.html>. Acesso em: 19/11/2016.

TRASATTI, S. P.; SIVIERI, E.; MAZZA, F. Susceptibility of a X80 steel to hydrogen embrittlement. *Materials and Corrosion*, v. 56, n. 2, p. 111 – 117, 2005.

TRASATTI, S. P.; SIVIERI, E.; MAZZA, F. Susceptibility of a X80 steel to hydrogen embrittlement. *Materials and Corrosion*, p. 111 – 117, 2005.

USIMINAS. *Chapas Grossas*. 2015.

WAINER, E.; BRANDI, S. D.; MELO, F. D. H. de. *Soldagem Processos e Metalurgia*. [S.l.]: Edgard Blucher, 1992.

WORKSPACE., A. T. A. links open the author; HUTCHINGS, R.; FERRISS, D. Modelling of thermal desorption of hydrogen from metals. *Materials Science and Engineering*, v. 238, p. 317 – 328, January 1997.

XIAO, D.; DEXTER, R. J. FINITE ELEMENT CALCULATION OF APPLIED J-INTEGRAL FOR CRACKED SHIP STRUCTURAL DETAILS. *Elsevier*, v. 60, n. 1, p. 59 – 82, 1998.

ZHANG, X.; GAO, H. A study of impact toughness of intercritically reheated coarse-grain HAZ of two type X80 grade pipeline steel. *Transactions of JWRI*, p. 101 – 104, 2012.