



Universidade Federal Da Paraíba
Centro De Tecnologia
Programa de Pós Graduação em Engenharia Mecânica
– Doutorado

**ANÁLISE DO COMPORTAMENTO ESTRUTURAL DE JUNTAS
SOLDADAS DISSIMILARES OFF-SHORE: INFLUÊNCIA DO
HIDROGÊNIO NA TENACIDADE**

por

Daniel Nicolau Lima Alves

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

DANIEL NICOLAU LIMA ALVES

**ANÁLISE DO COMPORTAMENTO ESTRUTURAL DE JUNTAS SOLDADAS
DISSIMILARES OFF-SHORE: INFLUÊNCIA DO HIDROGÊNIO NA
TENACIDADE**

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

Orientador: Professor Marcelo Cavalcanti Rodrigues

Catálogo na publicação
Seção de Catalogação e Classificação

A474a Alves, Daniel Nicolau Lima.

Análise de comportamento estrutural de juntas soldadas dissimilares off-shore : influência do hidrogênio na tenacidade / Daniel Nicolau Lima Alves. - João Pessoa, 2024.
163 f. : il.

Orientação: Marcelo Cavalcanti Rodrigues.
Tese (Doutorado) - UFPB/CT.

1. Soldas - Ciclo de hidrogenação. 2. Juntas soldadas dissimilares. 3. Zonas parcialmente diluídas. 4. Tenacidade. 5. Fragilização por hidrogênio. I. Rodrigues, Marcelo Cavalcanti. II. Título.

UFPB/BC

CDU 621.791.053(043)

ANÁLISE DO COMPORTAMENTO ESTRUTURAL DE JUNTAS SOLDADAS DISSIMILARES OFF-SHORE: INFLUÊNCIA DO HIDROGÊNIO NA TENACIDADE

por

DANIEL NICOLAU LIMA ALVES

Tese aprovada em 27 de fevereiro de 2024

Prof. Dr. MARCELO CAVALCANTI RODRIGUES
Orientador – UFPB



Profa. Dra. DANIELLE GUEDES DE LIMA CAVALCANTE
Examinador Interno – UFPB

Profa. Dra. KELLY CRISTIANE GOMES DA SILVA
Examinador Interno – UFPB

Prof. Dr. KOJE DANIEL VASCONCELOS MISHINA
Examinador Externo – UFPB

Profa. Dra. ADIANA NASCIMENTO SILVA
Examinadora Externa – UFERSA

IN MEMORIAN

Dedico este trabalho ao meu pai, Jorge Nicolau Alves, o campeão! Acompanhou-me em todos os momentos, nos alegres e , sobretudo, nos difíceis. Sendo o maior incentivador dessa empreitada, como costumava me dizer: “sou seu fã número 1!” Porém, receberas o chamado de Deus antes do término deste doutoramento.

Sinto-me privilegiado de não apenas conhecê-lo, pessoa única e inspiradora, mas tê-lo como pai. És para mim um exemplo de força, tenacidade e dedicação.

Ao concluir esta etapa, deixo meu eterno agradecimento. Sensacional!

AGRADECIMENTOS

Primeiramente a Deus, pois Ele me fortalece a cada dia para que eu possa enfrentar os desafios encontrados pelo meu caminho, fazendo das minhas conquistas um alicerce para outras novas conquistas.

Aos meus pais, Jorge e Célia, que sempre me incentivaram, apoiaram incondicionalmente em minhas decisões, me aconselhando e me ajudando nos momentos mais críticos.

Aos meus familiares e amigos, constante presença nas etapas da minha vida, fator importantíssimo para o meu crescimento pessoal.

Ao Professor Dr. Marcelo Cavalcanti Rodrigues (UFPB), meu orientador, pelo apoio e orientações ao longo do desenvolvimento deste trabalho.

Ao Professor Dr. José Gonçalves de Almeida (UFPB), sempre disponível com discussões e contribuições para o enriquecimento deste trabalho.

À Professora Dra. Adiana Silva (UFERSA) e Professora Dra. Kelly Cristiane (UFPB) pelo auxílio e suportes técnicos prestados.

À Sandvik do Brasil pelo apoio técnico e doação de insumos de usinagem.

Aos nobres amigos e colegas da UFPB, do Laboratório de Integridade e Inspeção / UFPB e do Laboratório de Ensaaios Mecânicos / UFPB e Técnicos da Oficina Mecânica (UFPB) que ajudaram a tornar essa etapa mais prazerosa.

Ao Departamento de Engenharia Mecânica da UFCG, nos nomes do Professor Dr. João Batista e do Coordenador da Oficina Mecânica Cícero.

Ao Conselho Nacional de Desenvolvimento Científico e Tecnológico - CNPq e a Fundação de Apoio à Pesquisa do Estado da Paraíba – FAPESQ, pelo suporte financeiro.

“A ciência explica o que é, a engenharia cria o
que nunca foi. . .” (Shigley, 2005).

ANÁLISE DO COMPORTAMENTO ESTRUTURAL DE UMA JUNTA SOLDADA DISSIMILAR *OFF-SHORE*: INFLUÊNCIA DO HIDROGÊNIO NA TENACIDADE

RESUMO

Diante de um contexto de crescente demanda energética nos últimos anos tem-se fomentado substancialmente operações *offshore upstream* (exploração, perfuração e produção), com atenção voltada para a modalidade do petróleo pré-sal. A construção de sistemas produtivos em ambiente submarino exige um sistema de proteção catódica (PC) de modo a evitar o processo de corrosão. Tais estruturas têm apresentado fraturas frágeis em regiões de juntas soldadas dissimilares (JSD) no decorrer dos anos, e estas falhas têm sido associadas a presença de hidrogênio em virtude do sistema PC. Isto revela a necessidade por mais investigações no tocante a suscetibilidade do material utilizado ao ambiente rico em hidrogênio, bem como maior clareza sobre o fenômeno da fragilização por hidrogênio. O tipo de JSD a ser analisada é aplicada na união de flanges a tubulações presentes nas linhas de produção *offshore*, e tem se mostrado suscetível à fragilização por hidrogênio quando mantida sob um sistema de proteção catódica com ocorrência de falhas na região de interface do amanteigamento do metal de base (MB) com a liga de níquel Inconel 625. Este trabalho tem como objetivo analisar a influência do ciclo de hidrogenação no comportamento estrutural da junta soldada dissimilar ASTM A182 F22/INCONEL625/ASTM A36, via análise do Índice de Fragilização por Hidrogênio associado aos parâmetros de alongamento, estrição e tenacidade. Dentre as contribuições apresentadas tem-se: proposta de uma abordagem energética para o Índice de Fragilização por Hidrogênio (IFH); suscetibilidade à fragilização por hidrogênio a diferentes períodos (7 e 21 dias) de exposição a cargas de proteção catódica; e curva de tendência à fragilização por hidrogênio *versus* ciclo de hidrogenação referente a JSD analisada. Para a construção da JSD aplicou-se a técnica de amanteigamento via processo GMAW (*Gas Metal Arc Welding*) convencional, o qual também fora empregado para a união da JSD. O processo de hidrogenação foi realizado com solução aquosa a 3,5% de NaCl, em potencial de $-1.100\text{mV}_{\text{ERC}}$ em temperatura ambiente. A influência do hidrogênio foi analisada por meio de ensaio de tração e índices de Fragilização

por Hidrogênio. Os parâmetros analisados neste trabalho foram IFH-A (alongamento), IFH-E (estricção) e IFH-T (tenacidade). A análise microestrutural foi realizada via microscopias óptica e eletrônica de varredura, assim como a análise fractografia. As amostras hidrogenadas revelaram significativa suscetibilização à fragilização pelo hidrogênio. Todavia, os índices os IFH-A e IFH-E, para fins comparativos, não se mostraram adequados para análise de amostras constituídas bimetálicas – metalurgicamente dissimilares. O IFH-T foi proposto como parâmetro de comparação de fragilização por hidrogênio de JSD, indicando uma fragilização média adicional de 93,72% das amostras hidrogenadas. Por fim, os resultados apontam uma clara tendência de aumento na fragilização por hidrogênio e, logo, redução na tenacidade conforme os ciclos de exposição ao hidrogênio progridem. As amostras hidrogenadas apresentaram significativamente mecanismos de fratura frágil – quasi-clivagem – quando em cotejo com amostras não hidrogenadas, as quais exibiram mecanismos de coalescência de microcavidades (*dimples*) preponderantemente em suas superfícies de fratura.

Palavras-Chaves: juntas soldadas dissimilares, zonas parcialmente diluídas, tenacidade, fragilização por hidrogênio.

STRUCTURAL BEHAVIOR ANALYSIS OF A DISSIMILAR WELDED JOINT OFFSHORE: INFLUENCE OF HYDROGEN ON TOUGHNESS

ABSTRACT

In the face of a context of growing energy demand in recent years, substantial offshore upstream operations (exploration, drilling, and production) have been fostered, with a focus on the pre-salt oil modality. The construction of productive systems in the underwater environment requires a cathodic protection system (CP) in order to prevent the corrosion process. Such structures have shown brittle fractures in regions of dissimilar welded joints (DWJ) over the years, and these failures have been associated with the presence of hydrogen due to the CP system. This reveals the need for further investigations regarding the susceptibility of the material used to the hydrogen-rich environment, as well as greater clarity on the phenomenon of hydrogen embrittlement. The type of DWJ to be analyzed is applied in joining flanges to pipes present in offshore production lines, and it has been shown to be susceptible to hydrogen embrittlement when kept under a cathodic protection system with occurrences of failures in the interface region of the buttering of the base metal (BM) with the Inconel 625 nickel alloy. This work aims to analyze the influence of the hydrogenation cycle on the structural behavior of the dissimilar welded joint ASTM A182 F22/INCONEL625/ASTM A36, through the analysis of the Hydrogen Embrittlement Index associated with parameters such as elongation, reduction of area, and toughness. Among the contributions presented are: the proposal of an energetic approach for the Hydrogen Embrittlement Index (HEI); susceptibility to hydrogen embrittlement at different periods (7 and 21 days) of exposure to cathodic protection loads; and the trend curve of hydrogen embrittlement versus hydrogenation cycle regarding the analyzed dissimilar joint. For the construction of the DWJ, the buttering technique was applied using the Gas Metal Arc Welding (GMAW) conventional process, which was also employed for the union of the JSD. The hydrogenation process was carried out using a 3.5% NaCl aqueous solution at a potential of $-1,100 \text{ mV}_{\text{ERC}}$ at room temperature. The influence of hydrogen was analyzed through tensile testing and Hydrogen Embrittlement Indices. The parameters analyzed in this study

were IFH-A (elongation), IFH-E (reduction of area), and IFH-T (toughness). Microstructural analysis was performed using optical and scanning electron microscopy, as well as fractography analysis. The hydrogenated samples revealed significant susceptibility to hydrogen embrittlement. However, the IFH-A and IFH-E indices, for comparative purposes, were not suitable for analyzing samples consisting of bimetallic materials - metallurgically dissimilar. The IFH-T was proposed as a parameter for comparing hydrogen embrittlement of dissimilar metal welded joints (JSD), indicating an additional average embrittlement of 93.72% in the hydrogenated samples. Finally, the results indicate a clear tendency of increased hydrogen embrittlement and, consequently, a reduction in toughness as the exposure cycles to hydrogen progress. The hydrogenated samples showed significantly brittle fracture mechanisms - quasi-cleavage - when compared to non-hydrogenated samples, which exhibited predominantly microcavity coalescence (dimples) mechanisms on their fracture surfaces.

Keywords: dissimilar welded joints, partially mixed zones, toughness, hydrogen embrittlement.

SUMÁRIO

1	INTRODUÇÃO	24
1.1	Justificativa	31
1.2	Contribuição.....	36
1.3	Objetivos	37
1.3.1	Objetivo Geral	37
1.3.2	Objetivos Específicos.....	37
1.4	Estrutura da Tese	37
2	CONCEITOS FUNDAMENTAIS.....	38
2.1	Juntas Soldadas	38
2.1.1	Juntas Soldadas Dissimilares	40
2.2	Mecânica da Fratura	58
2.2.1	Mecânica da Fratura Linear Elástica	59
2.2.2	Mecânica da Fratura Elasto Plástica.....	64
2.2.3	Relação entre J e CTOD	67
2.2.4	Tenacidade e Tenacidade à Fratura	69
2.3	Fragilização por Hidrogênio.....	71
2.3.1	Trincas por Hidrogênio	72
2.3.2	Fontes de Hidrogênio	74
2.3.3	Interação Hidrogênio e Metal.....	79
2.3.4	Comportamento do Hidrogênio em Soldas	81
2.3.5	Teorias de fragilização	88
2.3.6	Índice de Fragilização por Hidrogênio (IFH)	93
3	MATERIAIS E MÉTODOS	96
3.1	Preparação dos Materiais	98
3.1.1	Metais de Base	98
3.1.2	Metal de adição	101

3.2	Elaboração das Juntas Soldadas Dissimilares	102
3.2.1	1ª Parte – Amanteigamento e TTPS	103
3.2.2	2ª Parte – Solda de união	106
3.3	Caracterização Microestrutural	108
3.3.1	Metalografia	108
3.3.2	Microscopia	109
3.4	Ensaio microdureza, tração e fractografia	109
3.4.1	Mapeamento de microdureza	109
3.4.2	Ensaio de Tração	110
3.4.3	Fractografia	111
3.5	Hidrogenação	111
4	RESULTADOS E DISCUSSÕES.....	113
4.1	Microestrutura	113
4.1.1	Zona Termicamente Afetada.....	113
4.1.2	Interface e vizinhança da junta soldada dissimilar	115
4.2	Microdureza	125
4.2.1	Microdureza: Mapeamento	125
4.3	Propriedades Mecânicas	127
4.3.1	Ensaio de Tração	127
4.4	Fractografia.....	137
5	CONSIDERAÇÕES FINAIS	142
6	SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS	144
	REFERÊNCIAS.....	145
	ANEXO A - DADOS DO METAL DE BASE ASTM182 F22.....	161
	ANEXO B - DADOS DO METAL DE ADIÇÃO AWS ERNCRM0-3.....	162
	ANEXO C - DADOS DO METAL DE BASE ASTM A-36.....	163
	ANEXO D - DADOS DA MISTURA AR₇₅HE₂₅.....	164

LISTA DE FIGURAS

Figura 1 - Esquema ilustrativo das profundidades de poços de petróleo.	24
Figura 2 - Mapeamento das bacias sedimentares, poços, polígonos do pré-sal e campos de produção.	25
Figura 3 - Diagrama de um típico campo petróleo e gás offshore.	26
Figura 4 – (a) Cubo de distribuição típico produzido comercialmente, soldado com metais dissimilares 8630/Liga 625; (b) Vista detalhada da solda dissimilar; (c) Fotomicrografia da seção transversal da junta 8630-Liga 625.....	28
Figura 5 - Ilustração do AISI 8630 amanteigado com liga 625 e submetido a TTAT, seguido por uma solda de campo de liga 625 e uma ilustração de falha submarina na interface AISI 8630/Amanteigamento (Liga 625).....	32
Figura 6 - Amanteigamento do ASTM A336 F22 de substituição mostrando a configuração da solda para evitar riscos de fragilização por hidrogênio na solda dissimilar.	33
Figura 7 - a) Típico comportamento da trinca em falhas de todas as extremidades de flanges e b) Superfícies de fratura das quatro falhas de solda com carga.	33
Figura 8 - Resultados do programa de testes de fragilização por hidrogênio para 8630M/Liga 625 e F22M/Liga 625, mostrando o desempenho ambiental relativo como uma função de pré-carga e teste de temperatura versus teste no ar.....	34
Figura 9 - Resultados genéricos de testes TIH do JSD LAS mostrando o desempenho ambiental relativo em função do pré-carregamento em 4 e 80°C versus o teste no ar.....	35
Figura 10 - Principais regiões de uma Junta soldada: MS→ Metal de Solda; MB→Metal de Base; LF→Linha de Fusão; e ZTA→Zona Termicamente Afetada.	38
Figura 11 - Microestrutura criada na zona afetada pelo calor e metal de solda solidificado como consequência do procedimento de soldagem.....	42
Figura 12 - Representação esquemática da microestrutura da ZTA de uma solda de aço carbono-manganês.	44
Figura 13 - Modo de solidificação do tetrabrometo de carbono: a) crescimento subestruturas durante a solidificação; b) modo planar; c) modo celular com pequena quantidade de impureza; d) modo dendrítica colunar com alto grau de impureza; e) modo dendrítica equiaxial com impureza.....	47

Figura 14 - Amostra F22 / 625: (a) região limite de fusão, (b) maior ampliação da região de crescimento planar e um redemoinho.....	48
Figura 15 - Amostra 8630/Liga 625: (a) visão geral dos limites de fusão, (b) maior ampliação de redemoinhos e (c) zona de crescimento planar estreita e penetração do metal de solda na ZTA do metal de base.....	50
Figura 16 - Distribuição da microestrutura em torno da linha de fusão do aço AISI 8630M com o metal de adição Inconel 625.	51
Figura 17 - Frente de solidificação na soldagem de metais dissimilares.....	53
Figura 18 - Mecanismo I para macrosegregação em soldagem de metal dissimilar para a condição $T_{LW} < T_{LL}$	55
Figura 19 – Relação do tempo de TTPS, formação de fase e tenacidade à fratura.	57
Figura 20 - Comparativo: (a)Abordagem Clássica e (b)Abordagem da Mecânica da Fratura e a interdependência de seus parâmetros.	59
Figura 21 - Placa plana com furo elíptico de espessura B.....	60
Figura 22 - Modos de abertura de trinca.....	61
Figura 23 - Tensões na vizinhança da ponta da trinca.....	62
Figura 24 - Abordagens alternativas de CTOD.	65
Figura 25 - Grandezas geométricas relacionadas ao ensaio de Mecânica da Fratura via CTOD utilizando-se espécime tipo SE (B).	66
Figura 26 - Distinção entre frações plástica e elástica da energia absorvida durante ensaio de mecânica da fratura em corpo de prova SE (B) em flexão de três pontos.	66
Figura 27 Curva Tensão x Deformação.....	70
Figura 28 - Corrosão em componentes submarinos.	75
Figura 29 - Esquema de uma célula de proteção catódica por corrente impressa.	77
Figura 30 - Etapas da hidrogenação de um metal: I – adsorção física; II – adsorção química dissociativa; III – absorção; IV – difusão.....	79
Figura 31 – Solubilidade das estruturas CCC e CFC.	81
Figura 32 - Energia potencial de estrutura cristalina ideal ao longo de uma certa direção x. (b) Distribuição potencial de energia e degeneração dos pontos dos vales em diferentes configurações.....	84
Figura 33 - Ilustração do acúmulo de hidrogênio na matriz metálica.	85
Figura 34 - Alteração das difusividades de hidrogênio no aço com temperatura.	87

Figura 35 – Esquema simplificado para mostrar a difusão e acumulação de hidrogênio na CGHAZ, fronteira de fusão e zona planar.....	87
Figura 36 - Ilustração esquemática da fragilização induzida por hidreto.....	89
Figura 37 - Mecanismo HEDE: (a) a força coesiva atômica é enfraquecida pelo hidrogênio; (b) a propagação de trincas devido à fraca ligação atômica danificada pelo hidrogênio; (c) a ligação da interface da matriz precipitada é reduzida pelo hidrogênio.	89
Figura 38 - O efeito do aumento da pressão de hidrogênio em um único cristal de Fe-3% em peso de Si. a) ângulo de abertura da ponta da trinca no vácuo; b) em hidrogênio.	90
Figura 39 - Redução da distância de separação entre discordâncias acumuladas em aço inoxidável 310s devido ao hidrogênio do soluto.	91
Figura 40 - Ilustração esquemática do mecanismo HELP. À frente da ponta da trinca, ocorre plasticidade localizada e se formam microvazios.	91
Figura 41 - Ilustração esquemática do mecanismo AIDE. As discordâncias são emitidas pela ponta da trinca. Os vazios se desenvolvem na zona plástica e promovem a coalescência de trincas.....	92
Figura 42 - Condições necessárias para ocorrência do fenômeno de fragilização por hidrogênio.....	93
Figura 43 - Fluxograma das etapas realizadas na pesquisa.	97
Figura 44 - Barra de aço como fornecida e fatiamento ASTM A182 F22.	99
Figura 45 - Chapa de aço ASTM A36 com chanfro em J.	100
Figura 46 - Chanfro usinado em J usinado no ASTM A-36.....	100
Figura 47 - Sistema de soldagem automatizado.	102
Figura 48 - Distribuição dos cordões de solda do amanteigamento ao longo do comprimento do metal de base.	105
Figura 49 - Chapa de aço ASTM A182 F22 amanteigada pronta para soldagem de união.	106
Figura 50 - Esquema da junta soldada dissimilar.	106
Figura 51 - Sistema de fixação.	107
Figura 52 – (a) Passe de raiz e perfil da solda de enchimento de uma das JSD ASTM A182 F22-Inconel 625-ASTM A36 (b) JSD retificada.....	108
Figura 53 - Desenho mecânico do corpo de prova de ensaio de tração.....	110
Figura 54 - Espécime de tração da junta soldada.	110

Figura 55 – Microestrutura na ZTA e metal de solda solidificado após procedimento de soldagem.....	114
Figura 56 – Imagens MO da microestrutura na ZTA e metal de solda solidificado após procedimento de soldagem, detalhe da Figura 55.	115
Figura 57 - Imagens de MO da interface ASTM A182 F22 / Inconel 625. a) interface da JSD e b) ZPD contínua e descontínua exibindo respectivas zonas planar austenítica.	116
Figura 58 – Microestrutura do MB (ZTA) aço ASTM A182 F22 após TTPS.....	117
Figura 59 - Microestrutura, zonas planar (Φ), dendrítica celular (Π) e dendrítica colunar da interface da solda de amanteigamento.....	119
Figura 60 – EDS varredura em linha na interface da solda de amanteigamento TTPS. ...	120
Figura 61 – EDS mapeamento da interface da solda de amanteigamento com TTPS.	120
Figura 62 - Microestrutura, região dendrítica colunar da solda de amanteigamento.	121
Figura 63 – Imagens de MO da interface ASTM A182 F22 / Inconel 625. ZPD descontínua, “redemoinho” de MB que penetrou no metal de solda.....	122
Figura 64 – Imagens de elétrons secundários MEV da interface ASTM A182 F22 / Inconel 625: “redemoinho” de MB que penetrou no metal de solda.....	122
Figura 65 – EDS varredura de linha da região do redemoinho na ZPD-D.....	123
Figura 66 - EDS da interface da solda de amanteigamento TTPS.	123
Figura 67 - Região de crescimento planar anormal na interface da solda de amanteigamento.....	124
Figura 68 – Ocorrência de formações diversas na interface da solda de amanteigamento.	125
Figura 69 – Perfil de microdureza na região de interface da solda de amanteigamento. ..	126
Figura 70 – Curvas tensão-deformação de engenharia e corpos de prova de tração com hidrogenação rompidos.	128
Figura 71 – Índices de Fragilização por Hidrogênio associados as propriedades de alongamento e estrição com desvio padrão para Junta ASTM A182 F22/Inconel 625/ASTM A36.	133
Figura 72 – Propriedades de Tenacidade com desvio padrão para Junta ASTM A182 F22/Inconel 625/ASTM A36 e respectivos valores de Índice de Fragilização por Hidrogênio.	135
Figura 73 – Curva de tendência relação IFH x Ciclo de Hidrogenação para junta ASTM A182 F22/Inconel 625/ASTM A36.....	137

Figura 74 - Fractografia do ensaio de tração da junta soldada, aço ASTM A182 F22 – Inconel 625 – aço ASTM A36, sem hidrogenação (amostra CPTS 4)..... 138

Figura 75 - Fractografia do ensaio de tração da junta soldada, aço ASTM A182 F22 – Inconel 625 – aço ASTM A36, com hidrogenação (amostra CPTH 4)..... 139

Figura 76 - Fractografia do ensaio de tração da junta soldada, falha na LF, aço ASTM A182 F22 – Inconel 625 – aço ASTM A36, (a), (c) e (e) sem hidrogenação e (b), (d) e (f) com hidrogenação (amostras CPTS 3 e CPTH 3). 140

LISTA DE TABELAS

Tabela 1 - Composição química, em % peso, do aço ASTM A182 F22.....	99
Tabela 2 - Valores médios das propriedades mecânicas do aço ASTM A182 F22 como fornecido.....	99
Tabela 3 - Composição química, em % peso, do aço ASTM A-36.....	101
Tabela 4 - Composição química, em % peso, do arame AWS ERNiCrMo-3.....	101
Tabela 5 - Propriedades mecânicas do arame sólido AWS ERNiCrMo-3.....	101
Tabela 6 - Parâmetros da solda de amanteigamento.....	104
Tabela 7 - Parâmetros do TTPS.....	105
Tabela 8 - Parâmetros da solda de união.	107
Tabela 9 - Características da proteção catódica.....	112
Tabela 10 – Microdureza na interface da solda de amanteigamento.....	126
Tabela 11– Ensaio Tração: Propriedades Mecânicas Junta ASTM A182 F22/Inconel 625/ASTM A36.	129
Tabela 12– Ensaio Tração: Comparativo Propriedades Mecânicas Junta ASTM A182 F22/Inconel 625/ASTM A36 entre as condições sem e com hidrogenação.....	129
Tabela 13 – Comparativo ensaio de tração de amostras em análise e resultados de Silva (2018) da Junta ASTM A182 F22/Inconel 625/ASTM A36 sem hidrogenação.....	131
Tabela 14 – Comparativo ensaio de tração de amostras hidrogenadas da Junta ASTM A182 F22/Inconel 625/ASTM A36 para um ciclo de 7 dias (Silva (2018)) e um ciclo de 21 dias amostras analisadas.	132
Tabela 15 – IFHs da Junta ASTM A182 F22/Inconel 625/ASTM A36 para um ciclo de 21 dias amostras analisadas e um ciclo de 7 dias (Silva (2018)).....	134
Tabela 16 – Índice de fragilização por hidrogênio Junta ASTM A182 F22/Inconel 625/ASTM A36.	136

LISTA DE SÍMBOLOS

ΔT . Diferença de Temperatura Liquidus e Temperatura Solidus

a. Comprimento da Trinca

A. Área Superficial

A_{C1} . Temperatura Crítica Austenítica Inferior

A_{C3} . Temperatura Crítica Austenítica Superior

AIDE. Adsorption-Induced Dislocation-Emission

AISI. American Iron and Steel Institute

ANM. Árvore de Natal Molhada

API. American Petroleum Institute

ARBL. Alta Resistência e Baixa Liga

ASTM. American Society for Testing and Materials

AWS. American Welding Society

C. Intensidade de Concentradores de Tensões

CCC. Cúbica de Corpo Centrado

CE. Índice de Carbono Equivalente

CEP_{cm} . Índice de Carbono Equivalente para Aços de Alta Resistência e Baixa Liga
(Parâmetro de Trincamento de Solda)

CFC. Cúbica de Face Centrada

CMOD. Crack Mouth Opening Displacement

CPTH. Corpo de Prova de Tração JSD com Hidrogenação

CPTH21. Corpo de Prova de Tração com Hidrogenação 21 dias

CPTH7. Corpo de Prova de Tração com Hidrogenação 7 dias (SILVA, 2018)

CPTS. Corpo de Prova de Tração JSD sem Hidrogenação

CPTSA. Corpo de Prova de Tração sem Hidrogenação Autor

CPTSS. Corpo de Prova de Tração sem Hidrogenação Silva (2018)

Cr. Cromo

CT/UFCG. Centro de Tecnologia da Universidade Federal de Campina Grande

CT/UFPB. Centro de Tecnologia da Universidade Federal da Paraíba

CTOD. Crack Tip Opening Displacement

Cu. Cobre

D_L . Coeficiente de Difusão do Líquido

E. Módulo de Elasticidade

EDS. Espectroscopia de Energia Dispersiva

EPD. Estado Plano de Deformação

FAA. Fragilização Ambientalmente Assistida

Fe. Ferro

Fe_3C . Cementita

FH. Fragilização por Hidrogênio

FHI. Fragilização por Hidrogênio Interno

G. Taxa de Liberação de Energia ou Força Motriz da Trinca

G_T . Gradiente de Temperatura na Direção de Solidificação

$\frac{G_T}{R}$. Parâmetro de Solidificação

GMAW. Gas Metal Arc Welding

H. Hidrogênio

HAC. Hydrogen Assisted Cracking

HE. Hydrogen Embrittlement

HEDE. Hydrogen Enhance Decohesion

HELP. Hydrogen Enhance Local Plasticity

HIC. Hydrogen-Induced Cracking

HIE. Hydrogen Induced Embrittlement

HSC. Hydrogen Stress Cracking

HTHA. High-Temperature Hydrogen Attack

IFH. Índice de Fragilização por Hidrogênio

IFH21. Índice de Fragilização por Hidrogênio ciclo 21 dias em relação às Amostras CPTSA

IFH7. Índice de Fragilização por Hidrogênio ciclo 7 dias (SILVA, 2018)

IFH-A. Índice de Fragilização por Hidrogênio com base no Alongamento

IFH-E. Índice de Fragilização por Hidrogênio com base na Estricção

IFH-T. Índice de Fragilização por Hidrogênio com base na Tenacidade

J. Integral J

JSD. Juntas Soldadas Dissimilares

K. Fator de Intensidade de Tensão

K_C. Fator de Intensidade de Tensão Crítico Estado Plano de Tensão

K_I. Fator de Intensidade de Tensão Modo I

K_{IC}. Fator de Intensidade de Tensão Crítico Estado Plano de Deformação

K_{II}. Fator de Intensidade de Tensão Modo II

K_{III}. Fator de Intensidade de Tensão Modo III

LF. Linha de Fusão

LLD. Load Line Displacement

M. Mismatching (Dissimilaridade)

MA. Metal de Adição

MB. Metal de Base

MEV. Microscopia Eletrônica de Varredura

MFEP. Mecânica da Fratura Elasto Plástica

MFLE. Mecânica da Fratura Linear Elástica

MIG. Metal Inert Gas

MO. Microscopia Óptica

Modo I. Abertura da Trinca por Abertura

Modo II. Abertura da Trinca por Deslizamento

Modo III. Abertura da Trinca por Deslocamento da Superfícies da Trinca

MS. Metal de Solda

NaCl. Cloreto de Sódio

Nb. Nióbio

Ni. Níquel

P. Carga

PC. Proteção Catódica

R. Taxa de Avanço da Frente de Solidificação

RA. Redução de Área ou Estricção

r_p . Rotação Plástica

SE. Detector de Elétrons Secundários

SENB. Single Edge Notched Bend

S-L. Interface Sólido-Líquido

SSY. , Small Scale Yielding

T_L . Temperatura Liquidus

T_S . Temperatura Solidus

TCC. Tetragonal de Corpo Centrado

TIH. Trincas Induzidas por Hidrogênio

T_{LB} . Temperatura Liquidus do Metal de Base

T_{LW} . Temperatura Liquidus do Metal de Solda

T_P . Temperatura de Pico

TR. Tensões Residuais

TTAT. Tratamento Térmico de Alívio de Tensões

TTPS. Tratamento Térmico Pós Soldagem

Ufersa. Universidade Federal Rural do Semi-Árido

V. Crack Mouth Opening Displacement

ZPD-C. Zona Parcialmente Diluída Contínua

ZPD-D. Zona Parcialmente Diluída Descontínua

ZPDs. Zonas Parcialmente Diluídas

ZTA. Zona Termicamente Afetada

ZTAGF. Zona Termicamente Afetada de Grãos Finos

ZTAGG. Zona Termicamente Afetada de Grãos Grossos

ZTAI. Zona Termicamente Afetada Intercrítica

α . Fase Alfa (Ferrita em Ligas de Fe)

γ . Fase Gama (Austenita em Ligas de Fe)

γ_s . Energia Superficial do Material

δ . Abertura da Trinca

δ_c . Valor Crítico da Abertura da Trinca

II. Energia Potencial Fornecida pela Energia de Deformação Interna e Forças Externas

σ_{ij} . Tensor de Tensão

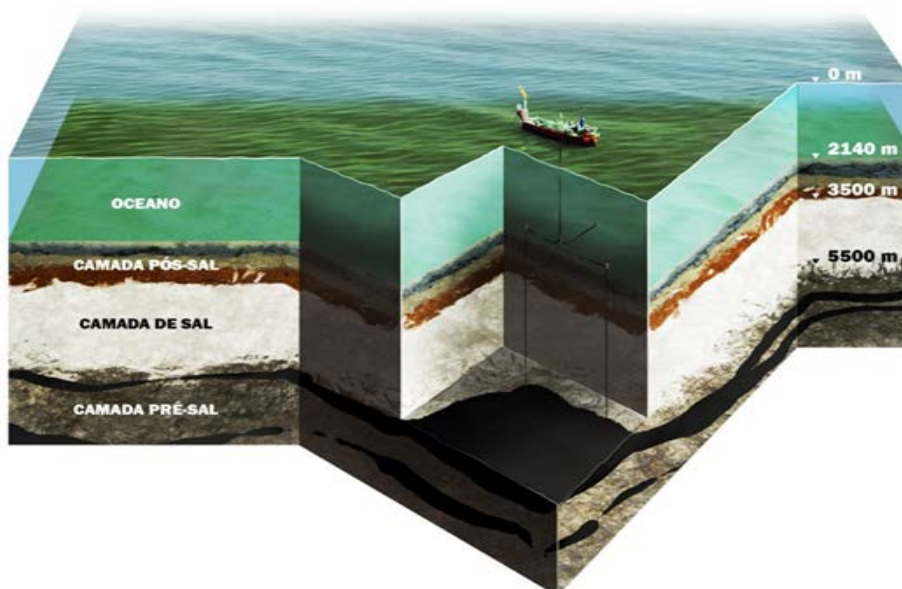
σ_{ys} . Tensão de Escoamento do Material

σ_f . Tensão de Fratura

1 INTRODUÇÃO

A atividade do setor de petróleo cada vez tem trilhado caminhos adversos. Em virtude da, ainda, crescente demanda mundial motivada pelo crescimento populacional e desenvolvimento industrial, a busca por novas fontes de petróleo e gás natural tem se concentrado em campos *offshore* – fora do continente (Figura 1), os quais podem medir até 7000 m de profundidade a partir da superfície da água.

Figura 1 - Esquema ilustrativo das profundidades de poços de petróleo.



Fonte: Grupo Bolha, 2022.

Por vezes, o transporte desses produtos só é possível via tubulações, que podem variar de alguns a milhares de quilômetros, enfrentando diferentes condições geográficas e ambientais. Consequentemente, a indústria de transformação tem focado a atenção no transporte desses produtos, do modo a otimizar os requisitos de desenvolvimento de materiais de alta resistência que possam suportar as condições *offshore*, como uma grande variação das condições ambientais (SHARMA; MAHESHWARI, 2017).

Nesse sentido, a exploração de campos *offshore* em águas profundas tem apresentado promissoras projeções. Estima-se que a produção de petróleo brasileiro em 2029 ultrapasse duas vezes a produção registrada em 2018 de 2,6 milhões de bbl/dia (EMPRESA DE PESQUISA ENERGÉTICA, 2020).

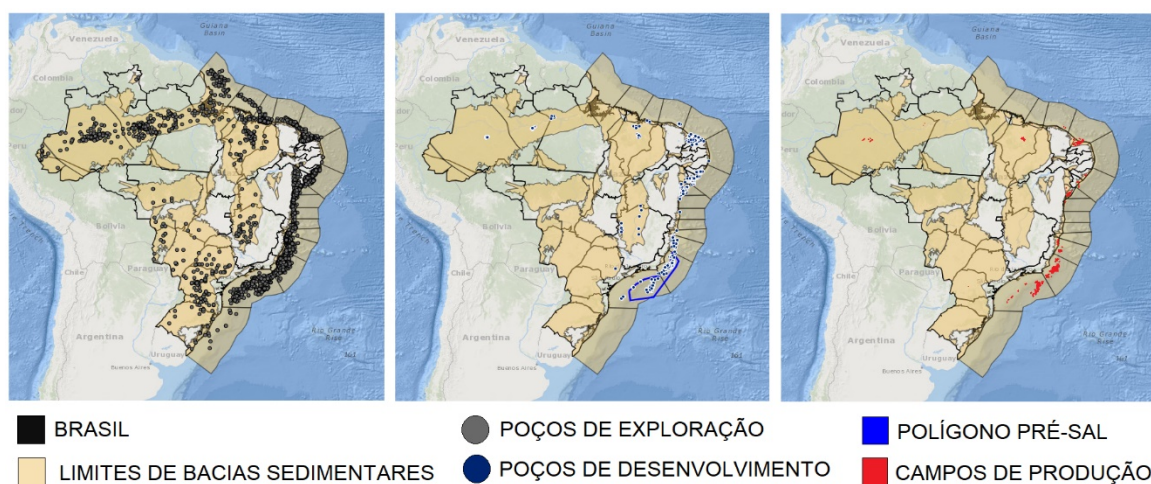
Nos dias atuais, com representatividade de cerca 59% de toda produção brasileira de petróleo, a exploração e produção do pré-sal atingirá, em 2029, a parcela de 77% da produção nacional, com participação especial da Bacia de Santos (EMPRESA DE PESQUISA ENERGÉTICA, 2020).

Dentre as maiores contribuições para a produção total no decênio 2020-2029, as unidades produtivas localizadas em águas ultraprofundas respondem por cerca de 82% da produção nacional (EMPRESA DE PESQUISA ENERGÉTICA, 2020).

Com uma representatividade de 13% do PIB nacional, a indústria de petróleo brasileira ocupa a 10ª posição na produção mundial de petróleo e a primeira na América Latina, o que demonstra a importância do setor na balança comercial do país. Entretanto, há um aceno global para uma economia de baixo carbono, o que torna imperiosa a exploração do potencial das reservas de petróleo, de maneira a gerar o máximo de riqueza desses recursos do subsolo brasileiro.

Para isto, deve-se aplicar inovação e tecnologia de modo a acelerar o desenvolvimento dessas reservas (ANP, 2018a). A Figura 2 mostra o mapeamento das bacias sedimentares, poços, polígonos do pré-sal e campos de produção do território brasileiro.

Figura 2 - Mapeamento das bacias sedimentares, poços, polígonos do pré-sal e campos de produção.



Fonte: ANP, 2020 (Modificada).

De acordo com a Figura 2, ao confrontar as regiões de poços com as regiões de campos de produção, verifica-se a existência de um grande potencial petrolífero a ser explorado, em especial na costa brasileira. Com base nas demandas globais por energia, a ANP calcula, nos

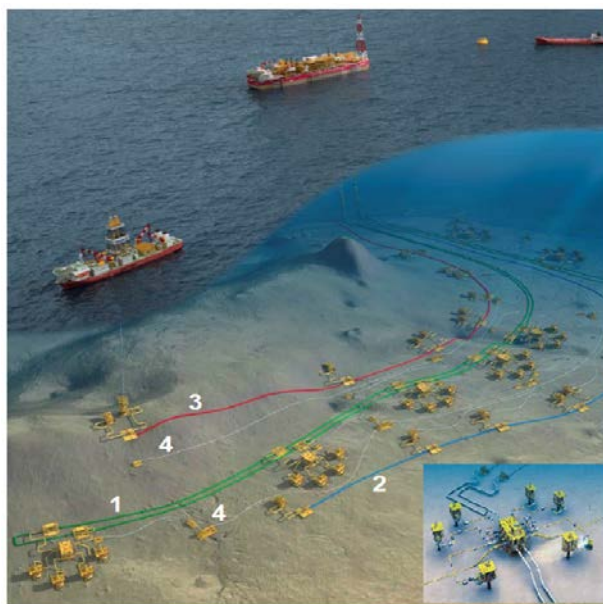
próximos dez anos, investimentos de R\$ 845 bilhões em projetos de desenvolvimento e produção de petróleo brasileiro (ANP, 2018a).

Posto a crescente demanda energética e aumento da exploração de petróleo e gás em águas profundas, se faz essencial o aprimoramento das operações e equipamentos das indústrias de petróleo e gás, *upstream* (exploração, perfuração e produção), *midstream* (refinamento) e *downstream* (logística da distribuição e transporte até os locais de consumo), a fim de melhorar a eficiência global das operações industriais petrolíferas.

Diante de tal cenário, nos últimos anos tem-se fomentado substancialmente operações *offshore upstream*, com atenção voltada para a modalidade do pré-sal. A construção de sistemas produtivos desse segmento exige componentes mecânicos com características específicas para suportar as condições adversas (mecânicas, termodinâmicas, químicas, etc.) durante o processo operacional, de maneira a garantir máxima eficiência com níveis seguros de integridade estrutural. Assim, as exigências das atividades *offshore upstream* têm motivado o uso de materiais ARBL – Alta Resistência e Baixa Liga (MATHIAS *et al.*, 2013), cujo limite mínimo de escoamento deve ser 290 MPa (ASM Metals Handbook, 1994).

Em geral, estes sistemas são compostos por Árvore de Natal Molhada (ANM), *Manifolds* (coletores), Cabeças de Poço e quilômetros de dutos tipo *Risers* (verticais) e tipo *Flowlines* (linhas de fluxo). Um esquema de um típico campo de petróleo e gás *offshore* é mostrado na Figura 3.

Figura 3 - Diagrama de um típico campo petróleo e gás *offshore*.



Fonte: DODGE, 2014 (Modificada).

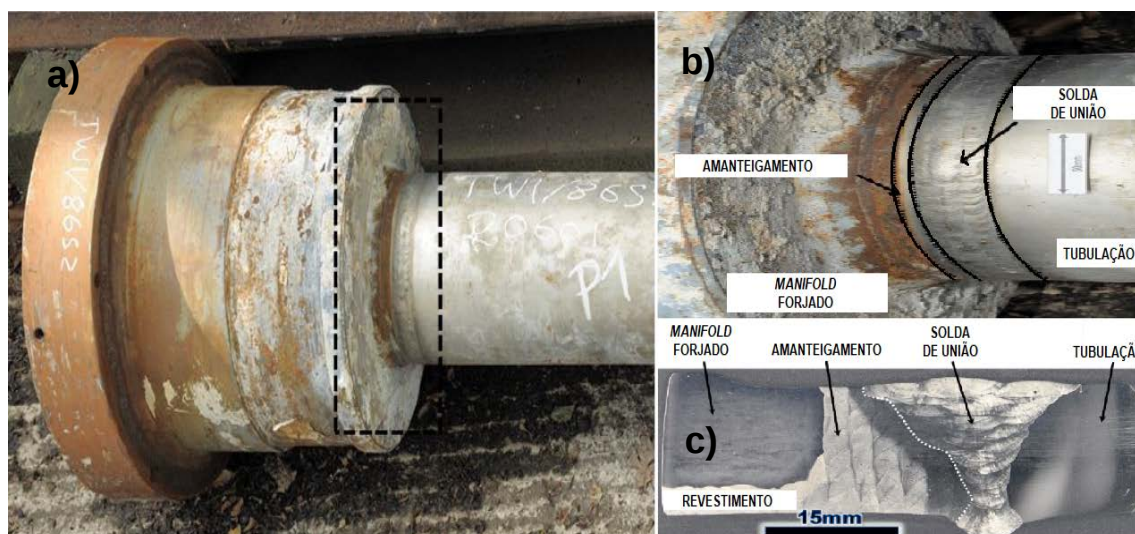
É possível observar no detalhe da Figura 3 as ilhas de produção, compostas por um *manifold* circundado por um grupo ANM. Esses grupos de ANM conectam-se através de (1) *Flowlines* – linhas de produção. As (2) linhas de água são usadas para bombear a água de volta para o reservatório. A recirculação do fluxo de gás de volta para o poço, a fim de manter a pressão do óleo na cabeça do poço, fica a cargo das (3) linhas de fluxo de gás. Já os (4) cabos de controle umbilicais, estes são responsáveis pela alimentação de informações (pressão, temperatura e taxa de fluxo) à plataforma, assim como pelo controle de diversas válvulas no fundo do mar.

Quase que inevitavelmente, juntas soldadas são utilizadas em sistemas de exploração e produção desses combustíveis fósseis. Há tempos que a indústria mundial vem utilizando este processo de união na construção de estruturas e componentes do setor, devido a sua alta velocidade na fabricação, baixos custos e expressivo grau de flexibilidade, integridade e confiabilidade (ZERBST *et al.*, 2014). Sujeitas às intempéries (altas solicitações mecânicas, baixas temperaturas, altas pressões, corrosão etc.) inerente às operações *upstream*, a fim de reduzir os riscos de falhas estruturais, as estruturas *offshore* são fabricadas por meio do emprego de algumas técnicas de fabricação. Entre elas, destaca-se a utilização juntas soldadas dissimilares (JSD).

Bastante comum no segmento de petróleo e gás, em especial em operações *offshore*, as JSD caracterizam-se por gradientes composicionais e variações microestruturais ao longo do limite de fusão. Tais variações localizadas resultam diferentes propriedades químicas, físicas e mecânicas dentro da zona de fusão (DAVIS, 2006). De modo a minorar qualquer condição de revés relacionada ao alto grau de heterogeneidade, utiliza-se do recurso de amanteigamento - do inglês *buttering*, o qual consiste na adição de material com propriedades intermediárias que permita a união de materiais metalurgicamente incompatíveis (ALVES, 2016; FRATARI; SCHVARTZMAN; SCOTTI, 2010; MITEVA; TAYLOR, 2006). A Figura 4 ilustra uma JSD do tipo 8636/Liga 625.

Ademais, tal procedimento possibilita que a JSD seja submetida a um tratamento térmico pós-soldagem (TTPS) antes que uma solda de fechamento seja realizada (DODGE *et al.*, 2014) a fim de promover ajuste do nível de dureza e alívio de tensões residuais, assegurando um projeto seguro com propriedades mecânicas e metalúrgicas apropriadas.

Figura 4 – (a) Cubo de distribuição típico produzido comercialmente, soldado com metais dissimilares 8630/Liga 625; (b) Vista detalhada da solda dissimilar; (c) Fotomacrografia da seção transversal da junta 8630-Liga 625.



Fonte: DODGE, 2014 (Modificada).

Estruturas e componentes que operam submersos no oceano apresentam alta suscetibilidade ao processo de corrosão. Assim, além de robusta proteção através de revestimentos, os sistemas *offshore* são ainda submetidos a uma proteção catódica (PC) de modo a reduzir as taxas de corrosão a níveis insignificantes (FENSKE, 2010). Essa proteção é uma das principais fontes de hidrogênio no decorrer do ciclo operacional do sistema.

Alta concentração local de hidrogênio favorece a penetração desta substância na matriz do metal, por conseguinte, a degradação das propriedades mecânicas da estrutura de aço ou soldagens (DAI, 2018). A absorção de hidrogênio pode ocorrer durante o serviço mesmo em partes que foram revestidas (DÍAZ, ALEGRE, CUESTA, 2016; SHIPILOV, 2006; TANNER, 1992; ZHENQIAN *et al.*, 2015). Altos níveis de concentração de hidrogênio podem favorecer a eclosão de um processo de fragilização por hidrogênio induzindo na região protegida, ou seja, acentua-se o potencial de falhas da estrutura (KAWAMORI; YUSE., 2023; OKONKWO *et al.*, 2023; ÁLVAREZ *et al.*, 2021; ALVES, ALMEIDA, RODRIGUES, 2020; BARNOUSH, 2011; BERNSTEIN, 1970; DELAFOSSE; MAGNIN, 2001; HIRTH, 1980; ORIANI, 1978).

Pelo exposto, cada vez mais o conceito de eficiência estrutural tem sido aplicado nos projetos de sistemas mecânicos submarinos. Tendo como premissas a otimização econômica e garantia da seguridade estrutural, principalmente, a eficiência estrutural está apoiada na predição de potenciais falhas. Nos últimos anos, a compreensão da resposta dos materiais à

presença de trincas tem sido o objetivo de muitos estudos, em especial a respostas de JSD que operam em ambiente rico em hidrogênio. As juntas soldadas correspondem a forma de união de componentes mecânicos mais empregada na indústria de petróleo. Sendo assim, a análise do comportamento estrutural das JSD tornou-se extremamente importante sob a perspectiva da eficiência estrutural, através da análise de prevenção de falhas.

A fragilização por hidrogênio de JSD tem sido alvo de muitas pesquisas (AIELLO *et al.*, 2023; ILYUSHECHKIN *et al.*, 2023; ZHANG, *et al.*, 2022; ZHOU *et al.*, 2022; ALVES, ALMEIDA, RODRIGUES, 2020; DAI, 2018; ROSAS *et al.*, 2018; SILVA, 2018; WORMSEN *et al.*, 2015; MA E CHEN, 2015; BOURGEIOS, 2015; DODGE *et al.*, 2014; ALEXANDROV *et al.*, 2013; OLIVEIRA, 2013; BEAUGRAND, SMITH e GITTOS, 2009) com foco na plena compreensão do fenômeno de fragilização por hidrogênio, em sua maioria associado a acidentes no setor petrolífero. Diversos mecanismos de trincas induzidas por hidrogênio (TIH) foram apresentados, não obstante, nenhum, de forma plena, elucida este fenômeno (JUKIC *et al.*, 2016; LYNCH, 2011).

Martin *et al.* (2011) analisaram superfícies de fratura quase-clivagem em aços com fragilização de hidrogênio. Eles afirmaram que o papel do hidrogênio é auxiliar no desenvolvimento das faixas de deslizamento intenso, diminuir a tensão necessária para nucleação de vazios e acelerar o crescimento dos vazios. Assim, foi sugerido que as superfícies de fratura com marcações de rio em regiões relativamente planas entre elas, são resultados de processos plásticos que são intensificados e acelerados pela presença de hidrogênio, ao invés de processo de clivagem.

No trabalho realizado por Dodge (2014), o efeito do tratamento térmico na fragilização de juntas soldadas dissimilares e os mecanismos de fragilização relacionados a duas JSD foram investigados: metais de base F22 e 8630 amanteados com uma Liga 625; um metal de solda austenítico. O autor avaliou também o efeito do TTPS na evolução da microestrutura e na resistência à fratura. Foram realizados testes em ambiente assistido de modo a classificar a resistência à fratura. Afirma o autor que a formação de martensita não temperada pode ser possível mesmo após o tratamento térmico pós-soldagem, resultando em microestruturas que são particularmente sensíveis à fragilização por hidrogênio. Para todos os tratamentos térmicos aplicados, um aumento considerável na resistência à fragilização por hidrogênio foi alcançado sobre a condição como soldado. Perdas significativas na resistência ao crescimento de trincas foram observadas em amostras de JSD "envelhecidas", nas quais onde formou-se carboneto M_7C_3 em abundância.

Depover e Verbeken (2017) avaliaram o efeito deletério do hidrogênio em discordâncias sobre a suscetibilidade à fragilização por hidrogênio das ligas Fe-C-X. O grau de fragilização por hidrogênio foi associado à presença de átomos de hidrogênio nas ligas, aprisionados, em especial, nas discordâncias, os quais desempenham um papel determinante. Portanto, respaldando a importância da mobilidade de discordâncias aumentada na presença de hidrogênio, como proposto no mecanismo HELP.

Song *et al.* (2018) investigaram a influência do hidrogênio na tenacidade à fratura do aço 2,25Cr-1Mo-0,25V como recebido e em solda. Os autores concluíram que a presença de pré-carga de hidrogênio levou a uma notável transição do modo de fratura dúctil para frágil no aço 2,25Cr-1Mo-0,25V, além de uma diminuição significativa da tenacidade à fratura para ambas as amostras de metal base e metal solda.

Silva (2018) investigou a suscetibilidade à fragilização pelo hidrogênio, através do comportamento de tenacidade à fratura, para o MB ASTM A182 F22 e JSD ASTM A182 F22 - Inconel 625 - aço ASTM A36. O processo de hidrogenação foi realizado por meio de um sistema proteção catódica por corrente impressa, durante o período de 7 dias à 0°C. Tanto os resultados dos ensaios tração quanto os de CTOD revelaram suscetibilidade à fragilização pelo hidrogênio da junta soldada, tanto em termos de ductilidade quanto de tenacidade à fratura. Tal fato foi associado aos aprisionadores irreversíveis nas proximidades da interface dissimilar. Ademais, foi observado a presença de mecanismo de fratura misto, do tipo *dimples*, MVC (“celular”), quase-clivagem e clivagem transgranular nos espécimes hidrogenados, diferente da junta não hidrogenada, que apresentou predominância de mecanismo de fratura dúctil.

Sarzosa *et al.* (2022) estudaram o mecanismo de fratura dúctil para a solda circunferencial de uma junta típica de tubo C-Mn com uma liga resistente à corrosão de níquel-cromo (Inconel 625). Neste exploraram a aplicação do critério de Mohr-Coulomb modificado juntamente com uma lei de evolução pós-recozimento para descrever a falha dúctil em amostras de fratura.

Wang *et al.* (2022) analisaram resistência à fratura e o caminho de propagação de trincas da junta soldada de tubo composto bimetálico. A microestrutura no MS é austenita dendrítica. Existem discordâncias de alta densidade nos limites dos grãos e na matriz que se tornam a pontos de iniciação de trincas ao favorecer microtrincas. A zona termicamente afetada (ZTA) da junta soldada de tubo compósito bimetálico L415/N08825 apresentou uma

melhor resistência à fratura do que o MS. Enquanto a direção principal de crescimento da trinca e a orientação dos grãos da solda conduziram à baixa resistência à fratura do MS.

Zu *et al.* (2023) propuseram um método para determinar a tenacidade ao início da fratura (J_{IC}) de juntas soldadas de aço para dutos de alta qualidade com base no método de teste de microamostras - teste de punção pequena. Os valores obtidos correspondentes apresentaram uma boa relação linear com testes SENB.

Lu *et al.* (2023) investigaram as propriedades mecânicas induzidas pelo hidrogênio e a deterioração microestrutural em uma superliga à base de Ni SX. Neste estudo identificaram que a resistência ao escoamento da amostra carregada com H foi ligeiramente degradada, enquanto a resistência à tração e a ductilidade diminuíram significativamente; a densidade de discordância na amostra carregada com H é maior do que na amostra sem H; a alta densidade de hidrogênio na ponta da trinca reduziu a resistência coesiva entre as fases γ e γ' .

Tan *et al.* (2023) empregaram o método de teste de microcisalhamento em juntas soldadas do rotor de energia nuclear a fim de examinar o impacto da falta de homogeneidade mecânica nas propriedades em microescala na tenacidade à fratura em juntas soldadas de grande espessura. A resistência mínima ao cisalhamento foi identificada no centro da solda. O desempenho das microzonas das juntas soldadas manifestou significativo impacto na resistência e tenacidade à fratura. Microzonas dissimilares sofreram restrições de deformações plásticas, logo, experimentara um efeito de redução da tenacidade à fratura.

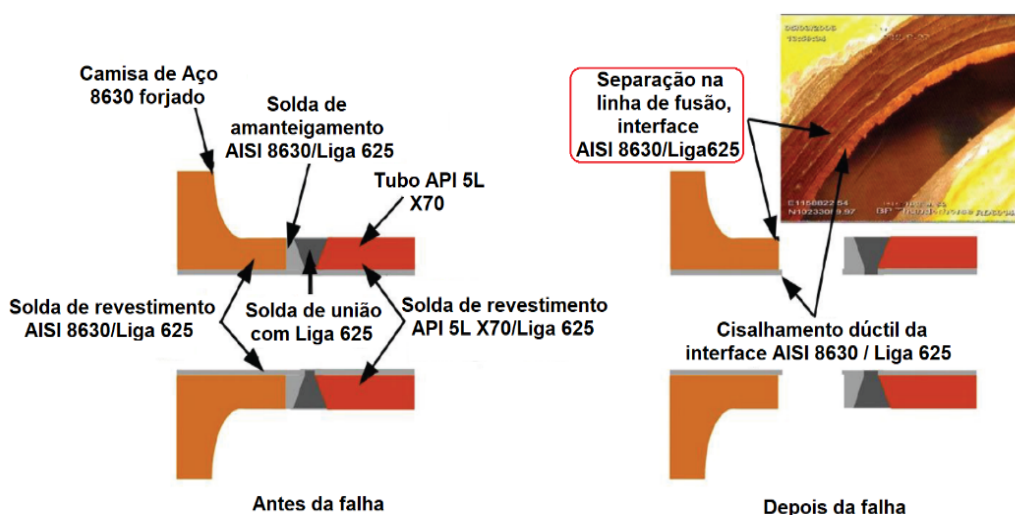
A seguir são apresentadas a justificativa para o desenvolvimento deste trabalho, bem como as contribuições efetuadas no tocante ao arcabouço de conhecimentos acerca da aplicação de JSD juntas soldadas dissimilares em atmosfera rica em hidrogênio.

1.1 Justificativa

Algumas estruturas mecânicas são utilizadas em ambientes agressivos a fim de realizar atividades as quais exijam características específicas para suportar as condições operacionais extremas, como é o caso das atividades *offshore*. Desta forma, componentes mecânicos soldados apresentam alta suscetibilidade de falhas e/ou danos, provenientes do processo de fabricação (microestruturais) ou do processo operacional. A quebra ou a inutilização desses componentes mecânicos representam grandes sumptos além do prejuízo relacionado à inatividade do sistema. Vale ressaltar, não menos relevante, outras consequências graves, os desastres ambientais e acidentes que culminam em vidas perdidas.

Nos últimos anos, falhas ocorreram, de modo inesperado durante suas aplicações, em JSD de aço ARBL utilizadas no setor de petróleo *offshore*, marcadamente associadas a junta constituída do aço AISI 8630 - Inconel 625 (HALDORSEN; DODGE, 2017). Burk e Ribardo (2010) analisaram as soluções empregadas para entrega de uma unidade de produção de classe mundial – *Thunder Horse*, em águas profundas no Golfo do México. Durante os testes, foram encontrados vazamentos na tubulação do coletor submarino em virtude de falhas na junta soldada AISI 8630/Liga 625, conforme a Figura 5.

Figura 5 - Ilustração do AISI 8630 amanteigado com liga 625 e submetido a TTAT, seguido por uma solda de campo de liga 625 e uma ilustração de falha submarina na interface AISI 8630/Amanteigamento (Liga 625).

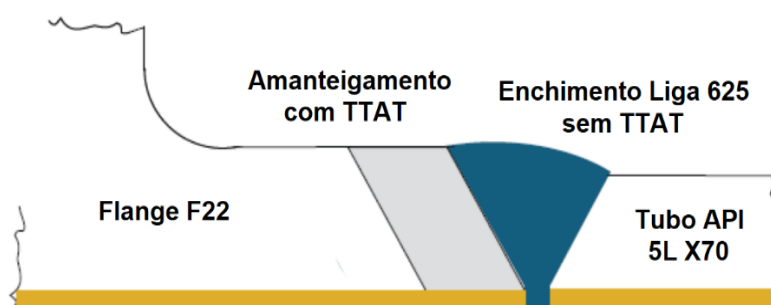


Fonte: BURK; RIBARDO, 2010 (Modificada).

As configurações da JSD antes e depois da falha (Figura 5) indicam o local de ocorrência da falha, interface AISI 8630/Liga 625, isto é, a região da linha de fusão (LF) da junta soldada. Como forma de evitar trincas nas JSD, foi proposta uma solução conforme a Figura 6.

O aço de baixa liga ASTM A336 F22 foi sugerido com substituto do AISI 8630 (Figura 6), por apresentar menor teor de carbono de forma a reduzir precipitados de metal duro na interface de solda.

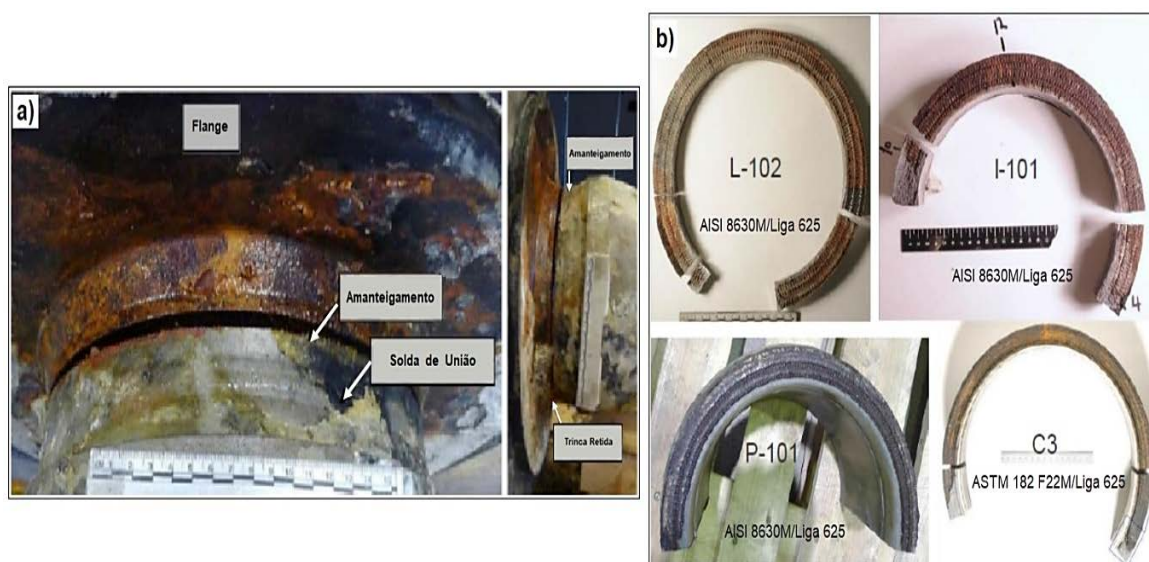
Figura 6 - Amanteigamento do ASTM A336 F22 de substituição mostrando a configuração da solda para evitar riscos de fragilização por hidrogênio na solda dissimilar.



Fonte: BURK; RIBARDO, 2010 (Modificada).

Haldorsen *et al.* (2017) investigaram diversos casos de falhas em tubulações do setor de petróleo associados às juntas aços AISI 8630M com amanteigamento de liga 625 (Figura 7) – historicamente – consideradas combinações de materiais particularmente suscetíveis à fragilização por hidrogênio. Foi, também, investigado um caso de falha relacionado à junta F22M/Liga 625, em setembro de 2015, pois até então, nenhum alerta ocorrera sobre a suscetibilidade desta junta às ações deletérias do hidrogênio.

Figura 7 - a) Típico comportamento da trinca em falhas de todas as extremidades de flanges e b) Superfícies de fratura das quatro falhas de solda com carga.



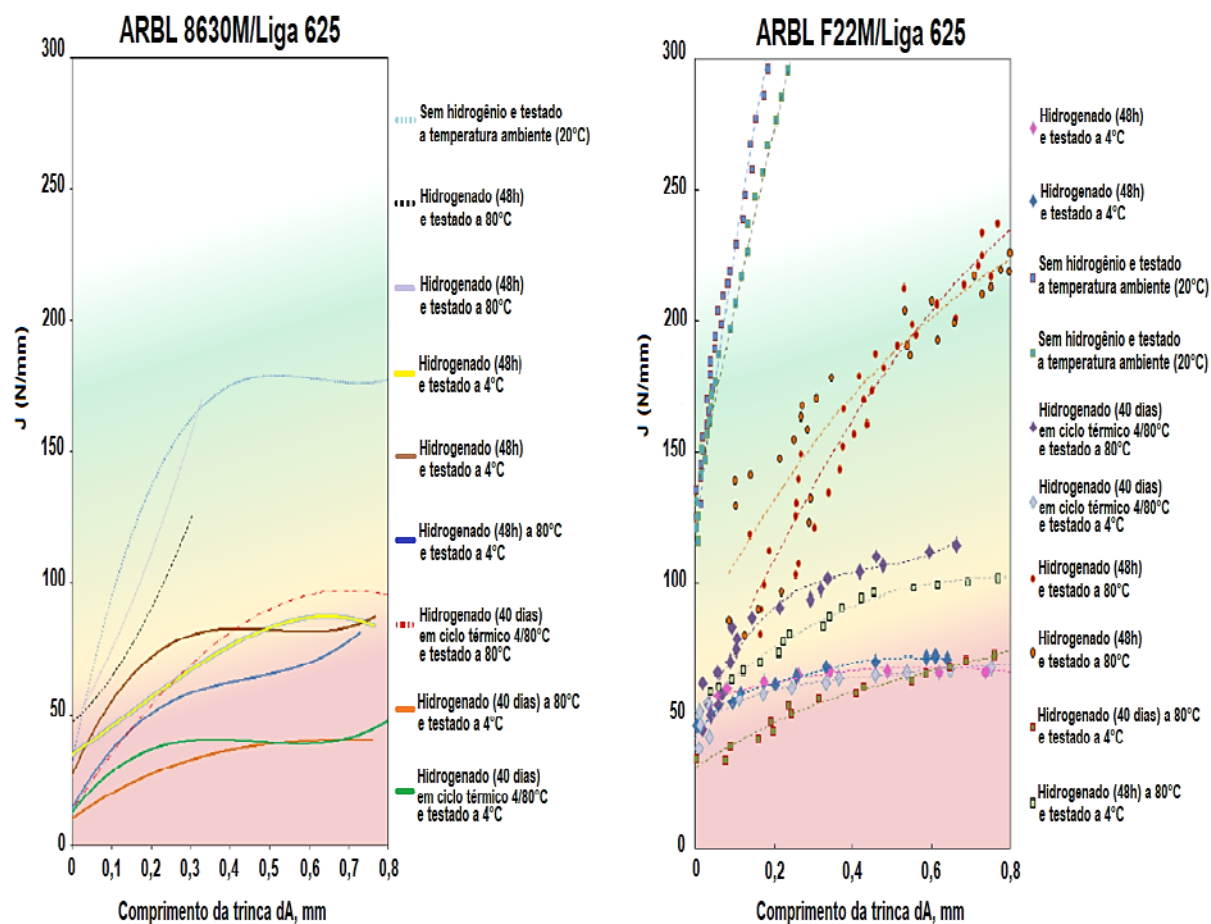
Fonte: HALDORSEN; DODGE, 2017 (Modificada).

A Figura 7(a) mostra uma JSD real AISI 8630M/Liga 625 como uma trinca retida na LF da união. Na Figura 7(b) são apresentadas falhas com aspecto macroscópico e padrão de

comportamento da trinca de fraturas frágeis em JSD que seguem principalmente o perfil da interface / solda da linha de fusão.

Nessa pesquisa foram apresentadas as características das juntas 8630M/Liga 625 e F22M/Liga 625 após uma pré-carga de hidrogênio conforme a Figura 8.

Figura 8 - Resultados do programa de testes de fragilização por hidrogênio para 8630M/Liga 625 e F22M/Liga 625, mostrando o desempenho ambiental relativo como uma função de pré-carga e teste de temperatura versus teste no ar.

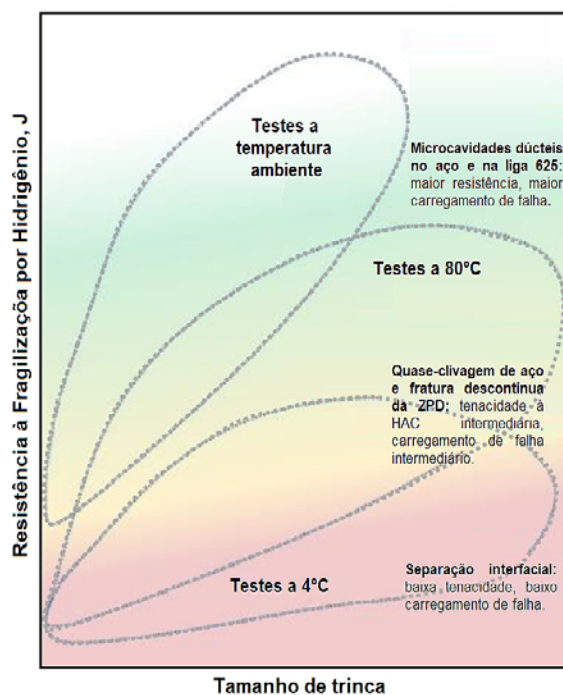


Fonte: HALDORSEN; DODGE, 2017 (Modificada).

Através das ilustrações é possível destacar o grau de fragilização o corrido nos materiais em função da temperatura de hidrogenação de testes realizados. Os maiores valores da integral J são referentes aos materiais sem carregamento de hidrogênio e testados em temperatura ambiente. Já os menores valores da Integral J, em geral, estão relacionados à temperatura de hidrogenação e realização de teste à 4°C. Tal comportamento são categorizados na Figura 9, a qual indica os comportamentos de resistência à fratura, integral

J, em função da temperatura de testes realizados, onde é possível inferir uma relação de fragilização por hidrogênio com a temperatura de operação, portanto, temperatura de proteção catódica.

Figura 9 - Resultados genéricos de testes TIH do JSD LAS mostrando o desempenho ambiental relativo em função do pré-carregamento em 4 e 80°C versus o teste no ar.



Fonte: HALDORSEN; DODGE, 2017 (Modificada).

Uma sucessão de episódios de falha, nos últimos anos, vinculada a JSD em estruturas *offshore* sob proteção catódica foi observada. As falhas ocorreram na interface do amanteigamento do flange de aços de alta resistência baixa liga (ARBL) com a liga de níquel Inconel 625 (ALVES, ALMEIDA, RODRIGUES, 2020). Há uma forte associação, em virtude de similaridades morfológicas e predominância de mecanismos de fratura frágeis, dos tipos de falhas mencionados à presença de hidrogênio e sua interação com o meio, tensão e microestrutura do material (BEAUGRAND, SMITH E GITTOS, 2009; BOURGEOIS, 2015; FENSKE, 2010). Entretanto, ainda existe um hiato na compreensão da causa raiz desse fenômeno (FENSKE, 2010), de modo que a seleção de componentes adequados para o serviço apenas lista ligas suscetíveis (aços de alta resistência e ligas de níquel) e ligas pouco afetadas (aços inoxidáveis austeníticos e ligas de alumínio) pelo hidrogênio (ANSI/CSA, 2014).

A utilização de juntas dissimilares no setor de petróleo resultou em muitos anos de serviço exitosos, contudo, falhas dentro da zona de fusão das JSD tem se manifestado devido ao ingresso de hidrogênio (FENSKE, 2011; DODGE, 2014). Existe um entendimento geral de que a zona da LF é a região crítica, a qual o histórico de falhas está estreitamente relacionado (BURK e RIBARDO, 2010; DAI, 2018; HALDORSEN; DODGE, 2017; ALVES, ALMEIDA, RODRIGUES, 2020; SILVA, 2022).

O episódio de falha referente à JSD ASTM A182 F22/INCONEL625 (HALDORSEN; DODGE, 2017) revela a necessidade por mais investigações no tocante a suscetibilidade deste material ao ambiente rico em hidrogênio, bem como maior clareza sobre o fenômeno da fragilização por hidrogênio. Em vista disso, este trabalho realizará um estudo experimental de uma JSD amanteigada constituídas pelo metal de base ASTM A182 F22, previamente amanteigado e soldado ao aço ASTM A36 com o metal de adição Inconel 625 (F22/INCONEL625/A36). O tipo de JSD a ser analisada é utilizada na união de flanges a tubulações presentes nas linhas de produção *offshore* de petróleo e gás.

1.2 Contribuição

Este trabalho apresenta contribuições incrementais relacionadas às pesquisas em juntas soldadas dissimilares aplicadas em estruturas da indústria de petróleo e gás, sob o efeito do hidrogênio gerado no sistema de proteção catódica, a partir da:

- proposta de uma abordagem energética para o Índice de Fragilização por Hidrogênio a fim de avaliar a fragilização por hidrogênio de CPs constituídos por mais de um material, juntas metalurgicamente dissimilares.
- suscetibilidade à fragilização por hidrogênio a diferentes períodos (7 e 21 dias) de exposição a cargas de proteção catódica (atmosfera rica em hidrogênio) via ensaio de tração das juntas ASTM A182 F22 / INCONEL 625 / ASTM A36.
- suscetibilidade à fragilização por hidrogênio a diferentes períodos de exposição a cargas de proteção catódica mediante análise de tenacidade via curva de tendência à fragilização por hidrogênio *versus* ciclo de hidrogenação para a junta dissimilar analisada.

1.3 Objetivos

1.3.1 Objetivo Geral

Este trabalho tem como objetivo analisar a influência do ciclo de hidrogenação no comportamento estrutural da junta soldada dissimilar ASTM A182 F22/INCONEL625/ASTM A36, via análise do Índice de Fragilização por Hidrogênio associado aos parâmetros de alongamento, estrição e tenacidade.

1.3.2 Objetivos Específicos

Para o desenvolvimento e interpretação dos resultados deste trabalho, foram determinados os seguintes objetivos específicos:

- i. Avaliar a fragilização por hidrogênio em função do período de exposição da JSD a uma atmosfera rica em hidrogênio, através do ensaio de tração;
- ii. Obter uma correlação entre o período de exposição do hidrogênio na junta soldada dissimilar, grau de hidrogenação e tenacidade.

1.4 Estrutura da Tese

No primeiro capítulo uma introdução sobre o panorama do energético com foco no setor de petróleo e gás e seus desafios é apresentada. Na sequência, com o estado da arte, justificativa e contribuições geradas busca-se evidenciar a relevância e contemporaneidade do presente estudo. Por fim, tem-se os objetivos norteadores e respectiva estrutura do trabalho. No segundo capítulo são discutidos conceitos fundamentais os quais estearam o desenvolvimento e análises deste estudo. A metodologia adotada neste trabalho é tratada no terceiro capítulo. Nesse são descritos os procedimentos e materiais utilizados na construção e preparação das amostras e na realização dos ensaios mecânicos e de caracterização. No quarto capítulo tem-se imagens, tabelas e discussões referentes aos resultados ora obtidos. O quinto capítulo abarca as considerações finais acerca da discussão dos resultados. Sugestões para trabalhos futuros são propostas no sexto capítulo. No final deste trabalho estão disponíveis as referências utilizadas seguidas dos anexos mencionados ao longo da tese.

2 CONCEITOS FUNDAMENTAIS

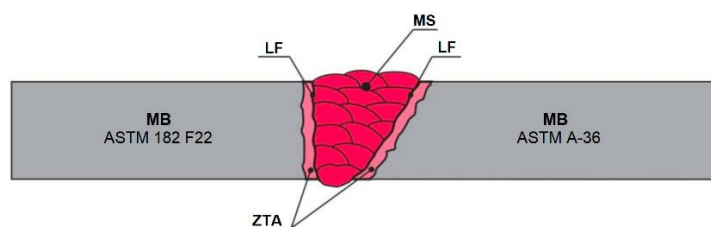
Este capítulo apresenta alguns conceitos que são necessários para um melhor entendimento do presente trabalho. Através de um estudo aprofundado buscou-se formas de clara apreensão para o leitor.

2.1 Juntas Soldadas

Há inúmeros processos de fabricação aplicados na indústria hodierna, cujo escopo está na união de componentes. O processo de soldagem, embora antigo, ainda representa majoritária parcela de aplicação, sobretudo no setor de petróleo e gás.

Trata-se de um processo de união permanente através da fusão induzida dos componentes, o que exige um grande aporte térmico para atingir da temperatura fusão dos materiais. Em vista disto, a produção de juntas soldadas apresenta alta complexidade, uma vez que podem ocorrer significativas mudanças nas propriedades mecânicas, metalúrgicas e de fratura do material. A Figura 10 apresenta regiões de uma junta soldada.

Figura 10 - Principais regiões de uma Junta soldada: MS→ Metal de Solda; MB→Metal de Base; LF→Linha de Fusão; e ZTA→Zona Termicamente Afetada.



ALMEIDA, 2014 (Modificada).

As regiões representadas na Figura 10 são: metal de base (MB) – material a ser unido; metal de solda (MS) – resultado da fusão do MB com o metal de adição (MA), material a ser depositado para que seja realizada a união das partes; linha de fusão (LF) – interface entre o MB e o MS; e zona termicamente afetada (ZTA) – região próxima a LF atingida pelo aporte térmico do processo de soldagem.

A região da ZTA destaca-se por apresentar maior suscetibilidade às ações deletérias em virtude das bruscas trocas de calor, intrínsecas ao processo, que ocorrem durante a etapa de resfriamento da junta soldada, bem como, em função da longitude da linha de fusão. Tal região apresenta sub-regiões com diferentes temperaturas, isto é, um gradiente térmico o

qual resulta em diferentes taxas de deformação, por conseguinte, ocorrência de tensões residuais (TR). Logo, as TR são desenvolvidas por aquecimento e resfriamento localizados, o que leva à expansão volumétrica diferencial e à contração do metal ao redor da zona de solda. Dessarte, o nível e distribuição de tensões residuais são maiores em uniões de materiais diferentes (SHARMA, MAHESHWARI, 2017).

Geralmente, altas tensões operacionais sobrepostas com altas tensões residuais de tração promovem a fratura em estruturas soldadas (BATE *et al.*, 1997). Por ser um fenômeno complexo, há grande dificuldade em determinar ou prever valores exatos e distribuição das TR. Entretanto, é possível minorar seus efeitos a partir do equilíbrio de três fatores: estruturais (geometria da junta soldada e a espessura), materiais (propriedades mecânicas) e parâmetros soldagem (AKBARI, SATTARI-FAR, 2009).

As juntas soldadas são suscetíveis a descontinuidades e falhas ou defeitos do material que podem influenciar severamente sua integridade mecânica. Uma lista de até 26 tipos diferentes de imperfeições de solda é fornecida pelo atual padrão de qualidade de solda (ISO 5817, 2003). Do ponto de vista da integridade mecânica, podem ser atribuídos a grupos distintos: trincas e defeitos semelhantes a trincas; defeitos que atuam como locais de nucleação de trincas, descontinuidades geométricas e defeitos que provavelmente não afetam a vida da fratura ou fadiga (ZERBST *et al.*, 2014))

Logo, a fim de garantir a integridade estrutural quanto à fratura, deve-se considerar eventuais efeitos decorrentes das alterações de propriedade, dentre os quais promovem a ocorrência de uma variedade de defeitos na forma de trincas na região soldada, os quais podem ser planares (trincamento a quente ou a frio, falta de penetração, retração, etc.) ou volumétricos (porosidades, vazios, etc.), independentemente da utilização de mão de obra qualificada, consumíveis e procedimentos de soldagem adequados. Históricos de falhas de estruturas soldadas em serviço revela que tais ocorrências são inevitavelmente a maior fonte de fraturas catastróficas (DONATO, 2008).

As juntas soldadas são classificadas como homogêneas ou heterogêneas. Tal classificação está baseada na relação entre o metal de base e o metal de solda. Quando o MB é constituído pelo mesmo tipo de material do MS, tem-se uma junta soldada homogênea. Por outro lado, quando os materiais do MB e MS são diferentes, ou seja, apresentam propriedades (mecânicas, microestruturais e de fratura) distintas, tem-se uma junta soldada heterogênea, também chamada de junta soldada dissimilar (JSD).

As juntas soldadas dissimilares são as mais frequentes na engenharia. A dissimilaridade das juntas soldadas pode ser tipificada de acordo com a relação M:

$$M = \frac{\sigma_{MS}}{\sigma_{MB}} \quad (1)$$

Onde σ_{MS} e σ_{MB} representam tensão de escoamento do metal de solda MS e tensão de escoamento do metal de base MB, respectivamente. Pode-se classificar valores M como: *undermatching* ($M < 1$), tensão de escoamento do metal de solda inferior ao metal de base, *evenmatching* ($M = 1$), tensão de escoamento da solda igual ao metal de base ou *overmatching* ($M > 1$), tensão de escoamento do metal de solda superior ao metal de base.

A total compreensão dos impactos das transformações microestruturais sobre a fragilização dos aços ainda se mostra uma grande questão para projetistas e analistas de integridade estrutural, ainda que, amplamente empregado na construção de sistemas *offshore* que operam em ambientes agressivos (ALMEIDA, 2014). Segundo Sharma e Maheshwari (2017), em estruturas soldadas, o metal de solda e a ZTA são os locais mais propensos a falhas. Logo, a tendência atual de exploração em águas profundas impõe desafios extremos, não apenas relação à construção, mas também no tocante à reparos dessas estruturas (OLDEN; ALVARO; AKSELSSEN, 2012).

2.1.1 Juntas Soldadas Dissimilares

Ante ao exposto na seção anterior, em virtude de um grande gradiente composicional e alterações microestruturais nas regiões adjacentes a linha de fusão, as JSD são consideradas mais complexas quando comparadas às juntas composta por materiais similares (ALEXANDROV *et al.*, 2013; DODGE, 2014; SILVA, 2018; SOYSAL *et al.*, 2016). Nessas regiões, ocorre a diluição dos materiais da junta (MB e MA) resultando em propriedades químicas, físicas e mecânicas interessantes e variadas dentro da zona de fusão, apresentando propriedades díspares àquelas do MB e MA, de modo isolado, (CAMPOS *et al.*, 2009; COSTA, 2018). Logo, deve-se considerar, além dos problemas relacionados aos materiais isolados, quaisquer possíveis combinações de liga ao misturar MB e MA. Considerações preliminares para o êxito do processo de soldagem de materiais dissimilares incluem (DAVIS, 2006; DODGE, 2014):

- Problemas gerais de ligação;
- Pontos de fusão amplamente diferentes;
- Coeficientes de expansão térmica diferentes;
- As diferenças de condutividade térmica;
- Problemas de corrosão, tais como a corrosão galvânica, oxidação e fragilização por hidrogênio.

Os pontos acima são examinados em relação às microestruturas que surgem imediatamente após a soldagem e durante o tratamento térmico subsequente.

2.1.1.1 Microestrutura da ZTA em Juntas Soldadas Dissimilares

A fim de avaliar a adequação da estrutura soldada em aplicação específica, a compreensão sobre toda a área, bem como as subáreas do ZTA se faz importante. Desta forma, sabe-se que o grande aporte térmico, inerente ao processo de soldagem, não fica restrito à região de fusão, também ascende sobre regiões que permanecem sólidas, ou seja, não ocorre fusão destas (ZTA), entretanto sofrem alterações microestruturais provocando mudanças nas propriedades mecânicas nas regiões termicamente afetadas.

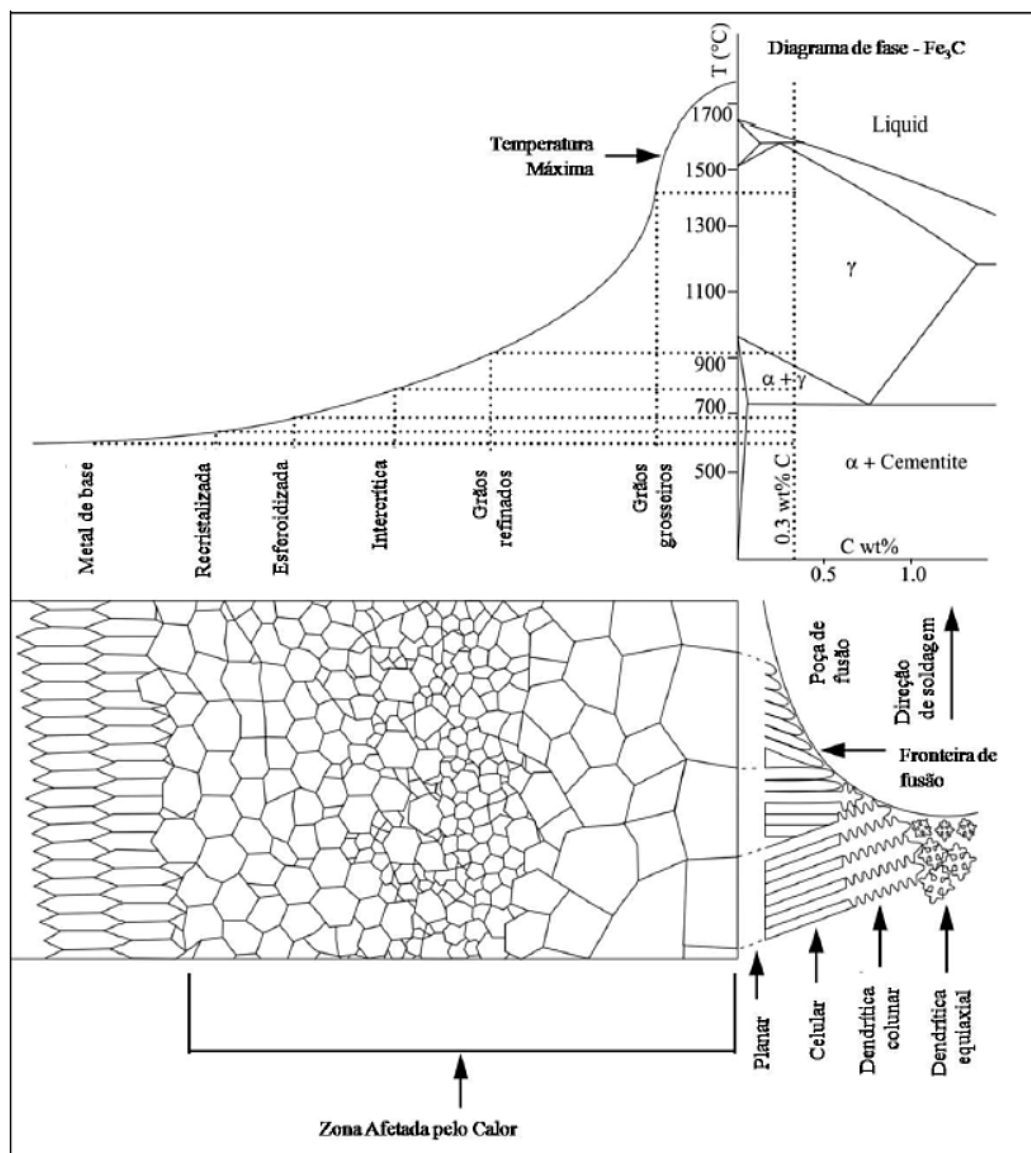
Com o aumento da distância em relação à LF, a temperatura experimentada decai. Esse gradiente térmico, advindo do ciclo térmico na ZTA, gera heterogeneidade e diversidade na microestrutura em toda a extensão da ZTA, bem como no metal de solda solidificado (DODGE, 2014; FENSKE, 2010; SHARMA; MAHESHWARI, 2017). Assim, as mudanças microestruturais na ZTA são determinadas pelos parâmetros dos ciclos térmicos, geometria, espessura da peça, temperatura de interpasses bem como do processo de soldagem empregado (EAGAR e TSAI, 1983; POORHAYDARI; PATCHETT; IVEY, 2005; ROSENTHAL, 1946). Para além das propriedades mecânicas, as transformações microestruturais afetam também diretamente a resistência da solda e sua resistência à corrosão (DODGE, 2014).

Dissimilaridades entre MS, ZTA e MB gera concentração de tensão em regiões de menor resistência (POURANVARI; MARASHI, 2016). Essas regiões, localizadas na ZTA, mostram-se suscetíveis a fraturas frágeis, sendo chamadas de zonas frágeis locais (MILOVIC, 2016).

As alterações microestruturais produzem uma região de ZTA matizada, de modo que, pode ser dividida em subzonas. Cada uma dessas subzonas conta com características microestruturais provenientes do histórico térmico local, isto é, subzonas diferentes,

propriedades diferentes (FENSKE, 2010). A Figura 11 apresenta as subzonas para o caso do aço carbono com 0,3wt%.

Figura 11 - Microestrutura criada na zona afetada pelo calor e metal de solda solidificado como consequência do procedimento de soldagem.



Fonte: SILVA, 2018.

Embora a microestrutura criada na ZTA apresente um complexo gradiente, ao cotejar o perfil térmico do processo de soldagem e o diagrama de fases referente ao material, é possível prever a formação de cada sub-região (FENSKE, 2010).

A ZTA dentro de uma liga ferrosa normalmente contém uma variedade de microestruturas, incluindo uma região de grãos grossos (ZTAGG), uma região de grãos finos

(ZTAGF), uma região intercrítica (ZTAI), uma região esferiodizada e uma região recristalizada (LAWRENCE, 2005; SHARMA; MAHESHWARI, 2017). A região com os maiores grãos suporta as temperaturas mais altas, uma vez que, situa-se vizinha a linha de fusão. A partir do respectivo perfil de temperatura associado ao diagrama de fases (Figura 11), observa-se que a temperatura máxima se aproxima do vértice superior da região de fase γ (austenita – CFC). Isso significa, tempo e temperatura suficientes para formação de grãos grosseiros na zona em questão.

Seguindo um distanciamento da LF, a região seguinte é composta por granulação fina, consequência de temperaturas relacionadas a parte inferior da fase austenítica, ainda superior à temperatura crítica (A_{C3}). Aqui não são proporcionados temperatura e tempo suficientes a um crescimento significativo dos grãos. Situada na faixa entre as temperaturas críticas A_{C3} e A_{C1} , a região intercrítica – zona binária ferrita-austenita ($\alpha - \gamma$), apresenta alguns grãos austenitizados e refinados, enquanto outros não. Nas regiões que experimentam temperaturas acima da temperatura A_{C1} ($\cong 723^{\circ}\text{C}$) ocorre a nucleação de grãos austeníticos, que dependendo da taxa de resfriamento e do teor de liga transformam-se em martensítica, estrutura quebradiça e metaestável. Em vista da remoção ou mitigação dessas estruturas quebradiças aplica-se TTPS e procedimentos de pré-aquecimento.

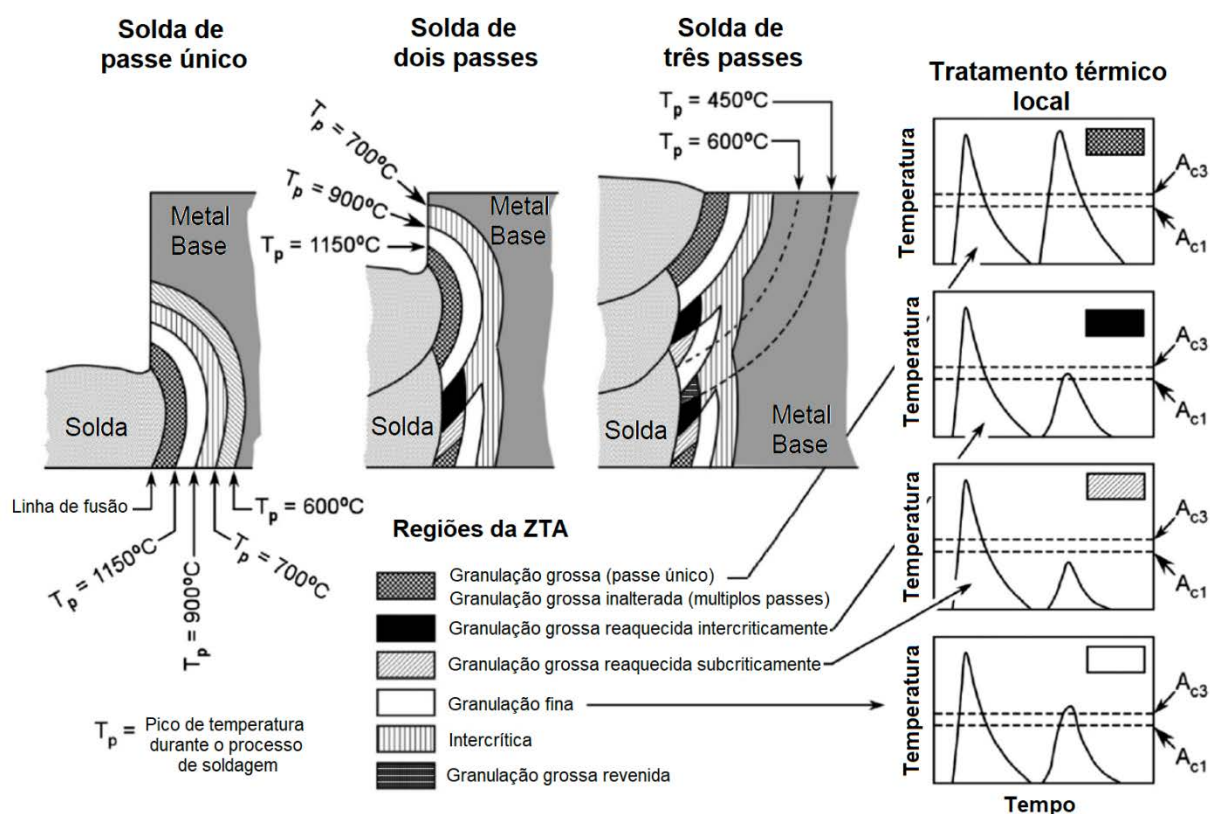
Na sequência, encontra-se zonas cujas temperaturas experimentadas são inferiores a temperatura A_{C1} , ou seja, ausência de fase martensítica após o resfriamento, compostas pela região esferiodizada – com grãos com precipitados esféricos de Fe_3C em oposição à placa e região recristalizada, cuja temperatura experimentada promove a remoção de defeitos cristalinos (DODGE, 2014; SHARMA; MAHESHWARI, 2017).

O tamanho de cada subzona, por conseguinte, da ZTA é determinado pelo ciclo térmico e pela microestrutura do material (tamanho do grão original, presença de precipitados e da solubilidade etc.), ou seja, dependerá do histórico termo mecânico do material, variáveis de soldagem e teor de liga do metal de base (DODGE, 2014; FENSKE, 2010).

Em operações de soldagem de vários passes, a ZTA e o metal solda experimentam múltiplos ciclos térmicos (ASM, 2006; ZERBST *et al.*, 2014). Deste modo, a série de ciclos de reaquecimento e resfriamento durante o processo de soldagem torna ainda mais complexa a distribuição e as propriedades das várias áreas microestruturais presentes na ZTA. Como consequência, uma ZTA em juntas amanteigadas mostra-se ainda mais complexa (SHARMA; MAHESHWARI, 2017).

No geral, a zona afetada em aços estruturais cuja largura varia numa faixa de 2 a 5 mm de MB adjacente à solda (a largura da ZTA varia diretamente com o aporte térmico (DEBROY *et al.*, 2001), é caracterizada por uma grande gama de microestruturas que variam de martensita e bainita superior – próximo à LF, a ferrita ou perlita nas proximidades da zona não afetada do MB (ZERBST *et al.*, 2014). Toyoda (1989) identificou até seis microestruturas diferentes exclusivamente na ZTA em uma solda de multipasses de aço carbono-manganês de baixa liga (Figura 12).

Figura 12 - Representação esquemática da microestrutura da ZTA de uma solda de aço carbono-manganês.



Fonte: ZERBST *et al.*, 2014 (Modificada).

Efeitos graves devido a picos de temperatura (T_p) de passes subsequentes são encontrados apenas nas regiões mais próximas da ZTA de passes anteriores, ou seja, ZTAGG e ZTAGF (CELIN *et al.*, 2016). Em função dos valores T_p são definidas diferentes regiões conforme ilustra a Figura 12.

Todas essas variações, combinadas com diferentes materiais e condições de solda, produzem importantes efeitos de incompatibilidade de resistência que podem afetar a integridade estrutural da solda. Obviamente, no caso geral, a aparência e quantidade das várias microestruturas, bem como suas propriedades mecânicas, dependem fortemente da composição química do MB, MS e da taxa de resfriamento (SHARMA; MAHESHWARI, 2017; ZERBST *et al.*, 2014).

Múltiplos passes ocasionam refinamentos na microestrutura, reduções na tensão residual e melhorias na resistência. Conforme outros cordões de solda são executados ocorre a normalização parcial – refinamento de parte do cordão preexistente, acarretando em zonas de granulações grosseria e fina recristalizadas. Passes subsequentes também geram efeitos de recozimento, uma vez que, funcionando como pré-aquecimento, prolongam o tempo de resfriamento da solda, bem como corroboram para a redução de tensão residual (DODGE, 2014; FENSKE, 2010).

As propriedades da ZTA desempenham um papel significativo no desempenho da JSD. Em geral, regiões de grãos grossos e, às vezes, intercríticas apresentam menor tenacidade (MILOVIC, 2016). Por outro lado, um maior volume de grãos refinados favorece a remoção de efeitos de segregação, a exemplo dos carbonetos localizados no contorno dos grãos colunares, em consequência verifica-se uma maior tenacidade a trincas (ALMQVIST *et al.*, 1972).

Fenômenos de amolecimento, associado ao revenido da martensita, também foram relatados na ZTA de aços Cr durante processos de soldagem com alto aporte térmico (HERNANDEZ *et al.*, 2010; MILOVIC, 2016; RAJ *et al.*, 2009).

Contudo, exige-se um cuidado ao avaliar as propriedades mecânicas das diferentes áreas afetadas, distinguindo-se comportamento de fratura e deformação. Enquanto a tenacidade à fratura – parâmetro altamente localizado, é controlada principalmente pelas diferentes microestruturas adjacentes à ponta da trinca e estado de tensão triaxial, a deformação descrita pelos parâmetros da curva tensão-deformação está relacionada a “média microestrutural” de uma área maior da solda (ZERBST *et al.*, 2014).

2.1.1.2 Microestrutura da solda

Como já visto, há formação de variadas microestruturas, no metal não fundido, derivadas do processo de soldagem, do qual outras morfologias típicas de solidificação podem ser geradas no MS, de acordo com a Figura 11.

De maneira diferente à solidificação de um metal puro (sem sub resfriamento severo), isto é, uma interface sólido-líquido (S-L) em geral plana, a solidificação de uma liga apresenta maiores graus de complexidade e dependência dos materiais empregados e condições de solidificação. São identificados quatro tipos de interfaces S-L, a partir da solidificação de materiais orgânicos transparentes: planar, celular, dendríticas celular, colunar e equiaxial (DODGE, 2014; FENSKE, 2010), Figura 13.

Foco de diversos trabalhos (COULTHARD, ELLIOTT; 1968; HUNT, SPITTLE, SMITH, 1968; JACKSON *et al.*, 1966; KOU, 2003; RUTTER, CHALMERS, 1953; SEKERKA, 1965;), o desarranjo observado na interface sólido-líquido pode ser descrito pela teoria de super resfriamento constitucional, que considera o aspecto termodinâmico do problema, e a teoria da estabilidade de interface, voltada para a cinética de interface e a transferência de calor, (DODGE, 2014; FENSKE, 2010).

A teoria prevê as condições necessárias para a quebra de uma interface planar S-L em ligas com energia superficial isotrópica. O 'critério de crescimento planar' no estado estacionário é, portanto, definido como:

$$\frac{G_T}{R} \geq \frac{\Delta T}{D_L} \quad (2)$$

Onde,

G_T – gradiente de temperatura na direção da solidificação

R – taxa de avanço da frente de solidificação, crescimento da interface

$\Delta T = T_L - T_S$, onde T_L e T_S são as temperaturas *liquidus* e *solidus*,

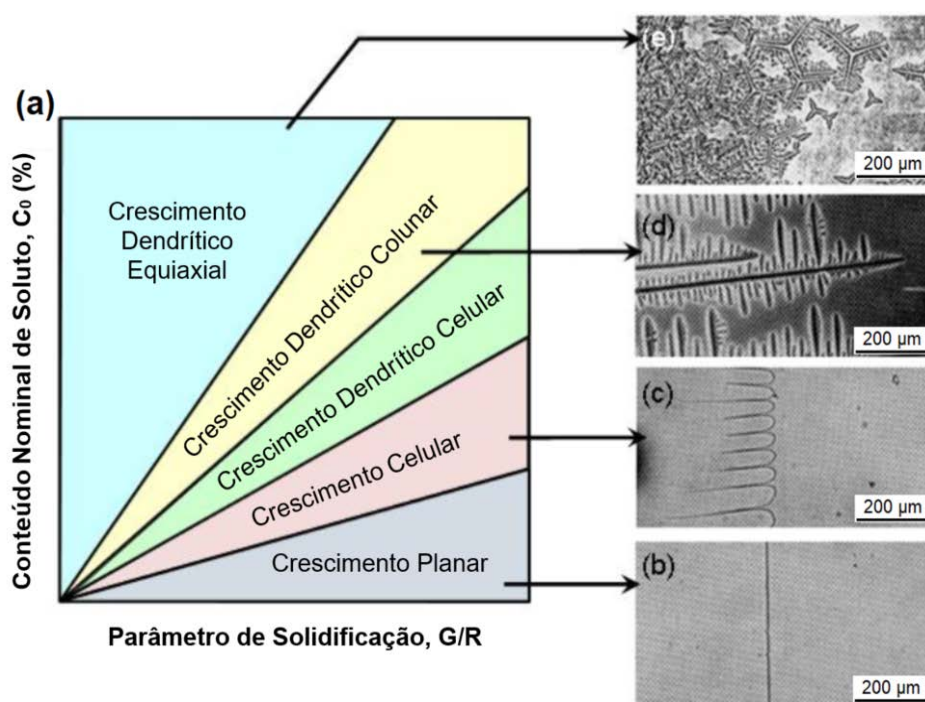
D_L – coeficiente de difusão do líquido

De acordo com a equação (2), se um gradiente de alta temperatura, G_T , existe ao mesmo tempo que uma baixa taxa de crescimento, então há uma maior propensão para uma frente de crescimento planar estável. Da mesma forma, se existir uma faixa de temperatura de congelamento alta, ΔT , juntamente com um baixo coeficiente de difusão, D_L , torna-se mais difícil manter um crescimento constante da interface planar S-L.

Assim, a subestrutura é determinada pelo parâmetro de solidificação que por sua vez é influenciada pelo teor de soluto do metal de solda líquido. Esses fatores e sua influência no modo de solidificação são ilustrados na Figura 13(a). Como mostrado, para um conteúdo

fixo de soluto, uma diminuição na razão $\frac{G_T}{R}$ é acompanhada por uma maior probabilidade de solidificação dendrítica. Para conteúdos especialmente altos de solutos, a possibilidade de crescimento planar e celular é reduzida.

Figura 13 - Modo de solidificação do tetrabrometo de carbono: a) crescimento subestruturas durante a solidificação; b) modo planar; c) modo celular com pequena quantidade de impureza; d) modo dendrítico colunar com alto grau de impureza; e) modo dendrítico equiaxial com impureza.



Fonte: DODGE, 2014 (Modificada).

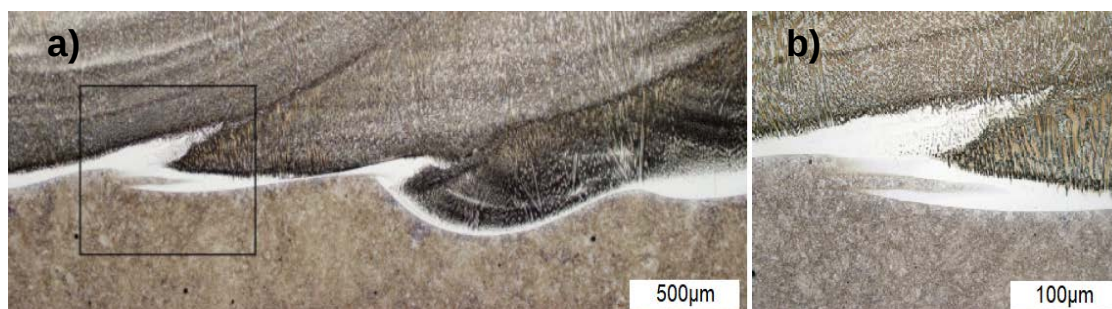
Na Figura 13(b), observa-se no primeiro domínio uma interface S-L planar, ou seja, um modo de crescimento planar. À medida que o parâmetro de solidificação evolui o modo planar se decompõe em uma frente de solidificação celular. A zona dendrítica celular (Figura 13(c)), austenítica, apresenta precipitados intercelulares de nióbio e molibdênio formados ao longo dos limites celulares. Em seguida, os grãos crescem de maneira colunar, passando a um crescimento dendrítico equiaxial à jusante, Figura 13(d) e (e). Há uma forte segregação Inter dendrítica na zona colunar, a qual exibe modo de solidificação dendrítica celular. Esta zona exibe um gradiente de composição mais gradual quando comparado à zona de crescimento planar. A estrutura colunar dos grãos resulta da solidificação ao longo da direção preferencial de crescimento do MS.

São encontrados também, neste microconstituente, provenientes do particionamento de Nb ao longo dos limites dendríticos no decorrer da solidificação, carbonetos ricos em Nb. A zona de crescimento planar é limitada pelas zonas dendrítica celular e colunar (JACKSON *et al.*, 1966). O crescimento competitivo entre colunas dendríticas vizinhas pode resultar em alterações de tamanho relativo, mas como regra geral, o tamanho do grão do metal de solda é determinado pelo tamanho do grão do metal sólido no limite da fusão.

2.1.1.3 Segregação em soldas dissimilares

Uniões entre aços de baixa liga e metal de adição à base de Ni têm sido estudadas por muitos pesquisadores (ALEXANDROV *et al.*, 2013; BEAUGRAND, SMITH, GITTOS, 2009; DAI; LIPPOLD, 2018; DODGE, 2014; FENSKE, 2010; SHARMA; MAHESHWARI; 2017), em especial F22/625 e 8630/625, amplamente utilizadas na indústria de petróleo hodierna. Nestas formam-se regiões de transição complexas que consistem em diversos microconstituintes (Figura 14). Alexandrov *et al.* (2013) pesquisaram JSD extensivamente e forneceram o desempenho dos microconstituintes durante o processo de falha, bem como eles são formados.

Figura 14 - Amostra F22 / 625: (a) região limite de fusão, (b) maior ampliação da região de crescimento planar e um redemoinho.



FONTE: DAI, 2018 (Modificada).

Em níveis microscópicos ocorrem segregações dendríticas ou celular, devido a redistribuição do soluto ao longo do processo de resfriamento (GLICKSMAN, 2011; KOU, 2003), mencionadas na seção 2.1.1.2. Regiões locais de composições segregadas também podem ser observadas em escalas maiores, denominadas macrosegregação, produto de uma diferença significativa na composição do MS (DODGE, 2014; SILVA, 2018; YANG; KOU, 2007a).

Outro fator que pode contribuir para a macrosegregação, em processos de múltiplos passes, decorre da diferença de diluição do metal de base do primeiro cordão de soldagem em relação aos cordões subsequentes depositados (ESTES; TURNER, 1964). A macrosegregação é um importante fator na união de materiais dissimilares, visto que pode favorecer trincas por hidrogênio e por corrosão sob tensão (YANG; KOU, 2007b). Embora a variação composicional pode ser verificada em diversas JSD – aços, aços inoxidáveis, ligas de alumínio, ligas à base de níquel, e outras superligas, ainda não se tem um pleno domínio do conteúdo (FENSKE, 2010).

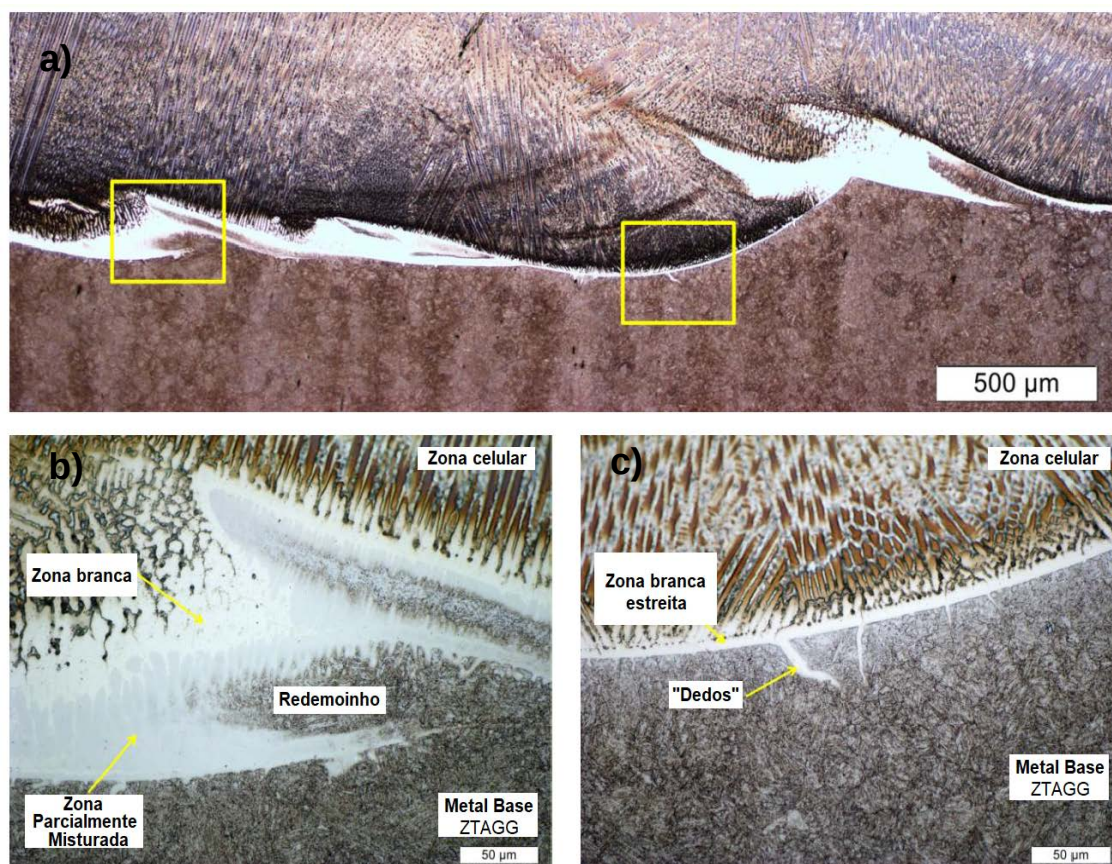
Microestruturas típicas próxima à interface de 8630/625 são ilustradas na Figura 15. Posto que as composições dos referidos MB F22/625 e 8630/625 são bastante similares, suas microestruturas interfaciais guardam significativa similitude (DAI, 2018). A região do MB adjacente à interface é a ZTA de grãos grossos (ZTAGG). Esta é composta por bainita e principalmente martensita não temperada. Em função do TTPS, a ZTAGG será principalmente ferrítica, descarbonetada (BOURGEOIS, 2015; DODGE, 2014).

Durante a soldagem, o metal de adição (Liga 625) pode trespassar os limites da zona de grãos austeníticos, formando uma estrutura denominada “dedos” (Figura 15). Isso ocorre no decurso da solidificação em razão do alto gradiente térmico – cerca de 150 ° C, entre o MS líquido e o MB (BOURGEOIS, 2015; DODGE, 2014).

Ao lado da ZTAGG institui-se a zona de crescimento planar ou zona branca. A grande diferença de temperatura entre o MS líquido e o MB associado à baixa taxa de solidificação favorece o crescimento planar, denominada por Fenske (2010), região plana de solidificação. Esta zona conta com um alto grau de variação composicional do MB ao MS à base de Ni e possui uma granulação símil à ZTAGG (FENSKE, 2010; BOURGEOIS, 2015). Corresponde a uma região austenítica com ausência de partículas e largura oscilante (DODGE, 2014). Átomos de carbono se acumulam nessa região após o TTPS (FENSKE, 2010).

Redemoinhos de MS aparecem muito próximos ao limite de fusão (PRESSOUYRE, 1979). Esse termo refere-se a mistura incompleta do MB fundido dentro da poça de solda. O metal de base solidifica como uma mistura entre austenita e ferrita cercada por uma região martensítica (BEAUGRAND, SMITH, GITTOS, 2009).

Figura 15 - Amostra 8630/Liga 625: (a) visão geral dos limites de fusão, (b) maior ampliação de redemoinhos e (c) zona de crescimento planar estreita e penetração do metal de solda na ZTA do metal de base.



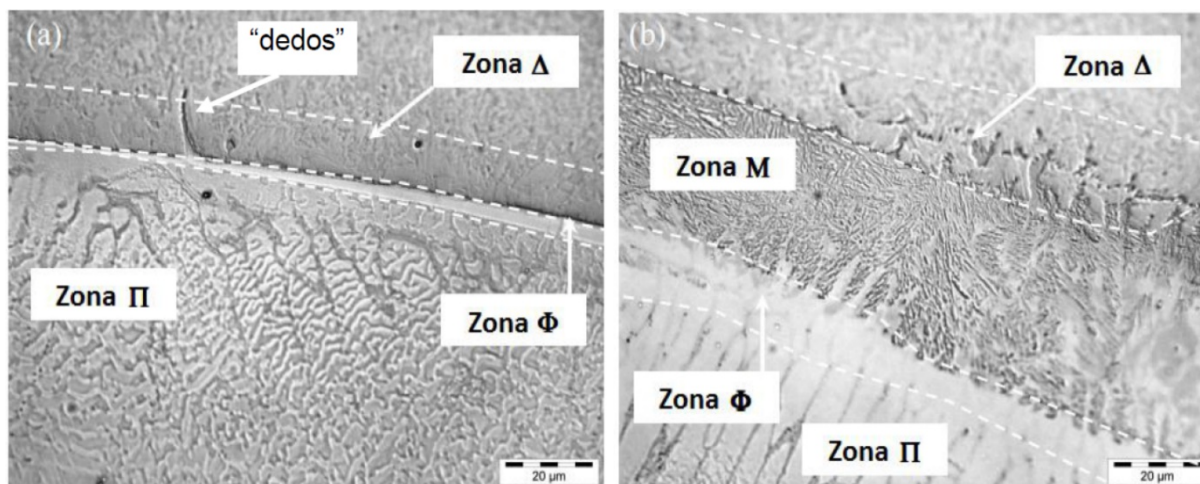
Fonte: DAI, 2018 (Modificada).

A região que circunda os redemoinhos denomina-se zona parcialmente diluída descontínua. Enquanto que, aquelas zonas de fusão contígua ao limite de fusão e livres de redemoinhos ou penínsulas intitulam-se zona parcialmente diluída contínua. A interface sem redemoinhos também é denominada como limite de fusão contínua (DODGE, 2014; FENSKE, 2010). Fenske (2010) relatou uma zona de transição com 100 nm de largura entre a zona branca e a interface a qual denominou “zona sem característica”. As nomenclaturas nas regiões típicas da microestrutura ainda não foram totalmente unificadas.

Em quase totalidade dos sistemas estudados, as segregações surgem em variadas morfologias, tamanhos e quantidades composicionais. Contudo, verifica-se falta de confluência no tocante à base de nomenclatura associadas a estas regiões. São adotadas diversas bases: morfologia, composição, tamanho, propriedades mecânicas ou de corrosão e / ou posição relativa à composição ou interface do metal de solda (DOODY, 1922; FENSKE, 2010; KARJALAINEN, 1979; OMAR, 1998; ORNATH *et al.*, 1981).

Beaugrand, Smith, Gittos (2009) propõem a nomenclatura de regiões de transição parcialmente misturadas, isto é, zonas que apresentam um gradiente de diluição do MS, parcialmente diluídas (ZPDs). A Figura 16 mostra regiões macro segregadas em JSD 8630M / INCONEL 625.

Figura 16 - Distribuição da microestrutura em torno da linha de fusão do aço AISI 8630M com o metal de adição Inconel 625.



Fonte: SILVA, 2018.

Considerando um sentido MB/MS, classificam-se as zonas de macrosegregação presentes nas ZPDs (BEAUGRAND, SMITH e GITTOS, 2009):

- Zona 1 – região do MB não afetado pela soldagem, constituído de matriz ferrítica com frações de inclusões e carbonetos, região não ilustrada na Figura 16;
- Zona Δ – constituída basicamente de ferrita, trata-se de uma região estreita e descarbonetada situada na ZTAGG do metal de base;
- Zona M – pertencente a ZPD, próxima à LF, corresponde a uma zona descontínua (DODGE *et al.*, 2014), rica em ferro com microestrutura martensítica (TCC) em ripas (OLIVEIRA, 2013);
- Zona Φ – com matriz microestrutural do MS (CFC) e dimensões da ordem de dezenas de microns, trata-se de uma zona contínua na interface da junta (DODGE *et al.*, 2014), supersaturada de carbono em solução sólida e aspecto de solidificação planar. Também constitui a ZPD;

- Zona II – composta por uma matriz austenítica (CFC) com pontos dendríticos associados a elementos de liga com alto número atômico. Localizada na ZPD, com até centenas de microns, ela se estende em uma faixa maior do metal de solda;
- Zona 6 – região distante da interface, a qual apresenta MS com baixo percentual de elementos de liga do MB. Esta zona, não ilustrada na Figura 16, possui estrutura austenítica (CFC).

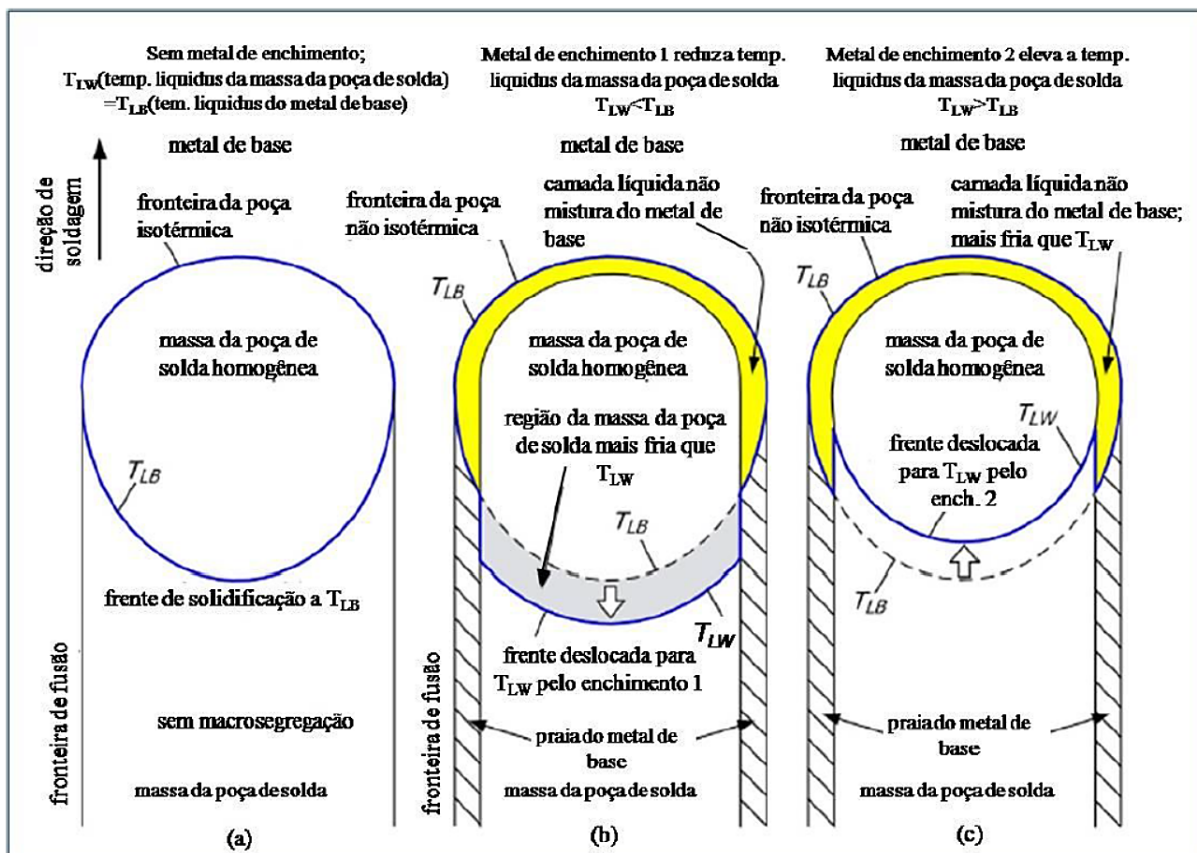
Também comumente empregada, nomenclatura baseada em formas geométricas, para região das ZPDs, estabelecem os termos: “praias”, “penínsulas”, “ilhas” e “baías” (DOODY, 1992). Estes contornos apresentam características governadas pelas condições de soldagem, cujos parâmetros são difíceis de serem controlados com precisão e não possuem evidências de relação entre a estruturação dessas zonas e condições de TTPS aplicado (DODGE *et al.*, 2014).

Conforme Fenske *et al.* (2012), em juntas soldadas dissimilares, entre aços ASTM A182 F22 ou AISI 8630M e Inconel 625, ao longo da interface dissimilar, as zonas Φ e II apresentam-se contínuas.

Diversos pesquisadores ao investigar o fenômeno da macrosegregação em soldas dissimilares contribuíram significativamente para compreensão dos mecanismos de macrosegregação em JSD (DOODY, 1992; YANG; KOU, 2007a; KOU; YANG, 2007; SOYSAL *et al.*, 2016). A partir de possíveis mecanismos de macrosegregações: fluxo de fluido e grau de mistura, difusão de líquido e sólido, convecção, mecanismos de solidificação, bem como uma variedade de combinações, três situações para a frente solidificação propostas por Soysal *et al.* (2016) são ilustradas na Figura 17.

Considerando as temperaturas *liquidus* da massa da poça de fusão dos MB e MS respectivamente T_{LB} e T_{LW} , a Figura 17 considera três condições possíveis de frente de solidificação na soldagem de metais dissimilares. A Figura 17(a) ilustra o caso de soldagem sem metal de enchimento, no qual a fronteira da poça de fusão é uma isotérmica em T_{LB} , inclusive frente de solidificação (superfusão desprezível). Apesar de uma composição resultante do MS macroscopicamente uniforme, nesse caso ainda ocorrerá microsegregação.

Figura 17 - Frente de solidificação na soldagem de metais dissimilares.



Fonte: SILVA, 2018.

Notas: (a) em T_{LB} . (b) recuo do enchimento dissimilar, $T_{LW} < T_{LB}$; (c) avanço do enchimento dissimilar, $T_{LW} > T_{LB}$. O metal de enchimento muda a composição e consequentemente a temperatura *liquidus* da massa do metal de solda. A fronteira da poça de fusão (linha azul) não é isotérmica com enchimento dissimilar.

Ao considerar a aplicação de metal de enchimento dissimilar (Figura 17(b)), existirá uma variação de composição da massa da poça de fusão, por conseguinte a alteração da composição da massa do metal de adição, de modo que a T_{LW} não seja mais T_{LB} , e sim uma condição de $T_{LW} < T_{LB}$. Sabendo que, uma isotérmica de temperatura mais baixa, conforme o fluxo térmico no processo de soldagem, localiza-se mais afastada da fonte de calor em cotejo a outra de maior temperatura. Sendo assim, a frente de solidificação sofrerá um recuo em relação a T_{LB} . Logo, a fronteira da poça de fusão já não é isotérmica na T_{LB} (KOU; YANG, 2007; SOYSAL *et al.*, 2016; YANG; KOU, 2007a).

Por efeito da diminuição do fluxo de fluido próximo à fronteira da poça de fusão, pode surgir, ao longo da fronteira, uma camada de MB líquido não misturado (em amarelo), ou seja, uma fração de MB fundido não diluído na massa da poça de fusão. Em consequência, a camada de metal de base não diluída solidifica-se formando uma zona denominada praia. Assim, o MS resultante apresentará uma composição não uniforme. A região a frente de

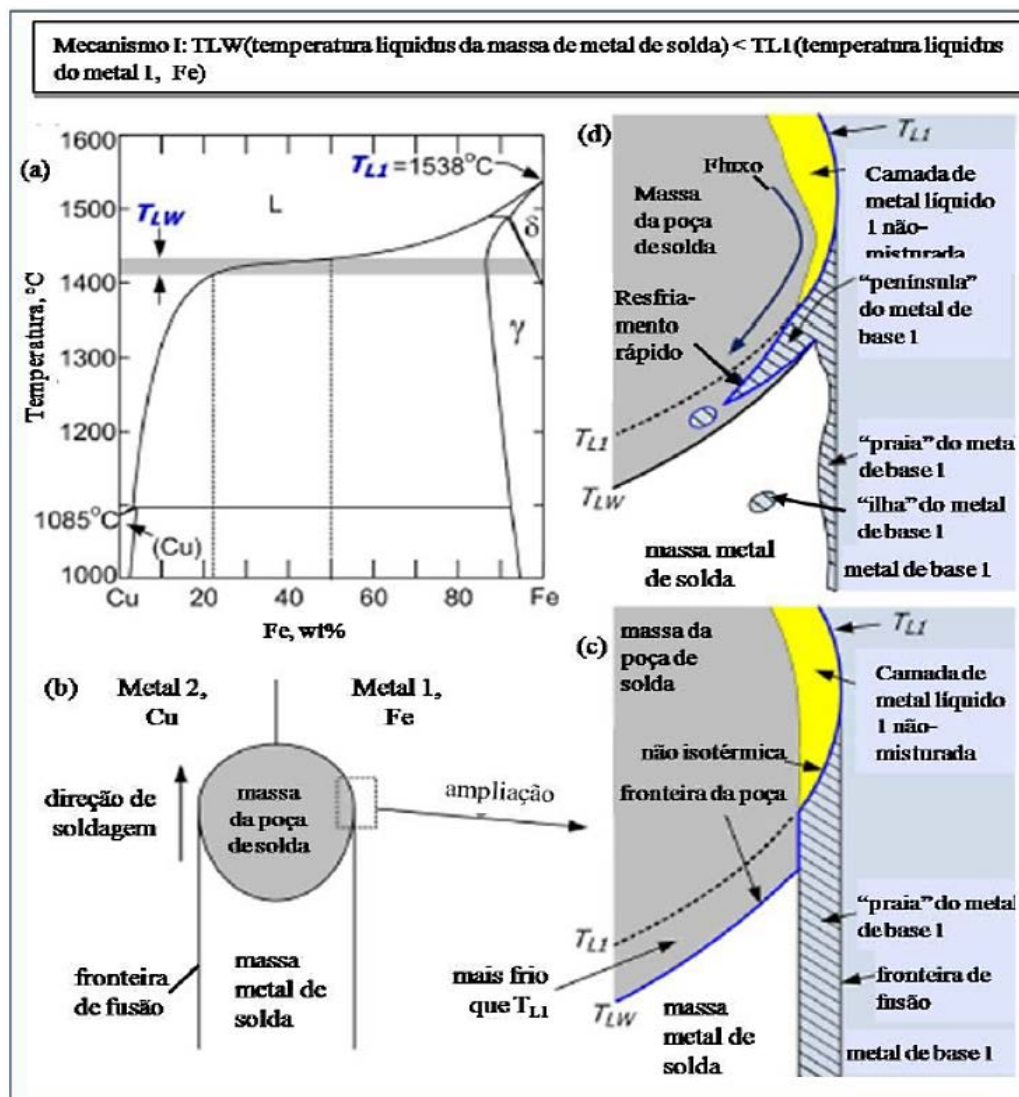
solidificação possui temperatura inferior a T_{LB} , isto é, uma temperatura menor que a necessária para o início do processo de solidificação do metal de base líquido. Tal circunstância, por meio da convecção, o MB fundido não diluído pode ser remetido para o interior da parcela mais fria da poça de fusão, próximo à frente de solidificação, e então solidificar-se rapidamente constituindo uma península ou ilha com microestrutura do MB, impossibilitando a amálgama na poça de fusão circundante (YANG; KOU, 2007a; KOU; YANG, 2007; SOYSAL *et al.*, 2016).

Para a condição de temperatura *liquidus* MS superior a temperatura *liquidus* MB ($T_{LW} > T_{LB}$), representado na Figura 17(c), o metal de enchimento altera a composição da massa da poça de fusão, logo modifica a composição do MS (YANG, KOU, 2007a; KOU, YANG, 2007; SOYSAL *et al.*, 2016). Neste caso, a frente de solidificação avança da frente T_{LB} para T_{LW} . Como na condição anterior, uma porção de MB fundido não misturado sofre solidificação e forma uma região conhecida como praia. Esse segregado encontra-se a uma temperatura menor que o gatilho térmico de solidificação da massa da poça de fusão, inferior a T_{LW} . Em decorrência dos mecanismos convectivos, uma porção da poça de fusão é direcionada para a região mais fria, a qual possibilita a uma rápida solidificação, antes de misturar-se com o metal de base líquido. Em seguida, o MB líquido contido na camada líquida, de forma irregular, solidifica-se demarcando uma região de praia. Esse fenômeno pode, em parte, elucidar a segregação irregular de MB não diluído.

A fim de melhor entender a o mecanismo $T_{LW} < T_{LB}$ proposto por Soysal *et al.* (2016) relacionado à macrosegregação em uniões de metais dissimilares, a Figura 18 apresenta o mecanismo macrosegregacionais a partir de uma liga binária Cu e Fe.

A partir do diagrama de fase binário Cu-Fe mostrado na Figura 18(a), e considerando como base a temperatura *liquidus* do metal de solda T_{LW} em relação à temperatura *liquidus* do metal1 T_{L1} , uma vista do esboço da poça de fusão é mostrada na Figura 18(b). Vale ressaltar que, em virtude de variação de composição em poça de fusão de MB, a fronteira da poça não é isotérmica à T_{LB} .

Figura 18 - Mecanismo I para macrosegregação em soldagem de metal dissimilar para a condição $T_{LW} < T_{L1}$.



Fonte: SILVA, 2018.

Notas: (a) diagrama de fases de Cu-Fe; (b) vista de plano do conjunto de solda e vizinhança; (c) formação de praia; (D) formação da península e ilha, bem como praia.

Na frente de solidificação da poça de fusão, ilustrada na Figura 18(c), possui temperatura T_{LW} enquanto a porção líquida de metal 1 não misturada está a T_{L1} . Se esta camada não é perturbada por convecção, pode começar a solidificar em T_{L1} , formando uma praia do MB1. A isotérmica situa-se mais afastada da fonte de calor, uma vez que $T_{LW} < T_{L1}$, logo, a frente de solidificação é recuada a partir de T_{L1} . Destaca-se também, a poça de fusão na dianteira da frente de solidificação mais fria do que T_{L1} , isto é, com temperatura inferior a condição de início de solidificação do metal 1 líquido. Representado na Figura 18(d), a massa da poça de fusão é transportada para trás a partir da camada de metal 1 fundido não

diluído (fluxo), região mais fria iminente à frente de solidificação, possibilitando uma rápida solidificação antes de uma significativa mistura com o líquido circundante. Quando em contato, o gradiente térmico entre os líquidos provoca uma acentuada transferência de calor, suficiente para o resfriamento imediato do metal líquido. O efeito de tal episódio é a formação de penínsulas ou ilhas de metal 1 (KOU; YANG, 2007; SOYSAL *et al.*, 2016; YANG; KOU, 2007a).

Soysal *et al.* (2016) afirmam que para a formação de penínsulas é necessária uma componente na direção oposta à direção de soldagem, de tal forma que possibilite o transporte do metal líquido para a região mais fria da poça de solda iminente à frente de solidificação, entretanto não há uma exigência quanto a um fluxo de fluido exatamente horizontal. Para um fluxo de metal de base líquido na mesma direção de soldagem, poça de fusão adentro, ocorre um superaquecimento do metal líquido, de modo a impedir sua rápida solidificação. Neste caso, não há formação de penínsulas a partir de metal não diluído, logo podem não ser observadas em seções transversais ao longo da solda (KOU; YANG, 2007; SOYSAL *et al.*, 2016; YANG; KOU, 2007a).

Penínsulas, no geral, orientam-se paralelamente à fronteira de fusão em virtude dos fluxos convectivos, os quais conduzem o metal líquido para região mais fria da poça de fusão. Para a condição $T_{LW} < T_{LB}$, quanto maior a diferença de temperatura *liquidus* entre MS e MB, maior será a região fria iminente à frente de solidificação. Tal condição proporciona uma maior região de solidificação do metal líquido não diluído contido no MS líquido (DODGE, 2014; YANG; KOU, 2007a; YANG; KOU, 2007b).

Entre várias causas de falha em tubulação *offshore*, corrosão, fragilização por hidrogênio, operação de soldagem inadequada que favorecem defeitos, trincas de soldagem e tensões residuais são as principais, juntamente com a suavização inadequada da superfície da solda (SHARMA; MAHESHWARI, 2017).

2.1.1.4 TTPS em Juntas Soldada Dissimilares ARBL/Liga 625

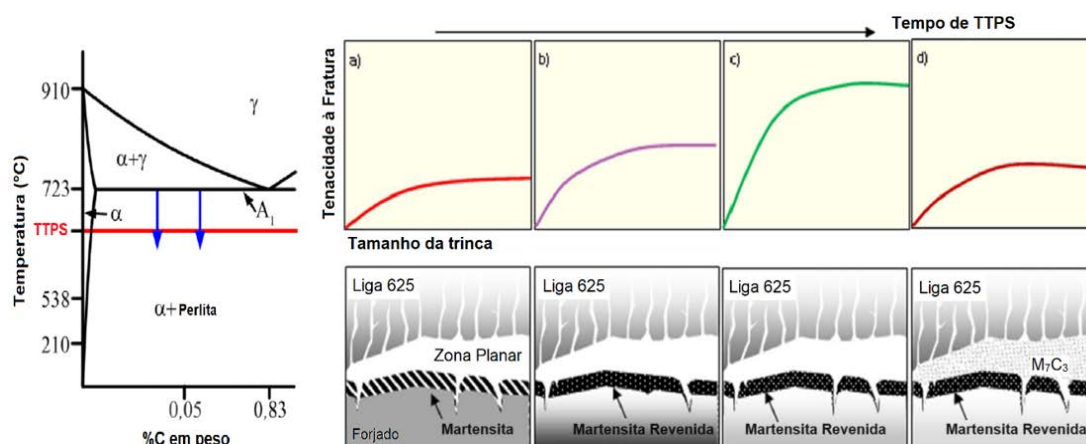
A operação de soldagem impõe aos materiais altas taxas de aquecimento e, sobretudo, resfriamento. Como principal resultado desses abruptos ciclos térmicos, altas magnitudes de tensões residuais podem ser desenvolvidas, e assim, uma consequente redução do nível de integridade estrutural do material.

Com vistas de minorar os efeitos deletérios relacionados as TR, aplica-se um TTPS (tratamento térmico pós soldagem) ou TTAT (também conhecido como tratamento térmico

de alívio de tensões). O TTPS corresponde a um ciclo térmico no qual submete-se o material com cargas de TR à altas temperaturas, porém abaixo da temperatura crítica A_{C1} – temperatura de transição CFC-CCC no diagrama de fases (Figura 19), de modo que a sua permanência em dada condição térmica favoreça transformações microestruturais que resultem na melhoria das propriedades de ductilidade e tenacidade de aços endurecidos ou martensíticos, em virtude da estabilização da estrutura CCC (CHIAVERINI, 2002; FENSKE, 2010).

As microestruturas desenvolvidas, dentro de uma junta dissimilar típica (padrão do setor), entre um forjado ASTM F22/ Liga 625, por exemplo, são discutidos na seção anterior 2.1.1.3. A aplicação de um TTPS nessas juntas típicas favorece o beneficiamento de suas propriedades, todavia, pode, também, prover efeitos negativos a JSD (DAI, 2018). Assim, Dodge (2014) propõe, durante o TTPS, vários mecanismos diferentes: 1) revenido da martensita 2) alívio das tensões residuais 3) formação de fases (carbeto M_7C_3 ¹) na região de interface que podem intensificar a fragilização por hidrogênio e 4) descarbonetação da ZTA do componente forjado (MB). Este último sugere que tempos demasiados de TTPS podem causar redução de resistência e tenacidade, visto que se verifica uma depletação de carbono na ZTA. Um resumo das mudanças microestruturais, à medida que o tempo de TTPS aumenta, e seu impacto correlativo no desempenho mecânico é ilustrado esquematicamente na Figura 19.

Figura 19 – Relação do tempo de TTPS, formação de fase e tenacidade à fratura.



Fonte: DODGE, 2014 (Modificada); FENSKE, 2010 (Modificada).

¹ M_7C_3 – Carboneto, precipitação intragranular onde M representa dispersão aleatória de Fe, Cr, Ni.

Na condição de soldado, na Figura 19(a), a junta apresenta a menor resistência à fragilização por hidrogênio devido às estruturas não revenidas, principalmente à martensita. Na Figura 19(b) e (c), o revenimento recupera ductilidade na ZTA, aprimora a resistência à fragilização por hidrogênio e resulta na difusão de carbono para dentro do metal de solda austenítico. O demasiado TTPS reduz o desempenho mecânico, Figura 19(d), está associado a mais difusão de carbono e à nucleação e crescimento de M_7C_3 na zona planar.

Durante o TTPS, o carbono migra do aço ferrítico para o metal de solda austenítico, causando endurecimento pela formação de martensita, precipitação de carbonetos e supersaturação de carbono (DODGE, 2014; KVAALE; RORVIK, 2004; OLDEN, 2003; GITTO, 2008).

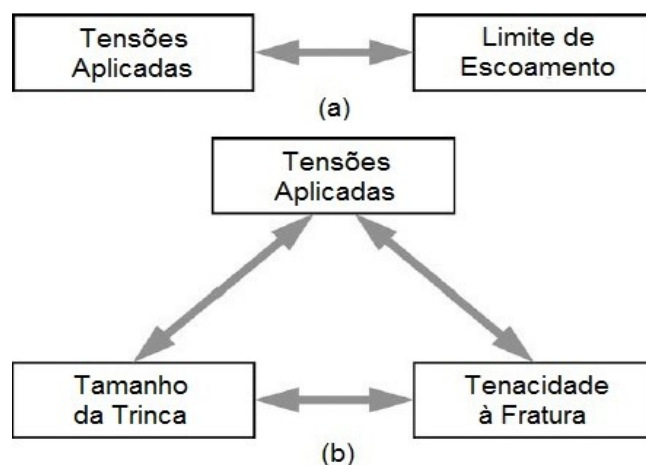
2.2 Mecânica da Fratura

Ao longo do tempo, novas aplicações criaram situações, nas quais a mecânica clássica não se mostrou suficiente na realização de projetos seguros. Materiais que outrora eram classificados como dúcteis, apresentaram fraturas de caráter frágil. Tais fenômenos ocorreram em função da combinação de variáveis que outrora não acontecera, são algumas delas: tensões trativas (triaxialidade), cargas de hidrogênio, transição dúctil-frágil, altos níveis pressões, formas geométricas etc. Uma vez alinhadas algumas dessas variáveis, subitamente, a fratura era estabelecida.

Assim a mecânica da fratura passou a ser desenvolvida, tendo como principal premissa a presença de falhas (vazios, intrusões, substitucionais etc.) nos materiais de engenharia. Essa ciência busca em seu cerne quantificar as combinações das variáveis: tensão, tamanho da trinca e tenacidade (ARANA; GONZÁLEZ, 2002; ANDERSON, 2005), ilustradas na Figura 20, a fim de evitar uma combinação crítica desses parâmetros, por meio de leis e normas de relacionamento entre eles.

A região estudada pela mecânica da fratura trata-se de uma localidade crítica caracterizada por possuir uma distribuição triaxial de tensão bem elevada, denominada ponta da trinca. O comportamento dessa região determinará qual metodologia será utilizada durante a análise: Mecânica da Fratura Linear Elástica (MFLE) e Mecânica da Fratura Elasto Plástica (MFEP).

Figura 20 - Comparativo: (a) Abordagem Clássica e (b) Abordagem da Mecânica da Fratura e a interdependência de seus parâmetros.



ANDERSON, 2005 (Modificada).

2.2.1 Mecânica da Fratura Linear Elástica

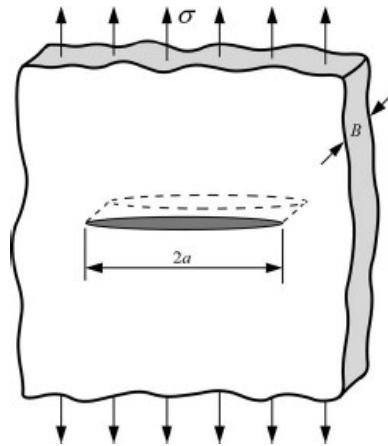
Os registros iniciais sobre mecânica da fratura ocorreram na época da Primeira Guerra Mundial. Assim, na busca por explicar o mecanismo de falha de materiais frágeis, a partir dos estudos de Inglis (1913), Griffith (1921) propôs uma teoria para explicar o comportamento real dos materiais à presença de trinca, que será discutido mais adiante.

A MFLE aborda materiais de comportamento elástico linear, ou que apresentem deformações plástica desprezíveis denominadas escoamento de pequena monta (SSY - *Small Scale Yielding*). Inicialmente, Griffith (1921) sugeriu que a redução da resistência à fratura está relacionada com a quantidade de falhas microscópicas (vazios, interstícios, etc.), concentradores de tensões presentes no material, onde foi observado a seguinte relação:

$$\sigma_f \sqrt{a} \approx C \quad (3)$$

Onde o produto da tensão de fratura do material (σ_f) pela raiz quadrada do comprimento da trinca (a) tem um comportamento quase constante. A partir de uma abordagem termodinâmica, Griffith criou um modelo para explicar a formação da trinca. Segundo o autor, o processo de formação ou propagação da trinca causa decréscimo da energia total do sistema devido a criação de novas superfícies. Em seu trabalho, Griffith utilizou uma placa infinita com uma trinca passante em sua estrutura, ilustrada na Figura 21 a seguir.

Figura 21 - Placa plana com furo elíptico de espessura B.



ANDERSON, 2005.

Sendo assim, para o crescimento da trinca, a energia potencial disponível na placa deve superar a energia de superfície do material. Logo, a tensão de fratura do material:

$$\sigma_f = \left(\frac{2E\gamma_s}{\pi a} \right)^{\frac{1}{2}} \quad (4)$$

Onde γ_s é a energia superficial do material, E é o módulo de elasticidade. Através da Eq. (3) tem-se a seguinte relação:

$$C = \sigma_f \sqrt{a} = \left(\frac{2E\gamma_s}{\pi} \right)^{\frac{1}{2}} \quad (5)$$

Mais tarde, Irwin (1957) desenvolveu um modelo energético para explicar o fenômeno da fratura, tal proposta fora equivalente ao modelo proposto por Griffith, porém mais apropriado para resolução de problemas referentes a engenharia. Irwin determinou um parâmetro para quantificar a energia disponível para o crescimento da trinca, denominado taxa de liberação de energia, G , dado pela Eq. (6) a seguir.

$$G = - \frac{d\Pi}{dA} \quad (6)$$

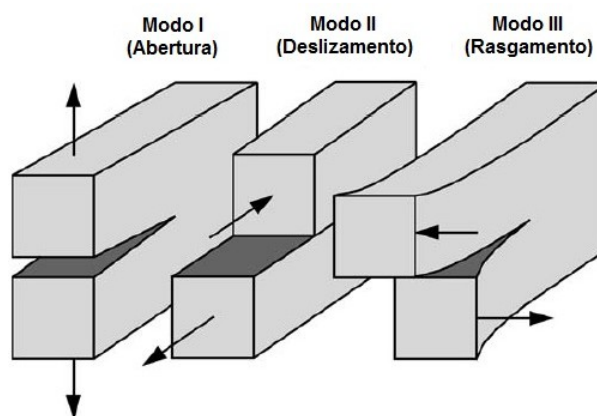
Onde Π corresponde a energia potencial fornecida pela energia de deformação interna e forças externas e A a área superficial. A terminologia taxa está relacionada a variação de

energia potencial na área da trinca. O parâmetro G , também é conhecido como força motriz da trinca, é obtido através da derivada de um potencial energético.

Fator de Intensidade de Tensão

Existem três modos básicos de carregamento que podem provocar a abertura de uma trinca (IRWIN, 1957). Apresentados na Figura 22, os modos são:

Figura 22 - Modos de abertura de trinca.



ANDERSON, 2005.

Modo I – denominado abertura, refere-se a um carregamento trativo perpendicular ao plano da trinca, provocando a separação das faces da trinca.

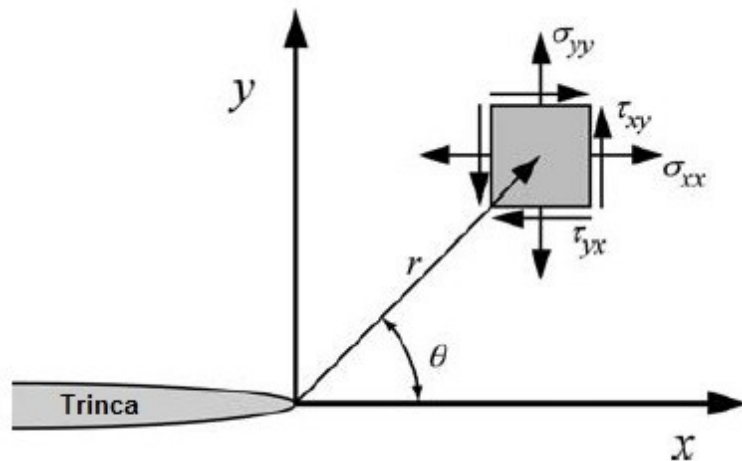
Modo II – o modo de deslizamento caracteriza-se por um carregamento realizado perpendicularmente à frente de propagação da trinca, de forma a induzir o deslizamento das superfícies da trinca entre si, paralelo ao plano da trinca e perpendicular à frente de propagação da trinca.

Modo III – trata-se de um deslocamento das superfícies da trinca entre si, paralelo ao plano da trinca e a frente de propagação da trinca gerado por um carregamento também paralelo à frente da trinca. Também é conhecido como rasgamento,

Qualquer que seja a forma de abertura da trinca, esta decorrerá dos modos citados ou de uma combinação deles, ou seja, um modo misto. Todavia, o modo I é o mais importante (BROEK, 1982) e perigoso, pois pode provocar uma ruptura por clivagem, isto é, uma ruptura frágil do material que necessita de baixa quantidade de energia para o processo de fratura.

Baseado na solução de Westergaard (1939), Irwin (1957) formulou uma solução aproximada para a tensão na vizinhança da trinca. A Figura 23 mostra o esquema de relações dos parâmetros para o calcular a tensão na região próxima a trinca.

Figura 23 - Tensões na vizinhança da ponta da trinca.



ANDERSON, 2005.

A equação (7) apresenta a tensão na região próxima trinca:

$$\sigma_{ij} = \left(\frac{k}{\sqrt{r}}\right) f_{ij}(\theta) + \sum_{n=0}^{\infty} A_n r^{\frac{n}{2}} g_{ij}^{(n)}(\theta) \quad (7)$$

Onde σ_{ij} é o tensor tensão, k é uma constante, r e θ estão definidos na Figura 23, f_{ij} = função adimensional de θ no coeficiente líder, A_n = amplitude para os termos de ordem superior e g_{ij} = função adimensional de θ para os n -ésimos termos.

Observa-se que o modelo apresenta uma singularidade devido à proporcionalidade existente de $1/\sqrt{r}$ no termo de maior ordem. Desta forma, o termo se aproxima do infinito à medida que $r \rightarrow 0$, mas os outros termos permanecem finitos ou se aproximam de zero. Assim, a tensão perto da ponta da trinca varia com $1/\sqrt{r}$, independentemente da configuração do corpo trincado. Nas regiões mais próximas à ponta da trinca são geradas altas tensões, como consequência, deformações plásticas são desenvolvidas e assim uma solução linear elástica não é mais suficiente. Todavia, se a zona plástica apresenta dimensões de ordem inferior às dimensões da trinca e espessura do componente, a equação (7) ainda pode ser aplicada para a análise de fratura do material. Para uma placa infinita com trinca passante, considerando o modo I, tem-se as seguintes equações para σ_x , σ_y e τ_{xy} :

$$\sigma_x = \frac{K_I}{2\pi r} \cos\left(\frac{\theta}{2}\right) \left[1 - \operatorname{sen}\left(\frac{\theta}{2}\right) \operatorname{sen}\left(\frac{3\theta}{2}\right)\right] + \dots \quad (8)$$

$$\sigma_y = \frac{K_I}{2\pi r} \cos\left(\frac{\theta}{2}\right) \left[1 + \operatorname{sen}\left(\frac{\theta}{2}\right) \operatorname{sen}\left(\frac{3\theta}{2}\right)\right] + \dots \quad (9)$$

$$\sigma_z = \frac{K_I}{2\pi r} \cos\left(\frac{\theta}{2}\right) \operatorname{sen}\left(\frac{\theta}{2}\right) \operatorname{sen}\left(\frac{3\theta}{2}\right) + \dots \quad (10)$$

Onde σ_z é zero considerando o Estado Plano de Tensões, $\sigma_z = \nu(\sigma_x + \sigma_y)$ para o Estado Plano de Deformações e $\tau_{yz} = \tau_{zy} = 0$.

O parâmetro K é denominado de fator de intensidade de tensão podendo aparecer com subscritos representando os modos I, II, III na forma K_I , K_{II} e K_{III} , respectivamente. Vale ressaltar que, quando o valor de K atinge um nível crítico, inicia-se o crescimento instável da trinca mesmo na situação de tensão remota constante. Quando isso ocorre, o parâmetro K passa a representar uma propriedade do material conhecida como tenacidade à fratura. Os fatores de intensidade de tensão críticos para corpos em estado plano de tensão e em estado plano de deformação são especificados por K_{IC} e K_{Ic} , respectivamente. Para uma placa de tamanho infinito com o modo de carregamento I, o fator de intensidade de tensão é dado por:

$$K_I = \sigma\sqrt{\pi a} \quad (11)$$

A eq. (11) calcula a severidade da trinca presente no material e sua unidade no S.I. é $MPa\sqrt{m}$. O subscrito I do fator de intensidade de tensão K_I é em referência ao modo I de abertura da trinca. Para os demais modos também existe uma expressão relacionada ao fator de intensidade de tensão.

Quando a severidade presente no material atingir um valor crítico, $K_I = K_{IC}^2$, ocorrerá a fissura do material. O parâmetro K_{IC} é uma propriedade de resistência do material independentemente do tamanho, e K_I é a força motriz da trinca (ANDERSON, 2005). Logo existem dois critérios para a força motriz da trinca, conforme as equações G e K_I . Portanto,

² O índice i representa os modos de abertura de trinca: I, II e III.

ao comparar esses critérios tem-se a equação (12) que descreve a relação entre os parâmetros de força motriz na mecânica da fratura linear elástica:

$$G = \frac{K_I^2}{E} \quad (12)$$

Tal relação também pode ser aplicada para respectivas propriedades G_c e K_{Ic} .

2.2.2 Mecânica da Fratura Elasto Plástica

A eficácia da abordagem elástica linear é confirmada apenas quando as deformações não-lineares do material está confinado em uma pequena região circundante à ponta da trinca (ANDERSON, 2005). Logo, a MFLE deve ser utilizada quando a zona plástica é pequena quando comparada com o tamanho da trinca, o que ocorre com materiais onde a fratura ocorre devido a uma tensão significativamente inferior à tensão limite de escoamento do material e sob condições Estado Plano de Deformações (BROEK, 1982). Desta forma, a análise de materiais que apresentam significativa deformação plástica, grande maioria dos materiais de engenharia, demandava uma nova abordagem, a qual foi denominada Mecânica da Fratura Elasto Plástica (MFEP). Assim, para grandes deformações plásticas, a abordagem elasto plástica prevalecerá, podendo ser empregada duas técnicas para a determinação da tenacidade do material: CTOD e Integral J. Apesar de independentes, tais técnicas possuem uma relação de paralelismo e unicidade, logo seus resultados devem ser análogos.

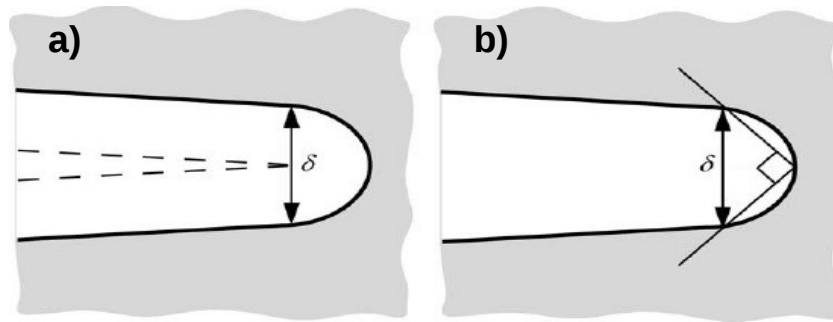
2.2.2.1 CTOD (Crack Tip Displacement Opening)

O CTOD é uma abordagem elasto plástica que apresenta enfoques teóricos, a partir de modelos matemático, assim como enfoque geométricos, baseados em observações experimentais.

a) Abordagens Geométricas

Conforme exposto, há abordagens alternativas para avaliação do CTOD. Este tópico tratará de duas das abordagens mais usuais na mecânica da fratura, as quais podem ser depreendidas a partir da Figura 24.

Figura 24 - Abordagens alternativas de CTOD.



ANDERSON, 2005.

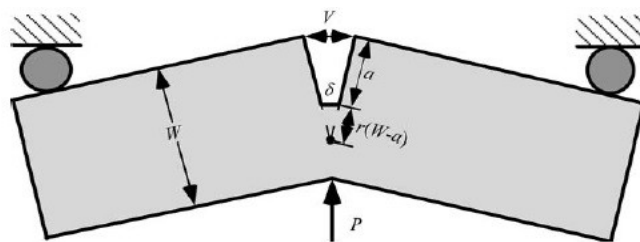
A Figura 24(a) corresponde ao evidente deslocamento na ponta da trinca, já a outra (Figura 24(b)) está associada à intersecção das arestas da trinca como um ângulo de 90° com origem no vértice da trinca. A última, empregada com frequência em análises numéricas para o cálculo do CTOD através do Método de Elementos Finitos (MEF), sugerida por Rice (1968) e denominada CTOD 90°. Uma relação de equivalência pode ser estabelecida caso o embotamento da trinca seja semicircular (ANDERSON, 2005).

Muitas investidas foram realizadas com intuito de detectar o deslocamento da ponta da trinca, porém esses métodos não apresentavam uma boa precisão. Atualmente, o cálculo de CTOD é baseado na semelhança de triângulos, onde através da abertura da boca da trinca estima-se o valor de CTOD. Para isto, considera-se que as metades da amostra, com altura W e tamanho de trinca a , sejam rígidas e rotacionam em torno de um ponto de articulação, de acordo com a Figura 25. Esse método é conhecido como método da rótula plástica (ALMEIDA; 2014; DONATO, 2008; ANDERSON, 2005), de acordo com a Figura 25, sendo expresso por:

$$\frac{\delta}{r(W-a)} = \frac{V}{r(W-a)+a} \Rightarrow \delta = \frac{r(W-a)V}{r(W-a)+a} \quad (13)$$

onde V é o deslocamento da boca da trinca, $(W - a)$ é o ligamento remanescente e r é o fator rotacional, constante adimensional entre 0 e 1.

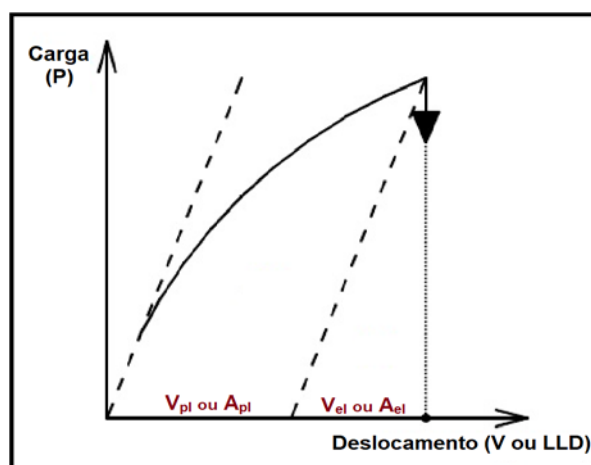
Figura 25 - Grandezas geométricas relacionadas ao ensaio de Mecânica da Fratura via CTOD utilizando-se espécime tipo SE (B).



ANDERSON, 2005.

Nada obstante à prática corrente de determinação do CTOD, tal metodologia dispõe de certa imprecisão quando são analisados deslocamentos essencialmente elásticos. Desta forma, procedimentos padronizados de ensaio CTOD (ASTM E 1820, 1996; BS 7448, 1997) dividem o deslocamento em duas componentes, uma elástica e outra plástica.

Figura 26 - Distinção entre frações plástica e elástica da energia absorvida durante ensaio de mecânica da fratura em corpo de prova SE (B) em flexão de três pontos.



Fonte: DONATO, 2008 (Modificada).

A Figura 26 ilustra uma curva de formato semelhante a uma curva tensão- deformação, com segmento linear seguido de outro não linear motivado pelo desenvolvimento da deformação plástica, porém, trata-se de um gráfico carga (P) versus CMOD³ - *Crack Mouth Opening Displacement* (V) ou carga (P) versus LLD⁴ (Δ) - *Load Line Displacement* (DONATO, 2008), traçado durante ensaio de mecânica da fratura em corpo de prova SE(B) em flexão de três pontos, relacionados a testes experimentais de CTOD e Integral J,

³ CMOD - Deslocamento da abertura da boca da trinca.

⁴ LLD - Deslocamento do ponto de aplicação da carga.

respectivamente. A área sob a curva de carregamento é dividida em duas parcelas referentes ao ciclo elástico e plástico, essas equivalem à energia absorvida pelo material em cada ciclo (SUMPTER; TURNER, 1976 apud DONATO, 2008). Utilizando esse método geométrico o CTOD será dado pela seguinte equação:

$$\delta = \delta_{el} + \delta_{pl} = \frac{K_I^2}{m\sigma_{ys}E} + \frac{r_p(W-a)V_p}{r_p(W-a)+a} \quad (14)$$

O fator de intensidade de tensão elástica é calculado inserindo as dimensões do espécime e os valores de cargas do ensaio na expressão adequada a cada tipo de corpo de prova. Essas expressões são fornecidas pelas normas citadas acima. O fator de rotação plástica r_p é de aproximadamente 0,44 para materiais típicos e amostras de teste (ANDERSON, 2005).

2.2.3 Relação entre J e CTOD

Historicamente a Integral J surgiu após o CTOD, como uma alternativa para estudar o fenômeno da fratura quando precedido de significativa deformação plástica. Alguns autores relataram como contabilizar problemas que envolvem grandes zonas de plastificação (WELLS, 1961; COTTRELL, 1961). O trabalho de Rice (1968) é um axioma da mecânica da fratura, sendo ele um mais dois mais citados na literatura, ilustrando uma fundamental contribuição para a ciência. Rice abriu caminho para estender a aplicação da mecânica da fratura além dos limites da MFLE (ANDERSON, 2005).

Inicialmente Rice propôs a Integral J como uma solução substituta da taxa de liberação de energia G (ARANA; GONZÁLEZ, 2002). Hutchinson (1968), Rice e Rosengren (1968) mostraram que tensões e deformações na ponta da trinca, exclusivamente, são caracterizadas por J em materiais não-lineares. Por consequência, além de um parâmetro de energia, a Integral J pode ser vista como um parâmetro de intensidade de tensão. Essa técnica por se tratar da quantificação de energia relacionada a propagação da trinca, medindo a intensidade de trabalho mecânico em uma área específica, pode ser relacionada ao parâmetro de densidade de energia G (MANDAI, 2010). Logo para um material linear elástico, tem-se a Integral J:

$$J = -\frac{\partial U_{el}}{\partial a} = G \quad (15)$$

Por consequência, pode-se relacionar a Integral J também com o fator de intensidade K, portanto para Estado Plano de Tensão (EPT) e Estado Plano de Deformação (EPD), respectivamente:

$$J = \frac{K_I^2}{E} \quad (16)$$

$$J = \frac{(1-\nu^2)K_I^2}{E} \quad (17)$$

Essa técnica é largamente utilizada nos cálculos de elementos finitos, para então obter o fator de intensidade de tensão, como também em alguns casos analíticos específicos.

Diante ao exposto, de maneira análoga ao CTOD também se fez conveniente dividir a Integral J em componentes elástica e plástica. Esse método de separação das parcelas da Integral J é preconizado pelas normas ASTM E 1820 (1996), BS 7448 (1991) e outras (DONATO, 2008):

$$J = J_{el} + J_{pl} = \frac{\eta_{el}A_{el}}{Bb} + \frac{\eta_{pl}A_{pl}}{Bb} \quad (18)$$

onde η é o fator função de $\left(\frac{a}{W}\right)$, independente das propriedades do material, b é o ligamento remanescente ($W - a$) e A é a área sob a curva da Figura 26.

Pela relação já mencionada com a taxa de liberação de energia (equações (17) e (18)), a componente elástica pode ser calculada através do fator de intensidade K (ZHU; JOYCE, 2012):

$$J = \frac{K_I^2}{E'} + \frac{\eta_{pl}A_{pl}}{Bb} \quad (19)$$

$$\text{Para } E' = \frac{E}{(1-\nu^2)}.$$

Os conceitos de Integral J e CTOD foram desenvolvidos de forma independente, todavia, mais tarde houveram tentativas de relacioná-los. Através da associação entre as equações (14), (15) e (16) obtém-se a seguinte relação:

$$\delta = \frac{J}{m\sigma_{ys}} \quad (20)$$

Segundo Shih (1981), baseado na singularidade Hutchinson-Rice-Rosengren (HRR) na região da ponta da trinca e ao utilizar também análises por elementos finitos para verificar a precisão da relação, existe uma relação única d_n capaz de associar a integral J e o CTOD (δ) para um dado material. Sendo assim, essa relação tem a seguinte forma:

$$d_n = \frac{\delta\sigma_{ys}}{J} \Rightarrow \delta = d_n \frac{J}{\sigma_{ys}} \quad (21)$$

O coeficiente d_n que relaciona J a δ , é dependente das propriedades de deformação do material (plasticidade e encruamento) e é independente da configuração da trinca em condições de escoamento em pequena escala.

Os dois parâmetros são igualmente válidos para a caracterização de trincas em materiais elásto plásticos, o que demonstra o paralelismo e a unicidade entre eles. Logo, a tenacidade à fratura de um material pode ser quantificada por um valor crítico de J ou CTOD (ANDERSON, 2005).

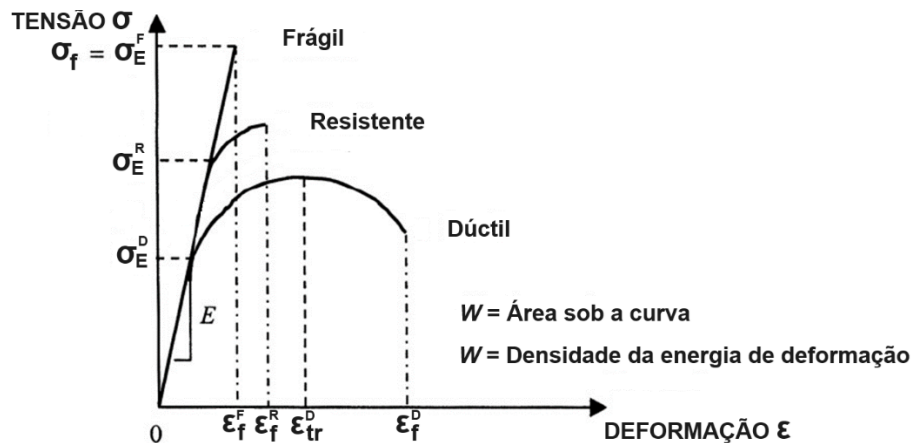
2.2.4 Tenacidade e Tenacidade à Fratura

O termo "tenacidade" refere-se a uma característica de resistência à fratura, sendo fundamentalmente baseado no conceito de absorção de energia. Dessa forma, define-se como a capacidade do material de absorver energia antes e durante todo o processo de fratura (HERTZBERG, 1996; CALLISTER, 2019).

Ao considerar uma barra sem entalhe em tração, a energia de fratura pode ser estimada a partir da área sob a curva tensão-deformação na Figura 27. Para o comportamento elástico (até o ponto de escoamento), a tenacidade é a densidade de energia de deformação elástica, conhecida como resiliência, e é definida como:

$$energia/volume = \int_0^{\epsilon_f} \sigma d\epsilon \quad (22)$$

Figura 27 Curva Tensão x Deformação.



Fonte: PEREZ, 2004 (Modificada).

Se a quantidade de energia for elevada, o material é classificado como tenaz, indicando alta tenacidade à fratura. Em contrapartida, quando a energia é baixa, o material é considerado frágil. Portanto, a máxima tenacidade é alcançada por meio de uma combinação ideal de resistência e ductilidade. Ou seja, uma alta resistência ou uma ductilidade excepcional, por si só, não garantem uma alta absorção de energia de fratura. A unidade de medida da tenacidade é expressa em unidades de energia, Joules [J].

Em síntese, a comparação de limite de escoamento e a tenacidade expressas em termos da densidade de energia total de deformação, para materiais isentos de trincas, pode ser realizada mediante as desigualdades mostradas abaixo.

$$\sigma_E^{ductil} < \sigma_E^{resistente} < \sigma_E^{frágil} \quad (23)$$

$$U_{frágil} < U_{resistente} < U_{dúctil} \quad (24)$$

Esta analogia implica que o limite de escoamento diminui e a densidade de energia de deformação total aumenta com o aumento da resistência e a diminuição da deformação até a falha (PEREZ, 2004).

Branco (2011) definiu a tenacidade como a habilidade do material de absorver energia no domínio plástico até atingir a ruptura. Enfatizou, ainda, que essa característica desempenha um papel crucial em materiais utilizados em aplicações estruturais, conferindo maior resistência à fratura na presença de defeitos.

O surgimento da Mecânica da Fratura, discutida na seção anterior, introduziu uma nova perspectiva para a tenacidade, sendo então denominada de "tenacidade à fratura". Este termo

é definido como a resistência à propagação de uma trinca, isto é, a capacidade do material de absorver energia antes da propagação de uma trinca (ANDERSON, 2005; MEDINA, 2014).

Na ponta trinca há uma concentração de tensão muitas vezes maior que a tensão aplicada, logo, uma zona de material plasticamente deformado será desenvolvida na ponta da trinca, embutida em um meio elasticamente deformado. Sendo assim, mais energia é dissipada durante o escoamento plástico em relação à deformação elástica, tem-se que quando a zona plástica é pequena, logo antes da falha, o nível geral de tenacidade da amostra é baixo e o material é classificado como frágil. Por outro lado, em caso onde a plasticidade se estende para longe da ponta da trinca ao longo da amostra, a energia para propagação da trinca será alta, portanto, um material resistente.

Ao analisar a ponta da trinca, observa-se uma concentração de tensão frequentemente muito maior do que a tensão aplicada. Em decorrência disso, uma zona plástica deformada é desenvolvida na ponta da trinca, inserida em um meio elasticamente deformado. Nesse contexto, como a energia dissipada durante o escoamento plástico é significativamente maior em comparação com a deformação elástica, uma zona plástica pequena imediatamente antes da falha indica um nível baixo de tenacidade, sendo, então, o material classificado como frágil. Por outro lado, em situações em que a plasticidade se estende para longe da ponta da trinca ao longo da amostra, a energia necessária para a propagação da trinca será elevada, portanto, um material tenaz e resistente

Entretanto, mesmo com o avanço proporcionado pela Mecânica da Fratura, os métodos tradicionais de avaliação do desempenho mecânico de materiais e componentes continuam a ser utilizados na prática industrial. Essa realidade deve-se, em parte, à simplicidade de execução e ao baixo custo associados a esses métodos (BRANCO, 2011)

Posto isto, aclarada diferença entre a tenacidade e tenacidade à fratura, e inobstante a ausência de uma correlação quantitativa direta na literatura, tais grandezas mantêm uma sólida interdependência qualitativa. Ou seja, a análise do comportamento da tenacidade de um material é um indicativo axiomático do comportamento da tenacidade à fratura.

2.3 Fragilização por Hidrogênio

A fim de estabelecer um entendimento básico dos fatores propícios a eclosão da trinca, fundamentos acerca da fragilização por hidrogênio são apresentados. Aqui, o termo fragilização por hidrogênio será usado para descrever a degradação da rede (cristalina)

metálica em virtude da presença de hidrogênio, que conseqüentemente levará à falha dos componentes.

Os efeitos deletérios da presença de hidrogênio na microestrutura da solda sobre suas propriedades mecânicas estão muito bem evidenciados (BAILEY *et al.*, 1993; BOURGEOIS, 2015; HADIANFARD, 2010; TURNBULL, 1994). Em consequência de tal presença, são formadas trincas que resultam em danos de componentes submarinos em operação (Golfo do México, Costa da África etc.). Essas trincas são denominadas trincas por hidrogênio e representam milhões de dólares em medidas de reparo e/ou trocas dos componentes degradados (ALVES, 2016; BOURGEOIS, 2015; DODGE, 2014).

Por décadas o fenômeno de trincas por hidrogênio tem sido alvo de estudos; conquanto, em sua maioria não fora abarcada a influência do carregamento ambiental de hidrogênio na formação de trincas em estruturas (BOURGEOIS, 2015), o que foi tema de trabalhos recentes (ALMEIDA, 2014; BOURGEOIS, 2015; DAI, 2018; DÍAZ, ALEGRE, CUESTA, 2016; DODGE, 2014; FENSKE, 2010; SILVA, 2018). Nesse sentido, trincas assistidas por hidrogênio em JSD, em anos recentes, chegou à vanguarda da pesquisa de soldagem devido à alta demanda da indústria petroquímica para produzir grandes volumes de energia (BOURGEOIS, 2015). Diversas teorias apoiam-se em diferentes circunstâncias causadoras da fragilização por hidrogênio dos materiais, e desta forma contribuem para uma melhor compreensão do fenômeno das trincas por hidrogênio. Não obstante, ainda não há uma convergência quanto a uma teoria ou mecanismo específico "unificado" que elucide tal fenômeno de modo absoluto (ALMEIDA, 2014; BOURGEOIS, 2015; DÍAZ, ALEGRE, CUESTA, 2016; DODGE, 2014; SILVA, 2018).

2.3.1 Trincas por Hidrogênio

O termo dano por hidrogênio é comumente aplicado a qualquer processo de degradação de materiais metálicos e mecanismos resultantes da interação com o hidrogênio (BARNOUSH, 2011; BIRNBAUM, 2003). Tal termo abarca um grupo vasto de processos de degradação mecânica, tipos de falhas ambientais, alterações microestruturais dos materiais e interações material-hidrogênio correlatos à presença de hidrogênio na rede cristalina.

No caso de ferro e aços baixa liga, os mecanismos de dano por hidrogênio podem ser classificados como:

- i. Fragilização por hidrogênio (HE), do inglês *hydrogen embrittlement*;
- ii. Trincas induzidas por hidrogênio (HIC), do inglês *hydrogen-induced cracking*;
- iii. Trincas de hidrogênio induzidas por tensão (HSC), do inglês *hydrogen stress cracking*, ou Trincas assistidas por hidrogênio (HAC), do inglês *hydrogen assisted cracking*;
- iv. Ataque de hidrogênio a alta temperatura (HTHA), do inglês *high-temperature hydrogen attack*.

Fragilização por hidrogênio pode ser definida como a degradação das propriedades mecânicas causada por hidrogênio: perda de ductilidade e resistência à tração, que geralmente resultam em uma diminuição da resistência à fratura e trincas subcríticas em virtude do hidrogênio dissolvido (DJUKIC *et al.*, 2015).

Em muitos casos, HE e HAC são identificados como o mesmo fenômeno. A HE refere-se aos processos de degradação mecânica do material assistida por hidrogênio, enquanto que as HAC estão associadas principalmente à degradação da tenacidade assistida por hidrogênio, o qual subsidia os processos microscópicos associados à propagação da trinca (GANGLOFF, 2005; JUKIC *et al.*, 2016; LYNCH, 2007). Alguns autores agrupam as fragilizações por hidrogênio em: (1) Fragilização por hidrogênio interno (FHI), devido à presença de hidrogênio já existente no metal e (2) Fragilização ambientalmente assistida (FAA), em que o hidrogênio é proveniente do ambiente (RAJA; SHOJI, 2011).

O primeiro grupo, em geral, compreende os casos em que o hidrogênio ingressa na matriz metálica durante sua fabricação e processamento (por exemplo, fundição, soldagem, galvanoplastia, tratamentos térmicos etc.). Já as FAA decorrem da presença do hidrogênio no reticulado do metal em virtude de um ambiente operacional rico em hidrogênio (reações eletroquímicas catódicas a baixas temperaturas e exposição gasosa ao hidrogênio a temperaturas elevadas). Sendo assim, guardando diferenças significativas no tocante à fonte de hidrogênio. O fito deste estudo está associado às FAA que ocorre em juntas soldadas dissimilares durante o serviço submarino. De igual modo, as trincas por hidrogênio também podem ser classificadas, isto é, em função da origem do hidrogênio. As trincas referentes ao primeiro grupo, também chamadas de trincas a frio, levam alguns dias para aparecer na superfície, ao passo que, trincas provenientes de um ambiente hidrogenado demanda um tempo comparativamente mais longo até sua eclosão. Trata-se de um processo lento e exibe falha atrasada da estrutura (SHARMA, MAHESHWARI, 2017).

Independente da fonte de hidrogênio, aqui inclui-se também operações com hidrogênio pressurizado, uma vez presente no gradil metálico, os mecanismos que causam a fragilização do hidrogênio são os mesmos (DAI, 2018; OLDEN; ALVARO; AKSELSSEN, 2012).

A compreensão geral do fenômeno de trincas por hidrogênio HE e da interação hidrogênio-deformação pode ser dividida: material, mecânico e ambiental (BARNOUSH, 2011; IYER, PICKERING, 1990). Assim, em geral as trincas por hidrogênio estão associadas a uma combinação das quatro condições a seguir (DODGE, 2014):

- i. Alta concentração de hidrogênio no material (interface da JSD);
- ii. Tensões atuando na solda;
- iii. Microestruturas suscetíveis;
- iv. Baixas temperaturas.

A fragilização por hidrogênio é geralmente associada a temperaturas entre -100 e 200° C (KOU, 2003).

Ações que visam a redução da suscetibilidade às trincas por hidrogênio dependem do controle sobre o nível de hidrogênio, microestrutura e tensões (BAILEY *et al.*, 1993; SHARMA, MAHESHWARI, 2017). Para isto, dever ser realizada uma seleção correta dos materiais da junta soldada, procedimento e tratamento da solda, além de considerações ambientais (DODGE, 2014; FENSKE, 2010).

2.3.2 Fontes de Hidrogênio

Como já mencionado, o processo de soldagem é uma relevante fonte de hidrogênio (BANERJEE *et al.* 1993; DAI, 2018; DAYAL, PARVATHAVARTHINI, 2003; FENSKE, 2010; GEDEON, EAGAR, 1990; OUDEN, GRIEBLING, 1990) e a associação de hidrogênio adicionada às usuais presenças de tensões residuais frequentemente causa trincas assistidas por hidrogênio (DÍAZ, ALEGRE, CUESTA, 2016; PARDAL *et al.*, 2013).

No entanto, em se tratando de soldas submarinas, outra fonte de hidrogênio é problemática, a qual decorre do uso de técnicas de proteção contra corrosão dessas estruturas (DAI, 2018; SHIPILOV, 2006; ZHENQIAN *et al.*, 2015). Tratam-se de práticas amplamente aplicadas em estruturas de aço na indústria de petróleo (oleodutos e plataformas *offshore*),

que visam reduzir a níveis desprezíveis as taxas de corrosão (DODGE, 2014; FENSKE, 2010).

2.3.2.1 Corrosão

A corrosão dos oleodutos sempre foi um tópico importante na indústria de petróleo e gás não apenas em relação a integridade estrutural do sistema, como também por um aspecto econômico, uma vez que significativos dispêndios são realizados na reparação ou substituição de tubos danificados por corrosão (ASM, 2006; SHARMA; MAHESHWARI, 2017).

Metais e ligas existentes em estruturas submarinas (tubulações de oleodutos, gasodutos, entre outros), inevitavelmente, estão sujeitos ao fenômeno da corrosão (Figura 28). Trata-se de um fenômeno espontâneo de superfície que resulta na deterioração (desgaste, variações químicas ou modificações estruturais) do material, geralmente metálico, tornando-o inadequado para o uso (GENTIL, 2017; TOLENTINO, 2015).

Figura 28 - Corrosão em componentes submarinos.



Fonte: SMCONTINENTAL, 2019; DAI, 2018 (Modificada).

Quando dois metais ou ligas diferentes estão em contato e imersos em um ambiente eletrolítico, ocorre uma diferença de potencial e a consequente transferência de elétrons, resultado da pilha galvânica (POPOOLA *et al.*, 2013). O metal mais ativo na tabela de potencial de eletrodo atuará como o anodo, isto é, perderá elétrons, logo sofrerá corrosão. Tal processo pode ser melhor explicado através do processo corrosivo de elementos neríticos em água. Ao considerar um aço e um metal mais nobre, conectados e submersos em um eletrólito como a água do mar (par galvânico), a reação de oxidação no ânodo e a reação de redução no cátodo são respectivamente (BOURGEOIS, 2015; DAI, 2018; DODGE, 2014;):



Uma transferência de elétrons livres para o local menos ativo formando íons hidroxila (OH-) em virtude da sua associação ao oxigênio dissolvido e a água (reação de redução no cátodo).

Após recombinação dos íons na superfície ativa, ocorre a formação de produtos de corrosão do ferro, neste caso hidróxido ferroso, conforme a reação a seguir:



(Aço + Oxigênio Dissolvido + Água → Hidróxido Ferroso)

Esse processo é dependente da concentração de oxigênio dissolvido na água, sendo influenciado também pela temperatura e pelo pH (DODGE, 2014; FERGESTAD; LØTVEIT, 2014).

2.3.2.2 Proteção Catódica

A fim de se evitar ou diminuir a ação corrosiva devida à formação de pilhas galvânicas deve-se realizar medidas de proteção: uso de inibidores de corrosão; isolamento elétrico dos materiais de potenciais diferentes; aplicação de revestimentos protetores; proteção catódica; uso de materiais de potenciais próximos etc. (GENTIL, 2017; TOLENTINO, 2015). Ainda que um rigoroso revestimento anticorrosivo seja aplicado em sistemas de exploração de petróleo e gás natural (*offshore* e *onshore*), estes exigem uma forte proteção catódica – PC (ALMEIDA, 2014; FENSKE, 2010). Tal medida garante ao longo dos anos a integridade das estruturas metálicas submersas que representam um patrimônio valioso (GENTIL, 2017).

Em geral, a PC é aplicada em estruturas como tubulações, portos, cais, navios e tanques de armazenamento de água (DODGE, 2014). O primeiro registro de utilização dessa técnica foi em um navio da Marinha Real Britânica, HMS Samarang, por Sir Humphrey Davy (Cicek, 2013 apud Dodge, 2014), lançado em 1822. Todavia, apenas na década de 1920 essa técnica passou a ser utilizada no setor de petróleo, na proteção de oleodutos subterrâneos

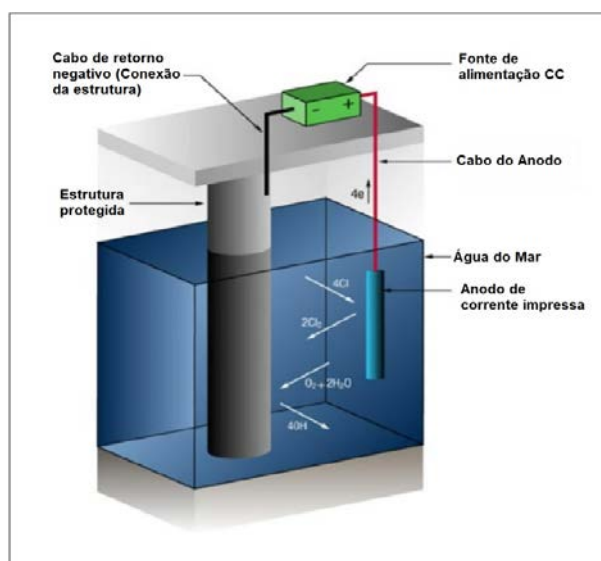
usados para transportar produtos petroquímicos dos campos de petróleo da Costa do Golfo (FONTANA, 1986).

Proteger catodicamente uma estrutura significa, através de um processo artificial, induzir uma condição catódica da estrutura a ser protegida. Trata-se de um simples procedimento, no qual o fluxo espontâneo de corrente elétrica anodo/catodo deixa de existir e a corrosão na estrutura é totalmente eliminada, isto é, a proteção catódica se dá mediante ao suprimento de elétrons para o metal a ser protegido – transformando-o em catodo, de modo a inibir a corrosão (processo eletroquímico - reação oxidante do ferro) pelo controle da corrente elétrica (BOURGEOIS, 2015; DAI, 2018; DODGE, 2014).

A prevenção via proteção catódica (PC) mostra-se bastante eficaz, uma vez que apresenta boa versatilidade a diversas situações, sendo capaz de evitar completamente a corrosão, mesmo em condições extremamente severas (DODGE, 2014; GENTIL, 2017; TOLENTINO, 2015). Sua principal vantagem é possibilitar o controle seguro da corrosão em instalações que, por estarem enterradas ou imersas, não podem ser inspecionadas ou revestidas periodicamente devido a sua localização.

Destarte, para a obtenção da proteção catódica, dois sistemas são habitualmente utilizados, ambos baseados no mesmo princípio de funcionamento – promoção de corrente elétrica na estrutura através do eletrólito. São eles: proteção catódica galvânica (anodos sacrifício) e, na Figura 29, proteção catódica por corrente impressa ou forçada (BOURGEOIS, 2015; DODGE, 2014; GENTIL, 2017; ROBERGE, 2003).

Figura 29 - Esquema de uma célula de proteção catódica por corrente impressa.



Fonte: ALMEIDA, 2014.

Em contrapartida da PC, verifica-se, nesse caso, um ambiente rico em hidrogênio atômico gerado pelas reações químicas / eletroquímicas no catodo (metal protegido) inerentes ao processo, o qual favorece um cenário de falhas inesperadas (FENSKE, 2010; SHIPILOV, 2006; ZHENQIAN *et al.*, 2015). A geração de hidrogênio mantém uma relação diretamente proporcional ao potencial de proteção catódica, isto é, quanto maior o valor de corrente impressa, maior será a concentração de hidrogênio em torno da superfície exposta do material metálico (ALMEIDA, 2014).

Ao promover um ambiente local saturado de hidrogênio, a proteção catódica se torna a principal causa da fragilização por hidrogênio de estruturas *offshore*, um dos maiores desafios relacionados a integridade estrutural dessas instalações (OLDEN; ALVARO; AKSELSSEN, 2012).

O hidrogênio atômico decorre da reação eletroquímica da qual íons de hidrogênio hidratados (H_3O^+) diluídos na solução, em contato com o metal protegido, experimenta uma redução pela equação



Em casos extremos de polarização catódica excessiva, no local próximo ao ânodo de sacrifício, tem como consequência na geração de hidrogênio em decorrência da redução da água:



A presença de hidrogênio em materiais metálicos promove a redução da tenacidade e/ou trincamento microestrutural (GENTIL, 2017). Sendo assim, impõe-se fornecer o nível necessário de proteção que garanta o controle da corrosão com o mínimo de liberação do hidrogênio (ALMEIDA, 2014).

Por observação das equações (28) e (29) das reações na área catódica constata-se que ocorre formação de hidrogênio e de íons hidroxila, OH^- , daí a razão de se estabelecer, para cada sistema de proteção, uma adequada corrente de proteção a fim de se evitar a superproteção.

Outros fatores, quando presentes nas adjacências do substrato metálico, atuam de forma expressiva. Compostos do tipo H_2S , HS^- , S_2^{2-} , Cl^- , entre outros, impedem a recombinação

entre os átomos de hidrogênio, o que contribui para o aumento da concentração de H^+ ao redor do substrato. Mormente, a presença contígua do H_2S às estruturas *offshore* metálicas, oriunda dos produtos petroquímicos, intensifica os efeitos deletérios da fragilização por hidrogênio, em decorrência do mecanismo de corrosão (DAI, 2018; HARDIE, CHARLES, LOPEZ, 2006; POURBAIX, 1999).

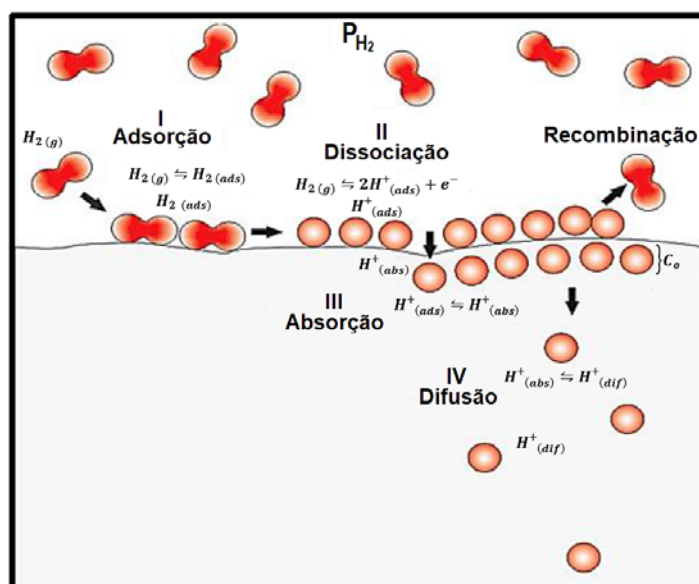
De acordo com Gentil (2017), o fenômeno de fragilização pelo hidrogênio, em geral, pode ser constatado por meio de ensaios mecânicos a taxas de deformação extremamente reduzidas ou em ensaios quasiestáticos.

2.3.3 Interação Hidrogênio e Metal

Geralmente, a interação metal-hidrogênio é dividida em duas partes: fenômenos de transporte (absorção e difusão) e mecanismos de dano (DÍAZ, ALEGRE, CUESTA; 2016).

Uma vez constituída uma atmosfera como níveis significativos de hidrogênio atômico, ocorrem os fenômenos de adsorção, dissociação, absorção e difusão do hidrogênio nos metais (CORRÊA, 2011; COSTA, 2018) conforme mostra a Figura 30.

Figura 30 - Etapas da hidrogenação de um metal: I – adsorção física; II – adsorção química dissociativa; III – absorção; IV – difusão.



Fonte: OLIVEIRA, 2013.

O hidrogênio molecular H_2 é retido na superfície sólida (adsorção), onde sofre o processo de dissociação – separação de íons, também chamada de adsorção química. A adsorção química ocorre em locais específicos na superfície dos metais, vales profundos de

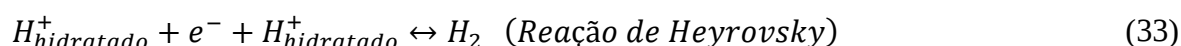
energia potencial, ou seja, regiões com uma grande concentração de átomos adsorvidos, pois os íons tendem se acomodarem em locais de menor energia potencial (CORRÊA, 2011; LYNCH, 2007). A partir desta condição o H^+ é absorvido pelo metal, situando-se logo abaixo da superfície no metal, subsuperfície, e na sequência sendo difundido pelo material a dentro. Na subsuperfície do metal, existem vales com níveis de energia potencial menores que os níveis encontrados nas camadas atômicas mais internas. Por conseguinte, é possível encontrar, nas primeiras camadas, uma concentração maior de H^+ (CORREA, 2011; LYNCH, 2007; OLIVEIRA, 2013).

De acordo com Stroe (2006), influenciados pela natureza do metal e do meio, o processo de redução dos íons de hidrogênio envolve dois mecanismos:

Mecanismo de Volmer – Tafel



Mecanismo de Volmer – Heyrovsky



O equilíbrio entre os átomos de hidrogênio adsorvidos e sua absorção pelo metal se processa pela equação abaixo:



O processo de recombinação pode, em função do potencial de polarização ou da densidade de corrente estabelecidos no processo, ocorrer em paralelo ao mecanismo de redução nos aços. Em consequência se estabelece uma disputa entre a absorção do átomo de hidrogênio e sua evolução para o estado molecular H_2 liberada para a solução a posteriori. (ALMEIDA, 2014; COSTA, 2018; STROE, 2006).

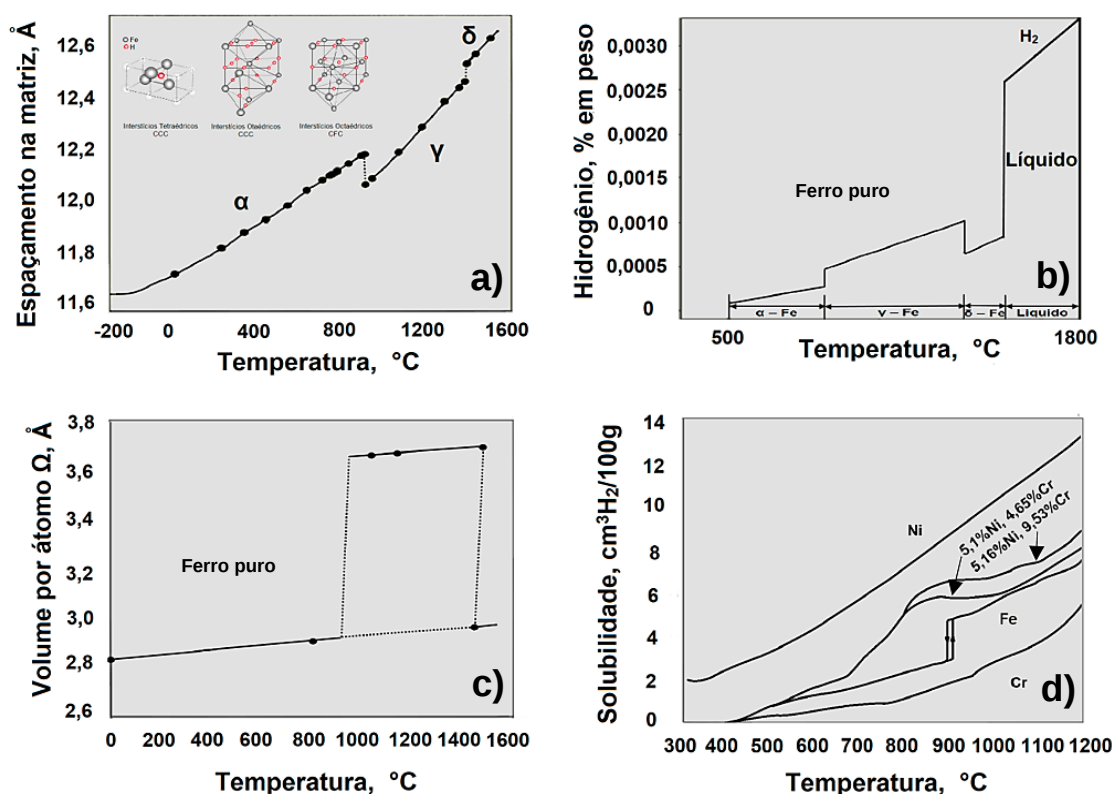
Há variados fatores que influenciam a difusão e a retenção do hidrogênio atômico nos metais: composição química, microestrutura, condições superficiais, estado de tensão e deformação, temperatura, pressão entre outros (ALMEIDA, 2014; DÍAZ, ALEGRE, CUESTA; 2016).

2.3.4 Comportamento do Hidrogênio em Soldas

De acordo com teorias propostas de trincas assistida por hidrogênio, uma fissuração local é precedida de uma concentração crítica de hidrogênio. Posto isto, se faz necessário entender a solubilidade do hidrogênio e seu aprisionamento nas ligas (DAI, 2018; DÍAZ, ALEGRE, CUESTA; 2016).

A solubilidade do hidrogênio, nas fases alotrópicas do ferro, apresenta maiores níveis na fase γ - austenítica (CFC) em relação as demais fases ferríticas α e δ – cúbicas de corpo centrado (LUCKERMEYER-HASSE, SCHENCK, 1932) (Figura 31).

Figura 31 – Solubilidade das estruturas CCC e CFC.



Fonte: DODGE, 2014 (Modificada); FENSKE, 2010 (Modificada).

Notas: (a) Dependência da temperatura no volume médio por átomo de Fe; (b) Solubilidade do H em função da temperatura (pressão constante de 1atm); (c) Expansão dos parâmetros da rede com temperatura; e (d) Solubilidade do H à pressão padrão em Cr, Fe, Ni e em duas ternárias de Fe-Cr-Ni; Detalhe: Interstícios em estruturas de Fe: octaédricos em cristais de CCC e octaédrico da CFC.

O ferro- γ possui maior eficiência de empacotamento e também maior interstício central em comparação com ferro de estrutura CCC (BRAGG, 1921; CHENG, NIU, 2007; LUCIO-GRACIA *et al.*, 2009; LUCKERMEYER-HASSE; SCHENCK, 1932; WEVER, 1929;). Em função da temperatura, o espaçamento da rede é maior no estágio de fase da CFC, em consequência, uma maior solubilidade do hidrogênio (SATO, 1926; SMIALOWSKI, 1962).

A solubilidade em hidrogênio também sofre influência por parte dos elementos de liga. Especificamente, as ligas ternárias de Fe-Ni-Cr apresentam maior solubilidade em hidrogênio com aumento de temperatura quando comparadas ao ferro, porém uma solubilidade em hidrogênio inferior ao níquel (LUCKEMEYER-HASSE; SCHENCK, 1932).

2.3.4.1 Difusão de Hidrogênio em Soldas

A inclusão do hidrogênio, como impureza, reduz as propriedades mecânicas de metais e ligas. Em virtude de um raio atômico módico ($\cong 0,46 \text{ \AA}$), o hidrogênio apresenta uma das maiores difusões em materiais metálicos; portanto, esse fenômeno enquadra-se na categoria de soluções sólidas intersticiais, em contraste com a difusão substitucional (DÍAZ, ALEGRE, CUESTA; 2016). O hidrogênio atua como principal fator de redução das propriedades mecânicas, sobretudo a tenacidade à fratura, desses materiais (ALMEIDA, 2014).

A difusão do hidrogênio no aço decorre uma concentração crítica (C_0) na subsuperfície – abaixo da superfície, a qual determina o gradiente de concentração, ou seja, a força motriz (potencial químico do elemento difusível (H) em relação ao solvente) para a difusão. Tal condição estabelece um fluxo de hidrogênio de uma região de maior concentração para uma de menor concentração até que a mistura homogênea seja alcançada (COSTA, 2018; DAI, 2018; DÍAZ, ALEGRE, CUESTA; 2016; STROE, 2006).

No nível atômico, quando os potenciais termodinâmicos são uniformes, a difusão ocorre de modo aleatório (DÍAZ, ALEGRE, CUESTA; 2016) e pode ser descrita pelas Leis de Fick. A primeira lei (Eq. (35)) retrata o fluxo de átomos em difusão para um gradiente de concentração está em estado de equilíbrio.

$$J = -D \frac{\partial C}{\partial x} \quad (35)$$

Já a segunda lei de Fick (Eq. (36)) expressa taxa de difusão no tempo.

$$\frac{\partial C}{\partial t} = -D \frac{\partial^2 C}{\partial x^2} \quad (36)$$

onde

J – Fluxo de difusão;

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

$\frac{\partial C}{\partial x}$ – Gradiente de concentração (potencial químico) que é a força motriz de deslocamento;

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

A difusão pode ser descrita como o equilíbrio da oscilação (saltos) entre os diferentes locais onde átomos de hidrogênio podem ser retidos. Como resultado das atrações interatômicas no reticulado metálico, os locais de acúmulo de hidrogênio correspondem a áreas com baixo potencial de energia (DÍAZ, ALEGRE, CUESTA; 2016).

Ao considerar o processo difusional, para uma dada orientação x , a curva potencial $V_0(x)$ percorrerá por alguns pontos correspondentes a retenção do hidrogênio (vales) e obstáculos (pontos de sela) para a migração desses elementos.

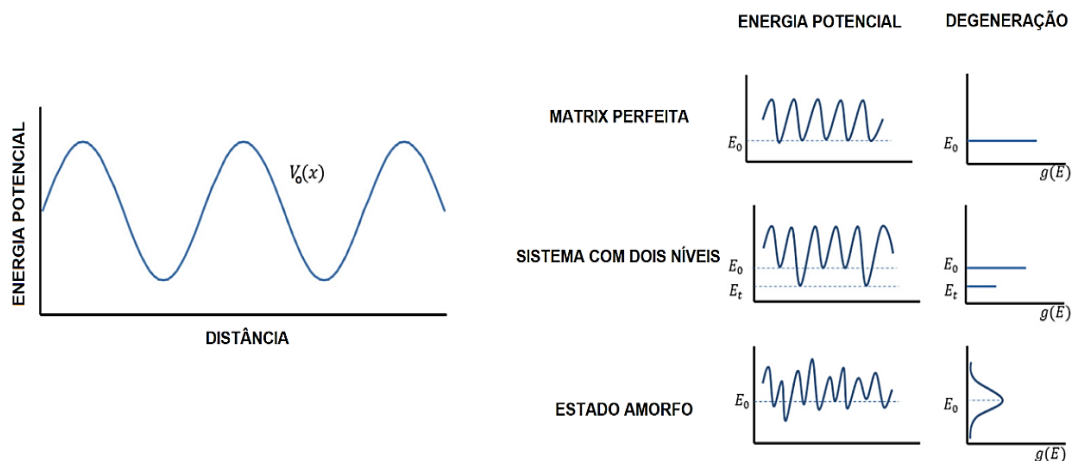
Para uma matriz cristalina ideal, isto é, quando não há defeitos na estrutura metálica, as profundidades dos vales (sítios aprisionadores) repetem-se periodicamente em função da orientação analisada, conforme Figura 32.

Porém, a distribuição potencial pode ser modificada de duas maneiras: quando outro campo potencial imposto. Para o primeiro caso, considere um campo potencial imposto $\phi(x)$:

$$V(x) = V_0(x) + \phi(x) \quad (37)$$

Onde $V(x)$ é a curva potencial da rede cristalina perfeita. O estado de tensão pode ser considerado um exemplo de campo potencial imposto. Uma rede cristalina sujeita a um estado de alta triaxialidade, os sítios aprisionadores tornar-se-ão mais amplos, logo o potencial químico será menor (McLELLAN, 1970).

Figura 32 - Energia potencial de estrutura cristalina ideal ao longo de uma certa direção x. (b) Distribuição potencial de energia e degeneração dos pontos dos vales em diferentes configurações.



Fonte: DÍAZ, ALEGRE, CUESTA; 2016 (Modificada).

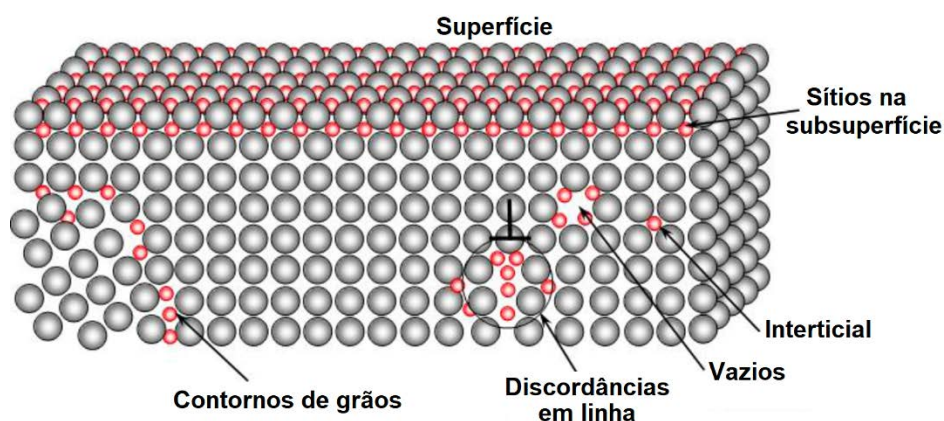
No tocante as imperfeições no reticulado (inclusões, vazios, discordâncias, limites de grãos, segundas fases e outras), estas são denominadas armadilhas microestruturais, dado que equivalem a vales ainda mais profundos e, em consequência, um aprisionamento do átomo de hidrogênio mais agressivo (PRESSOUYRE, 1979).

Assim, a não uniformidade da curva potencial sugere um processo com algum grau de viés, ou seja, direções com menor energia potencial serão caminhos preferenciais a movimentação do hidrogênio. Outrossim, a difusão intersticial gera distorções na estrutura cristalina causadas pelos deslocamentos dos átomos de metal, sendo assim, cada salto não é um evento totalmente estocástico (KEHR, 1978).

Assim, ainda na Figura 32, há três situações do estado de energia dos vales potenciais (E) e degeneração de cada estado ($g(E)$), isto é, a quantidade de potenciais repetidos. Na matriz perfeita (sistema de um nível) todos os vales têm a mesma energia E_0 . Para o sistema de dois níveis, um tipo de armadilha com energia $E_t < E_0$ foi adicionado, cuja degeneração depende da concentração de cada tipo de armadilha. O caso extremo é o estado amorfo; embora seja difícil representar a distribuição dos defeitos, pode-se considerar uma distribuição gaussiana no caso da degeneração, com o local intersticial ideal o estado de energia mais provável (DÍAZ, ALEGRE, CUESTA; 2016), isto é, acúmulo preferencial nos interstícios. A Figura 33 mostra armadilhas e regiões de acúmulo de hidrogênio absorvido.

O aprisionamento de hidrogênio nas redes cristalinas pode ser descrito como a probabilidade do salto de átomos de hidrogênio de um local para outro na rede cristalina. Aprisionamento (do inglês *trapping*) significa que os átomos de hidrogênio não saltam para nenhuma direção com as mesmas probabilidades, e tem maior probabilidade de entrar na região de aprisionamento do que de sair dela (DAI, 2018; FENSKE, 2010).

Figura 33 - Ilustração do acúmulo de hidrogênio na matriz metálica.



Fonte: DODGE, 2014 (Modificada).

Os contornos de grãos são locais com certa complexidade, uma vez que não apenas atuam como armadilhas, mas também constituem caminhos de difusão acelerada ou curtos-circuitos (BARNOUSH, 2011), assim como discordâncias e falhas de empilhamento, neste caso denominada "difusão de tubo" (ZHANG *et al.* 2010).

Diversas investigações mostraram que a quantidade de armadilhas depende do nível de deformação plástica e está associada à densidade de discordâncias e tamanho de grãos (DÍAZ, ALEGRE, CUESTA; 2016; OUDRISS *et al.* (2012). Esses defeitos lineares apresentam certa mobilidade e, alguns casos, uma mobilidade aprimorada associada ao fluxo de hidrogênio (DADFARNIA *et al.*, 2015).

Face ao exposto, sítios aprisionadores (rede cristalina, contornos de grãos, trincas etc.) orientam o processo difusional (DAYAL; PARVATHAVARTHINI, 2003; OLIVEIRA; 2003). Desta forma, os principais caminhos de difusão do hidrogênio nos metais são (ALMEIDA, 2014):

- Difusão via Transporte de Discordâncias – As movimentações das discordâncias provocadas pelas deformações plásticas impostas em materiais dúcteis, transportam

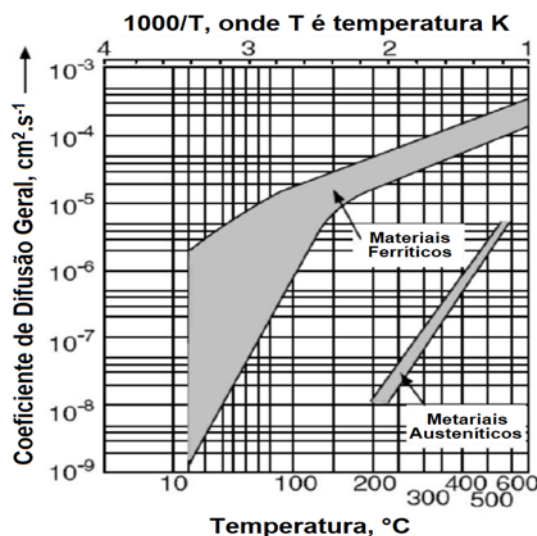
o hidrogênio a locais específicos de seu domínio (CHATEAU, DELAFOSSE MAGNIN, 2001; ROBERTSON, 2001).

- Difusão Intersticial – Trata-se de um processo difusional sensível à temperatura e ao arranjo cristalino. As estruturas CCC apresentam uma maior difusividade, porém menor solubilidade do hidrogênio em cotejo as estruturas CFC. (GLOWACKA, SWIATNICKI, 2003; STROE, 2006).
- Difusão por Caminhos Favoráveis – A difusão, neste caso, correlaciona-se aos contornos de grãos orientados (favoráveis à trinca) e constituídos de precipitados, carbonetos e nitretos. Este caminho expressa contribuição significativa em metais com estrutura CFC, conquanto tenha sua importância reduzida em metais de rápida difusão intersticial, cujo arranjo é cúbico de corpo centrado (GINCELL, 1997).

As mais diversas armadilhas, em função da energia de ativação do aprisionamento de hidrogênio, podem ser classificadas em : Reversíveis, cujo êxodo de hidrogênio necessita de uma baixa energia de ativação, ou seja, baixo tempo de permanências do hidrogênio (discordâncias, contornos de grãos, átomos substitucionais como o níquel etc.); e Irreversíveis, de onde a fuga do hidrogênio demanda alta energia de ativação, isto é, pequena taxa de liberação de hidrogênio (interface entre a matriz do ferro e partículas de carboneto e sulfetos e elementos dissolvidos como oxigênio, cálcio e potássio etc.). Vale destacar, menores valores de energia de ativação, reflete maior taxa de liberação de hidrogênio, logo o aprisionamento do hidrogênio está diretamente ligado à difusão real em um metal, isto é, coeficientes de difusão real e difusão aparente devem apresentar diferentes valores de difusão para um metal com dada densidade de sítios aprisionadores (COSTA, 2018).

Conforme já exposto, o coeficiente difusional do hidrogênio na estrutura CFC é menor do que na estrutura da CCC em toda a faixa de temperatura (COE, 1973; KOU, 2003) como mostra a Figura 34.

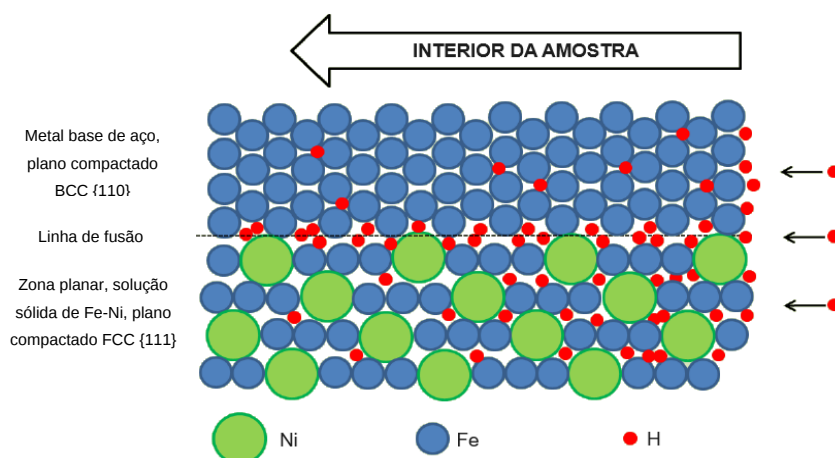
Figura 34 - Alteração das difusividades de hidrogênio no aço com temperatura.



Fonte: KOU, 2003; COE, 1973.

Em relação ao amantecimento com metais de adição ferrosos em aço ferrítico, durante o processo de soldagem, o metal de solda geralmente se transforma em ferrita antes da região austenítica da ZTA. O hidrogênio introduzido na soldagem difunde da região ferrítica do MS para a região de fase austenítica devido à alta difusividade do hidrogênio na fase ferrita, todavia, a pronta difusão da ZTA austenítica para a região ferrítica do MB, em virtude da menor solubilidade do hidrogênio na ferrita, não encontra a mesma facilidade, como pode ser observado no esquema apresentado na Figura 35.

Figura 35 – Esquema simplificado para mostrar a difusão e acumulação de hidrogênio na CGHAZ, fronteira de fusão e zona planar.



Fonte: DAI, 2018 (Modificada).

Em consequência, ocorre o acúmulo de hidrogênio na ZTA austenítica quando a temperatura é superior à temperatura A_3 (Figura 35). Após o resfriamento da ZTA, ou seja, a transformação austenita-martensita, o hidrogênio fica retido na martensita não temperada de modo a promover trincas por hidrogênio (COE, 1973; KOU, 2003).

Olden *et al.* (2012) ao investigar a difusão e influência crítica do hidrogênio em JSD, concluíram que a ZTA apresenta menores coeficientes de difusão, porém maiores acúmulos de hidrogênio na subsuperfície. Tais valores, medidos a partir de estrutura martensíticas na ZTA, corroboram com a tendência de formação de armadilhas em virtude de tensões residuais oriundas da transformação martensítica. Ademais, os autores identificaram uma maior propensão à HE dessas zonas termicamente afetadas, com o MB obtendo o menor grau de suscetibilidade.

2.3.5 Teorias de fragilização

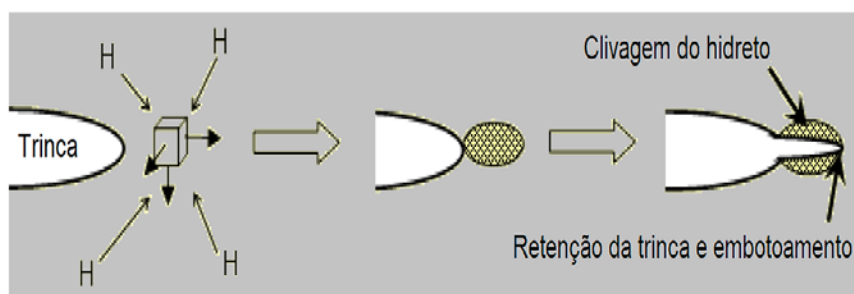
Os primeiros relatos de degradação das propriedades mecânicas de materiais metálicos em virtude da presença de hidrogênio ocorreram ainda no XIX (JOHNSON, 1874). Pesquisas contemporâneas (GANGLOFF, 2005; DADFARNIA *et al.* 2010; LIU, ATRENS, 2013; LYNCH, 2007) têm indicado que a degradação do material causada pela presença de hidrogênio em um material sob carga se manifesta em uma alteração de inúmeras propriedades inter-relacionadas, incluindo resistência à tração, tenacidade à fratura, alongamento à falha, vida à fadiga e taxa de propagação de trincas (DJUKIC *et al.*, 2016).

São quatro as condições necessárias para a ocorrência de trincas por hidrogênio: nível limiar de hidrogênio, tensões atuante, microestrutura suscetível e baixas temperaturas (KOU, 2003). O hidrogênio, em geral, posiciona a deformação e induz o deslizamento de discordâncias (ABRAHAM, ALTSTETTER, 1995; BAHR *et al.*, 2003; NIBUR, K. A., BAHR, D. F.; SOMERDAY, 2006). Também pode diminuir a tenacidade e o módulo de ruptura (ROBERTSON *et al.*, 2009). Diversos mecanismos de trincas assistidas por hidrogênio foram propostos, no entanto, nenhum deles explica de forma plena tal fenômeno. Dentre as teorias proposta, quatro são introduzidas aqui: fragilização induzida por hidreto, decoesão aprimorada por hidrogênio, plasticidade localizada aprimorada por hidrogênio e emissão-deslocamento induzida por adsorção.

2.3.5.1 Fragilização induzida por hidreto (HIE)

No campo de tensão à frente da ponta da trinca, ocorre estágios de nucleação e crescimento de hidretos. Para as ligas com formadores de hidretos, a exemplo V, Nb, Ti e Zr, os estágios citados são as principais causas da fragilização (DODGE, 2014). A Figura 36 mostra o processo de fragilização induzida por hidreto, no qual o hidrogênio difunde-se para a região a frente da ponta da trinca, local de alta tensão hidrostática, e como já dito, de nucleação e crescimento de hidretos. A partir de um tamanho crítico, inicia-se a clivagem do hidreto até interface da matriz do hidreto, onde a trinca será retida.

Figura 36 - Ilustração esquemática da fragilização induzida por hidreto.

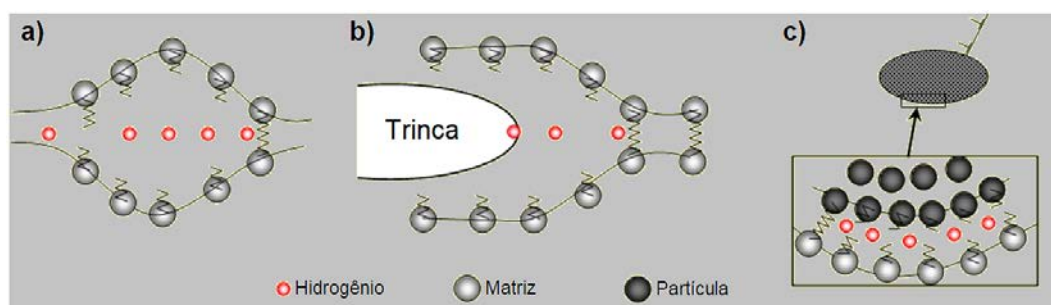


Fonte: GANGLOFF; SOMERDAY, 2012 (Modificada).

2.3.5.2 Decoção por hidrogênio (HEDE)

A tensão hidrostática imposta ocasiona uma dilatação da rede cristalina, a qual fomenta a aglomeração de hidrogênio (DAI, 2018; LI, ORIANI, DARKEN, 1966), acentuada pela adição de impurezas na matriz estrutural (PRESSOUYRE, 1979). Assim, o hidrogênio acumulado reduz a força coesiva das ligações metálicas (Figura 37(a)).

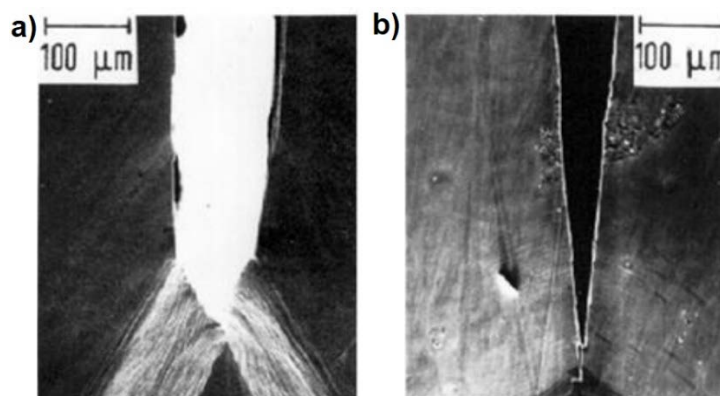
Figura 37 - Mecanismo HEDE: (a) a força coesiva atômica é enfraquecida pelo hidrogênio; (b) a propagação de trincas devido à fraca ligação atômica danificada pelo hidrogênio; (c) a ligação da interface da matriz precipitada é reduzida pelo hidrogênio.



Fonte: GANGLOFF; SOMERDAY, 2012 (Modificada).

Posto isto, o modelo HEDE sugere que danos por hidrogênio ocorrem em campos de tensão ao redor da ponta da trinca (máxima traixialidade). Assim, a acumulação de hidrogênio na região da ponta da trinca reduz a força coesiva atômica local para um valor inferior respectivo a tensão de abertura da ponta da trinca, ocasionando na propagação da trinca (Figura 37(b)), a qual exige uma menor abertura da ponta da trinca (Figura 38). Ademais, o aglomerado de hidrogênio pode causar danos às ligações entre precipitados e a matriz (Figura 37(c)). Esse mecanismo é preponderante em ligas alta resistência isentas de hidretos (BARNOUSH, 2007).

Figura 38 - O efeito do aumento da pressão de hidrogênio em um único cristal de Fe-3% em peso de Si. a) ângulo de abertura da ponta da trinca no vácuo; b) em hidrogênio.

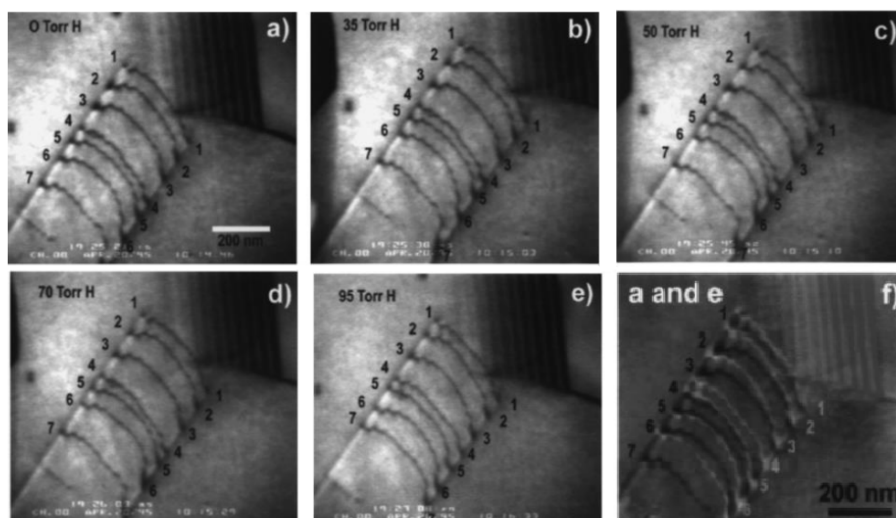


Fonte: DODGE, 2014 (Modificada).

2.3.5.3 Plasticidade localizada por hidrogênio (HELP)

A teoria da plasticidade localizada por hidrogênio é baseada no efeito do hidrogênio sobre a dinâmica das discordâncias. Uma localidade com alta concentração de hidrogênio promove um aumento da plasticidade local (acúmulo de discordâncias), com isso uma redução da ductilidade macroscópica (Figura 39). Assim, o hidrogênio soluto pode aumentar a taxa de propagação de trincas, diminuir a energia de falha de empilhamento e aumentar a propensão de discordâncias em linha (DODGE, 2014), além de impedir a interação entre as discordâncias (*cross-slip*) e obstáculos elásticos (BIRNBAUM, SOFRONIS, 1994; FERREIRA, ROBERTSON, BIRNBAUM, 1999; MATSUMOTO, EASTMAN, BIRNBAUM, 1981; ROBERTSON, 2001; TETER, ROBERTSON, BIRNBAUM, 2001).

Figura 39 - Redução da distância de separação entre discordâncias acumuladas em aço inoxidável 310s devido ao hidrogênio do soluto.

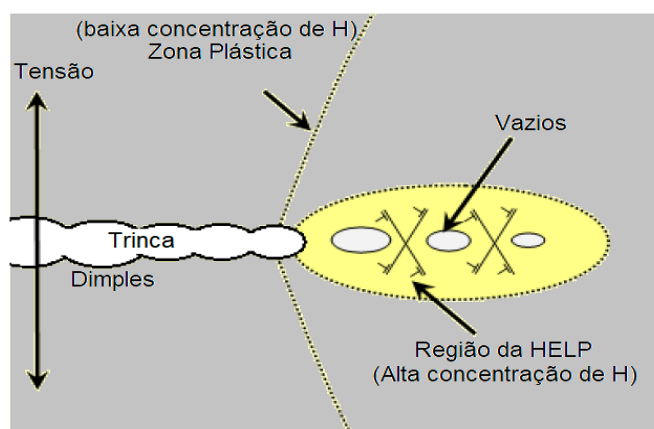


Fonte: DODGE, 2014.

Notas: (f) sobreposição das imagens (a) e (e).

A Figura 40 ilustra o mecanismo HELP. A concentração de hidrogênio ocorre devido ao transporte de hidrogênio para a região da ponta da trinca (alta triaxialidade). Consequentemente, o alto teor de hidrogênio localizado resulta em uma região de alta plasticidade localizada. O caminho da trinca pode ser transgranular ou intergranular, dependendo das concentrações locais de hidrogênio no grão e nos contornos de grãos (DODGE, 2014).

Figura 40 - Ilustração esquemática do mecanismo HELP. À frente da ponta da trinca, ocorre plasticidade localizada e se formam microvazios.

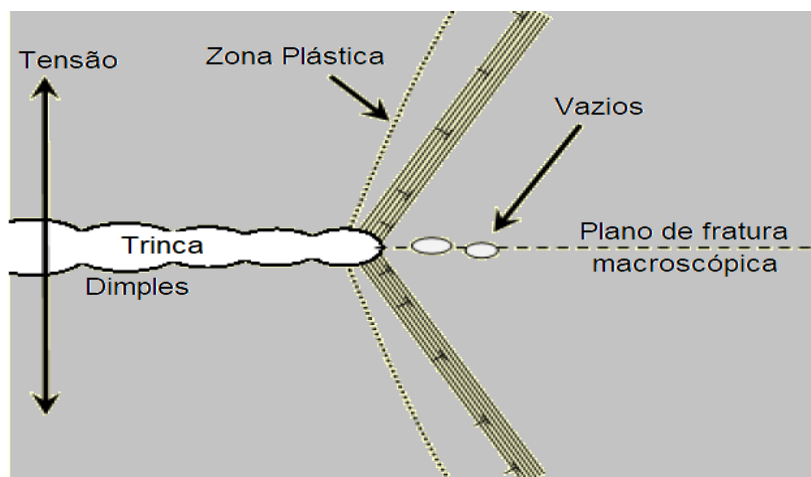


Fonte: LYNCH, 1989 (Modificada).

2.3.5.4 Emissão de discordâncias induzida por adsorção (AIDE)

A AIDE sugere a nucleação e emissão de discordâncias a partir da ponta da trinca sob tensão. O acúmulo de hidrogênio na ponta da trinca acarreta na diminuição e quebra das ligações atômicas, assim como, núcleos de discordâncias são eclodidos na trinca (Figura 41). Vazios também são formados à frente da ponta da trinca em partículas de segunda fase e locais de alta plasticidade. A interação de vazios com a ponta da trinca além de favorecer a propagação da trinca promove o retorno à condição de agudez da trinca (DAI, 2018; DODGE, 2014; LYNCH, 1989).

Figura 41 - Ilustração esquemática do mecanismo AIDE. As discordâncias são emitidas pela ponta da trinca. Os vazios se desenvolvem na zona plástica e promovem a coalescência de trincas.



Fonte: LYNCH, 1989 (Modificada).

2.3.5.5 Mecanismos mistos de fragilização por hidrogênio

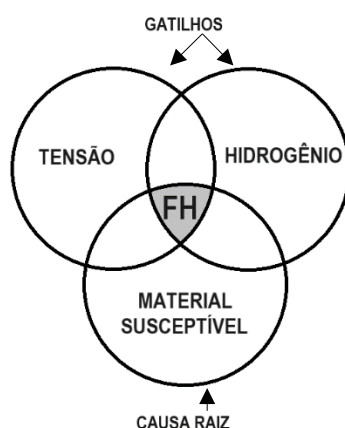
Combinações de todos os mecanismos descritos podem muito bem ocorrer simultaneamente (GANGLOFF; SOMERDAY, 2012), dependendo do material, microestrutura e concentração de hidrogênio. A exemplo, a plasticidade localizada na ponta de uma trinca, juntamente com a precipitação intragranular (atuando como armadilhas de hidrogênio), pode resultar no mecanismo HELP seguido do mecanismo HEDE na interface da matriz de partículas. Tal associação apoia-se em resultados de modelagem do carboneto M_7C_3 intragranular à base de cromo na zona planar austenítica de juntas dissimilares (BARRERA; COCKS, 2013; TONG *et al.*, 2012), no entanto, ainda carece de evidências experimentais diretas (DODGE, 2014).

2.3.6 Índice de Fragilização por Hidrogênio (IFH)

A fragilização por hidrogênio (FH) é um fenômeno crítico que impacta significativamente as propriedades mecânicas dos materiais, podendo resultar em falhas em componentes e, conseqüentemente, representar riscos à segurança humana e ao meio ambiente (DWIVEDI; VISHWAKARMA, 2018). Este fenômeno assume proporções ainda mais sérias quando está associado a materiais de alta resistência, comuns em setores industriais diversos, como óleo e gás, aeronáutica, automobilística e nuclear (DJUKIC *et al.*, 2016; HALDORSEN *et al.*, 2017; VALENTINI *et al.*, 2019).

Podendo englobar diversas formas de falhas, a fragilização por hidrogênio tem como o principal responsável a ocorrência da fratura retardada. O hidrogênio atômico, gerado na superfície do aço como cátodo pela dissociação da água, desempenha um papel crucial nesse processo (METALS HANDBOOK, 1987). Apesar das várias classificações da fragilização por hidrogênio, sua ocorrência essencialmente depende da interação de três fatores críticos: a suscetibilidade do material, a presença de hidrogênio e a aplicação de tensão mecânica. Esses elementos interagem de maneira complexa, como ilustrado no diagrama de Venn na Figura 42 (DWIVEDI; VISHWAKARMA, 2018). O entendimento desses fatores é crucial para mitigar os riscos associados à fragilização por hidrogênio e garantir a integridade estrutural em diversas aplicações industriais.

Figura 42 - Condições necessárias para ocorrência do fenômeno de fragilização por hidrogênio.



Fonte: Dados da pesquisa, 2023.

Tais fatores em níveis e concentrações acima de limites críticos têm o potencial de induzir a fratura devido à fragilização por hidrogênio. A suscetibilidade a esse fenômeno varia entre diferentes materiais, sendo que aqueles com uma estrutura cristalina de face

centrada (CFC), como ligas de níquel, geralmente apresentam maior resistência à fragilização em comparação com materiais de estrutura cúbica de corpo centrado (CCC) ou tetragonal de corpo centrado (TCC), como aços martensíticos (YAO; PANG; GAO, 2011). Além disso, é comum afirmar que quanto maior a resistência mecânica e, conseqüentemente, menor a ductilidade, maior a suscetibilidade de um material à fragilização por hidrogênio (DAS *et al.*, 2018; ZAFRA *et al.*, 2018).

A origem do hidrogênio pode variar, incluindo processos de proteção catódica com ânodos de sacrifício ou corrente impressa. Ao se difundir para o interior do material, o hidrogênio interage de maneiras distintas com a estrutura cristalina e os defeitos presentes (LYNCH, 2019). A densidade de hidrogênio adsorvido varia conforme o material e suas condições, como microestrutura e tensão mecânica, podendo alterar as propriedades do material. Essas tensões podem resultar de carregamentos externos, tensões residuais, entre outros. Em concentrações baixas de hidrogênio, não há deterioração dessas propriedades (WANG; AKIYAMA; TSUZAKI, 2006).

Macroscopicamente, nota-se que o hidrogênio tende a reduzir a capacidade de deformação dos materiais, resultando em falhas com pouca ou nenhuma deformação plástica. Esse fenômeno é evidente, especialmente em ensaios de tração realizados a baixas taxas de deformação.

Na avaliação da fragilização por hidrogênio, vários autores empregam o Índice de Fragilização por Hidrogênio (IFH) como uma medida quantitativa da extensão desse fenômeno, conforme definido na Eq. (38):

$$IFH [\%] = \frac{X - X_H}{X} \cdot 100 \quad (38)$$

onde X e X_H representam, respectivamente, as propriedades medidas do material avaliadas sem e com hidrogênio. A avaliação da fragilização por hidrogênio comumente utiliza propriedades como alongamento e redução da área (RA) ou estrição dos corpos de prova, conforme destacado por diversos estudos (AIELLO *et al.*, 2023; YANG *et al.*, 2021; PERAL *et al.*, 2019; SHEN *et al.*, 2019; VENEZUELA *et al.*, 2015; DEPOVER *et al.*, 2014). O IFH é frequentemente empregado como uma métrica quantitativa que varia de 0%, indicando nenhuma fragilização, a 100%, representando a máxima fragilização por hidrogênio possível.

Contudo, nota-se algumas limitações nas aplicações do IFH no formato atual. Considere o caso do alongamento de um corpo de prova bi-material, em que o resultado é a soma das contribuições de cada um dos materiais, cujas propriedades são distintas. Uma eventual degradação de propriedade pode estar associada a um ou outro material constituinte do corpo de prova. Dessa forma, se dois espécimes experimentarem degradações diferentes em níveis distintos nos seus materiais respectivos, o IFH não se revela um índice adequado para fins de avaliação.

Outra situação envolve a redução da área (RA), que apresenta uma limitação mais evidente, uma vez que se baseia na região de estricção, a qual pode ocorrer em qualquer um dos materiais constituintes do espécime, além de ser potencialmente influenciada por erros de medição e/ou paralaxe. Dessa forma, a redução da área torna-se um parâmetro de comparação ambíguo, sobretudo ao se tratar de uma junta soldada com significativa heterogeneidade, ou seja, uma relação M de *undermatching* (onde $M < 1$) ou *overmatching* (onde $M > 1$).

Dessa maneira, alguns autores têm buscado alternativas ao Índice de Fragilização por Hidrogênio (IFH) a fim de possibilitar avaliações mais assertivas em aplicações cada vez mais diversas (AIELLO *et al.*, 2023; YANG *et al.*, 2021; PERAL *et al.*, 2019; SHEN *et al.*, 2019; VENEZUELA *et al.*, 2015; DEPOVER *et al.*, 2014).

3 MATERIAIS E MÉTODOS

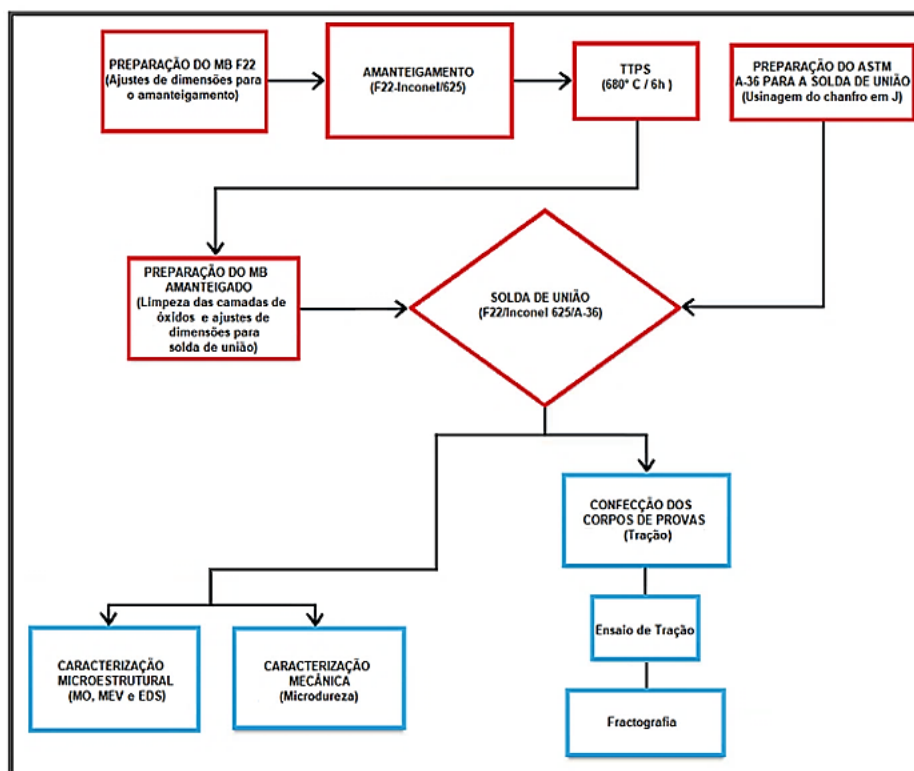
Em sistemas *offshore* de petróleo e gás, operações de *buttering* de liga à base de níquel são comumente realizados em componentes forjados de aço ARBL. Tal procedimento facilita a aplicação do TTPS a fim de aliviar tensões residuais desenvolvidas na ZTA durante o resfriamento ulterior a operação de enchimento.

As etapas e condições de soldagem aplicadas foram definidas com escopo de replicar com máxima conformidade possível às práticas adotadas na indústria, visto impossibilidade de reproduzir as condições exatas empregadas. O fluxograma, da Figura 43, reproduz a organização e a especificação das atividades ora realizadas no desenvolvimento deste trabalho, dentre as quais destacam-se:

- Preparação das chapas que compõem os metais de base;
- Realização de solda de amanteigamento do aço ASTM A182 F22 com Inconel 625, empregando-se processo de soldagem MIG e, posteriormente emprego de TTPS de 6h à 680°C;
- Confecção das juntas ASTM A182 F22 – Inconel 625 – ASTM A36, empregando mesmo processo utilizado na solda de amanteigamento;
- Pré carregamento das amostras com hidrogênio via um sistema celular de proteção catódica por corrente impressa;
- Caracterização microestrutural das interfaces das soldas ASTM A182 F22/INCONEL 625/ASTM A36, através de análises por microscopia óptica (MO), microscopia eletrônica de varredura (MEV) e espectroscopia de energia dispersiva (EDS);
- Confecção de corpos de prova e realização de ensaios de microdureza e tração, este seguido do ensaio de fractografia referente às superfícies de fratura.

A seguir, tem-se o fluxograma do desenvolvimento experimental realizado neste trabalho.

Figura 43 - Fluxograma das etapas realizadas na pesquisa.



Fonte: Autor, 2024.

Os principais equipamentos utilizados no desenvolvimento desta pesquisa foram:

- Fresadora ferramenteira DIPLOMAT 301 – Oficina Mecânica – CT/UFPB;
- Máquina de soldagem IMC DIGI Plus A7 – Laboratório de Soldagem – CT/UFPB;
- Forno de tratamentos térmicos JUNG TB3000 – Laboratório de Tratamentos térmicos – CT/UFPB;
- Máquina de eletroerosão Electrocut AR1300 – Oficina Mecânica – CT/UFPB e CT/UFCG;
- Microscópio Óptico Axiotech 30 Carl Zeiss com câmera acoplada Olympus BX – 41 – Laboratório de Solidificação Rápida – CT/UFPB;

- Microscópios Eletrônicos de Varredura da LEO 1430 (Laboratório de Solidificação Rápida – CT/UFPB) e da TESCAN VEGA 3 (Núcleo de Pesquisa em Materiais – CT/UFPB) ambos com análise Química por Energia Dispersiva;
- Microscópios Eletrônicos de Varredura da TESCAN VEGA 3 (Laboratório de Microscopia Eletrônica / Centro de Ciências Agrárias / UFERSA - Campus Mossoró).
- Microdurômetro Shimadzu HARDNESS TESTERS HMV – 2 SERIES – Laboratório de Microscopia Óptica – CT/UFCG;
- Máquina Ensaio Universal EMIC 100kN – Laboratório de Ensaios Mecânicos / Centro de Engenharias / UFERSA - Campus Mossoró .
- Sistema de Hidrogenação, proteção catódica por corrente impressa – Laboratório de Metrologia / UFERSA - Campus Caraúbas.

3.1 Preparação dos Materiais

A união de metais dissimilares em análise neste trabalho constitui-se por ASTM A182-F22 - Liga 625 – ASTM A36. Anterior a fabricação das JSD foi realizada a caracterização de cada material componente da junta dissimilar.

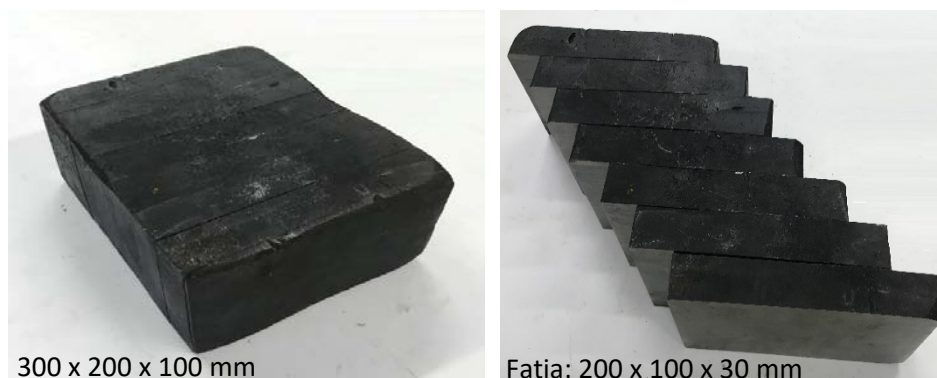
3.1.1 Metais de Base

3.1.1.1 ASTM A182-F22

O ASTM A182 F22 é um aço ferrítico Cromo-Molibdênio (2,25Cr-1Mo) cujo baixo teor de carbono e pequenas adições de Nb, V, Ti oferece excelente combinação de alta resistência, resistência à fragilização, fluência e oxidação além de boa soldabilidade (CHAKRABORTY; REJEESH; ALBERT, 2016; LUNDIN *et al.*, 2000) figura na classe dos aços ARBL. Esse MB foi adquirido em forma de barra forjada com dimensões 300 x 200 x 100 mm (Figura 44(a)).

A composição química e propriedades mecânicas do ASTM A182 F22 são listadas na Tabela 1 e Tabela 2, respectivamente, de modo a validar sua classificação conforme normas ASTM A182 e ASTM A217.

Figura 44 - Barra de aço como fornecida e fatiamento ASTM A182 F22.



Fonte: Autor, 2024.

Tabela 1 - Composição química, em % peso, do aço ASTM A182 F22.

Elemento	C	Ni	Cr	Mn	Si	Mo	S	P	Al	Cu
%	0,092	0,2021	2,21	0,454	0,258	1,064	0,014	0,016	0,02	0,089

Al	Cu	Ti	Nb	V	Fe
0,02	0,089	0,001	0,002	0,01	Bal.

Fonte: Fornecedor.

Tabela 2 - Valores médios das propriedades mecânicas do aço ASTM A182 F22 como fornecido.

$R_{p0,2}$ (MPa)	LRT (MPa)	Deformação (%)	Estricção (%)
859,15	985,78	20,64	44,73

Fonte: Autor, 2024.

Os Valores da Tabela 1 foram obtidos conforme fabricante (Anexo A). Os valores médios das propriedades mecânicas, obtidas por ensaio de tração, são apresentados na Tabela 2.

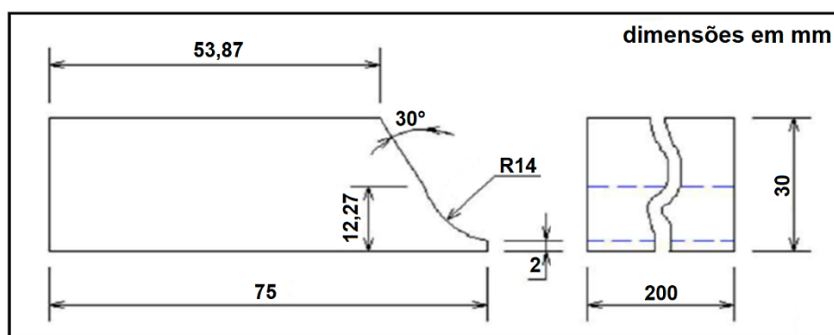
De acordo com os valores apresentados tanto em relação a sua composição quanto em relação as propriedades mecânicas, o material dispõe de teores dos elementos (Tabela 1) dentro das faixas de limites especificada pela norma ASTM A182 correspondente ao aço ASTM A182 F22 no estado fundido e valores das propriedades mecânicas (Tabela 2) também observadas na referida norma. Dessa maneira, verifica-se a classificação de aço ASTM A182 F22.

Para realização do procedimento de amanteigamento, o MB ASTM F22 foi seccionado em chapas com espessura de 30 mm, conforme esquema apresentado na Figura 44(b).

3.1.1.2 ASTM A-36

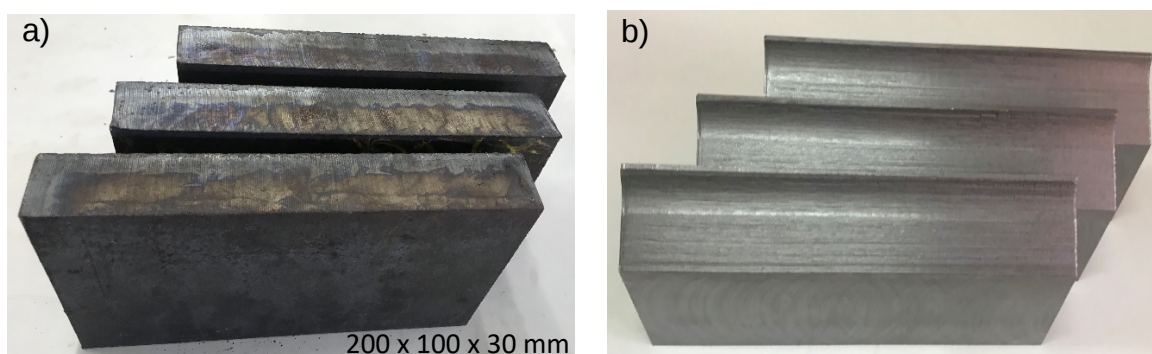
O outro metal de base utilizado na formação da junta soldada dissimilar foi o aço ASTM A36, que foi obtido na forma de chapas laminadas com dimensões 200 x 100 x 30 mm. A definição do formato e dimensões a serem empregados para o chanfro no aço ASTM A36, foram esteados em trabalhos da linha de pesquisa em desenvolvimento no Laboratório de Ensaios Mecânicos DEM/UFPB (ALMEIDA, 2014; COSTA, 2018; SILVA 2018) de modo a observar a espessura das chapas, a largura do cordão e a minimização do aporte de calor, sendo o chanfro do tipo J o mais adequado. O chanfro pode ser visualizado no desenho das Figura 45, respectivamente, bem como o ASTM-36 usinado em chanfro J na Figura 46 (b).

Figura 45 - Chapa de aço ASTM A36 com chanfro em J.



Fonte: SILVA, 2018.

Figura 46 - Chanfro usinado em J usinado no ASTM A-36.



Fonte: Autor, 2024.

Notas:(a) Chapa ASTM A-36 como adquirida. (b) Chapa ASTM A-36 com chanfro em J.

Embora o ASTM A-36 integralize a JSD, este material não figura na região a ser analisada – região da LF, ZTA e vizinhança relacionadas ao MB ASTM F22, logo nenhuma caracterização deste material foi realizada. Não obstante, a Tabela 3 apresenta a composição química do ASTM A-36 fornecida pelo fabricante.

Tabela 3 - Composição química, em % peso, do aço ASTM A-36.

Elemento	C	Si	Mn	P	Cu	Cr	Ni	S	Al	Nb
%	0,13	0,2	0,98	0,024	0,02	0,02	0,01	0,012	0,036	0,001

Ca	V	Ti	N	B	Sn	Pb
0,0015	0,004	0,002	0,0044	0,0002	0,001	0,002

Fonte: Fornecedor.

Para o aço A36, os valores de resistências características desse material, um aço estrutural comum, considera-se 250 MPa como limite de escoamento e 400 MPa para a tensão de ruptura obtidos da literatura.

3.1.2 Metal de adição

O metal de adição usado para a sobreposição (amanteigamento) foi a liga AWS ERNiCrMo-3, comercialmente denominado Inconel 625. Trata-se de um liga austenítica à base de níquel usada como material de amanteigamento em uniões compostas de flanges e componentes de sistemas mecânicos, assim como revestimento de componentes e estruturas devido à sua superior resistência a trincas por corrosão. O Inconel 625 foi adquirido na forma de arame sólido, cujo diâmetro de 1,2 mm. A composição química e as propriedades mecânicas deste material segundo o fabricante (Anexo B) podem ser observadas nas Tabela 4 e Tabela 5.

Tabela 4 - Composição química, em % peso, do arame AWS ERNiCrMo-3.

Elemento	Ni	Cr	Mo	C	Fe	Al	Nb	Si	Mn	P
%	64,31	22,34	9,13	0,01	0,19	0,09	3,51	0,06	0,01	0,003

S	Co	Ti	Cu	Mg	Pb	Ta	N
0,001	0,03	0,21	<0,01	0,009	<0,001	0,02	0,02

Fonte: Fornecedor.

Tabela 5 - Propriedades mecânicas do arame sólido AWS ERNiCrMo-3.

σ_E (MPa)		σ_{RT} (MPa)		Alongamento ($l_0 = 100\text{mm}$)	
mín	máx	mín	máx	mín	máx
1270	1480	1785	1790	1,0	2,0

Fonte: Fornecedor.

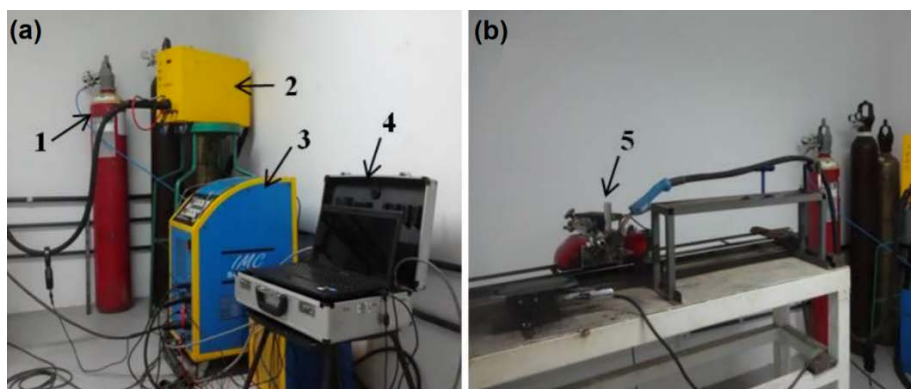
3.2 Elaboração das Juntas Soldadas Dissimilares

A fabricação das JSD foi efetuada em duas etapas. A primeira refere-se ao procedimento de amanteigamento e a segunda corresponde a etapa de fechamento da junta soldada. Para ambas, empregou-se a soldagem a arco com proteção gasosa (*Gas Metal Arc Welding* - GMAW), também conhecida como MIG (*Metal Inert Gas*). Afim de favorecer a qualidade dos cordões de solda, isto é, criar uma proteção contra a entrada de hidrogênio no material, utilizou-se uma mistura gasosa inerte de Argônio e Hélio, nas proporções de 75% e 25%, respectivamente.

Na Figura 47 (a), identifica-se os componentes básicos do processo de soldagem aplicado na fabricação das JSD: sistema de proteção gasosa (1); alimentador de arame (2); fonte de energia para soldagem (3) modelo DIGI Plus A7- ARM7 de 32bits / 450A; O sistema de aquisição e processamento de dados munido do *software* SAPV4.01 (4). A tocha de soldagem e sistema de deslocamento automático pode ser verificados na Figura 47(b).

As taxas de entrada de calor foram determinadas pelo monitoramento da saída de energia da fonte de alimentação do equipamento de soldagem em relação à velocidade de deslocamento do arco elétrico ao longo da peça de trabalho. As grandezas de velocidade do arame, voltagem, fluxo de gás e corrente foram monitoradas em tempo real e obtidas digitalmente através de gráficos.

Figura 47 - Sistema de soldagem automatizado.



Fonte: SILVA, 2018.

Notas:(a) sistema de proteção gasosa (1); alimentador de arame (2); fonte de energia para soldagem (3); sistema de aquisição, tratamento e indicação dos dados (4). (b) sistema de deslocamento automático da tocha (5).

3.2.1 1ª Parte – Amanteigamento e TTPS

Para o amanteigamento foi usado o aço ASTM A182 F22 no estado forjado. O enchimento foi executado via processo MIG com aplicação mecanizada.

A temperabilidade, isto é, suscetibilidade a trincas nas soldas de aço é indicada por um índice denominado carbono equivalente (CE). Esse índice permite avaliar a suscetibilidade de aços carbono e aços ligados sofrerem trincamento induzido por hidrogênio durante o processo de soldagem – formação de estrutura de martensita. No caso do MB considerado, para o cálculo do carbono equivalente adotou-se o índice CEP_{cm} , visto que é indicado para aços ARBL com porcentagem de carbono menor ou igual a 0,12% (API, 2012; ITO; BESSYIO, 1968). Desta forma, considerando a equação a seguir, foi determinado o valor do carbono equivalente especificado na Tabela 6, onde se verifica a alta sensibilidade do material.

$$CEP_{cm} = \%C + \frac{\%Si}{30} + \frac{\%Mn + \%Cu + \%Cr}{20} + \frac{\%Ni}{60} + \frac{\%Mo}{15} + \frac{\%V}{10} + 5\%B \quad (39)$$

Tendo como referência trabalhos desenvolvidos na mesma linha de pesquisa (ALMEIDA, 2014; SILVA, 2018; COSTA, 2018) definiu-se os parâmetros de soldagem mais adequados a essa operação. Na Tabela 6, são apresentados os principais parâmetros de soldagem relacionados ao procedimento de *buttering*. De modo a pormenorizar o processo de soldagem, determinou-se o aporte térmico fornecido na operação. Definido como a quantidade de energia fornecida à junta por unidade de comprimento, o aporte térmico também é chamado de energia de soldagem (MARQUES e MODENESI, 2014). Assim, na soldagem a arco a energia de soldagem pode ser expressa por:

$$H = \frac{VI}{v} \quad (40)$$

Onde H é a energia de soldagem (J/mm), V é a tensão no arco (V), I é corrente de soldagem (A) e v é velocidade de soldagem (mm/s).

Dentre os parâmetros apresentados na Tabela 6, destaca-se a temperatura de pré-aquecimento e interpasses – a fim de evitar taxas de resfriamento elevadas, a extensão energizada do eletrodo (*stickout*), o valor médio de aporte térmico e o carbono equivalente.

Tabela 6 - Parâmetros da solda de amanteigamento.

ASTM A182 F22	
Processo de soldagem	GMAW (MIG)
Espessura mínima do amanteigamento (mm)	9,5
Temperatura de pré-aquecimento (°C)	$280 \leq T \leq 340$
Temperatura de interpasse (°C)	$240 \leq T \leq 340$
Metal de adição	INCONEL 625
Diâmetro do arame (mm)	1,2
Gás de proteção (%)	Argônio 75% + Hélio 25%
Vazão média em m ³ /min	20
Aporte térmico médio (kJ/mm)	1,46
Corrente média (A)	198,79
Quantidade de cordões	16
Velocidade de alimentação do arame (m/min)	7
Tensão média (V)	25,80
Stickout (mm)	14
Velocidade de soldagem (cm/min)	21
Carbono equivalente do aço ASTM A182 F22 (%)	0,31

Fonte: Autor, 2024.

O controle da temperatura de pré-aquecimento e interpasse foi monitorado com um pirômetro ótico digital com fundo de escala de 1500°C. A peça foi previamente flangeada com barras laterais e frontais com intuito de garantir mais uniformidade na deposição ao longo da espessura e comprimento.

O metal de base amanteigado F22 / 625 é mostrado na Figura 48. Observa-se que o número de passes de sobreposição foi determinado a fim de garantir uma espessura do metal de solda de 9,5 mm e, assim evitar que o aço ASTM A182 F22 fosse submetido ao aporte térmico da solda de união. Portanto, foram depositados um total de 16 cordões de solda distribuídos em quatro camadas constituídas por quatro cordões. É possível notar a boa uniformidade dos cordões de solda, bem como, verifica-se a baixa quantidade de respingos do metal de adição.

Após a solda de amanteigamento, foram removidas as abas para uniformização de distribuição do MA. Em seguida, o material amanteigado foi submetido a um tratamento térmico pós solda (TTPS) para a atenuação dos níveis de dureza e tensões residuais.

TTPS típicos realizados na indústria correspondem a faixa de 5 a 10 horas (DODGE, 2014). A fim de manter uma base comparativas a outros trabalhos da mesma linha de pesquisa, foi definido um tempo de 6 horas para a realização de TTPS no MB amanteigado. Na Tabela 7 são apresentados os parâmetros aplicados no TTPS.

Figura 48 - Distribuição dos cordões de solda do amanteigamento ao longo do comprimento do metal de base.



Fonte: Autor, 2024.

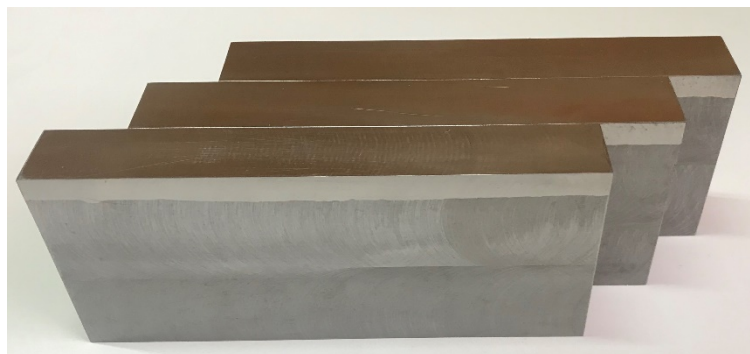
Tabela 7 - Parâmetros do TTPS.

ASTM A182 F22	
Taxa de aquecimento	20 °C/min
Temperatura	680 °C ± 10 °C
Tempo de permanência	6h
Resfriamento	Ar calmo

Fonte: Autor, 2024.

Após o TTPS, o MB amanteigado F22 / 625 foi usinado para remoção das camadas de óxidos, ajuste da espessura da camada amanteigada em 9,5 mm seguindo para o processo de união da JSD. Na Figura 49, tem-se a imagem da chapa amanteigada pronta para o processo de união com o aço ASTM- 36.

Figura 49 - Chapa de aço ASTM A182 F22 amanteigada pronta para soldagem de união.

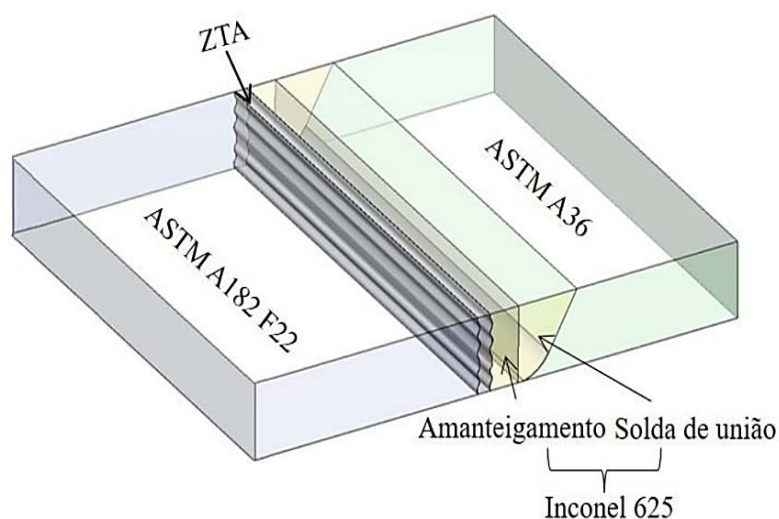


Fonte: Autor, 2024.

3.2.2 2ª Parte – Solda de união

A solda de fechamento com o aço estrutural de tubulação A-36, foi procedida através do processo MIG conforme desenho em perspectiva (Figura 50) da junta soldada dissimilar. O MA empregado no preenchimento da solda foi o mesmo utilizado na operação de *buttering*.

Figura 50 - Esquema da junta soldada dissimilar.



Fonte: SILVA, 2018.

Os parâmetros da solda de fechamento bem como do passe de raiz são detalhados na Tabela 8.

Tabela 8 - Parâmetros da solda de união.

ASTM A182 F22 com TTPS e ASTM A-36	
Processo de soldagem	GMAW (MIG)
Espessura mínima do amanteigamento (mm)	9,5
Temperatura de pré-aquecimento (°C)	$280 \leq T \leq 340$
Temperatura de interpasse (°C)	$240 \leq T \leq 340$
Metal de adição	INCONEL 625
Diâmetro do arame (mm)	1,2
Gás de proteção (%)	Argônio 75% + Hélio 25%
Vazão média em m ³ /min	20
Aporte térmico médio (kJ/mm)	1,24
Corrente média da solda de enchimento (A)	174,56
Tensão média da solda de enchimento (V)	24,90
Velocidade de alimentação do arame (m/min)	7
Stickout dos cordões de enchimento (mm)	14
Velocidade soldagem (cm/min)	21
Stickout do passe de raiz (mm)	19
Tensão média do cordão de raiz (V)	21,80
Corrente média do cordão de raiz (A)	203
Aporte térmico do cordão de raiz (kJ/mm)	1,26
Carbono equivalente do aço ASTM A182 F22 (%)	0,31

Fonte: Autor, 2024.

Com a mesma preocupação do amanteigamento, para se reduzir ao máximo a difusão do hidrogênio e as tensões residuais localizadas, decorrentes do processo de soldagem, foi utilizado um sistema de fixação capaz de reduzir significativamente a taxa de resfriamento por condução, cuja configuração encontra-se na Figura 51.

Figura 51 - Sistema de fixação.

Fonte: Autor, 2024.

Tanto o passe de raiz como o perfil dos cordões da solda de fechamento podem ser visualizados na Figura 52 (a).

Figura 52 – (a) Passe de raiz e perfil da solda de enchimento de uma das JSD ASTM A182 F22-Inconel 625-ASTM A36 (b) JSD retificada.



Fonte: Autor, 2024.

Após o processo de obtenção das juntas, estas seguiram para procedimentos de usinagem com o fito de ajustar as dimensões via fresamento, retificação e eletroerosão, conforme ensaios mecânicos e microestruturais a serem realizados. A Figura 52 (b) mostra a JSD retificada antes dos corpos de provas serem usinados. É possível observar a boa qualidade e nítida solidez, sem ocorrências de falta de fusão ou poros significativos.

3.3 Caracterização Microestrutural

A fim de melhor compreender as respostas mecânicas da Junta Soldada Dissimilar (JSD) e associar características microestruturais e mecânicas, a caracterização microestrutural baseou-se em análises de macrografia, microscopias óptica e eletrônica, além de ensaios de microdureza Vickers.

Tais análises foram restritas à região da solda, englobando a Zona Termicamente Afetada (ZTA), a Linha de Fusão (LF) e a região de amanteigamento (MS). Este fato decorreu da quantidade limitada de espécimes disponíveis, bem como da já estabelecida caracterização do ASTM A182 F22 (MB) e do Inconel 625 (MS) na literatura.

3.3.1 Metalografia

Para a análise metalográfica, amostras da JSD – na interface da junta soldada – foram preparadas, submetidas a processos de lixamento (com abrasivo à base de SiC #240 - #1200) e polimento, utilizando pasta diamantada de granulometrias 3, 1 e 1/4 μm . A fim de revelar

a microestrutura do MB – ASTM A182 F22, foi empregada uma solução de Nital a 2%, com imersão por 20 segundos. Por fim, aplicou-se um ataque eletrolítico, durante 25 segundos, utilizando uma solução de ácido crômico (10%) e uma tensão de 5 V para revelar a microestrutura do material do MS - Inconel 625.

3.3.2 Microscopia

A Microscopia Óptica (MO) e a Microscopia Eletrônica por Varredura (MEV), em conjunto com a análise por EDS, foram empregadas para investigar as microestruturas de interesse na região da solda do amanteigamento da JSD.

A obtenção das imagens via microscopia óptica foi realizada a partir de um microscópio Olympus BX41M – LED. As imagens foram registradas digitalmente pelo sistema próprio de aquisição de imagem do equipamento.

Para as análises realizadas de MEV, foi utilizado um microscópio TESCAN modelo VEGA 3 com região de foco em torno da interface dissimilar da solda de amanteigamento, destacando principalmente as características das Zonas Parcialmente Diluídas (ZPDs). Além disso, foi possível obter a configuração da composição química por meio do detector de energia dispersiva (EDS). O detector de elétrons secundários (SE) foi uma constante em todas as análises efetuadas.

3.4 Ensaio microdureza, tração e fractografia

3.4.1 Mapeamento de microdureza

Devido à escala fina das diversas microestruturas na zona de fusão de solda dissimilar, o teste de microdureza foi selecionado, para medir a variação na dureza através das interfaces aço-amanteigamento.

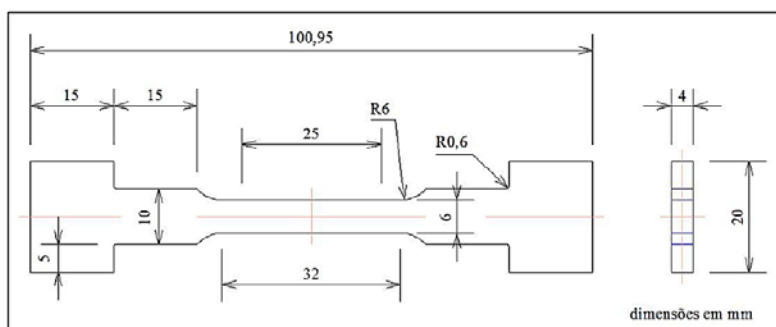
O mapeamento da microdureza foi gerado através de um dispositivo de dureza Vickers (Shimadzu modelo HMV-2 - equipado com ponta Berkovich) com uma carga de 100 gramas ($HV_{0,1}$) durante 10 s. O mapa de dureza abrangeu a ZTA do metal de base, a região limite de fusão e o metal de solda. Uma matriz de indentações 4 x 9, com um espaçamento de 500 μm entre as medições, foi posicionada de modo que 16 indentações destinaram-se ao MS e 20 indentações sobre o MB. As medições estenderam-se entre 15 e 60 μm no MB e MS realizadas nas proximidades do limite de fusão.

3.4.2 Ensaio de Tração

Para determinar as propriedades mecânicas das juntas soldadas dissimilares, foram conduzidos ensaios de tração conforme a norma ASTM E8/E8M (2009). Os ensaios dispuseram do Sistema de Ensaio da Máquina Ensaio Universal EMIC 100kN. A taxa de deformação foi mantida constante em 0,6 mm/min ao longo de todos os testes. Todas as amostras de JSD ensaiadas em tração estavam na condição de Tratamento Térmico Pós-Soldagem (TTPS) de 6 horas a 680°C. Foram testados 4 espécimes na condição sem hidrogenação e 5 espécimes na condição com hidrogenação (proteção catódica).

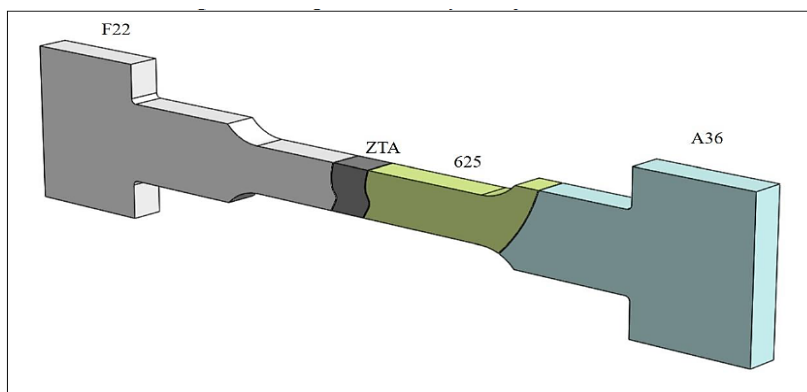
As dimensões adotadas para todos os espécimes ensaiados estão apresentadas de forma detalhada na Figura 53. Os espécimes da junta soldada, conforme ilustrado na Figura 54, foram extraídos de maneira que a linha de fusão entre o amanteigamento e o metal de base configurasse no centro do comprimento útil do corpo de prova, seguindo uma abordagem similar aos estudos conduzidos por Alves *et al.* (2020), Silva (2018) e Costa (2018) e Almeida (2014).

Figura 53 - Desenho mecânico do corpo de prova de ensaio de tração.



Fonte: SILVA, 2018.

Figura 54 - Espécime de tração da junta soldada.



Fonte: SILVA, 2018.

A fim de simplificar a correlação entre CPs, parâmetros e propriedades dos ensaios, adotou-se, para os ensaios de tração, a nomenclatura a seguir:

- CPTS1→ Corpo de Prova de Tração JSD sem hidrogenação 1;
- CPTH1→ Corpo de Prova de Tração JSD com hidrogenação 1.

Sendo assim, para as condições sem e com hidrogenação, a numeração citada acima varia de 1 a 4 e 1 a 5, respectivamente.

3.4.3 Fractografia

A análise fractográfica foi realizada em todas as amostras de tração da JSD, tanto nas condições sem hidrogenação quanto com hidrogenação. As superfícies de fratura foram examinadas por meio de detectores de elétrons secundários (SE) no equipamento Microscópio Eletrônicos de Varredura da TESCAN VEGA 3. Após a realização dos testes de tração, as amostras tiveram suas superfícies de fraturas protegidas com base até a realização da análise fractográfica. Para a remoção da camada protetora as amostras foram submetidas a um banho ultrassom em acetona, subsequentemente secas com ar quente. A partir dos registros das superfícies de fratura, análises foram conduzidas no sentido de buscar de características distintivas de fractografia.

3.5 Hidrogenação

Embora os componentes e estruturas de sistemas *offshore* possuam uma robusta proteção dos revestimentos, eles ainda são submetidos a uma eficiente proteção catódica contra corrosão. No entanto, esse processo, ao proteger as superfícies desejadas (cátodo), resulta intrinsecamente em reações químicas e eletroquímicas que envolvem uma alta concentração de átomos de hidrogênio. Potencialmente, a região exposta à proteção pode sofrer um vigoroso processo de fragilização por hidrogênio, levando a falhas súbitas e, em alguns casos, catastróficas.

Com o objetivo de investigar a fragilização por hidrogênio em função do tempo de dopagem da junta soldada dissimilar – ASTM A182 F22 previamente amanteigada com Inconel 625 e soldada ao aço ASTM A36 – as amostras foram submetidas ao processo de hidrogenação. Assim, um sistema celular de proteção catódica por corrente impressa foi

empregado de acordo com as recomendações da norma DNV-RP-B401:2010 (*Cathodic Protection Design*). As características desse processo são apresentadas na Tabela 9.

Tabela 9 - Características da proteção catódica.

Eletrólito	Potencial de Proteção	Anodo Inerte	Eletrodo de Referência	Tempo Contínuo de Hidrogenação
NaCl pH 7.0 Temp.: Amb.	-1.100 mV _{ERC}	Placa de Titânio Puro	Tipo Calomelando	504 horas

Fonte: Autor, 2024.

Portanto, as amostras foram imersas em uma solução de NaCl a 3,5% sob um potencial de -1100 mV_{ERC} por 504 horas antes do ensaio de tração, com controle do pH a 7. A carga potencioestática foi aplicada para simular a proteção catódica. O pré-carregamento com hidrogênio foi realizado em temperatura ambiente. Para mais detalhes sobre o aparato utilizado no sistema de hidrogenação, consulte o trabalho de Almeida (2014).

Após o período de dopagem, as amostras foram retiradas e imediatamente imersas em uma solução sulfeto de cobre para evitar a fuga de hidrogênio, até a realização dos ensaios mecânicos de tração, conduzidos a temperatura ambiente.

A escolha do pH 7 (neutro) decorre de uma sequência de trabalhos desenvolvidos no grupo de pesquisa, inicialmente para atender a uma demanda da Petrobras (ALMEIDA, 2014; SILVA, 2018; COSTA, 2018; SILVA, 2018).

4 RESULTADOS E DISCUSSÕES

Nesta seção, são apresentados os resultados decorrentes dos procedimentos e ensaios realizados na JSD ASTM A182 F22 / Inconel 625 / ASTM A-36.

4.1 Microestrutura

A caracterização metalúrgica é um aspecto importante deste tipo de JSD, pois destaca microestruturas suscetíveis a falhas associadas ao hidrogênio e mecanismos de trincas dominantes durante o processo de falha. A seguir, serão discutidos os microconstituintes presentes na junta soldada dissimilar Fe-Ni, com foco na caracterização microestrutural do metal base (ZTA) e do metal de solda Liga 625, na condição com TTPS. Dessa forma, serão analisadas a ZTA, a região de interface e a vizinhança da JSD estudada.

Os microconstituintes ZTAGG, penetrações nos limites dos grãos, crescimento planar, crescimento dendrítico celular e colunar, bem como redemoinhos do metal de solda, integram o rol de estruturas ou formações típicas de uma JSD à base de aço-Ni (BOURGEOIS, 2015).

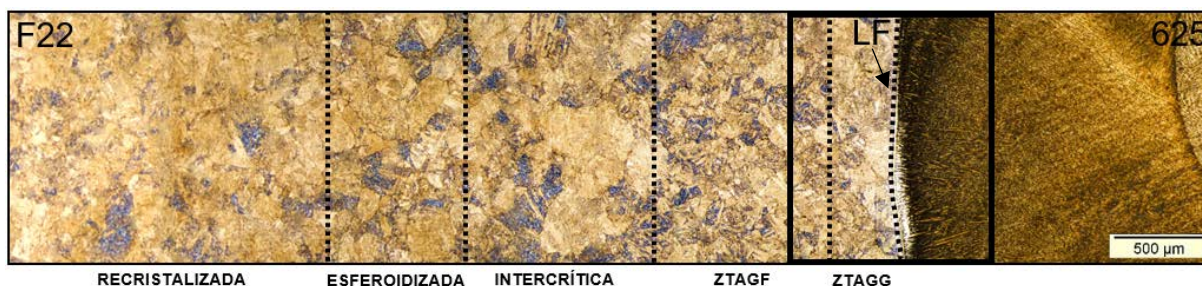
Visto que a região em torno da interface é, potencialmente, um local de nucleação e propagação de trincas induzidas e/ou assistidas por hidrogênio, devido às mudanças de composição química e microestrutura nessa região (ALEXANDROV *et al.*, 2012; BEAUGRAND, SMITH E GITTO, 2009; DODGE *et al.*, 2014; FENSKE *et al.*, 2012), essa recebeu maior enfoque. A análise de cada zona ou macro segregação presente na JSD consistiu na caracterização microestrutural e química por meio de microscopia óptica (MO) e microscopia eletrônica de varredura (MEV).

4.1.1 Zona Termicamente Afetada

O processo de soldagem induz alterações microestruturais as quais resultam em uma região de ZTA matizada. Esta, em decorrência de características microestruturais associadas ao histórico térmico local, pode ser dividida em diferentes subzonas (FENSKE, 2010).

Dentro da zona termicamente afetada de um aço, é possível identificar as diversas subzonas microestruturais: uma região de grãos grossos (ZTAGG), seguida por uma região de grãos finos (ZTAGF), intercrítica (ZTAI), esferoidizada, e uma região recristalizada na subzona mais afastada da linha de fusão (LAWRENCE, 2005; SHARMA; MAHESHWARI, 2017). A Figura 55 apresenta as subzonas para o caso da ZTA da JSD ASTM A182 F22 / Inconel 625 / ASTM A-36.

Figura 55 – Microestrutura na ZTA e metal de solda solidificado após procedimento de soldagem.



Fonte: Autor, 2024.

A ZTA é uma região em que não ocorre fusão do material; apenas transformações no estado sólido são promovidas. Na Figura 55 a subzona da ZTA adjacente à LF constituída de grãos grosseiros ou grãos maiores denomina-se ZTAGG. Esta subzona suporta as temperaturas mais altas por mais tempo, visto sua localização, proporcionando tempo e temperatura suficientes para formação de grãos a partir da formação de fase γ (austenita – CFC). Após o processo de soldagem, ou seja, diversos aportes térmicos em virtude de múltiplos passes, a ZTAGG contém principalmente martensita não revenida junto com bainita (BOURGEOIS, 2015), sendo, após o TTPS, transformadas em martensita revenida (troostita) e ferrita widmanstätten (SILVA, 2018).

Na região seguinte, a qual não fora submetida a temperatura e tempo suficientes a um crescimento significativo dos grãos, formou-se uma granulação fina (ZTAGF). A sub zona intercrítica apresenta alguns grãos austenitizados e refinados, enquanto outros não. Essa é uma região caracterizada por uma transformação parcial da estrutura original do metal base. Na região esferoidizada, devido às temperaturas experimentadas inferiores à temperatura crítica inferior (A_{C1}), não há ocorrência de fase martensítica, e os grãos apresentam precipitações esféricas de Fe_3C em oposição à placa (apresenta pequenas alterações microestruturais visíveis). Por fim, tem-se na sub zona recristalizada, em virtude da faixa de temperatura experimentada, a remoção de defeitos cristalinos ora presentes (DODGE, 2014; SHARMA; MAHESHWARI, 2017).

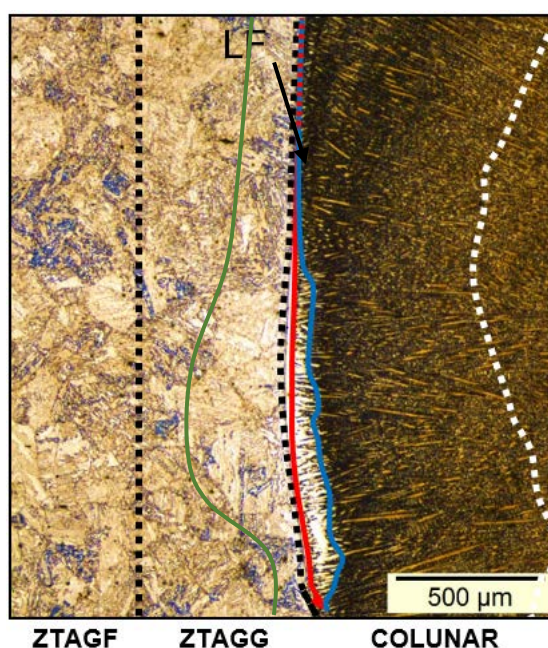
Segundo Fenske (2010) e Dodge (2014), a extensão de cada subzona é definida pelo ciclo térmico (histórico termomecânico do material e variáveis de soldagem) e pela microestrutura do material (composição, tamanho do grão original, presença de precipitados e solubilidade etc.) influenciando assim no tamanho total da ZTA. No caso da junta em questão, a região da ZTA concentra-se em uma faixa de aproximadamente 4 mm, partindo

da LF em direção ao MB, conforme também referenciado na literatura (ALMEIDA, 2014; SILVA, 2018).

4.1.2 Interface e vizinhança da junta soldada dissimilar

Na região adjacente à interface da solda, devido às suas características químicas, térmicas e, conseqüentemente, microestruturas heterogêneas, podem ser identificadas diversas formações resultantes da interação entre o metal base (MB) e o metal de solda (MS), conhecidas como zonas parcialmente diluídas (ZPDs). Na Figura 56 (detalhe da Figura 55), seguindo uma direção de análise para o MS, é possível observar delimitações que representam diferentes zonas, tais como Δ (verde - LF), Φ (LF - vermelha), Π (vermelha - azul) e zona 6 (a partir da linha azul), em consonância a nomenclatura proposta por Beaugrand, Smith e Gittos (2009) (Seção 2.1.1.3). Detalhes sobre regiões próximas à LF serão discutidos posteriormente.

Figura 56 – Imagens MO da microestrutura na ZTA e metal de solda solidificado após procedimento de soldagem, detalhe da Figura 55.

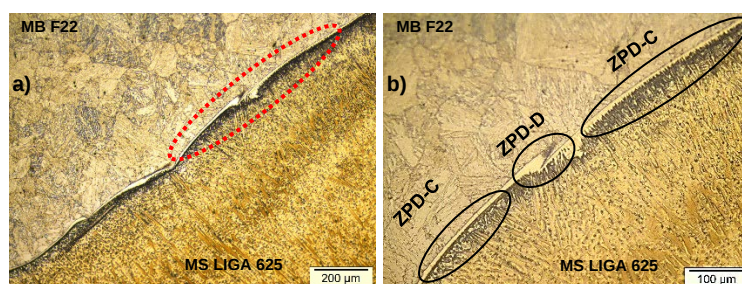


Fonte: Autor, 2024.

Para além das zonas já indicadas, ocorrem as presenças das zonas M e outras fases (macro segregações) já definidas na literatura (ALMEIDA, 2014; DAI, 2018; SILVA, 2018). Nesse sentido, a Figura 57 apresenta registros de amostras analisadas, onde é possível

observar regiões interfaciais consistentes com diversos outros estudos (ALMEIDA, 2014; DODGE, 2014; SILVA; 2018; DAI, 2018).

Figura 57 - Imagens de MO da interface ASTM A182 F22 / Inconel 625. a) interface da JSD e b) ZPD contínua e descontínua exibindo respectivas zonas planar austenítica.



Fonte: Autor, 2024.

Na figura acima, são ilustradas morfologias das estruturas de solidificação, as quais são amplamente divididas em duas ZPDs: contínuas (ZPD-C) e descontínuas (ZPD-D). O detalhe em vermelho (Figura 57 (a)) demarca a região ampliada na Figura 57 (b). Ao observar as transições de ZPDs contínuas, tem-se uma ZTAGG ferrítica até o limite de fusão. A solidificação do MS, inicialmente, formou uma faixa de banda austenítica de 10-20 µm – aparentemente livre de partículas, denominada zona planar ou “zona sem características”. Na sequência, carbonetos à base de Nb e Mo formados, possivelmente devido a uma rápida transição de crescimento planar para celular, situam-se entre os braços dendríticos, evoluindo, por fim, para um crescimento dendrítico-celular (DODGE, 2014).

Com relação às ZPDs descontínuas, as formações (macrosegregações) geram distúrbios na interface ora contínua. A Figura 57 (b) mostra uma ZPD-D resultante da diluição do MB que penetrou no MS, formando uma região rica em martensita. Tais formações são discutidas em seções posteriores

4.1.2.1 Metal de base – Zona Δ

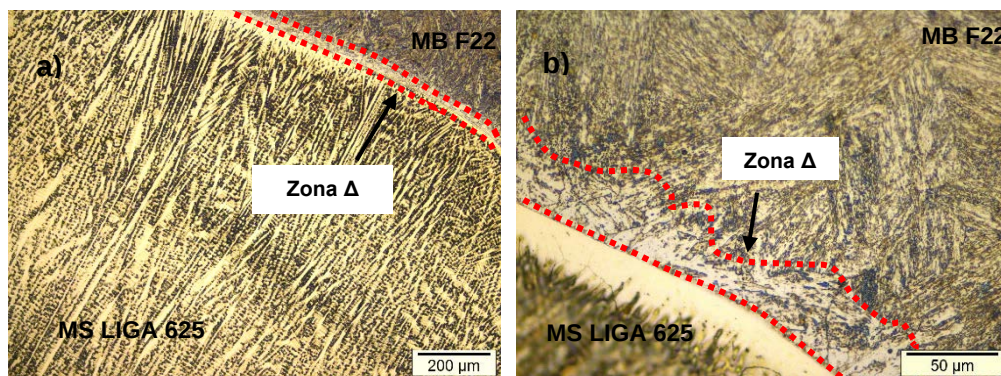
A Zona Termicamente Afetada de Grãos Grossos (ZTAGG) situa-se na vizinhança da linha de fusão, e embora não seja uma região de metal fundido, sua microestrutura é alterada devido ao ciclo térmico do processo de soldagem. Aproveitando os mecanismos de transformação, limite de grão e precipitações, os aços F22 conseguem alcançar boas propriedades mecânicas, como resistência, tenacidade e ductilidade, especialmente para aplicações submarinas.

A região de grãos grosseiros é submetida a temperaturas acima de A_{c3} por um curto período de tempo, resultando no crescimento dos grãos e na formação de martensita não temperada. Tal combinação pode reduzir a tenacidade e a ductilidade do MB. Portanto, TTPS são aplicados no intuito de aumentar a tenacidade e ductilidade da solda, além de aliviar tensões como preconiza NACE MR0175.

Os TTPS são empregados em temperaturas próximas à temperatura A_{c1} por longos períodos para reverter as microestruturas martensíticas. No entanto, é importante observar que o TTPS pode levar à difusão de carbono na região de transição da solda, causando a formação de microestruturas suscetíveis a falhas por hidrogênio (BOURGEOIS, 2015).

A faixa delimitada (Figura 58 (a) e (b)) no metal base evidencia a zona Δ , uma região de grãos grosseiros mais clara devido à descarbonetação resultante do TTPS. Essa região é constituída principalmente de ferrita e/ou austenita retida (SILVA, 2018), com uma extensão registrada de aproximadamente 25 a 70 μm . A microestrutura subsequente ao TTPS apresenta uma morfologia revenida. Este processo tem sido relacionado a diversos carbonetos, notadamente, a saber, M_6C , M_7C_3 e $M_{23}C_6$ (SILVA, 2018).

Figura 58 – Microestrutura do MB (ZTA) aço ASTM A182 F22 após TTPS.



Fonte: Autor, 2024.

Tais carbonetos desempenham um papel crucial nas propriedades mecânicas e na resistência à corrosão do material, influenciando diretamente o comportamento durante o serviço em ambientes agressivos, como os encontrados em aplicações submarinas (BOURGEOIS, 2015).

Com base nos estudos de Baker e Nutting (1959) *apud* Dai e Lippold (2017), ao considerar um TTPS de 6h à 680°C, há um favorecimento na formação de carbonetos

associados ao aço ASTM A182 F22 em condições temperado e revenido. Destacam-se, nesse contexto, a presença notável de Fe_3C , Cr_7C_3 e Mo_2C .

A fragilização observada em junta soldada Fe-Ni, quando submetida à hidrogenação, provavelmente está associada à presença desses carbonetos, em especial o Fe_3C e o M_7C_3 , normalmente observados na interface dessas JSDs. No entanto, essa associação demanda uma investigação mais detalhada com técnicas de caracterização de maior resolução, como a microscopia eletrônica de transmissão (SILVA, 2018).

4.1.2.2 Zona planar (Φ) e dendrítica celular (Π) e dendrítica colunar

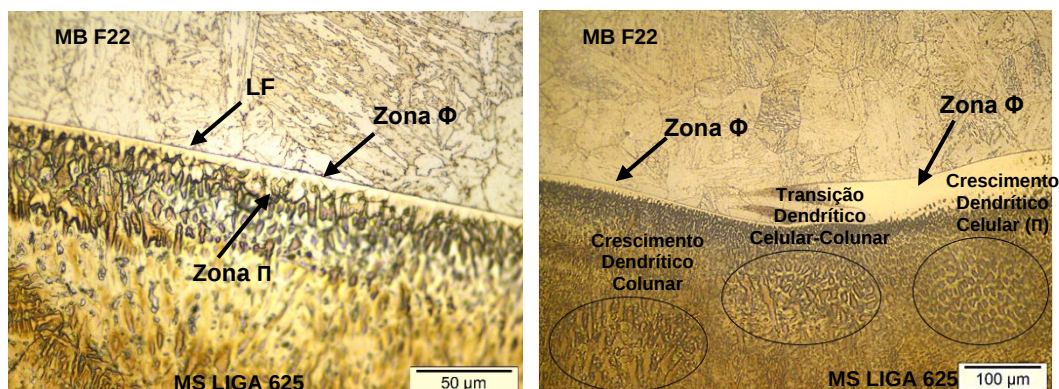
Limitando a zona de transição no lado MS da linha de fusão, uma faixa de solidificação planar de largura variável se estabelece, mormente registrando uma variação entre 3 e 5 μm em muitos processos de soldagem, sendo conhecida como zona Φ (BOURGEOIS, 2015), facilmente distinguível na Figura 59, situada entre a interface (LF) da JSD e a região de estruturas dendríticas celulares (Π).

Quando observada em baixa ampliação, a zona de crescimento planar (Φ) nesta região da solda parece não apresentar características microestruturais distintas. Estas características decorrem da baixa taxa de crescimento de solidificação e alto gradiente térmico (DODGE, 2014; BOURGEOIS, 2015).

Completamente austenítica, a região de crescimento planar, de fato, apresenta solidificação epitaxial através do limite de fusão (ALEXANDROV *et al.* 2013). Tal região dispõe de um acentuado gradiente de composição, o qual muda rapidamente da composição do MB para a composição do MS à base de níquel.

Durante o TTPS, a região de crescimento planar é a área da solda onde o carbono se difunde do aço em direção ao MS. Tal qual a ZTAGG, a zona de crescimento planar é uma região da suscetível a fragilização por hidrogênio, pois é um local de acumulação de carbono, o que eleva valores de dureza a patamares críticos (BOURGEOIS, 2015).

Figura 59 - Microestrutura, zonas planar (Φ), dendrítica celular (Π) e dendrítica colunar da interface da solda de amanteigamento.



Fonte: Autor, 2024.

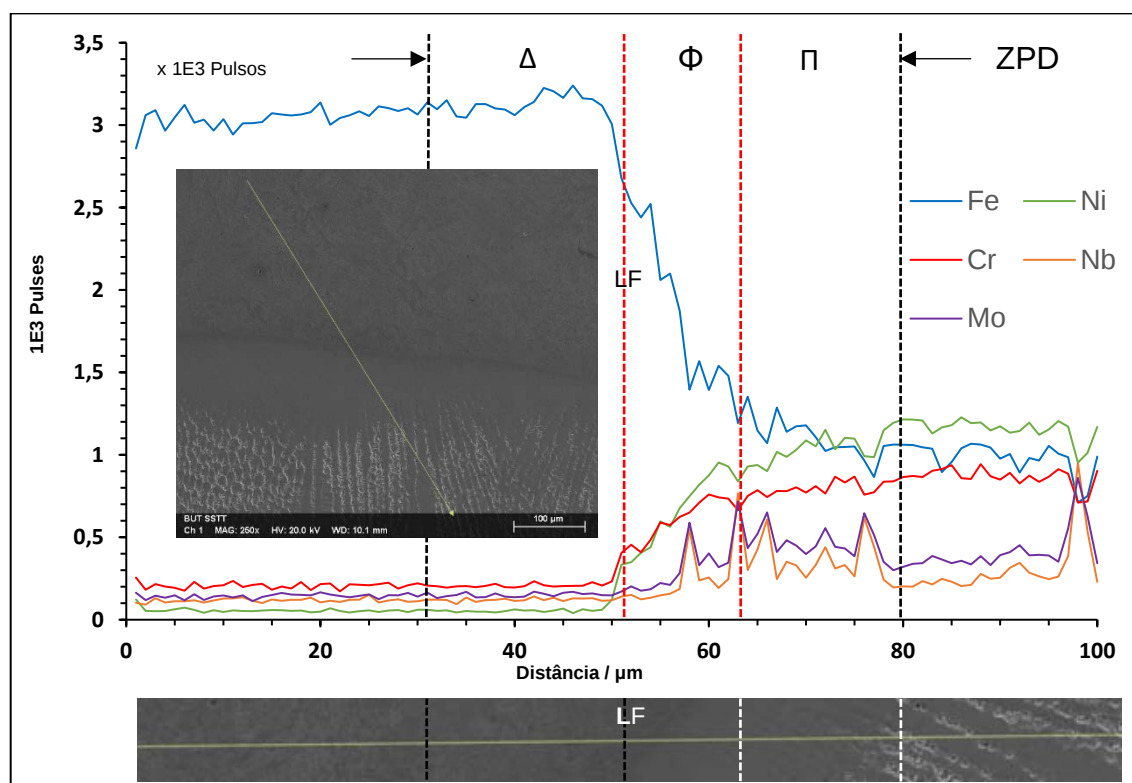
Menores espessuras da zona Φ inibem a formação de carbonetos do tipo Cr_7C_3 nesta região (DODGE *et al.*, 2014). Esses carbonetos favorecem a fragilização por hidrogênio, uma vez que podem atuar como sítios aprisionadores de hidrogênio e se apresentar na interface de JSD do tipo Fe-Ni, como observado por Beaugrand, Smith e Gittos (2009).

Continuando no lado rico em Ni da interface de solda, quando as condições de crescimento planar são interrompidas, a região de solidificação planar evolui para uma estrutura dendrítica celular. Trata-se, de uma região inteiramente austenítica, a qual possui uma composição equilibrada entre o MB e o MS, com precipitados finos de Nb e Mo formando-se entre os limites das células, como descrito por Fenske (2011) e Alexandrov *et al.* (2013).

Com o objetivo de investigar a composição das zonas parcialmente diluídas (ZPDs), foram realizadas análises via EDS para avaliar o comportamento da composição química na interface dissimilar das soldas amanteigadas. Os resultados, apresentados nas Figura 60 e 61, consistem em gráficos EDS obtidos para varredura em linha e mapeamento, respectivamente, conforme as imagens SE. A Figura 60, delimitado pelas linhas tracejadas, indica um gradiente de composição na ZPD.

A partir da análise da Figura 60, observa-se um decréscimo gradual do teor de Fe, iniciando próximo à 50 μm , acompanhado por um aumento composicional de Ni e Cr, enquanto Mo e Nb apresentam pequeno incremento como alguns pontos de picos. No ponto de 78 μm , verifica-se que a ZPD é composta por teores de Ni, Cr e Fe próximos.

Figura 60 – EDS varredura em linha na interface da solda de amanteigamento TTPS.

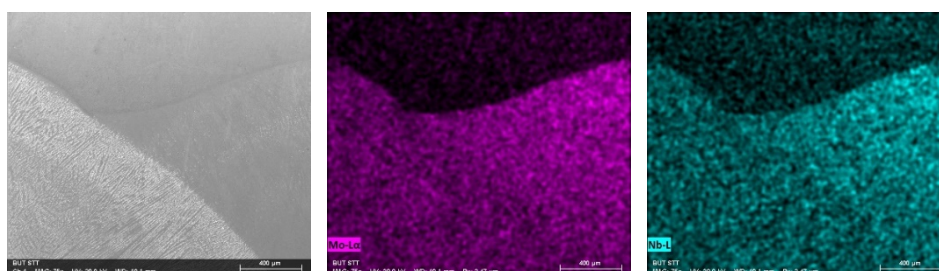


Fonte: Autor, 2024.

A imagem (SE) ampliada localizada abaixo do gráfico ilustra a variação de microestrutura ao longo da região de interface da JSD.

Na Figura 61, é possível observar a região do MS Inconel 625, sem diluição do metal base, cujo mapa mostra expressivos teores de Mo e Nb. Os ensaios EDS-MEV, por meio de escaneamento de linha e mapas, confirmam a presença de Nb e Mo nas zonas dendríticas (Φ e Π), coadunando com a composição esperada na ZPD / MS Inconel 625, conforme demonstrado nas Figura 60 e 61.

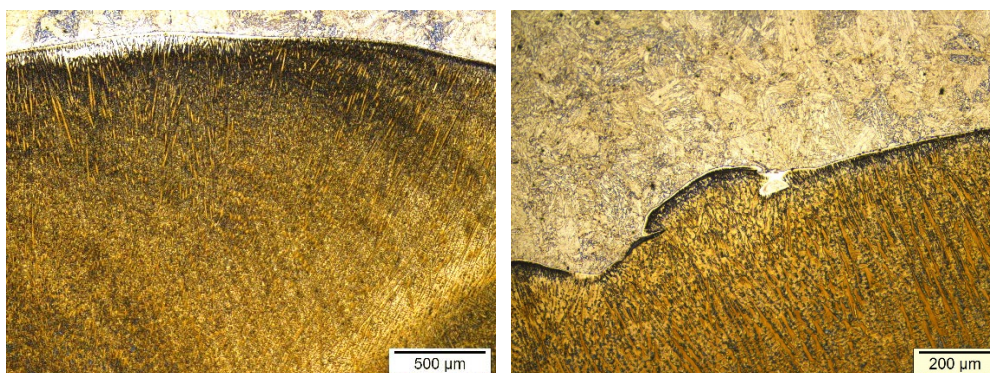
Figura 61 – EDS mapeamento da interface da solda de amanteigamento com TTPS.



Fonte: Dados da pesquisa, 2024

Subsequente à região dendrítica celular, tem-se a região dendrítica colunar a qual pode ser observada na Figura 62. Esta região caracteriza-se por uma estrutura de grão que se assemelha a colunas, apresentando uma diluição de MB relativamente baixa em comparação com a região mais próxima à LF (primeiro cordão de solda). A natureza colunar da estrutura do grão resulta da solidificação ao longo da direção preferencial de crescimento do metal de solda. Semelhante à região dendrítica celular, a região colunar também exibe precipitação de carbonetos ricos em Nb e Mo entre os limites dos dendritos (ALEXANDROV *et al.*, 2013; DODGE *et al.*, 2014).

Figura 62 - Microestrutura, região dendrítica colunar da solda de amanteigamento.



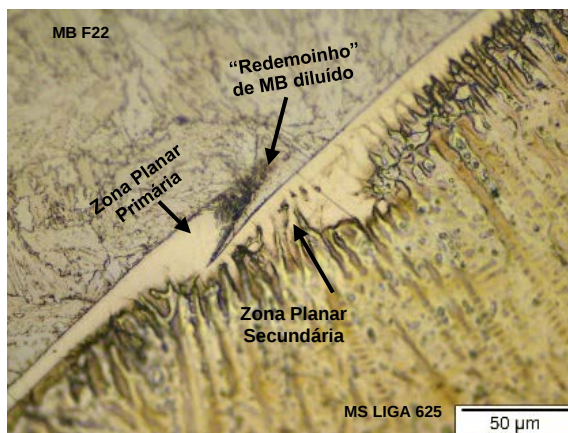
Fonte: Autor, 2024.

4.1.2.3 Zona M

Regiões de composições segregadas também podem ser observadas em escalas maiores, denominadas macrosegregação, resultado de uma diferença significativa na composição do MS (DODGE, 2014; SILVA, 2018; YANG; KOU, 2007a). Outro fator que pode contribuir para a macrosegregação, em processos de múltiplos passes, decorre da diferença de diluição do metal de base do primeiro cordão de soldagem em relação aos cordões subsequentes depositados (ESTES; TURNER, 1964). A macrosegregação é um importante fator na união de materiais dissimilares, uma vez que pode favorecer o surgimento de trincas por hidrogênio e corrosão sob tensão (YANG; KOU, 2007b).

Na Figura 63, entre a microestrutura do MB – martensítica ripada (BOURGEOIS, 2015) – e a região de solidificação planar (MS), observa-se uma região descontínua mais escura, denominada "redemoinho", resultante da agitação causada na poça de fusão durante o processo de soldagem.

Figura 63 – Imagens de MO da interface ASTM A182 F22 / Inconel 625. ZPD descontínua, “redemoinho” de MB que penetrou no metal de solda.

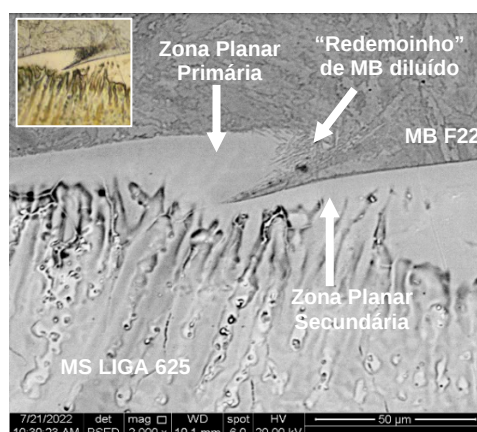


Fonte: Autor, 2024.

O “redemoinho” (Figura 63) se constitui de uma diluição do MB no MS, formando uma “península” rica em martensita. Abaixo do redemoinho, no metal de solda, observa-se uma estrutura de solidificação plana, tal qual ocorre com o MS invadido, originando regiões planas primárias e secundárias, ambas com gradiente de solidificação do MB para MS não diluído. Na Figura 64, a partir de imagens SE-MEV, observa-se claramente a diluição do metal base no metal de solda.

É possível notar na área de diluição indicada uma mistura sólida entre o MB e o MS. Essa ocorrência não se restringe apenas a regiões com ZPDs descontínuas; há também registros, desta formação, entre o metal base de Fe e a região de solidificação planar (BOURGEOIS, 2015).

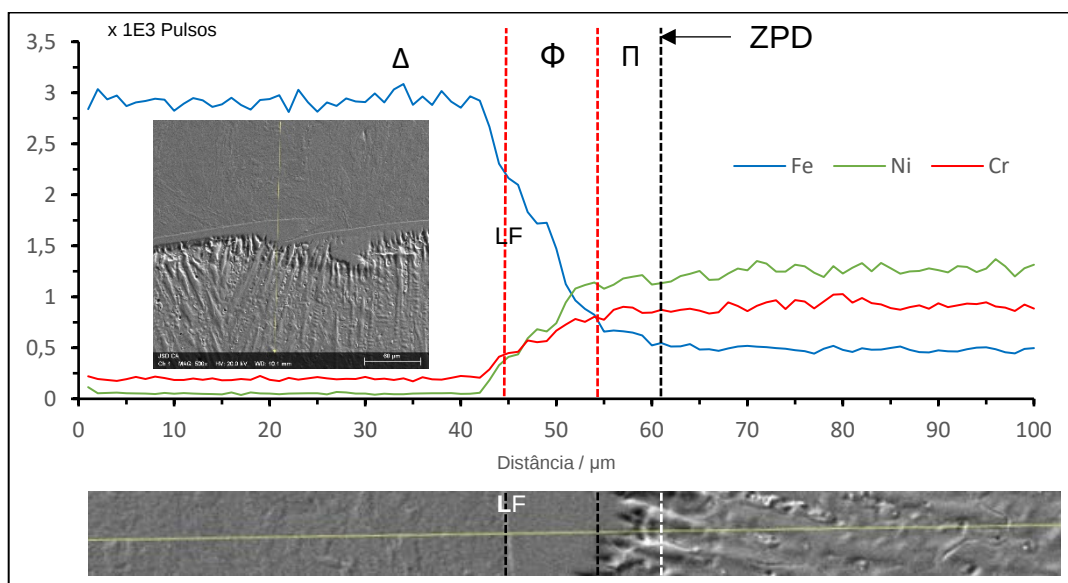
Figura 64 – Imagens de elétrons secundários MEV da interface ASTM A182 F22 / Inconel 625: “redemoinho” de MB que penetrou no metal de solda.



Fonte: Autor, 2024.

A (re)solidificação, após uma mistura incompleta, confere ao MB características intermediárias entre microestruturas CCC e CFC (ALEXANDROV *et al.*, 2013). Em conjunto, varredura de linha e mapeamento EDS foram realizados na região do redemoinho (Figuras 65 e 66).

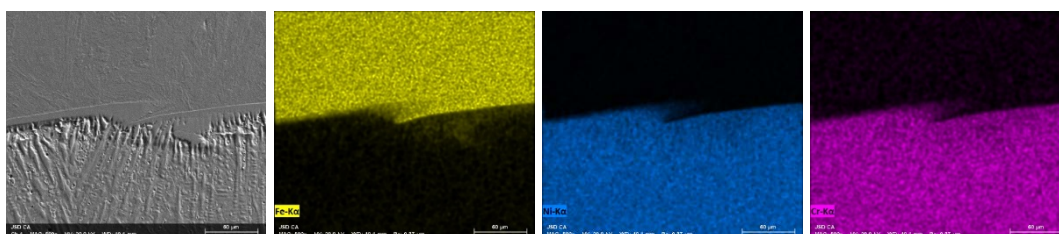
Figura 65 – EDS varredura de linha da região do redemoinho na ZPD-D.



Fonte: Autor, 2024.

A varredura de linha (Figura 65) apresenta a variação composicional na região do redemoinho. Embora uma região de distúrbios, os níveis de Fe, Ni e Cr se mostram dinamicamente semelhantes à região de transição MB/MS de uma ZPD-C.

Figura 66 - EDS da interface da solda de amanteigamento TTPS.

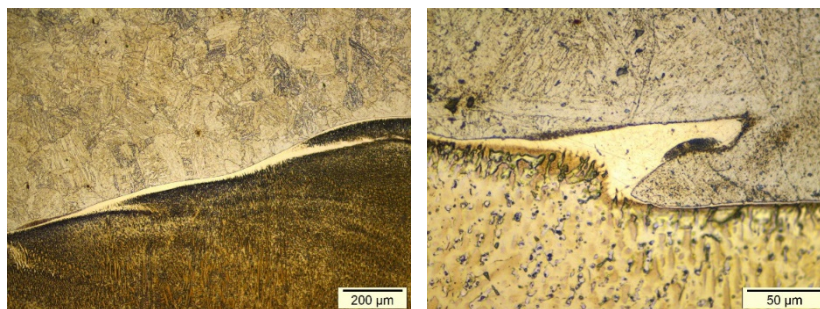


Fonte: Autor, 2024.

Na Figura 66 nota-se teor significativa de Fe na região do redemoinho em virtude da diluição do MB no MS. Ademais, é importante notar que a solidificação ao redor de um redemoinho de metal de solda é plana (Figura 67), aumentando assim a região de

crescimento planar além dos volumes normais (BOURGEOIS, 2015), conforme demonstrado na figura abaixo.

Figura 67 - Região de crescimento planar anormal na interface da solda de amanteigamento.



Fonte: Autor, 2024.

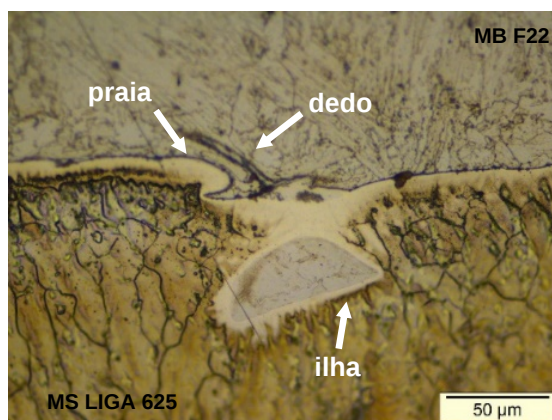
4.1.2.4 Outras formações

Na região de transição entre ZTAGG (MB) e MS, observam-se estruturas denominadas "dedos", que são formações do metal sólido (MS) que penetram alguns microns nos contornos de grão da austenita anterior no MB durante o processo de soldagem. Esse fenômeno pode ser explicado como uma microestrutura na qual o metal de adição à base de Ní molha completamente os limites de grãos de austenita anterior do MB. Assim, forma-se uma microestrutura em que o metal de adição da Liga 625 se projeta no aço forjado além da linha de fusão. A Figura 68 ilustra exemplos dessas penetrações.

Durante esse processo, ocorre uma diferença de 150°C entre as temperaturas *liquidus* do MB e MS. Deste modo, o MS líquido, auxiliado pela convecção da poça de fusão, se projeta em direção ao MB sólido, nos limites dos grãos da ZTA exposto à frente de solidificação. Alexandrov *et al.* (2013) caracterizaram a microestrutura dessas projeções como austenítica (CFC). Semelhante à região de crescimento planar, tais projeções nos limites dos grãos parecem “sem características”, embora destaquem contornos de grãos internos (BOURGEOIS,2015). No entanto, JSDs com MB F22 apresentam uma baixa ocorrência dessas projeções quando comparadas com outras juntas da mesma classe (FESNKE *et.al*, 2013; BOURGEOIS,2015).

Em função do grau de diluição na poça de fusão, outras formações de ZPD descontínua, como “praias”, “ilhas” e “dedos”, podem ser observadas nas proximidades da Linha de Fusão (LF), conforme descrito na Seção 2.1.1.3. A Figura 68 ilustra exemplo dessa formação em mais detalhe.

Figura 68 – Ocorrência de formações diversas na interface da solda de amanteigamento.



Fonte: Autor, 2024.

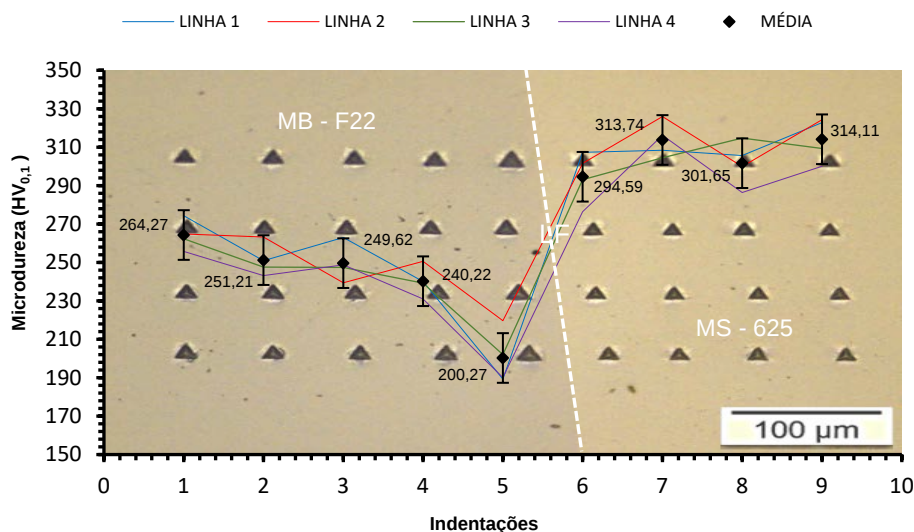
É possível, também, notar outra formação observada na junta soldada denominada "ilha", conforme apresentado na Figura 68. Esta formação mostra uma microestrutura do metal base circundada pelo metal de solda. Tais formações decorrem de mecanismos discutidos já Seção 2.1.1.3. em função da diferença de Temperatura Liquidus de ambos os materiais.

4.2 Microdureza

Para identificar o perfil de microdureza na interface da Junta Soldada Dissimilar (JSD), foi realizado um procedimento de mapeamento dessa propriedade. Indentações foram efetuadas na proximidade da Linha de Fusão (LF) da junta soldada, partindo do Metal Base (MB) em direção ao Metal de Solda (MS).

4.2.1 Microdureza: Mapeamento

O mapeamento microdureza foi composto por uma matriz de 4 x 9 indentações seguindo as especificações da ASTM E384 em relação ao espaçamento, faixas de carga e validade dos recuos. A Figura 69 apresenta o perfil de microdureza para a amostra da solda de amanteigamento.

Figura 69 – Perfil de microdureza na região de interface da solda de amanteigamento.

Fonte: Autor, 2024.

Os resultados de microdureza (Figura 69) indicam um perfil médio conforme as marcações em preto com respectivo erro (desvio) padrão. Observa-se dois patamares de dureza, um menor para o MB e outro superior para o metal solda. Um valor mínimo no MB-F22 de 200,27 $HV_{0,1}$; e máximo no MS-625 de 314,11 $HV_{0,1}$. A Tabela 10 contém os valores obtidos no mapeamento.

Tabela 10 – Microdureza na interface da solda de amanteigamento.

INDENTAÇÕES	1	2	3	4	5	6	7	8	9
LINHA 1	274,28	250,90	262,95	240,10	189,27	307,28	308,40	305,60	322,78
LINHA 2	264,78	263,22	239,41	250,60	219,68	301,58	325,94	299,92	324,28
LINHA 3	262,28	247,59	247,38	239,22	202,04	293,10	304,43	314,72	309,34
LINHA 4	255,73	243,11	248,74	230,96	190,09	276,41	316,18	286,36	300,06
MÉDIA	264,27	251,21	249,62	240,22	200,27	294,59	313,74	301,65	314,11
DP	7,69	8,62	9,79	8,05	14,19	13,45	9,48	11,88	11,53

Fonte: Autor, 2024.

Assim têm-se valores médios de 241,12 $HV_{0,1}$ para o MB e 306,02 $HV_{0,1}$ para o MS, com 9,67 $HV_{0,1}$ e 11,59 $HV_{0,1}$, respectivamente, de desvio padrão. Os resultados de dureza da ZTA mostram-se próximos aos 250 $HV_{0,1}$ especificados pela norma NACE MR 0175, como base em margem de erro em torno de 5%. Valores maiores de dureza sugerem comportamento mais fragilizado do material. Esses resultados estão em concordância com os dados obtidos nos ensaios de tração, conforme será detalhado na seção seguinte.

4.3 Propriedades Mecânicas

As propriedades mecânicas da junta soldada dissimilar F22/INCONEL625/A36 foram obtidas através do ensaio de tração. A partir deste, também foi possível investigar a influência do hidrogênio, em função do ciclo de hidrogenação – em decorrência da proteção catódica, no comportamento estrutural da junta soldada dissimilar estudada neste trabalho.

Para o seguimento da análise, vale destacar alguns aspectos da JSD confeccionada nesta pesquisa: o comprimento da ZTA registrou cerca de 4 mm e descontinuidades (pontuais) observadas se deram em nível insignificante, logo, não exerceram influências sobre os resultados obtidos.

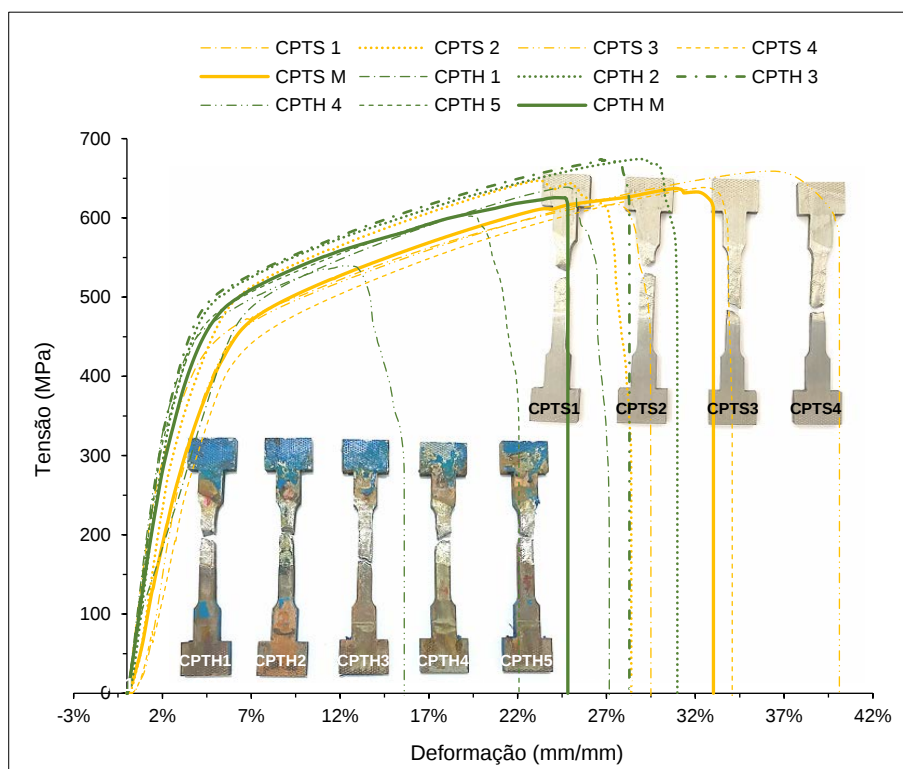
4.3.1 Ensaio de Tração

Os resultados dos ensaios de tração relacionados a junta F22/INCONEL625/A36 são apresentados na condição sem e com hidrogenação em proteção catódica a $-1.100 \text{ m V}_{\text{ERC}}$. Os corpos de provas (CPs) após ciclo de hidrogenação, foram banhados em solução de sulfato de cobre para evitar a evasão de hidrogênio por difusão, até o momento da realização dos ensaios de tração.

A Figura 70 exhibe as curvas tensão-deformação de engenharia (com suas respectivas imagens dos CPs) para as amostras sem hidrogenação (amarelo) e com hidrogenação (verde).

As curvas contínuas (Figura 70) representam as médias das curvas tensão-deformação para cada condição de amostra. Observa-se uma tendência de redução da deformação específica nas amostras submetidas à proteção catódica (hidrogenação).

Figura 70 – Curvas tensão-deformação de engenharia e corpos de prova de tração com hidrogenação rompidos.



Fonte: Autor, 2024.

A Tabela 11 apresenta os resultados das propriedades mecânicas da JSDs obtidas nos ensaios de tração, juntamente com os locais de falha correspondentes, para as condições sem e com hidrogenação.

Ao comparar as amostras CPTS e CPTH (Tabela 11), observa-se diferentes variações entre as propriedades mecânicas obtidas. A Tensão de Escoamento na condição com hidrogenação registrou um aumento de aproximadamente 9,77%, indicando uma maior resistência inicial em cotejo com a condição não dopada com H. No entanto, a Tensão Última de Resistência mostrou uma ligeira redução de cerca de 2,17% para as amostras submetidas à proteção catódica. A propriedade de alongamento, que reflete a capacidade do material de se deformar antes da falha, apresentou uma significativa diminuição de aproximadamente 24,24% na condição com hidrogenação. De maneira semelhante, a estricção referente às amostras CPTH experimentou uma degradação, de aproximadamente 25,84%, sugerindo uma menor capacidade de redução de área antes da falha. Quanto à energia absorvida até a falha – tenacidade, as amostras CPTH registraram uma redução média de cerca de 23,76%

em relação àquela sem hidrogenação. Essa variação destaca uma menor capacidade dos CPTHs em absorver energia durante o processo de deformação.

Tabela 11– Ensaio Tração: Propriedades Mecânicas Junta ASTM A182 F22/Inconel 625/ASTM A36.

Corpo de Prova	Tensão de Escoamento (MPa)	Tensão Última de Resistência (MPa)	Alongamento	Estricção	Energia (J)	Local da Falha
CPTS01	428,63	614,42	29,50%	14,80%	89,94	MS
CPTS02	475,71	646,46	28,40%	23,55%	89,31	MS
CPTS03	446,17	658,67	40,11%	23,73%	128,56	LF
CPTS04	417,75	635,58	34,08%	23,82%	101,69	MS
CPTS Média	442,06	638,78	33,02%	21,48%	102,38	-
CPTH01	475,96	637,75	27,16%	21,10%	81,08	MS
CPTH02	507,20	672,21	30,99%	16,31%	105,25	MS
CPTH03	509,25	672,75	28,29%	10,68%	97,25	LF
CPTH04	460,54	539,00	15,61%	12,54%	41,12	MS
CPTH05	473,42	602,75	22,07%	19,02%	65,57	MS
CPTH Média	485,27	624,89	24,82%	15,93%	78,05	-

Fonte: Autor, 2024.

A Tabela 12 apresenta um resumo das duas condições em análises com a respectiva variação percentual média absoluta entre amostras sem e com hidrogenação.

Tabela 12– Ensaio Tração: Comparativo Propriedades Mecânicas Junta ASTM A182 F22/Inconel 625/ASTM A36 entre as condições sem e com hidrogenação.

Corpo de Prova	Tensão de Escoamento (MPa)	Tensão Última de Resistência (MPa)	Alongamento	Estricção	Energia (J)	Local da Falha
CPTS Média	442,06	638,78	33,02%	21,48%	102,38	MS/LF
CPTH Média	485,27	624,89	24,82%	15,93%	78,05	MS/LF
Variação						
Percentual	9,78%	2,17%	24,82%	25,84%	23,76%	-
Média Absoluta						

Fonte: Autor, 2024.

Sendo assim, verifica-se que os valores de σ_E e σ_{RT} permaneceram em um mesmo patamar, com variação em até 10%, evidenciando certa estabilidade mesmo após o processo de dopagem com H. Por outro lado, destaca-se uma sensibilidade marcante nas propriedades de deformação específica (alongamento), estrição e tenacidade, refletida pela redução significativa em seus valores.

Os resultados obtidos estão em consonância às investigações relacionadas ao fenômeno de fragilização por hidrogênio, manifestando-se de maneira mais notável na diminuição do alongamento, da área de redução e da tenacidade. No entanto, a influência sobre o módulo de elasticidade e o limite de resistência à tração revela-se menos pronunciada (ARAÚJO, 2009).

Ambas as condições mostram predominantemente falhas no MS Inconel 625. No entanto, em relação à condição hidrogenada, ocorreria uma falha localizada na linha de fusão da JSD associada a amostra 3. Embora tenham ocorrido estrições localizadas e bem definidas, evidenciou-se um local de falha distinto ao observado no trabalho de Silva (2018), no qual a falha ocorreria no MB F22.

Não obstante, a validação do ensaio observou a norma API STANDARD 1104 (2005 R2010). Tal norma considera a ocorrência de rupturas nos MB, MS e região de fusão, desde que estas ocorram em nível de tensão igual ou superior à tensão de resistência mínima especificada para o material do MB. Adicionalmente, para falhas nos modos MS e LF, é necessário atender aos requisitos de solidez. Importante notar que a tensão de resistência mínima especificada para o material ASTM A182 F22 é de 415 MPa, conforme estabelecido pela norma ASTM A 182 / A 182 M (2004). Análises de fractografia foram conduzidas afim de se investigar a superfície de fratura, cujos resultados estão detalhados a seguir.

A fim de investigar a influência do hidrogênio no comportamento estrutural da junta F22/INCONEL625/A36, em função do ciclo de hidrogenação, também foi realizado a análise do Índice de Fragilização por Hidrogênio (IFH).

Para melhor avaliar o impacto do hidrogênio no desempenho mecânico da JSD analisada, considerou-se os resultados obtidos por Silva (2018) ao investigar a mesma junta ASTM A182 F22/Inconel 625/ASTM A36. A Tabela 13 evidencia o cotejo entre as amostras sem hidrogenação em análise e os resultados obtidos por Silva (2018), em um estudo desenvolvido no mesmo grupo de pesquisa associado ao Laboratório de Ensaios Mecânicos CT/UFPB.

Tabela 13 – Comparativo ensaio de tração de amostras em análise e resultados de Silva (2018) da Junta ASTM A182 F22/Inconel 625/ASTM A36 sem hidrogenação.

Corpo de Prova	Tensão de Escoamento (MPa)	Tensão Última de Resistência (MPa)	Alongamento	Estricção	Energia (J)	Local da Falha
CPTSA	442,06	638,78	33,02%	21,48%	102,37	MS
CPTSS	460,08	653,49	30,87%	60,87%	101,68	MB
Variação						
Percentual	4,06%	2,28%	6,73%	183,38%	0,67%	-
Média Absoluta						

Fonte: Autor, 2024.

Onde tem-se:

- CPTSA: Corpo de prova de tração sem hidrogenação Autor.
- CPTSS: Corpo de prova de tração sem hidrogenação Silva (2018).

Ao consolidar as análises comparativas percentuais das propriedades mecânicas entre os corpos de prova CPTSA e CPTSS, observa-se uma variação absoluta percentual média moderada. Em média, a Tensão de Escoamento apresenta uma diferença de aproximadamente 4,06%, indicando uma relativa consistência nas resistências desses corpos de prova. Similarmente, a Tensão Última de Resistência exibe uma variação média de cerca de 2,28%, sugerindo certa uniformidade nas resistências finais.

As propriedades de deformação, como o alongamento e a estricção, apresentam variações médias absolutas percentuais de 6,73% e 183,38%, respectivamente. A diferença mais substancial relacionada a propriedade de estricção resulta do cotejo de CPs com redução de área em dois materiais distintos, MB e MS. Em relação à tenacidade, a variação absoluta percentual média é de aproximadamente 0,67%, indicando uma coerência geral na capacidade de absorção de energia.

Por conseguinte, embora as diferenças específicas apontadas, os resultados relacionados aos CPTSA e CPTSS apresentam, em média, desempenhos mecânicos equiparáveis.

Posto isto, com vistas de posicionar melhor o grau de fragilização sofrido pelas amostras em um ciclo de 21 dias, buscou-se um cotejo com os resultados obtidos por Silva (2018) ao investigar mesma configuração de JSD em um ciclo de 7 dias. A Tabela 14 apresenta um comparativo entre amostras submetidas a um ciclo de 21 dias (em análise) e um ciclo de 7 dias (resultados de Silva (2018)).

Tabela 14 – Comparativo ensaio de tração de amostras hidrogenadas da Junta ASTM A182 F22/Inconel 625/ASTM A36 para um ciclo de 7 dias (Silva (2018)) e um ciclo de 21 dias amostras analisadas.

Corpo de Prova	Tensão de Escoamento (MPa)	Tensão Última de Resistência (MPa)	Alongamento	Estricção	Energia (J)	Local da Falha
CPTH21	485,27	624,89	24,82%	15,93%	78,06	MS
CPTH7	457,44	665,29	26,33%	26,83%	89,21	MB
Variação Percentual	6,08%	-6,07%	-5,73%	-40,63%	-12,50%	≠

Fonte: Autor, 2024.

Onde tem-se:

- CPTH21: Corpo de prova de tração com hidrogenação 21 dias.
- CPTH7: Corpo de prova de tração com hidrogenação 7 dias (SILVA, 2018).

Com base na análise comparativa (Tabela 14) entre os corpos de prova CPTH21 e CPTH7, nota-se uma divergência significativa em suas propriedades mecânicas. Observou-se uma variação média de aproximadamente 6,08% na tensão de escoamento, indicando uma resposta mecânica diferenciada entre as amostras com diferentes ciclos de hidrogenação. A tensão última de resistência também apresentou variação média de 6,07%, sugerindo discrepâncias notáveis na resistência à tração.

No tocante ao alongamento, evidenciou-se uma variação média de cerca de 5,73%, revelando distintas capacidades de deformação plástica entre os corpos de prova. A estricção, por sua vez, mostrou a maior variação média, aproximadamente 40,63%, indicando disparidades significativas na capacidade de conformação dos materiais até o ponto de ruptura. Quanto à energia absorvida, registrou-se uma variação média de aproximadamente 12,50%, sinalizando divergências na capacidade de absorção de energia durante o ensaio.

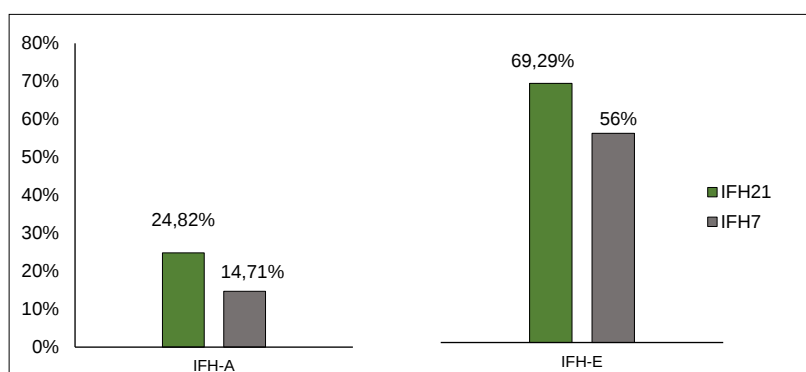
Essas disparidades ressaltam a influência do ciclo de hidrogenação na fragilização da JSD, isto é, na degradação das propriedades analisadas. Em especial, expressivos 40,63% na estricção e 12,50% na tenacidade sublinha a relevância dessa influência. Os resultados então obtidos relatam uma ocorrência do fenômeno fragilização mais acentuada em virtude de um maior ciclo de proteção catódica.

Em posse de tais informações de degradação das propriedades mencionadas, a fim de quantificá-las, Índices de Fragilização por Hidrogênio foram calculados a partir da Eq. (38) conforme proposto por inúmeras normas e literaturas (ASTM G129, 2014; ISO 7539-11, 2017; ZAFRA *et al.*, 2018). A Figura 71 exibe os IFHs determinados.

Na imagem (Figura 71) tem-se IFH-A e IFH-E referentes as propriedades alongamento e estricção, respectivamente. Conforme legenda, assim entende-se:

- IFH21: Índice de fragilização por hidrogênio ciclo 21 dias em relação às amostras CPTSA.
- IFH7: Índice de fragilização por hidrogênio ciclo 7 dias (SILVA, 2018).

Figura 71 – Índices de Fragilização por Hidrogênio associados as propriedades de alongamento e estricção com desvio padrão para Junta ASTM A182 F22/Inconel 625/ASTM A36.



Fonte: Autor, 2024.

A avaliação dos IFHs (Figura 71) proporciona informações essenciais sobre as alterações nas propriedades mecânicas entre os ciclos considerados. Em relação ao IFH21, nota-se uma redução significativa de aproximadamente 24,82% no alongamento, sugerindo uma possível perda de ductilidade em função do ciclo de 21 dias. Já quanto à estricção, a variação de 69,29% indica uma considerável diminuição dessa propriedade específica, sugerindo uma maior suscetibilidade dessa propriedade. Na avaliação entre os IFH 21 e IFH7, observa-se uma redução de 47,76% no alongamento e 19,30% na estricção, decréscimos significativos, os quais indicam perda expressiva de capacidade de deformação plástica antes da ruptura.

A análise dos IFHs evidencia diferenças marcantes no comportamento mecânico entre IFH21 e IFH7. Essas variações indicam, fatalmente, impactos no desempenho mecânico de

JSD em instalações submersas ao longo do tempo sob permanente proteção catódica. Essas informações são fundamentais para compreender de maneira mais abrangente o desempenho do material em diferentes contextos, contribuindo para a otimização de processos e aprimoramento de suas aplicações. As variações dos IFHs são apresentadas na Tabela 15.

Tabela 15 – IFHs da Junta ASTM A182 F22/Inconel 625/ASTM A36 para um ciclo de 21 dias amostras analisadas e um ciclo de 7 dias (Silva (2018)).

IFH	IFH-A	IFH-E
IFH21	24,82%	69,29%
IFH7	14,71 %	56,00%
Variação	40,76%	19,30%

Fonte: Autor, 2024.

Destarte, uma maior degradação das propriedades para um período de proteção catódica de 21 dias em relação um período de 7 dias aponte, possivelmente, uma relação direta entre o tempo de exposição a um meio rico em hidrogênio e o grau de fragilização experimentado pelo material; e IFH-A e IFH-E sejam amplamente utilizados com intuito de quantificar o fenômeno de fragilização por hidrogênio, tais índices não acomodam bem análises de espécimes heterogêneos, como o caso em questão de uma JSD. A considerar um CP compostos por mais de um material, alguns aspectos extrapolam o conceito dos índices mencionados.

Como já mencionado, o alongamento de um CP bi-material é a resultante da contribuição de cada um dos materiais com suas diferentes propriedades. Portanto, uma não adequação do IFH-A para fins comparativos. Em se tratando do IFH-E, este fundamenta-se na região de estrição, a qual pode ocorrer em qualquer dos materiais componentes do espécime, além de potencialmente influenciada por paralaxe e erro de medição. Logo, torna-se uma referência de cotejo frágil, especialmente por se tratar de uma JSD cuja relação M seja de *undermatching* ($M < 1$) ou *overmatching* ($M > 1$).

Por conseguinte, sendo o objeto deste estudo (via Eq. (1)) uma JSD de relação $M = 0,73 < 1$, portanto, *undermatching*, os referidos índices IFH-A e IFH-E não asseguram uma análise assertiva, em especial, no tocante à tenacidade, logo, à tenacidade a fratura do material.

Nesse sentido, a fim de superar as limitações apontadas relacionadas aos índices *IFH – A* e *IFH – E* e com esteio conceitual da tenacidade à fratura, propõe-se uma abordagem

energética na quantificação do Índice de Fragilização por Hidrogênio. Partindo da Eq. (38), a Eq. (41) expressa o índice de fragilização por hidrogênio proposto:

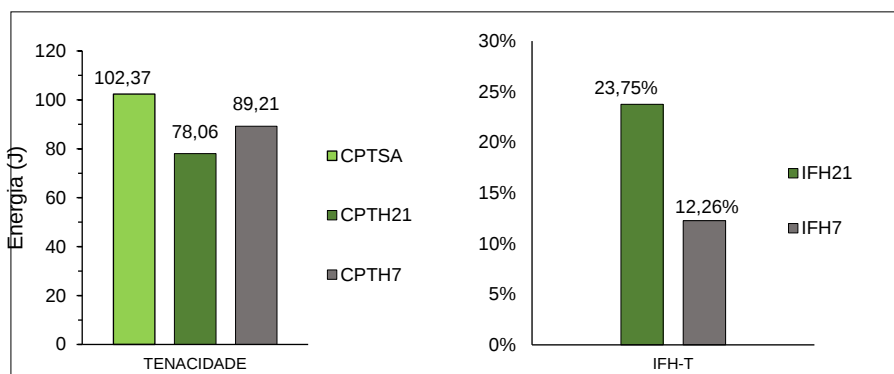
$$IFH - T = \frac{T_S - T_H}{T_S} \quad (41)$$

onde $IFH - T$ é o índice de fragilização por hidrogênio com base na energia absorvida pela amostra da JSD até a sua falha por ruptura, isto é, a tenacidade do CP; T_S é a tenacidade da JSD sem hidrogenação e T_H a tenacidade da JSD após dopagem com H.

Com base no parâmetro proposto, a Figura 72 apresenta sua aplicação nos CPs já citados anteriormente. A análise das propriedades de tenacidades das amostras CPTSA, CPTH7 e CPTH21 apresenta informações valiosas sobre o comportamento de resistência à fratura em condições consoantes aos diferentes ciclos de hidrogenação, sem ciclo, 7 dias e 21 dias, respectivamente. É possível observar relação inversa entre a tenacidade e o ciclo de hidrogenação.

O $IFH - T$ revela uma degradação por hidrogênio 23,75% relacionado ao CPTH21, resultando em uma significativa diminuição na capacidade de absorção de energia. Da mesma forma, o $IFH - T$ para o CPTH7 indica uma redução 12,26% na resistência à fratura. Essa diferença expressiva sugere que a exposição prolongada ao hidrogênio resulta em uma fragilização mais acentuada nas propriedades de tenacidade do material.

Figura 72 – Propriedades de Tenacidade com desvio padrão para Junta ASTM A182 F22/Inconel 625/ASTM A36 e respectivos valores de Índice de Fragilização por Hidrogênio.



Fonte: Autor, 2024.

A comparação entre os valores do Índice de Fragilização por Hidrogênio com base na tenacidade dos CPTH21 e CPTH7, juntamente com a variação percentual, oferece uma análise reveladora sobre os efeitos do tempo de exposição ao ambiente rico em hidrogênio nas propriedades mecânicas.

Assim, destaca-se um aumento de 93,72% no $IFH - T$ associado ao período adicional de proteção catódica em 14 dias. A interpretação desses resultados indica que a fragilização por hidrogênio pode ter um impacto significativo na capacidade do material em absorver energia antes da falha. Isso é particularmente relevante em aplicações onde a tenacidade é uma propriedade crucial para o desempenho do material.

Não obstante, o $IFH - T$ propicia um efeito de normalização da junta heterogênea, isto é, uma análise em caráter global e não mais como a soma das partes. Tal unicidade favorece cotejos até mesmo para amostras de diferentes grupos de materiais. Sendo assim, a partir do índice de fragilização energético, a comparação entre os CPs se mostra mais apropriada, bem como, por fatores intrínseco, é um aspecto qualitativo de tenacidade à fratura do material.

A Tabela 16 mostra os valores dos índices IFH-A, IFH-E e IFH-T:

Tabela 16 – Índice de fragilização por hidrogênio Junta ASTM A182 F22/Inconel 625/ASTM A36.

Corpo de Prova	IFH Alongamento	IFH Estricção	IFH Tenacidade
CPTH21	24,82%	25,83%	23,75%
CPTH7	14,71%	56,00%	12,26%
CPTH21/S7	+68,73%	-53,87%	+93,72%

Fonte: Autor, 2024.

Por fim, a Figura 73 ilustra uma curva de tendência para a relação IFH x Ciclo de Hidrogenação. As curvas referem-se a curvas de tendência IFH-A e IFH-T em função do ciclo de hidrogenação. As curvas associadas ao índice ilustram um maior pendor divergente quando comparadas com as curvas relacionadas ao IFH-T. Apesar dos dados limitados, a curva de tendência IFH-T se mostra um possível indicador de relação IFH x Ciclo de Hidrogenação. Todavia, mais investigações devem ser realizadas nesse sentido.

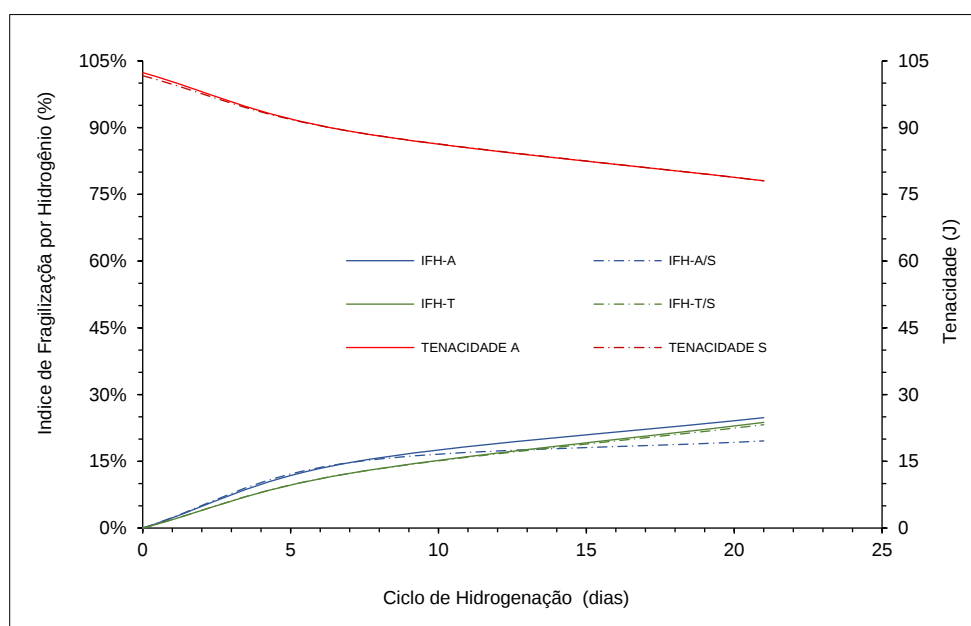
Ao analisar os dados apresentados na Figura 73, a tenacidade revela uma redução consistente com o aumento dos ciclos, indicando uma diminuição na capacidade do material de absorver energia antes da fratura. Essa diminuição é coerente com o processo de

fragilização por hidrogênio, sugerindo que a presença de hidrogênio está afetando adversamente a tenacidade do material ao longo do tempo.

Nesse contexto, são observados aumentos graduais nos índices IFH-Ts ao longo dos ciclos de hidrogenação, o que sugere uma tendência de fragilização por hidrogênio em função do tempo de proteção catódica.

Em síntese, os resultados apontam para uma clara tendência de aumento na fragilização por hidrogênio e redução na tenacidade conforme os ciclos de exposição ao hidrogênio progridem. Isso indica que a presença de hidrogênio está exercendo um impacto deletério gradativo nas propriedades mecânicas do material ao longo do tempo, em especial na sua resposta à fratura.

Figura 73 – Curva de tendência relação IFH x Ciclo de Hidrogenação para junta ASTM A182 F22/Inconel 625/ASTM A36.



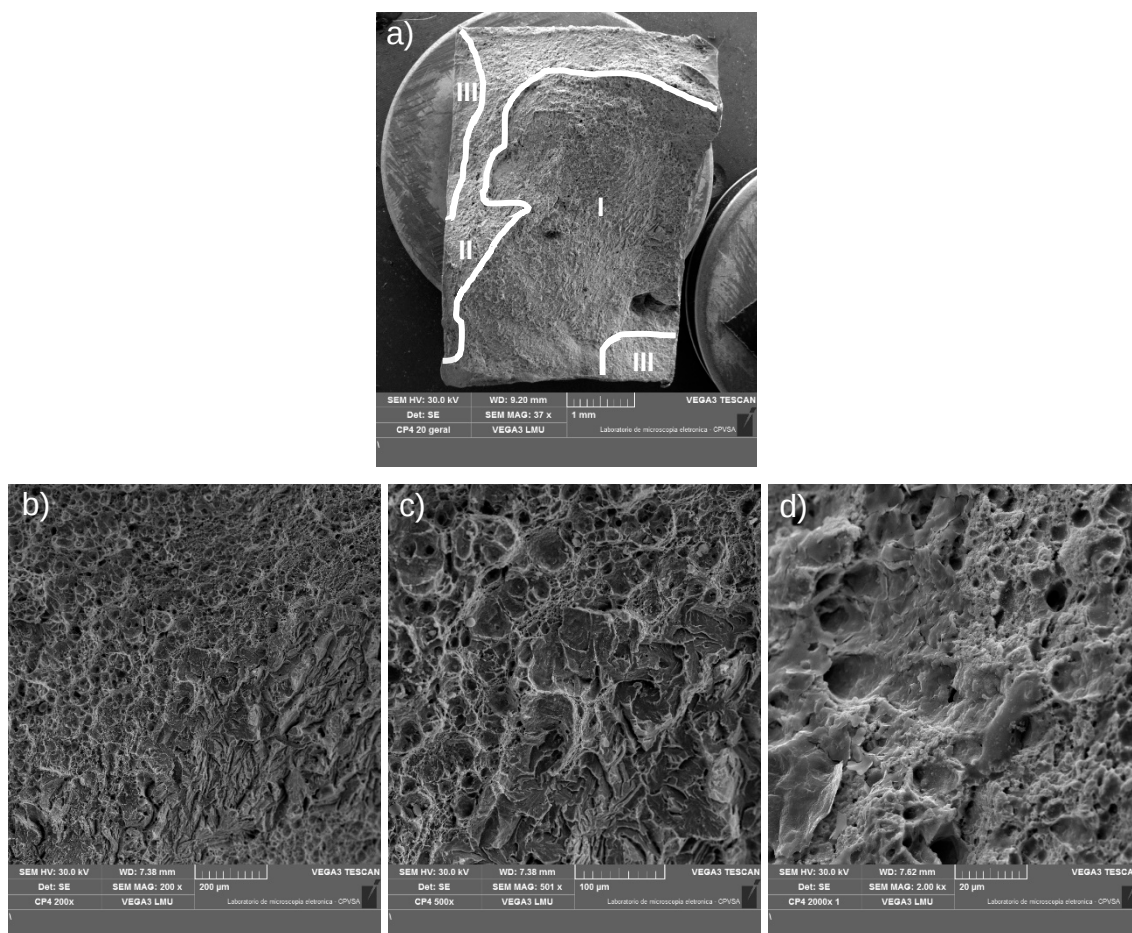
Fonte: Autor, 2024.

4.4 Fractografia

Nesta seção são apresentadas as imagens de fractografia relacionadas às superfícies de fratura resultantes dos ensaios de tração da junta soldada dissimilar F22/INCONEL625/A36. Logo, com intuito de compreender o comportamento mecânico das JSD, mediante identificação dos mecanismos vetores de falha, das amostras com e sem hidrogenação, tais superfícies de fratura foram analisadas.

Nas Figuras 74 e 75, têm-se as imagens MEV superfícies de fratura nas condições sem e com hidrogenação, respectivamente. A Figura 74 (a) evidencia toda a superfície de fratura a qual predominantemente apresenta uma superfície rugosa e padrão irregular, aspectos morfológicos de uma fratura dúctil. As imagens das Figuras 74 (b), (c) e (d) mostram detalhes em aumento da superfície de fratura.

Figura 74 - Fractografia do ensaio de tração da junta soldada, aço ASTM A182 F22 – Inconel 625 – aço ASTM A36, sem hidrogenação (amostra CPTS 4).



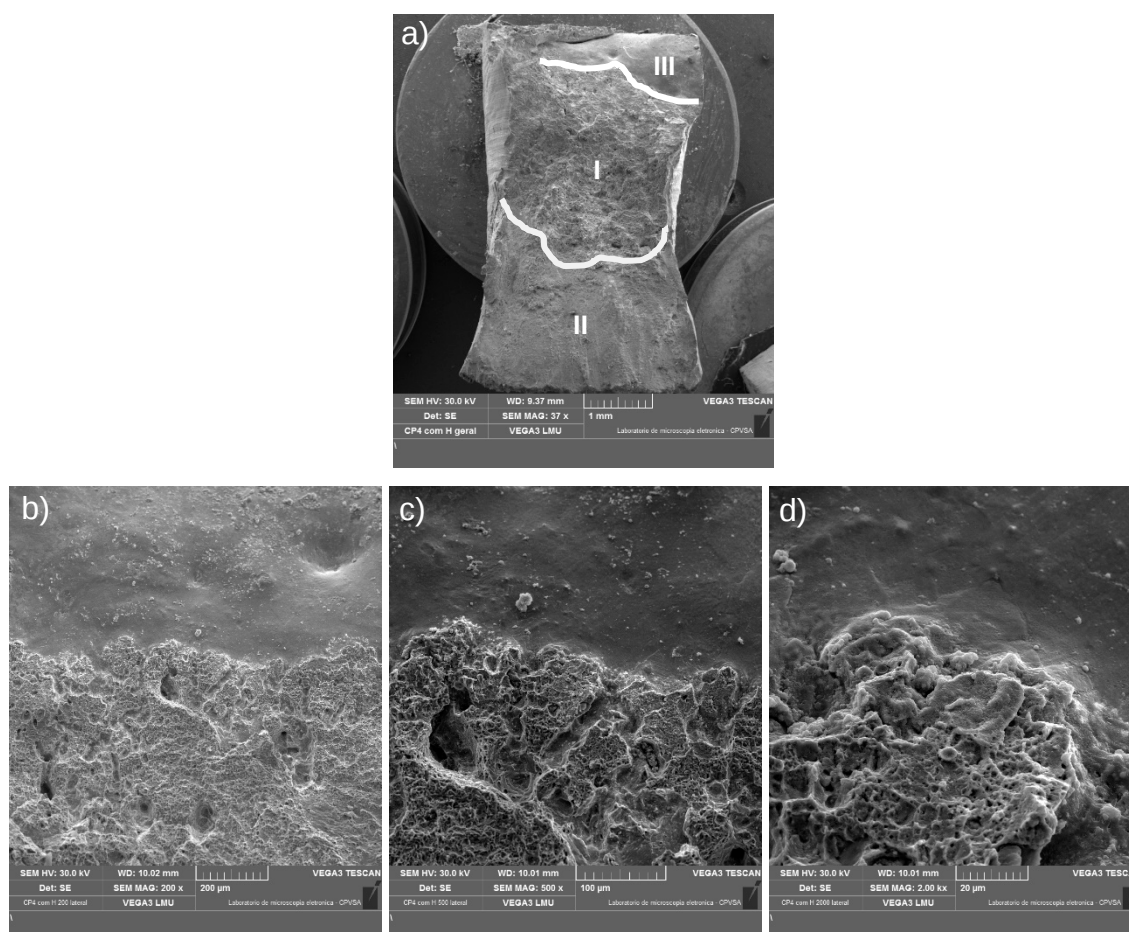
Fonte: Autor, 2024.

É, portanto, possível observar (Figuras 74 (b), (c) e (d)) uma morfologia decorrente de fratura predominantemente do tipo dúctil (região I), isto é, presença do mecanismo de coalescência de microcavidades (*dimples*). Na região II têm-se fratura dúctil por cisalhamento e quase-clivagem na região III. Adicionalmente, verifica-se na Figura 74 (a) a presença de poros oriundos do processo construtivo da JSD.

Na Figura 75 (a) apresenta-se a fractografia de uma amostra submetida à hidrogenação. A partir desta imagem, nota-se uma região central (região I) com morfologia rugosa

característico de fratura dúctil. Já nas extremidades, é possível constatar uma morfologia de fratura frágil, sem evidência clara de deformação antes da ruptura local. Uma região II de quase-clivagem e região III com m superfície lisa de clivagem.

Figura 75 - Fractografia do ensaio de tração da junta soldada, aço ASTM A182 F22 – Inconel 625 – aço ASTM A36, com hidrogenação (amostra CPTH 4).

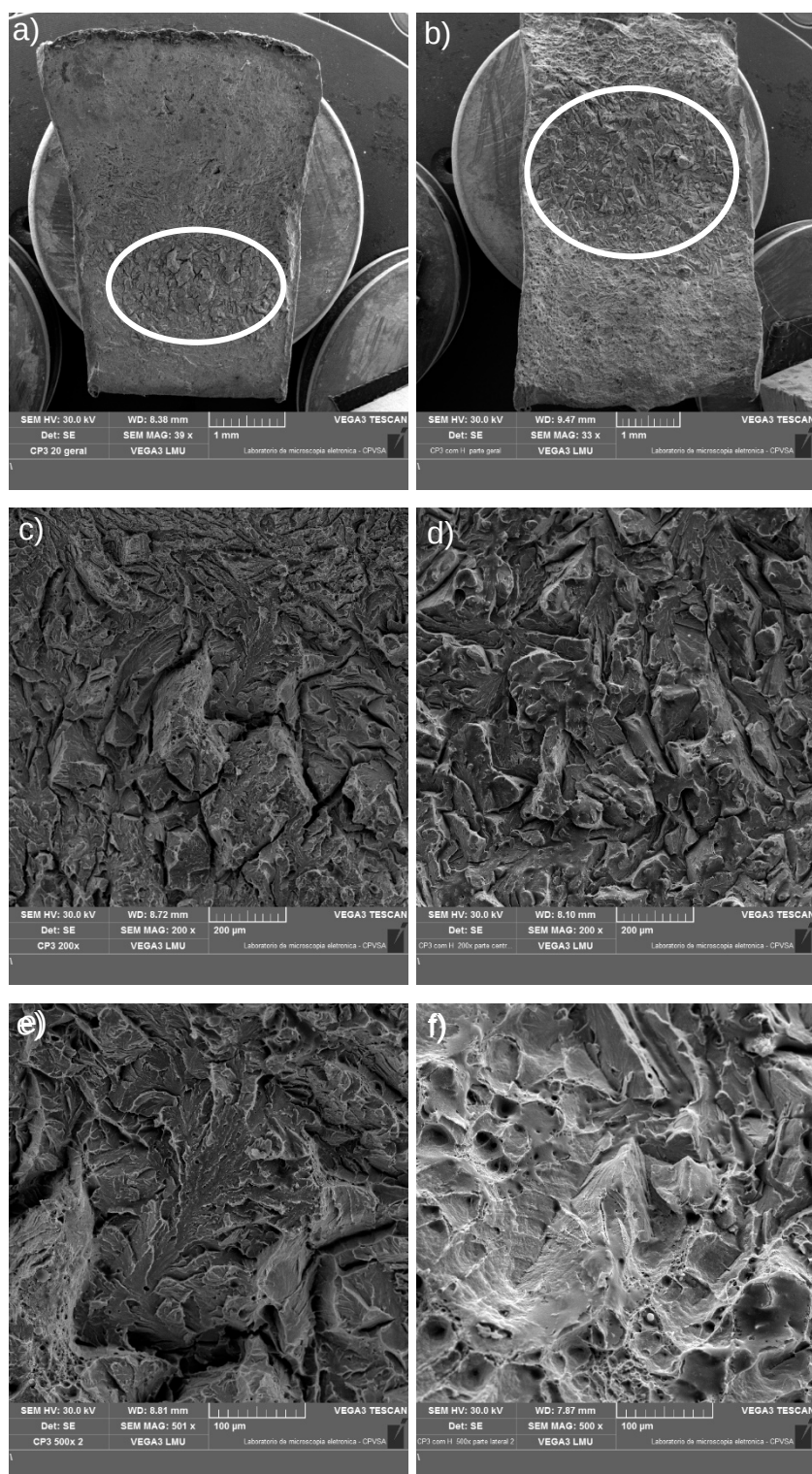


Fonte: Autor, 2024.

As Figuras 75 (b), (c) e (d) exibem a região de transição de morfologia rugosa para uma morfologia mais niveladas de face lisa. Estes resultados já eram esperados conforme os resultados dos ensaios de tração, os quais indicaram uma tendência de fragilização da JSD a partir dos valores de propriedades mecânicas obtidos.

Conquanto as falhas tenham ocorridas predominantemente no metal de solda, dois eventos de falha transcorreram nas proximidades da linha de fusão da JSD (Figura 76). Falhas ocorridas nas proximidades da LF podem ser atribuídas a vários fatores, dentre eles a heterogeneidade microestrutural, uma vez que a presença de regiões frágeis na ZTA e no MS pode contribuir para a propagação de trincas (DAI, 2018; MODENESI *et al.*, 2012).

Figura 76 - Fractografia do ensaio de tração da junta soldada, falha na LF, aço ASTM A182 F22 – Inconel 625 – aço ASTM A36, (a), (c) e (e) sem hidrogenação e (b), (d) e (f) com hidrogenação (amostras CPTS 3 e CPTH 3).



Fonte: Autor, 2024.

As Figuras 76 (a) e (b) mostram imagens MEV das superfícies de fratura das amostras não hidrogenada e hidrogenada, relacionadas às amostras CPTS 3 e CPTH 3, respectivamente. Ambas imagens registram ocorrência de morfologias granulares na região central, isto é, mecanismo de fratura frágil intergranular, com maior ocorrência na amostra hidrogenada. Segundo Rocha *et al.* (2016), a superfície da fratura frágil pode apresentar uma textura granulada ou facetada devido a variações na orientação dos planos de clivagem entre grãos adjacentes.

De acordo com Morhcacher *et al.* (2018), o refinamento do tamanho de grão de austenita anterior resulta em um aumento da área total de contornos de grão. Por conseguinte, ocorre um aumento da concentração intersticiais como C, N e B nos contornos de grão, ocasionando precipitação preferencial de carbonetos metálicos, nitretos ou compostos intermetálicos. Com isso, a fragilização por hidrogênio sugere ser um fenômeno de contorno em aços ferríticos ou martensíticos, promovendo, assim, decoesão intergranular, uma vez que aumenta a concentração local de hidrogênio.

No nível microscópico (Figuras 76 (c), (d), (e) e (f)), a superfícies de fratura compreendem mecanismos de fratura de por quasi-clivagem e/ou clivagem transgranular e coalescência de microcavidades (*dimples*). Superfícies de quase clivagem que é frequentemente observada em fraturas relacionadas ao hidrogênio (SHIBATA *et al.*, 2017).

Nos detalhes das Figuras 76 (a) e (b) (Figuras 76 (c), (d), (e) e (f)), observa-se morfologia granulada facetas planas, marcas de rios e alguns *dimples*. Dai e Lippold (2018) e Dodge (2014) destacam que o modo de falha de clivagem transgranular pode manifestar-se na zona planar (Φ) de juntas soldadas dissimilares hidrogenadas que utilizam o Inconel 625. Tais falhas ocorridas nas proximidades da LF são consoantes aos registros na literatura de suscetibilidade da vizinhança da interface da JSD à fragilização por hidrogênio.

5 CONSIDERAÇÕES FINAIS

Este trabalho teve como objetivo investigar a influência do hidrogênio, em função do ciclo (tempo) de hidrogenação, no comportamento estrutural da junta soldada dissimilar ASTM A182 F22/INCONEL625/ASTM A36, utilizadas em equipamentos *offshore* e em linhas de produção de petróleo e gás, via parâmetro de tenacidade relacionado a JSD. As análises desenvolvidas estearam-se condições sem e com carregamento prévio de hidrogênio. A partir dos resultados obtidos nesta pesquisa, tem-se como principais considerações:

1. A junta soldada dissimilar ASTM A182 F22 – Inconel 625 – aço ASTM A36 fabricada apresentou as características típicas deste tipo de junta soldada: presença de ZPDs Δ , Φ , Π e M, assim como formações do "redemoinhos", "praias", "dedos" e "ilhas".
2. De acordo com as regiões de falhas, os critérios recomendados pela norma API STANDARD 1104 foram atendidos. Os resultados dos ensaios de tração para a JSD F22/INCONEL625/A36 não hidrogenada, evidenciaram boa concordância aos valores de propriedades mecânicas registrados na literatura. Já as amostras hidrogenadas revelaram suscetibilização à fragilização pelo hidrogênio.
3. A JSD F22/INCONEL625/A36, submetido a um ciclo de 21 dias de hidrogenação prévia, se mostrou significativamente suscetível à fragilização pelo hidrogênio, conforme os IFH-A = 24,82% e IFH-E = 25,83%. Contudo, para fins comparativos de juntas soldadas constituídas por mais de um material – metalurgicamente dissimilares – tais índices não se mostraram adequados em virtude de inúmeras possibilidades de incongruências de atributos físicos comparáveis relacionadas a JSDs.
4. O IFH-T foi proposto como parâmetro de comparação de fragilização por hidrogênio de JSD, visto seu aspecto energético. Para as amostras pré carregadas com H por 21 dias, o IFH-T foi de 23,75%. Isso representou uma fragilização adicional de 93,72% em relação às amostras pré carregadas por 7 dias(SILVA, 2018), indicando uma

expressiva suscetibilidade à fragilização por hidrogênio a período de exposição maior a cargas de proteção catódica.

5. As curvas de tendência à fragilização por hidrogênio em função do ciclo de hidrogenação (via proteção catódica) para a junta ASTM A182 F22/INCONEL 625/ASTM A36 associadas ao índice IFH-A ilustram um maior pendor divergente quando comparadas com as curvas relacionadas ao IFH-T.
6. Os resultados apontam uma clara tendência de aumento na fragilização por hidrogênio e, logo, redução na tenacidade conforme os ciclos de exposição ao hidrogênio progridem, evidenciando o impacto deletério gradativo do hidrogênio nas propriedades mecânicas do material. A despeito dos dados limitados, a curva de tendência IFH-T se mostra um possível indicador de relação IFH x Ciclo de Hidrogenação. Todavia, mais investigações devem ser realizadas nesse sentido.
7. Por fim, as imagens de fractografia ratificam a fragilização por hidrogênio das amostras submetidas a carregamentos prévios de hidrogênio, oriundos do sistema de proteção catódica. As amostras hidrogenadas apresentaram significativamente mecanismos de fratura frágil – quasi-clivagem – quando em cotejo com amostras não hidrogenadas, as quais exibiram mecanismos de coalescência de microcavidades (*dimples*) preponderantemente em suas superfícies de fratura. Mecanismos de fratura frágil intergranular foram identificados na região da linha de fusão confirmando a suscetibilidade desta região à fragilização por hidrogênio.

6 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

Em virtude dos resultados obtidos na presente pesquisa, alguns estudos são sugeridos a partir de questionamentos ora gerados. A seguir são listadas algumas sugestões para trabalhos futuros:

- Avaliar influência do hidrogênio, no comportamento estrutural da junta soldada dissimilar F22/INCONEL625/A36, em função de variados ciclos (tempo) de hidrogenação para otimização da curva de tendência de fragilização sob proteção catódica;
- Analisar, quantitativamente, a influência do hidrogênio, em função do ciclo (tempo) de hidrogenação, no comportamento estrutural da junta soldada dissimilar F22/INCONEL625/A36, via parâmetro de tenacidade à fratura CTOD; e
- Realizar um estudo numérico com juntas soldadas dissimilares a fim de observar a influência de outros fatores no comportamento estrutural do material: volume útil do corpo de prova, presença de entalhes e grau de dissimilaridade.

REFERÊNCIAS

- ABRAHAM, D. P.; ALTSTETTER, C. J. **Hydrogen enhanced localization of plasticity in an austenitic stainless steel**. Metallurgical and Materials Transactions A, vol. 26A, no. 11, pp. 2859-2871, 1995.
- AIELLO, F. *et al.* Proposal of a hydrogen embrittlement index for a martensitic advanced high-strength steel. **Corrosion Science** 222 (2023) 111357. <https://doi.org/10.1016/j.corsci.2023.111357>.
- AKBARI, D., SATTARI-FAR, I., 2009. **Effect of the welding heat input on residual stresses in butt-welds of dissimilar pipe joints**. Int. J. Press. Vessel. Pip. 86, 769e776.
- ALEXANDROV, B. T *et al.* **Fusion boundary microstructure evolution associated with embrittlement of Ni-base alloy overlays applied to carbon steel**. Welding in the World, vol. 57, pp. 39-53, 2013.
- ALMEIDA, J. G. **Análise da Influência do Hidrogênio na Tenacidade Quase Estática de Junta Soldadas de Aço ARBL**. 2014. Tese apresentada para obtenção do título de doutor em engenharia mecânica. Departamento de Engenharia Mecânica. UFPB. João Pessoa.
- ALMQVIST, G. *et al.* **Some Basic Factors Controlling the Properties of Weld Metal**. Welding Research Relating to Power Plant, 1972, p. 204.
- ÁLVAREZ, G. *et al.* Hydrogen embrittlement testing procedure for the analysis of structural steels with Small Punch Tests using notched specimens. Engineering Fracture Mechanics 253 (2021) 107906. <https://doi.org/10.1016/j.engfracmech.2021.107906>.
- ALVES, D. N. L. *et al.* **Análise da Dinâmica de Propagação de uma Trinca em Juntas Soldadas Dissimilares**. In: ABCM. Congresso Nacional de Engenharia Mecânica 2016. [S.l.], 2016.
- ALVES, D. N. L.; ALMEIDA, J. G.; RODRIGUES, M. C. Experimental and numerical investigation of crack growth behavior in a dissimilar welded joint. **Theoretical and Applied Fracture Mechanics** 109 (2020) 102697. <https://doi.org/10.1016/j.tafmec.2020.102697>.

- AMERICAN PETROLEUM INSTITUTE. **API Specification 5L**. 2012. 45th Edition. API Publishing Services, Washington DC.
- ANDERSON, T. L. **Fracture Mechanics: Fundamentals and Applications**. 3. ed. [S.l.]: CRC, 2005. ISBN 978-1-4200-5821-5.
- AGÊNCIA NACIONAL DE PETRÓLEO. **GeoANP – Mapa de dados georreferenciados**. 2020. Disponível em: <http://geo.anp.gov.br/#/mapview>. Acesso em: 17/02/20.
- AGÊNCIA NACIONAL DE PETRÓLEO. **Participação do pré-sal na produção nacional de óleo e gás é recorde**. 2018a. Disponível em: <http://www.anp.gov.br/noticias/anp-e-p/4886-participacao-do-pre-sal-na-producao-nacional-de-oleo-e-gas-e-recorde>. Acesso em: 31/01/18.
- AGÊNCIA NACIONAL DE PETRÓLEO. **Oportunidades no Setor de Petróleo e Gás no Brasil: Ações em Curso e Rodadas de Licitações 2018-2019**. 2018b.
- ANSI/CSA CHMC. **Test Method for Evaluating Material Compatibility in Compressed Hydrogen Applications – Phase I – Metals**, 2014.
- AMERICAN PETROLEUM INSTITUTE. **API 1104: Standard for Welding Pipelings and Related Facilities**. 2005. Twentieth. ed. API Publishing Services, Washington DC.
- ARANA, J. L.; GONZÁLEZ, J. J. **Mecânica de Fratura**. [S.l.]: La Unniversidad del País Vasco, 2002.
- ARAÚJO, B. A. **Caracterização experimental da fragilização assistida pelo hidrogênio dos aços API 5L X60 e API 5L X80**. Dissertação de Mestrado. Universidade Federal de Campina Grande, Campina Grande, 2009.
- ASM Metals Handbook, 1994. **Welding, Brazing and Soldering**, Vol. 6. ASM International.
- ASM. **Corrosion of Weldments**. 2006. (#05182G), pp. 1 - 10.
- ASTM A 182 / A 182 M. **Standard Specification for Forged or Rolled Alloy-Steel Pipe Flanges, Forged Fittings, and Valves and Parts for High-Temperature Service**. AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS (ASTM). Philadelphia, 2004.
- ASTM E 1820. **Standard Test Method for Measurement of Fracture Toughness**. AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS (ASTM). Philadelphia, 1996.
- ASTM G 129. **Standard Practice for Slow Strain Rate Testing to Evaluate the Suscetibility of Metallic Materials to Environmentally Assisted Cracking**. v. 00, n. Reapproved 2013, p. 1–7, 2014.

- BAHR, D. F. *et al.* **Probing hydrogen- Deformation interactions using nanoindentation.** Moran WY: Minerals, Metals and Materials Society, 2003.
- BAILEY, N. *et al.* **Welding Steels Without Hydrogen Cracking.** Second Edi. Abington Publishing, 1993.
- BANERJEE, A. *et al.* **International Trends in Welding Science and Technology,** Materials Park, OH: ASM International, 1993
- BARNOUSH, A. **Hydrogen Embrittlement, Revisited by In Situ Electrochemical Nanoindentation.** (Ph.D. diss., Saarland University, 2011), p. 24.
- BARNOUSH, A. **Hydrogen Embrittlement.** Saarland University, 2007.
- BARRERA, O.; COCKS, A. C. F. **Computational Modelling of Hydrogen Embrittlement in Weld Joints in Subsea Oil and Gas Components.** Proceedings of the ASME 2013 32nd International Conference on Ocean, Offshore and Arctic Engineering OMAE2013, 2013.
- BATE, S.K., GREEN, D., BUTTLE, D. **A Review of Residual Stress Distributions in Welded Joints for the Defect Assessment of Offshore Structures.** 1997. Oth 482.
- BEAUGRAND, V. C. M.; SMITH, L. S.; GITTOS, M. F. **Hydrogen embrittlement of 8630M/625 subsea dissimilar joints: factors that influence the performance.** In: 28th International Conference on Ocean, Offshore and Arctic Engineering, Honolulu, Hawaii, OMAE, 2009.
- BERNSTEIN, I. **The role of hydrogen in the embrittlement of iron and steel.** Mater. Sci. Eng. 6 (1970) 1–19.
- BIRNBAUM, H. K.; SOFRONIS, P. **Hydrogen-enhanced localized plasticity - a mechanism for hydrogen-related fracture.** Mater. Sci. Eng. A, vol. A176, pp. 191-202, 1994.
- BOURGEOIS, D. **Hydrogen assisted crack in dissimilar metal welds for subsea service under cathodic protection.** Ohio. Dissertação (Doutorado). Ohio: State University, 2015.
- BRAGG, W. **Discussion to the X-ray investigation of iron and steel by A. Westgren.** Journal of Iron and Steel Inst, vol. 103, 1921.
- BRANCO, C. A. G. M. **Mecânica dos Materiais.** 5 ed. Fundação Calouste Gulbenkian. Kluwer Academic, Lisboa, 2011.
- BROEK, D. **Elementary Engineering Fracture Mechanics.** London: Martinus Nijhoff Publishers, 1982.
- BS 7448. **Fracture Mechanics Toughness Tests - Part 1:** Method for Determination of KIC, critical CTOD and critical J values of Metallic Materials. Inglaterra, 1991.

- BS 7448. **Fracture mechanics toughness tests - Part 2:** Method for determination of K_{Ic} critical CTOD and critical J values of welds in metallic materials. Philadelphia, 1997.
- BURK, J. D.; RIBARDO, C. L. **Thunder Horse: Materials, Welding and Corrosion Challenges and Solutions.** Offshore Technology Conference, 2010.
- CALLISTER, W. D., **Fundamentos da Ciências e Engenharia de Materiais:** Uma Abordagem Integrada. John Wiley & Sons, Inc., Rio de Janeiro: LTC, 2019.
- CAMPOS, W. R. C. *et al.* **Caracterização microestrutural de solda dissimilar - aço inoxidável austenítico AISI 304 com adição de liga de níquel INCONEL 625.** Tecnol. Metal. Miner., São Paulo, v. 6, n. I, p. 19 - 23, jul / set. 2009.
- CELIN, R., BURJA, J., KOSEC, G., 2016. **A comparison of as-welded and simulated heat affected zone (HAZ) microstructure.** Mat. Technol. 50, 455 - 460.
- CHAKRABORTY, G., REJEESH, R., ALBERT, S.K. **Study on hydrogen assisted cracking suscetibility of HSLA steel by implant test.** Defence Technology, v. 12, n. 6, p. 490-495, October, 2016.
- CHATEAU, J. P.; DELAFOSSE, D.; MAGNIN, T. **Numerical simulations of hydrogen-dislocation interactions if fcc stainless steels. Part II: hydrogen effects on crack tip plasticity at a stress corrosion crack**". Acta Materialia, 2001
- CHENG, Y. F.; NIU, L. **Mechanism for hydrogen evolution reaction on pipeline steel in near-neutral pH solution.** Electrochemistry Communications, vol. 9, pp. 558-562, 2007.
- CHIAVERINI, Vicente. **Aços e ferros fundidos:** características gerais, tratamentos térmicos, principais tipos. ABM: São Paulo, 2002
- COE, F. R. **Welding Steels without Hydrogen Cracking.** Cambridge: The Welding Institute, 1973.
- CORRÊA, O. C. **Desenvolvimento de sensores de permeação de hidrogênio de eletrólito polimérico sólido e bimetálico.** COPPE: UFRJ, 2011.
- COSTA, E. C. **Análise da Influência da Carga de Hidrogenação na Tenacidade à Fratura Quase Estática de Juntas Soldadas Dissimilares.** Tese de Doutorado. PPGEM / Universidade Federal da Paraíba. João Pessoa. 2018.
- COTTRELL, A. H. **Theoretical aspects of radiation damage and brittle fracture in steel pressure vessels.** In: Steels for Reactor Pressure Circuits. [S.l.]: Iron and Steel Inst., 1961. v. 69, p. 281 – 296.
- COULTHARD, J. O.; ELLIOTT, R. **The Solidification of Metals,**" Publication No. 110, p. 61, 1968.

- DADFARNIA, M. *et al.* **Recent advances on hydrogen embrittlement of structural materials.** International Journal of Fracture (2015) 196:223-243. DOI 10.1007/s10704-015-0068-4.
- DADFARNIA, M. *et al.* Recent advances in the study of structural materials compatibility with hydrogen. **Adv. Mater.** 22, 10 (2010)
- DAI, T. **Effect of Postweld Heat Treatment on the Properties of Steel Clad with Alloy 625 for Petrochemical Applications.** Ohio. Dissertação (Doutorado). Ohio: State University, 2018.
- DAI, T.; LIPPOLD, J. **The Effect of Postweld Heat Treatment on Hydrogen-Assisted Cracking of F22/625 Overlays.** Welding Journal, p. 75-90s, mar., 2018.
- DAS, T. *et al.* A study on the susceptibility of high strength tempered martensite steels to hydrogen embrittlement (HE) based on incremental step load (ISL) testing methodology. **Materials Science and Engineering A**, v. 716, n. January, p. 189–207, 2018. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2018.01.032>.
- DAVIS, J. R. **Corrosion of Dissimilar Metal Weldments.** Corrosion of Weldments, ASM International, 2006, pp. 169-175.
- DAYAL, R. K., PARVATHAVARTHINI, N. **Hydrogen embrittlement in power plant steels.** Aqueous Corrosion and Surface Studies Section, v. 28, Parts 3 & 4, pp. 431-451, 2003.
- DEBROY, T.; KOU, S.; TSAI, C. **Heat flow in welding.** Welding handbook, Welding science and technology, vol. 1, 9th ed. Miami (FL): American Welding Society (AWS); 2001. p. 87–113.
- DELAFOSSÉ, D.; MAGNIN, T. **Hydrogen induced plasticity in stress corrosion cracking of engineering system.** Eng. Fract. Mech. 68 (2001) 693–729.
- DEPOVER, T. *et al.* Effect of hydrogen charging on the mechanical properties of advanced high strength steels, **Int. J. Hydrogen Energy** 39 (9) (2014) 4647–4656, <https://doi.org/10.1016/j.ijhydene.2013.12.190>.
- DEPOVER, T.; VERBEKEN, K. **The detrimental effect of hydrogen at dislocations on the hydrogen embrittlement susceptibility of Fe-C-X alloys: An experimental proof of the HELP mechanism,** International Journal of Hydrogen Energy (2017), <https://doi.org/10.1016/j.ijhydene.2017.12.109>.
- DÍAZ, A.; J.M. ALEGRE, J. M.; CUESTA. I. I. **A review on diffusion modelling in hydrogen related failures of metals.** Engineering Failure Analysis, vol. 66. pp. 577–595, 2016.
- DJUKIC, M.B.; BAKIC, G.M.; ZERAVCIC, V. S.; SEDMAK, A.; RAJICIC, B. **Hydrogen Embrittlement of Industrial Components: Prediction, Prevention, and Models.** CORROSION—Vol. 72 (2016), No. 7: p. 943-96.1

- DJUKIC, M.B.; ZERAVCIC, V. S.; BAKIC, G.M.; SEDMAK, A.; RAJICIC, B. Eng. Fail. Anal. 58 (2015): p. 485-498.
- DODGE, M. F. *et al.* **Environment-Induced Cracking in Weld Joints in Subsea Oil and Gas Systems - Part II**, 32nd International Conference on Ocean, Offshore and Arctic Engineering, Nantes, France, 2013.
- DODGE, M. F. *et al.* **Fusion Zone Microstructure Associated with Embrittlement of subsea Dissimilar Joints**. Proceedings of the ASME 2014 33rd International Conference on Ocean, Offshore and Arctic Engineering, OMAE 2014, Jun. 8-13, 2014, São Francisco, Califórnia, USA, 2014.
- DODGE, M. F. **The Effect of Heat Treatment on the Embrittlement of Dissimilar Welded Joints**. Tese (doutorado), University of Leicester, Leicester, 2014.
- DONATO, G. H. B. **Efeitos de Heterogeneidades Mecânicas sobre Forças Motrizes de Trinca em Juntas Soldadas: Determinação Experimental de Tenacidade e Extensão de Metodologias de Avaliação de Criticidade de Defeitos**. 2008. 248 p. Tese (Engenharia Naval e Oceânica) - Escola Politécnica da Universidade de São Paulo.
- DOODY, T., **Intermediate mixed zones in dissimilar metal welds for sour service**. Welding Journal, 1992. 77(3): p. 55-60.
- DWIVEDI, S. K.; VISHWAKARMA, M. Hydrogen embrittlement in different materials: A review. **International Journal of Hydrogen Energy**, v. 43, n. 46, p. 21603–21616, 2018. <https://doi.org/10.1016/j.ijhydene.2018.09.201>.
- EAGAR, T.; TSAI, N. **Temperature fields produced by traveling distributed heat sources**. Weld. J., no. December, 1983.
- EMPRESA DE PESQUISA ENERGÉTICA. **Plano Decenal de Expansão de Energia 2029**. 2020. Disponível em: <http://www.epe.gov.br/pt/publicacoes-dados-abertos/publicacoes/plano-decenal-de-expansao-de-energia-2029>. Acesso em: 17/02/20.
- ESTES, C. L.; TURNER, P. W. **Dilution in multipass welding of AISI 4130 to type 304 stainless steel**. Welding Journal, vol. 43, no. 12, p. 541s-550s, 1964.
- EXXOM MOBIL. **Panorama Energético: Perspectivas para 2040 Destaques**. 2014.
- FENSKE, J. A. *et al.* Hydrogen Induced Mechanical Property Behaviour of Dissimilar Weld Metal Interfaces, in: **Proceedings of the 30th International Conference on Ocean, Offshore and Arctic Engineering**, p. 1-8, 2011.
- FENSKE, J. A. **Microstructure and hydrogen induced failure mechanisms in iron-nickel weldments**. DSc. Thesis, University of Illinois at Urbana-Champaign, Urbana, Illinois, USA, 2010.

- FENSKE, J.A. *et al.* **Microstructure and Hydrogen-Induced Failure Mechanisms in Fe and Ni Alloy Weldments**. Metallurgical and Materials Transactions A, vol. 43, set., 2012.
- FERGESTAD, D. LØTVEIT, S.; **Handbook on Design and Operation of Flexible Pipes**. 1 ed. Trondheim: MARINTEK / NTNU / 4Subsea, 2014.
- FERREIRA, P. J.; ROBERTSON, I. M.; BIRNBAUM, H. K. **Hydrogen effects on the character of dislocations in high-purity aluminium**. Acta Mater., vol. 47, p. 2991, 1999.
- FONTANA, M. **Corrosion Engineering**, Third Edit. New York: McGraw-Hill, 1986.
- FRATARI, R.; SCHVARTZMAN, M.; SCOTTI, A. **Otimização dos Parâmetros de Tecimento para Confecção de Amanteigamento em Chapas de Aço ao Carbono pelo Processo TIG com Arame AWS ER309L**. Soldagem & Inspeção (Impr.), v. 15, n. 3, 2010.
- GANGLOFF, R. P.; SOMERDAY, B. P., **Gaseous Hydrogen Embrittlement of Materials in Energy Technologies: Volume 1**, Woodhead Publishing, 2012.
- GANGLOFF, R.P. **Critical Issues in Hydrogen Assisted Cracking of Structural Alloys** (Oxford, United Kingdom: Elsevier Science, 2005), p. 1-26.
- GEDEON, S. A.; EAGAR, T. W. **Thermomechanical Analysis of Hydrogen Absorption in Welding**. The Welding Journal, vol. 69, no. 7, 1990.
- GENTIL, V. **Corrosão**. 6.ed. - [Reimpr.]. - Rio de Janeiro : LTC, 2017. ISBN 978-85-216-1804-1.
- GITTOS, M. F. **Resistance of Dissimilar Joints Between Steel and Nickel Alloys to Hydrogen-Assisted Cracking**. NACE, 2008, pp. NACE2008–08095.
- GLICKSMAN, M. E. **Microsegregation**. Principles of Solidification, New York: Springer, 2011, pp. 345–368.
- GLOWACKA, A.; SWIATNICKI, W. A. **Effect of Hydrogen Chargin on the Microstructure Evolution of Duplex Stainless Steel**. Materials Chemistry and Physics, pp 496-499. Warsaw, 2003.
- GRIFFITH, A. A. **The Phenomena of Rupture and Flow in Solids**. Philosophical Transactions of the Royal Society of London, v. 221, p. 163 - 197, 1921. Disponível em: <http://mbarkey.eng.ua.edu/courses/AEM644/Griffith1921fracture.pdf>.
- GRUPO BOLHA. **Conhecimento Científico**, 2022. Conheça o pré-sal, saiba onde é explorado e quanto petróleo produz. Disponível em: <https://conhecimentocientifico.r7.com/conheca-o-pre-sal-saiba-onde-e-explorado-e-quanto-petroleo-produz/>. Acesso em: 17 nov. 2022.

- HADIANFARD, M. **Failure in a high pressure feeding line of an oil refinery due to hydrogen effect**, Eng. Fail. Anal. 17 (2010) 873–881
- HALDORSEN, L. M.; DODGE, M. F. **Recent experiences with cracking of load bearing dissimilar metal welds on subsea production systems**. Proceedings of the ASME 2017 36th International Conference on Ocean, Offshore and Arctic Engineering OMAE2017, 2017.
- HARDIE, D.; CHARLES, E.A.; Lopez, A.H. **Hydrogen embrittlement of high strength pipeline steels**. Corros. Sci. 48 (2006) 4378–4385.
- HERNANDEZ, V.H.B., PANDA, S.K., OKITA, Y., ZHOU, N.Y., 2010. **A study on heat affected zone softening in resistance spot welded dual phase steel by nanoindentation**. J. Mat. Sci. 45, 1638 - 1647.
- HERTZBERG, R. W. **Deformation and Fracture Mechanics of Engineering Materials**. Fourth Edition. John Wiley & Sons, New Jersey, 1996. ISBN 0-471-01214-9.
- HIRTH, J. **Effects of hydrogen on the properties of iron and steel**. Metall. Trans. A 11 (1980) 861–890.
- HUNT, M. D.; SPITTLE, J. A.; SMITH, R. W. **The Solidification of Metals**. Publication No. 110, p. 57, 1968.
- HUTCHINSON, J. **Singular Behavior at the End of a Tensile Crack Tip in a Hardening Material**. Journal of the Mechanics and Physics of Solids, v. 16, p. 13 - 31, 1968.
- ILYUSHECHKIN, A.; SCHOEMAN, L.; CARTER, L.; HLA, S.S. **Material Challenges and Hydrogen Embrittlement Assessment for Hydrogen Utilisation in Industrial Scale**. **Hydrogen** 2023, 4, 599–619. <https://doi.org/10.3390/hydrogen4030039>.
- INGLIS, C. **Stresses in a Plate Due to the Presence of Cracks and Sharp Corners**. Transactions of the Institute of Naval Architects, v. 55, p. 219 - 241, 1913.
- IRWIN, G. R. **Analysis of stresses and strains near the end of a crack traversing a plate**. Journal of Applied Mechanics, v. 24, p. 361 - 364, 1957.
- ISO 5817. **Arc welded joints in steel- Guidance on quality levels for imperfections**. Geneva: International Organization for Standardization; 2003.
- ISO 7539-11. **Corrosion of metals and alloys**. Stress corrosion testing. Part 11: guidelines for assessing the resistance of metals and alloys to hydrogen embrittlement and hydrogen-assisted cracking. 2017.
- JACKSON, K. A. *et al.* **On origin of equiaxed zone in castings**. Metall. Soc. Am. Inst. Mining, Metall. Pet. Eng. - Trans., vol. 236, no. 149, 1966.

- JUKIC, M. B. *et al.* **Hydrogen Embrittlement of Industrial Components: Prediction, Prevention, and Models.** Corrosion. 2016;72(7):943-961. <https://doi.org/10.5006/1958>.
- POORHAYDARI, K; PATCHETT, B.; IVEY, D. **Estimation of cooling rate in the welding of plates with intermediate thickness.** Weld. J., no. October, pp. 149-155, 2005.
- KARJALAINEN, L.P. **Weld fusion boundary structures in aluminium and Al-Zn-Mg alloy.** Zeitschrift fur Metallkunde, 1979. 70(10): p. 686-9.
- KAWAMORI, M; YUSE, F. In-situ measurement of hydrogen entry and hydrogen embrittlement of steel by atmospheric corrosion. **Corrosion Science** **219** (2023) 111212. <https://doi.org/10.1016/j.corsci.2023.111212>.
- KEHR, K. **Theory of the diffusion of hydrogen in metals.** Hydrogen in Metals I, Springer 1978, pp. 197–226.
- KOU, S. **Welding Metallurgy.** Ed., New Jersey: John Wiley and Sons. Inc., 2003.
- KOU, S., YANG, Y. **Fusion-boundary macrosegregation in dissimilar-filler welds.** Welding Journal, pp. 303–312, 2007.
- KVAALE, P. E.; RORVIK, G. **Experience with Qualification and Use of Stainless Steels in Subsea Pipelines.** 23rd International Conference on Offshore Mechanics & Arctic Engineering, 2004
- LAWRENCE, F. **Steel Metallurgy.** 2005. Personal communication. Champaign, IL.
- LI, J.; ORIANI, R.; DARKEN, L. **The thermodynamics of stressed solids.** Zeitschrift fur Phys. Chemie Neue Folge, vol. 49, pp. 271-290, 1966.
- LU, G. *et al.* Hydrogen embrittlement prompt fracture in Ni-based single crystal superalloy. **Journal of Materials Research and Technology** (2023) 2140 – 2151. <https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2023.06.088>.
- LUCIO-GARCIA, M. A. *et al.* **Effect of heat treatment on H₂S corrosion of a Micro-alloyed C-Mn Steel.** Corrosion Science, vol. 51, pp. 2380-2386, 2009.
- LUCKERMEYER-HASSE, L.; SCHENCK, H. **Loeslichkeit von Wasserstoff in einigen Metallen und Legierungen, Solubility of H in Fe, Cr, Ni, Mn and some alloys.** Archiv fuer das Eisenhuettenwesen, vol. 6, no. 5, pp. 209-214, 1932.
- LUNDIN, C. D., LIU, P., CUI, Y. **A literature review on characteristics of high temperature ferritic Cr–Mo steels and weldments.** WRC bulletin, 454, pp .1 – 36, 2000.
- LYNCH, S. A review of underlying reasons for intergranular cracking for a variety of failure modes and materials and examples of case histories. **Engineering Failure**

- Analysis**, v. 100, n. November 2018, p. 329–350, jun. 2019.
<https://doi.org/10.1016/j.engfailanal.2019.02.027>
- LYNCH, S. P. **Interpreting hydrogen-induced fracture surfaces in terms of deformation processes: A new approach**. Scripta Materialia 65. 851-854. 2011.
- LYNCH, S. P. **Metallographic contributions to understanding mechanisms of environmentally assisted cracking**. Metallography, vol. 23, no. 2, pp. 147-17.1989.
- LYNCH, S. P. **Progress towards understanding mechanisms of hydrogen embrittlement and stress corrosion cracking**. NACE, 2007. 07493.
- MA, M.-L.; CHEN, X.-Z. **Microstructure, Mechanical Properties of Welded Joints of F22 and F91**. Robotic Welding, Intelligence and Automation, Advances in Intelligent Systems and Computing, vol. 363, p. 503-515, 2015.
- MANDAI, J. T. **Determinação de Parâmetros Para Crescimento de Trinca em Ligas Metálicas: Modelagem e Experimentação**. 162 p. Dissertação (Ciências Mecânicas) - Universidade de Brasília. 2010.
- MARQUES, P. V.; MODENESI, P. J. **Algumas Equações Úteis em Soldagem. Soldagem e Inspeção**, vol. 19, n. 01, p. 091-102, 2014.
- MARTIN, M. L. *et al.* **On the formation and nature of quasi-cleavage fracture surfaces in hydrogen embrittled steels**. Acta Materialia 59. 1601-1606. 2011.
- MATHIAS, L.L.S., SARZOSA, D.F.B., RUGGIERI, C., 2013. **Effects of specimen geometry and loading mode on crack growth resistance curves of a high-strength pipeline girth weld**. Int. J. Press. Vessel. Pip. 111 - 112, 106 - 119.
- MATSUMOTO, T.; EASTMAN, J.; BIRNBAUM, H. K. **Direct observations of enhanced dislocation mobility due to hydrogen**. Sc. Metall., vol. 15, pp. 1033-1037, 1981.
- McLELLAN, A.G. **Non-hydrostatic Thermodynamics of Chemical Systems**. 1970.
- MEDINA, J. A. H. **Avaliação de Previsões de Fratura Elastoplástica**. 2014. Tese apresentada para obtenção do título de doutor em engenharia mecânica. Departamento de Engenharia Mecânica. Pontifícia Universidade Católica do Rio de Janeiro (PUC-Rio), Rio de Janeiro.
- METALS HANDBOOK. 9th Edition, Vol.13 **Corrosion**, ASM International, 1987.
- MILOVIC, L., 2016. **Heat-affected zone as critical location in pressure equipment**. Applied Mechanics, Behavior of Materials, and Engineering Systems. Springer International Publishing, pp. 139 -155.
- MITEVA, R.; TAYLOR, N. **General Review of Dissimilar Metal Welds in Piping Systems of Pressurized Water Reactors**. Including WWER Designs. Eur 22469 en. [S.l.], 2006.

- MODENESI, P. J.; MARQUES, P. V.; SANTOS, D. B. **Introdução à Metalurgia da Soldagem** (2012). Universidade Federal de Minas Gerais. Disponível em : <https://demet.eng.ufmg.br/wp-content/uploads/2012/10/metalurgia.pdf> . Acesso em: 06/02/2023.
- MORHCACHER, H.; MORRIS, J.W.; KRAUSS, G. **Fundamentals and Practical Approaches of Optimizing Martensitic Steels for Use Under Severe Operating Conditions**. Proceedings of the International Symposium on Wear Resistant Alloys for the Mining and Processing Industry, 2018.
- NIBUR, K. A., BAHR, D. F.; SOMERDAY, B. P. **Hydrogen effects on dislocation activity in austenitic stainless steel**. Acta Materialia, vol. 54, no. 10, pp. 2677-2684, 2006.
- OKONKWO, P.C. *et al.* A focused review of the hydrogen storage tank embrittlement mechanism process. **International Journal of Hydrogen Energy** 48 (2023) 12935e12948. <https://doi.org/10.1016/j.ijhydene.2022.12.252>.
- OLDEN, V. **The effect of PWHT on the material properties and micro structure in Inconel 625 and Inconel 725 buttered joints**. Int. Conf. Offshore Mech. Arct. Eng., vol. 3, pp. 109–115, OMAE2003–37196, 2003.
- OLDEN, V.; ALVARO, A.; AKSELSEN, O.D. **Hydrogen diffusion and hydrogen influenced critical stress intensity in an API X70 pipeline steel welded joint e Experiments and FE simulations**. International Journal of Hydrogen Energy 37 (2012). Vol. II. pp. 474 - 486.
- OLIVEIRA, G. L. G. **Soldagem dissimilar dos aços AISI 8630M e ASTM A182 F22 para aplicações subaquáticas**. Tese (Doutorado), Universidade Federal do Ceará, Fortaleza, 2013.
- OMAR, A.A. **Effects of welding parameters on hard zone formation at dissimilar metal welds**. Welding Journal. 77(2): p. 86-s-93-s. 1998.
- ORIANI, R.A. **Hydrogen embrittlement of steels**. Annu. Rev. Mater. Sci. 8 (1978) 327–357.
- ORNATH, F. *et al.* **Weld-pool segregation in welding low alloy steels with austenitic electrodes**. Haifa: Isr. 1981.
- OUDEN, G.; GRIEBLING, O. **Recent trends in welding science and technology**, Materials Park, OH: ASM International, 1990.
- OUDESS, A.; CREUS, J.; BOUHATTATE, J.; CONFORTO, E.; BERZIOU, C.; SAVALL, C.; FEAUGAS, X. **Grain size and grain-boundary effects on diffusion and trapping of hydrogen in pure nickel**. Acta Mater. 60 (2012) 6814–6828.
- PARDAL, J.M. *et al.* **Investigation of hydrogen embrittlement failure in a steam separator by field metallography**. Eng. Fail. Anal. 35 (2013) 46–53.

- PERAL, L. *et al.* Effects of hydrogen on the fracture toughness of CrMo and CrMoV steels quenched and tempered at different temperatures, **Int. J. Hydrogen Energy** 44 (7) (2019) 3953–3965, <http://dx.doi.org/10.1016/j.ijhydene.2018.12.084>.
- PEREZ, N. **Fracture Mechanics**. First Edition. Kluwer Academic, Boston, 2004. ISBN 1-4020-7861-7.
- POPOOLA, L. T. *et al.* **Corrosion problems during oil and gas production and its mitigation**. International Journal of Industrial Chemistry, Berlin, Dezembro. 2013.
- POURANVARI, M., MARASHI, S.P.H., 2016. **Critical review of automotive steels spot welding: process, structure and properties**. Sci. Technol. Weld. Join. 18, 361 - 403.
- POURBAIX, A. **Cathodic Protection of Supermartensitic 13Cr Stainless Steels without Hydrogen Damage**. Supermatensitic Stainless Steel, Brussels, Belgium, 1999.
- PRESSOUYRE, G. M. **A classification of hydrogen traps in steel**. Metallurgical Transactions A, vol. 10A, no. 10, pp. 1571-1573, 1979.
- RAJ, B., SAROJA, S., LAHA, K., KARTHIKEYAN, T., VIJAYALAKSHMI, M., RAO, K. B. S., 2009. **Methods to overcome embrittlement problem in 9Cr1Mo ferritic steel and its weldment**. J. Mat. Sci. 44, 2239 - 2246.
- RAJA, V.S.; SHOJI, T. **Stress Corrosion Cracking, Theory and Practice** (Cambridge, United Kingdom: Woodhead Publishing, 2011), p. 90-125.
- RICE, J. R. **Path Independent Integral and the Approximate Analysis of Strain Concentration by Notches and Cracks**. Journal of Applied Mechanics, v. 35, p. 379 - 386, 1968.
- RICE, J. R.; ROSENGREN, G. F. **Plane Strain Deformation near a Crack Tip in a Power-Law Hardening Material**. Journal of the Mechanics and Physics of Solids, v. 16, p. 1 - 12, 1968.
- ROBERGE, P.R. **Designing, Planning, and Preparing Corrosion Tests**. ASM Handbook - Corrosion: Fundamentals, Testing, and Protection, vol. 13A, ASM International, Materials Park, OH, 420 (2003).
- ROBERTSON, I. M. *et al.* **Understanding how hydrogen influences the mechanical properties of iron and steel**. in the 2nd international symposium on steel science, Kyoto, Japan, 2009.
- ROBERTSON, I. M. **The effect of hydrogen on dislocation dynamics**. Eng. Fract. Mech., vol. 64, pp. 649-673, 2001.

- ROCHA, G. B. T.; PEREIRA, L. M. M.; FARIAS, L. D. P. *et al.* Análise Fractográfica em MEV – fratura dúctil x fratura frágil. **Rev Militar de Ciência e Tecnologia**, vol. 33, nº 2 (2016).
- ROSAS, O. *et al.* **Reducing Hydrogen Embrittlement Risk of Steel Bolting in Seawater Environment with Nickel-Cobalt Electroplating**. Offshore Technology Conference: OTC-28622-MS. Houston, Texas, USA, 2018.
- ROSENTHAL, D. **The Theory of Moving Sources of Heat and Its Application to Metal Treatments**. Trans. ASME, vol. 68, pp. 849-866, 1946.
- RUTTER, J. W.; CHALMERS, B. **A Prismatic Substructure Formed During Solidification of Metals**. Can. J. Phys., vol. 31, no. 1, pp. 15–39, 1953.
- SARZOSA, D. F. B. Experimental and numerical study on the ductile fracture response of X65 girth-welded joint made of Inconel 625 alloy. **Theoretical and Applied Fracture Mechanics** Vol. 121, 2022, 103533. <https://doi.org/10.1016/j.tafmec.2022.103533>.
- SATO, S. **Dilatometric investigation of A3 and A4 transformations in pure iron**. Philosophical Magazine and Journal of Science, 1926.
- SEKERKA, R. F. **A Stability Function for Explicit Evaluation of the Mullins-Sekerka Interface Stability Criterion**. J. Appl. Phys., vol. 36, no. 1, pp. 264–268, 1965.
- SHARMA, S.K.; MAHESHWARI, S. **A review on welding of high strength oil and gas pipeline steels**. **Journal of Natural Gas Science and Engineering**. Journal of Natural Gas Science and Engineering 38 (2017) 203e217
- SHEN, S. *et al.* Effect of CrxCy–NiCr coating on the hydrogen embrittlement of 17-4 PH stainless steel using the smooth bar tensile test. **J Mater Sci** (2019) 54:7356–7368
- SHIBATA, A., MATSUOKA, T., UENO, A. Fracture surface topography analysis of the hydrogen-related fracture propagation process in martensitic steel. **Int J Fract** 205, 73–82 (2017). <https://doi-org.ez15.periodicos.capes.gov.br/10.1007/s10704-017-0182-6>
- SHIH, C. F. Relationship between the J-integral and the Crack Opening Displacement for Stationary and Extending Cracks. **Journal of the Mechanics and Physics of Solids**, v. 29, p. 305 - 326, 1981.
- SHIPILOV, S.A.; LE MAY, I. Structural integrity of aging buried pipelines having cathodic protection. **Eng. Fail. Anal.** 13 (2006) 1159–1176.
- SILVA, A. N. **Análise do Efeito do Hidrogênio na Resposta de Tenacidade à Fratura de Junta Soldada Dissimilar**. Tese de Doutorado. PGCEM / Universidade Federal da Paraíba. João Pessoa. 2018.
- SMCONTINENTAL. **Manutenção Subaquática**. Disponível em: <https://smcontinental.com/manutencao-subaquatica>. Acesso em: 10/12/2019.

- SMIALOWSKI, M. **Hydrogen in steel; effect of hydrogen on iron and steel during production, fabrication, and use**. Oxford, New York: Pergamon Press, 1962.
- SONG, Y. *et al.* **Investigation of the Influence of Pre-Charged Hydrogen on Fracture Toughness of As-Received 2.25 Cr1Mo0.25V Steel and Weld**. [www.http://mdpi.com/journal/materials](http://mdpi.com/journal/materials). 2018.
- SOYSAL, T. *et al.* **Macrosegregation in dissimilar-metal fusion welding**. *Acta Mater*, vol. 110, pp. 149-160, 2016.
- STROE, M. E. **Hydrogen embrittlement of ferrous materials**. Department of Matter and Materials: Université Libre de Bruxelles, 2006.
- SUMPTER, J. D. G.; TURNER, C. E. **Method for Laboratory Determination of Jc. Cracks and Fracture**. ASTM STP 601, American Society for Testing and Materials., Philadelphia, p. 3 - 15, 1976.
- TAN, L. *et al.* The effect of mechanical inhomogeneity in microzones of welded joints on CTOD fracture toughness of nuclear thick-walled steel. **Nuclear Engineering and Technology**. Vol. 55, 2023, 4112-4119. <https://doi.org/10.1016/j.net.2023.07.031>.
- TANNER, G. **Hydrogen embrittlement failure of socket head cap screws**. ASM International, Handbook of Case Histories in Failure Analysis, 1 1992, pp. 332–334.
- TETER, D.; ROBERTSON, I. M.; BIRNBAUM, H. K. **The effects of hydrogen on the deformation and fracture of B-titanium**. *Acta Mater*, vol. 49, pp. 4313-4323, 2001.
- TOLENTINO, N. M. C. **Processos químicos industriais: Matérias-primas, técnicas de produção e métodos de controle de corrosão / – 1. ed. – São Paulo: Érica, 2015.**
- TONG, M. *et al.* **Multiscale, Multiphysics Numerical Modeling of Fusion Welding with Experimental Characterization and Validation**. *JOM*, vol. 65, no. 1, pp. 99–106, Nov. 2012.
- TOYODA, M. **Significance of procedure/evaluation of CTOD test of weldments International M**; Document X-1192-89. Institute of Welding (IIW); 1989.
- TURNBULL, A. **Hydrogen transport and cracking in metals**. London: The Institute of Materials, 1994.
- VALENTINI, R. *et al.* Delayed Fracture in Automotive Advanced High Strength Steel: A New Investigation Approach. **Steel Research International**, v. 90, n. 8, p. 1–8, 2019. <https://doi.org/10.1002/srin.201900136>
- VENEZUELA, J. *et al.* The influence of hydrogen on the mechanical and fracture properties of some martensitic advanced high strength steels studied using the linearly increasing stress test. **Corrosion Science** 99 (2015) 98-117. <https://doi.org/10.1016/j.corsci.2015.06.038>.

- WANG, L. *et al.* The fracture resistance and crack propagation path of L415/N08825 bimetallic composite pipe welded joint. **Theoretical and Applied Fracture Mechanics** 122 (2022) 103656. <https://doi.org/10.1016/j.tafmec.2022.103656>.
- WANG, M.; AKIYAMA, E.; TSUZAKI, K. Determination of the critical hydrogen concentration for delayed fracture of high strength steel by constant load test and numerical calculation. **Corrosion Science**, v. 48, n. 8, p. 2189–2202, 2006. <https://doi.org/10.1016/j.corsci.2005.07.010>
- WELLS, A. A. **Unstable crack prapagation in metals, cleavage and fast fracture.** In: COLLEGE OF AERONAUTICS, CRANFIELD. Proc. Crack Prapagation Symposium. [S.l.], 1961. v. 1, p. 210 – 230.
- WESTERGAARD, H. M. **Bearing Pressures and Cracks.** **Journal of Applied Mechanics**, v. 6, p. 49 - 53, 1939.
- WEVER, F. **Influence of elements on polymorphismus des Eisens.** Archiv fuer das Eisenhuettenwesen, vol. 2, no. 11, pp. 739-748, 1929.
- WORMSEN, A. *et al.* **Base Material Fatigue Data for Low Alloy Forged Steels Used in the Subsea Industry.** Part 1: In Air S-N data. International Journal of Fatigue, 80, p. 477-495, 2015.
- YANG, Y. K.; KOU, S. **Mechanisms of Macrosegregation Formation near Fusion Boundary in Welds Made with Dissimilar Filler Metals.** Welding Metallurgy and Failure Analysis, p. 329–341, 2007a.
- YANG, Y., KOU, S. **Fusion-boundary macrosegregation in dissimilar-filler metal Al-Cu welds.** Welding Journal, vol. 86, Issue 11, p. 331–339, 2007b.
- YANG, Z. *et al.* Correlation between the microstructure and hydrogen embrittlement resistance in a precipitation-hardened martensitic stainless steel. **Corrosion Science** 182 (2021) 109260.
- YAO, Y.; PANG, X.; GAO, K. Investigation on hydrogen induced cracking behaviors of Ni-base alloy. **International Journal of Hydrogen Energy**. v. 36, i. 9, p. 5729 -5738. (2011). <https://doi.org/10.1016/j.ijhydene.2011.01.123>.
- ZAFRA, A. *et al.* Effect of hydrogen on the tensile properties of 42CrMo4 steel quenched and tempered at different temperatures. **International Journal of Hydrogen Energy**, v. 43, n. 18, p. 9068–9082, 2018. <https://doi.org/10.1016/j.ijhydene.2018.03.158>.
- ZERBST, U. *et al.* **Review on Fracture and Crack Propagation in Weldments - A Fracture Mechanics Perspective.** Engineering Fracture Mechanics, v. 132, p. 200 - 276, 2014. ISSN 00137944.
- ZHANG, C. *et al.* Hydrogen-induced delayed fracture behaviour of V+Nb-microalloyed high-strength bolt steel with internal and environmental hydrogen, **Corros. Sci.** 209 (2022) 110710, <http://dx.doi.org/10.1016/j.corsci.2022.110710>.

- ZHANG, X.; PENG, Q.; LU, G. **Self-consistent embedding quantum mechanics/molecular mechanics method with applications to metals.** Phys. Rev. B 82 (2010)134120.
- ZHENQIAN, Z.; ZHILING, T.; CHUN, Y.; SHUANGPING, L. **Failure analysis of vessel propeller bolts under fastening stress and cathode protection environment.** Eng. Fail. Anal. 57 (2015) 129–136.
- ZHOU, C *et al.* Effect of manganese content on the hydrogen embrittlement of twinning-induced plasticity (TWIP) steels under hydrogen charging and hydrogen environment. **Materials Science & Engineering A** 861 (2022) 144289.
- ZU *et al.* Determination on the fracture toughness of the welded joints of X80 pipeline steels based on small punch test. **Engineering Fracture Mechanics**. Vol. 291, 2023, 109525. <https://doi.org/10.1016/j.engfracmech.2023.109525>.

ANEXO A - DADOS DO METAL DE BASE ASTM182 F22

ETNA STEEL CQ - F14 REV. 00		ETNA STEEL INDÚSTRIA METALÚRGICA LTDA. Qualidade em fabricação de aços ao carbono e aços ligados Quality in manufacturing of carbon steels and alloy steels e-mail: nfe@etnasteel.com.br Fone: 1121810600 Fax: 1121810644 CNPJ: 11.104.908/0001-06 IE: 492561995110														
Cliente: Salgueiro Ind. e Com. de Aço Ltda (Customer)		Certificado Qualidade: 14910 (Quality Certificate)														
Pedido: 4179 (Req.No) 4872		Ordem: 0234940-001 (Production Order)														
Corrida: 405330 (Heat No)		Produto: BR330FOF22 (Product)														
		Material: AÇO F22 (Material)														
Dimensões/Desenho BARRA FORJADA BRUTA F22 - Ø 330,20 X 4400 mm = 02 brs Dimension/Drawing			Qtde: 3524,00 (Qty) KG													
COMPOSIÇÃO QUÍMICA (%) (CHEMICAL COMPOSITION (%))																
C	Mn	Si	P	S	Cr	Mo	Ni	Cu	Al	Ti	V	Nb	Ceq	H2 (PPM)		
0,092	0,454	0,258	0,016	0,014	2,210	1,064	0,201	0,089	0,020	0,001	0,010	0,002	0,844	2,590		
TRATAMENTO TÉRMICO: (HEAT TREATMENT)				DUREZA: (HARDNESS)												
MICROGRAFIA: (MICROGRAPHY)																
ENSAIOS DESTRUTIVOS (DESTRUCTIVE TESTS)																
ENSAIOS DE TRAÇÃO (TENSILE TEST)								ENSAIOS DE IMPACTO (IMPACT TEST)								
Simulado								Simulado								
								ENTALHE NOTCH TYPE								
								TEMPERATURA TEMPERATURE								
Obs.:																
ENSAIOS NÃO DESTRUTIVOS (NON DESTRUCTIVE TESTS)																
Ultra Som																
NORMA: ASTM A-388/07PROT.TECETNA (STANDARD) STEEL EP-PT.7.3.001REV01								NORMA: (STANDARD)								
APARELHO: Ge Usm 35 (EQUIPMENT)								APARELHO: (EQUIPMENT)								
RESULTADO: APROVADO CONFORME (RESULT) RUS Nº 019/16								RESULTADO: (RESULT)								
OBS.: Certificado referente a 1 barra forjada. Lingote nº: 22 Etiqueta nº: 36367 Comprimento: 5000 mm RIVD nº: 019/16 Grau de redução: 5,17:1 Aço produzido em forno a arco elétrico e degaseificado a vácuo.								Emitido por: Fernando, Giavoni (Emitted by) Data: 31/03/2016 (Date)								
Fernando A. Giavoni Insp. Técnico de Ultra Som ASNT-TC Nível II								Aprovado: Fernando A. Giavoni (Approved by) Insp. Técnico de Ultra Som ASNT-TC Nível II								

CÓDIGO CORRIDA INTERNA

099 - 1551

Controle de Qualidade

Data: 29/04/2019

91588

 Raul Mendonça
 Salgueiro Ind. Com. Aços Eireli
 Qualidade

ANEXO B - DADOS DO METAL DE ADIÇÃO AWS ERNiCrMo-3

26

Ni-Cr-Mo Filler Metal

INCONEL® Filler Metal 625

INCONEL Filler Metal 625 is used for gas-metal-arc and gas-tungsten-arc welding of INCONEL alloy 625, INCOLOY alloy 825, INCOLOY alloy 25-6MO, and a range of high alloy austenitic and super austenitic stainless steels. It is also used for surfacing of steel, for welding 9% Ni steels, and for welding various corrosion-resistant alloys such as alloy 20. INCONEL Filler Metal 625 can be used for joining and overlaying with INCOFLUX NT100 Submerged Arc Flux. The weld metal has high strength over a broad temperature range and has resistance to localized attack such as pitting and crevice corrosion.

INCONEL Filler Metal 625 is useful for many dissimilar joints involving INCONEL and INCOLOY alloys, carbon steels, low-alloy steels, and stainless steels.

Specifications

AWS A5.14 ERNiCrMo-3 (UNS N06625)

ASME II, Part C, SFA-5.14, ERNiCrMo-3 (UNS N06625)

ASME IX, F-No.43

*BS 2901 NA43

*DIN 1736 SG-NiCr21Mo9Nb (2.4831)

*EN ISO 18274 – SNi6625 (NiCr22Mo9Nb)

*Supply to these specifications available upon request

For manufacture to ASME III NCA3800, NB2400, MIL, Rolls Royce, AMS and other specifications please refer your inquiry to the Technical Department prior to order placement.

Approvals

Canadian Welding Bureau

VdTUV 2854.01; 2855.01

Other approvals may be applicable. Please confirm details of current scope of approvals with the Technical Department prior to order placement.

Limiting Chemical Composition

Ni+Co.....	58.0 min.	Al.....	0.40 max.
C.....	0.10 max.	Ti.....	0.40 max.
Mn.....	0.50 max.	Cr.....	20.0-23.0
Fe.....	1.0 max.	Nb+Ta.....	3.15-4.15
S.....	0.015 max.	Mo.....	8.0-10.0
Cu.....	0.50 max.	P.....	0.02 max.
Si.....	0.50 max.	Others.....	0.50 max.

Minimum Mechanical Properties

Tensile Strength, psi	105,000
MPa	724
Elongation, (4d) %	30

Filler metals available on spool and in cut straight lengths in a variety of sizes selected from the following diameters:

Available Product Forms

mm in	0.8 0.030	0.9 0.035	1.0 0.040	1.14 0.045	1.2 0.047	1.6 0.062	2.4 0.093	3.2 0.125
----------	--------------	--------------	--------------	---------------	--------------	--------------	--------------	--------------

Straight Lengths - 915 mm (36 in.) or 1000 mm (39 in.)

INCONEL® Filler Metal 625

ANEXO C - DADOS DO METAL DE BASE ASTM A-36



[EMPRESA](#) · [PRODUTOS](#) · [SERVIÇOS](#) · [BLOG](#) · [DÚVIDAS FREQUENTES](#) · [TRABALHE CONOSCO](#)

SOLICITE UM ORÇAMENTO

✓ ASTM A36

Aços Carbono / ASTM A-36						
EQUIVALENTES	COMP. QUÍMICA (DIRETRIZ)	APLICAÇÕES	PROPRIEDADES MECÂNICAS	FORMAS	ACABAMENTOS	BITOLAS
NBR-6648 / ASTM A-283 Gr. C	C máx: 0,28% / Mn: 0,60% - 0,90% / P máx: 0,04% / S máx: 0,05% / Si máx: 0,04% / Cu: 0,20% mín. Quando especificado.	São aços para aplicação em componentes estruturais onde as propriedades físicas são bem definidas para permitirem sua utilização em projetos que exijam dobramento e boa soldabilidade. Quando fabricados em chapas de aço possuem resistência intermediária e são aplicadas em componentes estruturais variados, desde os mais comuns até os mais elaborados tais como: Pontes, locomotivas, estruturas de máquinas, galpões, edifícios etc.	LE (MPa): 250 min, LR (MPa): 400 - 550, Alongamento: 23%. O valor de referência para o alongamento pode variar em função da espessura e da base de medida das amostras.	Barras Redondas, Chapas, Quadradas, Blocos Recortados e Chapas.	Bruto, Descascado, Retificado, Torneado e Frezado.	Redondos: 1/8" a 40" Quadrados: 3/16" a 30" Chapas/Blocos: 1/8" x 3/8" a 10" x 24"

NF-e 000.080.824 SÉRIE 1	 		TENAX AÇO E FERRO LTDA Tv. Leonor Mascarenhas, 101 - Ramos Rio de Janeiro - RJ - CEP 21040-135 Tel.: 21 3865-4400 Fax: 21 3865-4422 vendas@tenax.com.br www.tenax.com.br		DANFE DOCUMENTO AUXILIAR DA NOTA FISCAL ELETRÔNICA 0 - ENTRADA 1 - SAÍDA 000.080.824 SÉRIE 1 FOLHA 1/1			
	Empresa certificada   							
	VÁLIDESSA NA OPERAÇÃO VENDA DE MERCADORIA ADQ. OU RECEB. TERC.							
	INSCRIÇÃO ESTADUAL 81.801.21-5		INSCRIÇÃO ESTADUAL DO SUBST. TRIBUT.					
	NOME / RAZÃO SOCIAL DANIEL NICOLAU LIMA ALAVES							
	ENDEREÇO RUA CELINA DA COSTA MACHADO CHAVES, 16							
	NOME / RAZÃO SOCIAL PRIMEIRO DO NORDESTE							
	ENDEREÇO JOÃO PESSOA							
	DATA DE EMISSÃO 22/03/2019 514,50							
	BASE CÁLC. ICMS 490,00 VALOR ICMS 34,30 BASE CÁLC. ICMS ST 0,00 VALOR ICMS ST 0,00 TOTAL DOS PRODUTOS 490,00 VALOR FRETE 0,00 VALOR DESCONTO 0,00 OUTRAS DESP. 0,00 VALOR IPI 24,50 VALOR APROX. TERC. 167,19 TOTAL DA NOTA 614,50							
NOME / RAZÃO SOCIAL PRIMEIRO DO NORDESTE								
ENDEREÇO JOÃO PESSOA								
QUANTIDADE 7 ESPECIE PCS MARCA D5890 NUMERAÇÃO PESO BRUTO 39,100 PESO LÍQUIDO 39,100								
CÓDIGO PRODUTO 307434 (7 PCS) AÇO ASTM A36 SAE 100620 CHAPA 1 1/4" (31,50) X 105 X 205 MM O.C. VERBAL VALORES ICMS INTERESTADUAL: DIFAL DA UF DESTINO R\$ 53,90 FCP R\$ 0,00 DIFAL DA UF ORIGEM R\$ 0,00.								
INFORMAÇÕES COMPLEMENTARES VALORES TOTAIS DO ICMS INTERESTADUAL: DIFAL DA UF DESTINO R\$ 53,90 + FCP R\$ 0,00 TOTAL DIFAL DESTINO R\$ 53,90 DIFAL DA UF ORIGEM R\$ 0,00.								

ANEXO D - DADOS DA MISTURA Ar₇₅He₂₅:

RECEBEMOS DE AGUIAR GUEDES COMERCIO DE GASES ME OS PRODUTOS / SERVIÇOS CONSTANTES DA NOTA FISCAL INDICADO AO LADO		NF-e N° 0000000041 SÉRIE 001
DATA DE RECEBIMENTO	EMISSION: 08/10/2019 - DEST. / REM: DANIEL NICOLAU LIMA ALVES - VALOR TOTAL: R\$ 3.030,00 IDENTIFICAÇÃO E ASSINATURA DO RECEBEDOR	

IDENTIFICAÇÃO DO EMITENTE AGUIAR GUEDES COMERCIO DE GASES ME ROD BR 101 KM97,5, 001 - DISTRITO INDUSTRIAL - CEP: 58322-000 - CONDE - PB TEL: 99922-0924 aggasparaliba@gmail.com		DANFE DOCUMENTO AUXILIAR DA NOTA FISCAL ELETRÔNICA 0 - ENTRADA 1 - SAÍDA N° 0000000041 FL. 1 / 1 SÉRIE 001	 CHAVE DE ACESSO 2519 1034 0861 4800 0102 5500 1000 0000 4116 4905 1603 Consulta de autenticidade no portal nacional da NF-e www.nfe.fazenda.gov.br/portal ou no site da Sefaz Autorizadora
NATUREZA DE OPERAÇÃO VENDA MERC ADQUIRIDA/RECEBIDA		PROTOCOLO DE AUTORIZAÇÃO DE USO 325190021637012 08/10/2019 10:09:51	
INSCRIÇÃO ESTADUAL	INSCRIÇÃO ESTADUAL DO SUBST. TRIB.	CNPJ / CPF	
163432554		34.086.148/0001-02	

DESTINATÁRIO / REMETENTE		CNPJ / CPF	DATA DA EMISSÃO
NOME / RAZÃO SOCIAL DANIEL NICOLAU LIMA ALVES		046.211.164-44	08/10/2019
ENDEREÇO RUA CELINA DA COSTA MACHADO CHAVES, 00016		BARRIO / DISTRITO ALTIPLANO CABO BRANCO	CEP 58046-230
MUNICÍPIO JOAO PESSOA	UF PB	INSCRIÇÃO ESTADUAL	DATA SAÍDA / ENTRADA 08/10/2019

CÁLCULO DO IMPOSTO					
BASE DE CÁLCULO DO ICMS	VALOR DO ICMS	BASE CÁLC. ICMS SUBST.	VALOR DO ICMS SUBST.	VALOR TOTAL DOS PRODUTOS	
0,00	0,00	0,00	0,00	3.030,00	
VALOR DO FRETE	VALOR DO SEGURO	DESCONTO	OUTRAS DESP. ACESS.	VALOR DO IPI	VALOR TOTAL DA NOTA
0,00	0,00	0,00	0,00	0,00	3.030,00

TRANSPORTADOR / VOLUMES TRANSPORTADOS		FRETE POR CONTA	CÓDIGO ANTT	PLACA DO VEÍCULO	UF	CNPJ / CPF
RAZÃO SOCIAL		0 - REMETENTE				
ENDEREÇO		MUNICÍPIO		UF	INSCRIÇÃO ESTADUAL	
QUANTIDADE	ESPÉCIE	MARCA	NUMERAÇÃO	PESO BRUTO	PESO LÍQUIDO	

DADOS DO PRODUTO / SERVIÇOS														
CÓDIGO DO PROD. / SERV.	DESCRIÇÃO DO PRODUTO / SERVIÇO	NCM / SEI	CSOSN	CFOP	UNID.	QUANT.	VALOR UNITÁRIO	VALOR DESCONTO	VALOR LÍQUIDO	BASE CÁLC. ICMS	VALOR I.C.M.S.	VALOR I.P.I.	ALÍQUOTAS ICMS	ALÍQUOTAS IPI
000153	MISTURA GASOSA COMPOSIÇÃO 75 ARGÔNIO E 25 DE HÉLIO 10M3	28046900	0500	5102	UN	1,00	3.030,00	0,00	3.030,00	0,00	0,00	0,00	0,00	0,00

DADOS ADICIONAIS

INFORMAÇÕES COMPLEMENTARES NAO GERA DIREITO A CREDITO FISCAL DE ICMS DE ISS E DE IPI DOCUMENTO EMITIDO POR ME OU EPP OPTANTE PELO SIMPLES NACIONAL Tributos R\$ 407.54 (13.45 %) Fonte IBPT	RESERVADO AO FISCO
--	--------------------