



CENTRO FEDERAL DE EDUCAÇÃO TECNOLÓGICA DE MINAS GERAIS



Dissertação de Mestrado

REGINALDO MATIAS NUNES

**AVALIAÇÃO DA SUSCEPTIBILIDADE AO TRINCAMENTO A FRIO NA ZONA
TERMICAMENTE AFETADA DE JUNTAS HETEROGÊNEAS SOLDADAS COM
LIGA UNS N06625**

Belo Horizonte

2026

REGINALDO MATIAS NUNES

**AVALIAÇÃO DA SUSCEPTIBILIDADE AO TRINCAMENTO A FRIO NA ZONA
TERMICAMENTE AFETADA DE JUNTAS HETEROGÊNEAS SOLDADAS COM
LIGA UNS N06625**

Dissertação apresentada ao Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Materiais do CEFET-MG, na área de concentração de Ciência e Desenvolvimento de Materiais, na Linha de Pesquisa em Seleção, Processamento e Caracterização, como parte integrante dos requisitos para obtenção do título de Mestre em Engenharia de Materiais.

Orientador: Prof. Dr. Cláudio Turani Vaz

Belo Horizonte

2026

Nunes, Reginaldo Matias.
N972a Avaliação da susceptibilidade ao trincamento a frio na zona
termicamente afetada de juntas heterogêneas soldadas com liga UNS
N06625 / Reginaldo Matias Nunes. – 2026.
102 f. : il.
Orientador: Cláudio Turani Vaz.
Dissertação (mestrado) – Centro Federal de Educação
Tecnológica de Minas Gerais, Programa de Pós-Graduação em
Engenharia de Materiais, Belo Horizonte, 2026.
Bibliografia.

1. Hidrogênio. 2. Umidade. 3. Susceptibilidade. 4. Processo de
trincamento. 5. Zona termicamente afetada. 6. Ligas de níquel. I. Vaz,
Cláudio Turani. II. Título.

CDD: 671.52



MINISTÉRIO DA EDUCAÇÃO CENTRO FEDERAL DE EDUCAÇÃO TECNOLÓGICA
DE MINAS GERAIS
COORDENAÇÃO DO PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM
ENGENHARIA DE MATERIAIS - NS



ATA DE DEFESA DE DISSERTAÇÃO Nº 7 / 2026 - POSMAT (11.52.07)

Nº do Protocolo: 23062.015955/2026-80

Belo Horizonte-MG, 27 de março de 2026.

DISSERTAÇÃO DE MESTRADO

*AVALIAÇÃO DA SUSCEPTIBILIDADE AO TRINCAMENTO A FRIO NA ZONA
TERMICAMENTE AFETADA DE JUNTAS HETEROGÊNEAS SOLDADAS COM LIGA
UNS N06625*

Autor: Reginaldo Matias Nunes

Orientador: Prof. Dr. Cláudio Turani Vaz

A Banca Examinadora composta pelos membros abaixo aprovou em 27 de março de 2026 esta
Dissertação:

Prof. Dr. Cláudio Turani Vaz (ORIENTADOR)
Centro Federal de Educação Tecnológica de Minas Gerais - CEFET/MG

Prof. Dr. Carlos Alberto Carvalho de Castro (EXAMINADOR INTERNO)
Centro Federal de Educação Tecnológica de Minas Gerais - CEFET/MG

Prof. Dr. Alexandre Queiroz Bracarense (EXAMINADOR EXTERNO)
Universidade Federal de Minas Gerais – UFMG

(Assinado digitalmente em 30/03/2026 14:03)
CARLOS ALBERTO CARVALHO CASTRO
PROFESSOR ENS BASICO TECN TECNOLÓGICO
DMCVG (11.64.05)
Matrícula: 2494298

(Assinado digitalmente em 30/03/2026 10:58)
CLAUDIO TURANI VAZ
PROFESSOR ENS BASICO TECN TECNOLÓGICO
POSMAT (11.52.07)
Matrícula: 1812853

(Assinado digitalmente em 30/03/2026 14:14)
ALEXANDRE QUEIROZ BRACARENSE
ASSINANTE EXTERNO
CPF: ###.###.666-##

Visualize o documento original em <https://sig.cefetmg.br/public/documentos/index.jsp>
informando seu número: **7**, ano: **2026**, tipo: **ATA DE DEFESA DE DISSERTAÇÃO**, data de
emissão: **27/03/2026** e o código de verificação: **8a378fee8c**

AGRADECIMENTOS

A Deus, pela sabedoria, força e luz concedidas ao longo desta jornada, tornando possível cada etapa deste trabalho.

Ao meu orientador, Dr. Cláudio Turani Vaz, pela orientação competente, dedicação e apoio durante todo o desenvolvimento da pesquisa.

À Maria Cecília Mendes da Silva, pelo suporte nos ensaios realizados no laboratório da MTC, no Rio de Janeiro. Ao Laboratório de Soldagem, Corte e Processos Afins (LSC&A) do CEFET-MG e ao Laboratório de Materiais Inovadores Sustentáveis (MIS) do CEFET-MG, pela exposição dos eletrodos à umidade e realização do ensaio Tekken. À equipe do Laboratório de Robótica, Simulação e Soldagem (LRSS) da Universidade Federal de Minas Gerais (UFMG), pela realização dos ensaios de hidrogênio difusível. À Elektriska Svetsnings-Aktiebolaget (ESAB), pelo apoio na análise de umidade.

Às empresas GMW Welding e Delp Engenharia, pelo fornecimento de materiais, recursos e apoio técnico indispensáveis para a execução deste trabalho.

À minha esposa, Patrícia Sote Nunes, pelo amor, compreensão e apoio incondicional. Aos meus filhos, Bárbara Sote Nunes e Bernardo Sote Nunes, por serem minha maior motivação e inspiração.

Por fim, agradeço a todos que, direta ou indiretamente, contribuíram para a concretização desta dissertação.

RESUMO

A susceptibilidade ao trincamento por hidrogênio em soldas tem sido foco de extensos estudos visando compreender suas causas, comportamento e, principalmente, métodos de prevenção. Este fenômeno complexo está intrinsecamente ligado à microestrutura do material, às tensões residuais induzidas pela soldagem e à presença de hidrogênio. Em aços carbono e de baixa liga, a propensão ao trincamento é diretamente associada ao teor de carbono e a elementos de liga, quantificados pelo carbono equivalente; quanto maior seu valor, maior a susceptibilidade. Contudo, em juntas soldadas com ligas UNS N06625, a elevada solubilidade do hidrogênio absorvido na matriz austenítica confere a esses materiais uma menor propensão a essa forma de trincamento. Apesar disso, em uniões de tubulações de aço baixa liga, como DNV 450 ou API 5L X65, revestidas internamente com liga UNS N06625, a zona termicamente afetada (ZTA) do aço base não compartilha da mesma alta solubilidade de hidrogênio devido à sua microestrutura predominantemente ferrítica. Reconhecendo essa particularidade, os códigos de fabricação para dutos submarinos *offshore* estabelecem requisitos específicos, como o teor máximo de hidrogênio de 4 ml/100 g de metal depositado pelos consumíveis de soldagem, visando mitigar a provável ocorrência de trincas nessa região. O presente trabalho investigou a susceptibilidade ao trincamento da ZTA, utilizando eletrodos com níveis controlados de umidade no revestimento — fator determinante para o aporte de hidrogênio durante a soldagem — e determinando o hidrogênio difusível conforme as normas AWS A4.3 e ISO 3690 por cromatografia gasosa. Observou-se que o aumento da umidade absorvida pelo revestimento não elevou o teor de hidrogênio difusível medido. Mesmo nas condições de maior umidade, os valores se mantiveram abaixo dos limites normativos, que normalmente se situam entre H4 e H16 para eletrodos com revestimentos básicos. O teste de susceptibilidade ao trincamento foi conduzido diretamente por meio do ensaio Tekken, aplicado em todas as condições de umidade avaliadas. Os resultados demonstraram a ausência de trincas na zona termicamente afetada (ZTA), sugerindo que, mesmo com o aumento da umidade no revestimento, sob condições severas, o hidrogênio foi provavelmente retido na matriz austenítica do metal de solda, sem comprometer a integridade da ZTA.

Palavras-chave: Hidrogênio difusível. Umidade do revestimento. Susceptibilidade. Trincamento a frio. Zona Termicamente Afetada. UNS N06625.

ASSESSMENT OF COLD CRACKING SUSCEPTIBILITY IN THE THERMALLY AFFECTED ZONE OF HETEROGENEOUS JOINTS WELDED WITH UNS N06625

ABSTRACT

Hydrogen-induced cracking in welding has been focussed in extensive studies aimed at understanding its causes, behavior, and, primarily, prevention methods. This complex phenomenon is intrinsically linked to the material's microstructure, the residual stresses induced by welding, and the presence of hydrogen. In carbon and low-alloy steels, the propensity for cracking is directly associated with the carbon content and alloying elements, quantified by the carbon equivalent; the higher its value, the greater the susceptibility. However, in joints welded with UNS N06625 alloys, the high solubility of hydrogen in the austenitic matrix gives these materials a lower tendency to this form of cracking. Nevertheless, in pipeline connections made of low-alloy steels such as DNV 450 or API 5L X65, internally clad with UNS N06625 alloy, the Heat-Affected Zone (HAZ) of the base metal does not share the same high hydrogen solubility due to its predominantly ferritic microstructure. Recognizing this particularity, offshore pipeline fabrication codes establish specific requirements, such as a maximum hydrogen content of 4 ml/100 g of deposited metal for welding consumables, to mitigate the likelihood of cracking in this region. The present work investigated the HAZ susceptibility to cracking by using electrodes with controlled moisture levels in their coating—a determining factor for hydrogen input during welding — and by measuring the diffusible hydrogen according to AWS A4.3 and ISO 3690 standards through gas chromatography. It was observed that the increase in moisture absorbed by the coating did not raise the measured diffusible hydrogen content. Even under the highest humidity conditions, the values remained below the normative limits, which typically range between H4 and H16 for electrodes with basic coatings. The cracking susceptibility test was conducted directly through the Tekken test, applied under all evaluated humidity conditions. The results showed no cracks in the heat-affected zone (HAZ), suggesting that even with increased moisture in the coating, under severe conditions, the hydrogen was likely retained in the austenitic matrix of the weld metal, without compromising the integrity of the HAZ.

Keywords: Diffusible hydrogen. Coating moisture. Susceptibility. Cold cracking. Heat-Affected Zone. UNS N06625.

LISTA DE ILUSTRAÇÕES

Figura 1– Sistema típico de produção submarina	16
Figura 2 – Dutos de interligação (<i>jumpers</i>)	17
Figura 3 – Efeito do conteúdo de molibdênio e níquel na resistência à corrosão.....	22
Figura 4 – Seção transversal da junta soldada	23
Figura 5 – Tipos de trinca (AWS A3.0).....	24
Figura 6 – Diagrama de Graville.....	26
Figura 7 – Difusão do hidrogênio no aço.....	27
Figura 8 – Dispositivo de fixação de amostra (ISO 3690)	28
Figura 9 – Amostra de teste (ISO 3690).....	28
Figura 10 – Cromatografia gasosa (esquemático)	36
Figura 11 – Amostra de CTS.....	38
Figura 12 – Amostra de teste cruciforme	39
Figura 13 – Teste de implante (AWS B4.0).....	40
Figura 14 – Teste de chanfro em Y oblíquo	41
Figura 15 – Teste Instituto de Soldagem do Canadá	42
Figura 16 – Fluxograma de testes e análises.....	48
Figura 17 – Eletrodo ENiCrMo-3	51
Figura 18 – Câmara climática.....	51
Figura 19 – Amostras de eletrodos	52
Figura 20 – Amostras e apensos.....	54
Figura 21 – Amostras para avaliação de hidrogênio difusível	54
Figura 22 – Amostras de hidrogênio difusível	55
Figura 23 – Dispositivo de fixação de amostras conforme definido na ISO 3690.....	55
Figura 24 – Representação do cordão de solda sobre as amostras	55
Figura 25 – Preparação das amostras	58
Figura 26 – Planejamento de corte das amostras de Tekken	58
Figura 27 – Amostra Tekken com solda de ancoragem	59
Figura 28 – Montagem de todas as amostras	59
Figura 29 – Cortadora metalográfica	61
Figura 30 – Corte de amostras.....	61
Figura 31 – Polidora metalográfica.....	62
Figura 32 – Solubilidade de equilíbrio do hidrogênio em alumínio, cobre, ferro	

e níquel a 1 atm de pressão	68
Figura 33 – Coeficiente de difusão global	71
Figura 34 – Amostras de Tekken após a solda	75
Figura 35 – Parâmetros de soldagem com eletrodo seco	76
Figura 36 – Parâmetros de soldagem com eletrodo submetido a umidade por 8 h	76
Figura 37 – Parâmetros de soldagem com eletrodo submetido a umidade por 12 h	76
Figura 38 – Parâmetros de soldagem com eletrodo submetido a umidade por 16 h	76
Figura 39 – Parâmetros de solda com eletrodo submetido a umidade por 168 h	77
Figura 40 – Macroamostras soldadas com eletrodo seco	78
Figura 41 – Macroamostras soldadas com eletrodo submetido a umidade por 8 h	78
Figura 42 – Macroamostras soldadas com eletrodo submetido a umidade por 12 h	79
Figura 43 – Macroamostras soldadas com eletrodo submetido a umidade por 16 h	79
Figura 44 – Macroamostras soldadas com eletrodo submetido a umidade por 168 h	80
Figura 45 – Micrografia da amostra submetida a 168 h	81
Figura 46 – Micrografia da zona termicamente afetada (ZTA)	81
Figura 47 – Localização das linhas de dureza na amostra (metal de base, ZTA e ZF)	82
Figura 48 – Variação da dureza	83
Figura 49 – Gráficos de umidade do revestimento dos eletrodos nas quatro condições de exposição	102
Quadro 1 – Comparação de métodos para avaliação do hidrogênio difusível	37
Gráfico 1 – Umidade do revestimento em função do tempo de exposição	64
Gráfico 2 – Resultados das amostras – hidrogênio difusível (ml/100 g MD)	67
Gráfico 3 – Hidrogênio (ml/100 g) x umidade (%)	69

LISTA DE TABELAS

Tabela 1 – Composição química da API 5L	18
Tabela 2 – Propriedades mecânicas da API 5L	19
Tabela 3 – Composição química da DNV-ST-F101	20
Tabela 4 – Propriedades mecânicas da DNV-ST-F101	20
Tabela 5 – Composição química da ASTM B446-23.....	21
Tabela 6 – Exposição à umidade	50
Tabela 7 – Identificação das amostras	60
Tabela 8 – Tempo de exposição (h) x umidade absorvida (%)	64
Tabela 9 – Tabela de registro de dados (ensaio de hidrogênio difusível)	97
Tabela 10 – Tabela de registro de dados (ensaio de hidrogênio difusível)	98
Tabela 11 – Tabela de registro de dados (ensaio de hidrogênio difusível)	99
Tabela 12 – Tabela de registro de dados (ensaio de hidrogênio difusível)	100

LISTA DE SIGLAS

CCC	Estrutura Cúbica de Corpo Centrado
CE _{IIW}	<i>Carbon Equivalent – International Institute of Welding</i>
CEN	<i>Carbon Equivalent for Naval Steels</i>
CFC	Estrutura Cúbica de Face Centrada
CG	Cromatografia gasosa
CGHE	<i>Carrier Gas Headspace Extraction</i> (Headspace Dinâmico com Gás Portador)
CNTP	Condições Padrão de Temperatura e Pressão
COT	Carbono orgânico total
CTS	<i>Controlled thermal severity test</i> (Teste de severidade térmica controlada)
ESAB	Elektriska Svetsnings-Aktiebolaget
FBE	<i>Fusion bonded epoxy</i>
FCAW	<i>Flux Cored Arc Welding</i> (Soldagem a Arco com Arame Tubular)
FPSO	<i>Floating Production Storage and Offloading</i>
GMAW	<i>Gas Metal Arc Welding</i> (Soldagem a Arco com Gás e Arame)
GTAW	<i>Gas Tungsten Arc Welding</i> (Soldagem a Arco com Tungstênio e Gás)
HIC	<i>Hydrogen-induced cracking</i> (Trincas induzidas por hidrogênio)
HSLA	<i>High-Strength Low-Alloy</i> (Alta resistência e baixa liga)
IIW	International Institute of Welding
ISO	International Organization for Standardization (Organização Internacional de Normalização).
MB	Metal de base
MS	Metal de solda
Pcm	<i>Cracking Parameter for Modern Steels</i>
PLET	<i>Pipeline End Termination</i>
pEPS	Pré-especificação de procedimento de soldagem

SAW	<i>Submerged Arc Welding</i> (Soldagem por Arco Submerso)
SMAW	<i>Shielded Metal Arc Welding</i> (Soldagem a Arco com Eletrodo Revestido)
TCD	<i>Thermal Conductivity Detector</i> (Detector de Condutividade Térmica)
WIC	Welding Institute of Canada
ZF	Zona fundida
ZTA	Zona termicamente afetada

SUMÁRIO

1 INTRODUÇÃO	13
2 OBJETIVOS.....	15
2.1 Objetivo geral	15
2.2 Objetivos específicos	15
3 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA.....	16
3.1 Dutos submarinos.....	16
3.2 Materiais para aplicação de dutos submarinos.....	17
3.2.1 Aço API X65Q e DNV 450	18
3.2.2 Liga UNS N06625.....	21
3.3 Soldagem de dutos cladeados.....	22
3.4 Trincamento por hidrogênio	24
3.4.1 Mecanismos responsáveis pelo trincamento por hidrogênio	26
3.4.2 Avaliação do hidrogênio no metal de solda	27
3.4.2.1 Método de avaliação de hidrogênio difusível – Glicerina (Histórico)	29
3.4.2.2 Método de avaliação de hidrogênio difusível – Deslocamento de mercúrio.....	30
3.4.2.3 Método de avaliação de hidrogênio difusível – Cromatografia gasosa (CG)	32
3.4.3 Ensaios para avaliação da susceptibilidade ao trincamento por hidrogênio	37
3.4.4 Influência da estrutura cristalina cúbica de face centrada na susceptibilidade ao trincamento por hidrogênio em soldas	42
4 MATERIAIS E MÉTODOS	48
4.1 Chapas e consumíveis de soldagem.....	48
4.2 Equipamentos e parâmetros de soldagem	50
4.3 Exposição dos eletrodos à umidade	50
4.4 Determinação da quantidade de umidade	53
4.5 Determinação do hidrogênio difusível	53
4.6 Susceptibilidade ao trincamento pelo hidrogênio	57
5 RESULTADOS E DISCUSSÃO	63
5.1 Umidade dos eletrodos.....	63

5.2 Teste de hidrogênio difusível.....	66
5.2.1 <i>Solubilidade e retenção de hidrogênio.....</i>	<i>70</i>
5.2.2 <i>Teste de susceptibilidade ao trincamento – Tekken.....</i>	<i>73</i>
6 CONCLUSÃO	87
7 SUGESTÕES DE TRABALHOS FUTUROS	89
REFERÊNCIAS.....	91
APÊNDICE.....	97

1 INTRODUÇÃO

A indústria de exploração e produção de petróleo e gás opera em ambientes cada vez mais desafiadores, exigindo a utilização de equipamentos e infraestruturas que garantam a segurança operacional e a integridade em condições extremas (Bai; Bai, 2010). Neste contexto, os dutos desempenham um papel fundamental no transporte, injeção e interconexão de sistemas submarinos e terrestres, consumindo um volume significativo de materiais especializados (Det Norske Veritas, 2021). Parte considerável desses dutos é fabricada em aço baixa liga de alta resistência, combinados com um revestimento interno de ligas resistentes à corrosão. Esta abordagem de fabricação de tubos "clad" ou "line pipe" oferece uma solução econômica ao proporcionar a resistência mecânica necessária do aço base, aliada à excelente resistência à corrosão do revestimento em contato com fluidos agressivos, como H_2S e CO_2 (American Petroleum Institute, 2018; Smith, 2012).

O revestimento anticorrosivo é frequentemente realizado com ligas de níquel, como a UNS N06625, devido à sua excepcional resistência à corrosão em uma vasta gama de ambientes agressivos (ASTM International, 2023). No entanto, a fabricação de longas linhas de dutos invariavelmente exige a realização de soldagens em fábrica, em campo (*spool base*) ou durante o lançamento. Essas operações de união, especialmente em juntas heterogêneas – onde um aço baixa liga é unido a uma liga de níquel –, introduzem complexidades metalúrgicas e representam um ponto crítico para a integridade da estrutura (Kou, 2003).

Uma das maiores preocupações em soldas de aços de alta resistência é a possibilidade de ocorrência do trincamento a frio, também conhecido como trincamento induzido por hidrogênio ou *hydrogen-induced cracking* (HIC) (Graville, 1995). Este fenômeno é particularmente perigoso por ocorrer após a solidificação da solda, muitas vezes horas ou até dias depois do resfriamento completo, e é governado pela interação de três fatores essenciais: a presença de hidrogênio difusível, uma microestrutura susceptível e a existência de tensões residuais elevadas (Kurji; Coniglio, 2014; McEvily; Le May, 1991). Para aços carbono e de baixa liga, a propensão ao trincamento é diretamente influenciada pelo teor de carbono e de diversos elementos de liga, quantificados pelo conceito de carbono equivalente (CE), onde quanto maior seu valor, maior a susceptibilidade ao trincamento induzido pelo hidrogênio (Graville, 1995).

Contrariamente aos aços de baixa liga, o metal de solda depositado com ligas austeníticas de níquel, como a UNS N06625, possui uma estrutura cristalina cúbica de face centrada (CFC) que apresenta uma solubilidade significativamente maior para o hidrogênio absorvido durante a soldagem (Kou, 2003; Lee; Ray; Little, 2006). Essa alta solubilidade faz com que o hidrogênio permaneça preferencialmente na matriz austenítica do metal de solda, tornando essas ligas menos propensas ao trincamento por hidrogênio (Chen *et al.*, 1990). No entanto, a situação é distinta na zona termicamente afetada (ZTA) do metal base, na interface com o metal de solda. Em uniões de tubulações de aço baixa liga, como DNV 450 ou API 5L X65, revestidas internamente com liga UNS N06625, a ZTA do metal de base forma uma microestrutura predominantemente ferrítica-bainítica. Esta microestrutura, característica de aços de alta resistência, possui uma capacidade de solubilidade de hidrogênio muito menor do que a matriz austenítica do metal de solda ou da liga UNS N06625, tornando-a a região mais vulnerável ao trincamento a frio (American Welding Society, 2020; ASM International, 1990, 1993).

Reconhecendo a criticidade do trincamento a frio em dutos submarinos, códigos de fabricação para estruturas *offshore*, como a DNV-ST-F101 (Det Norske Veritas, 2021), impõem requisitos rigorosos para o processo de soldagem. Especificamente, essas normas frequentemente determinam um teor máximo de hidrogênio difusível no metal de solda (por exemplo, 4 ml/100 g de metal depositado) para consumíveis utilizados nestas aplicações, visando mitigar a provável ocorrência de trincamento na ZTA (American Welding Society, 2006). A efetividade desses requisitos, contudo, depende de um entendimento aprofundado de como o hidrogênio se comporta e se distribui nas interfaces dessas juntas heterogêneas sob diferentes condições de soldagem.

Neste cenário, a avaliação detalhada da susceptibilidade ao trincamento a frio em ZTAs de juntas soldadas com a combinação específica de aços de baixa liga e revestimento UNS N06625 torna-se essencial. Este trabalho busca preencher uma lacuna de conhecimento ao investigar sistematicamente o comportamento da solda e da ZTA em função de variações controladas do hidrogênio difusível, gerando dados experimentais que podem subsidiar a otimização de procedimentos e o aprimoramento de normas técnicas.

2 OBJETIVOS

2.1 Objetivo geral

Este trabalho teve como objetivo geral avaliar a susceptibilidade ao trincamento a frio na zona termicamente afetada (ZTA) de soldas produzidas em tubos de aço baixa liga (DNV 450 ou API 5L X65), cladeados internamente com liga UNS N06625, para emprego em dutos submarinos. A investigação foi conduzida utilizando eletrodos revestidos da classificação ERNiCrMo-3 e explorando a influência de diferentes níveis de hidrogênio difusível, controlado pela umidade do revestimento dos eletrodos. A compreensão aprofundada da interação entre o hidrogênio, a microestrutura da ZTA e as tensões residuais visou fornecer subsídios para a garantia da integridade e segurança de estruturas críticas na indústria de petróleo e gás.

2.2 Objetivos específicos

Para atingir o objetivo geral supracitado, foram elaborados os seguintes objetivos específicos:

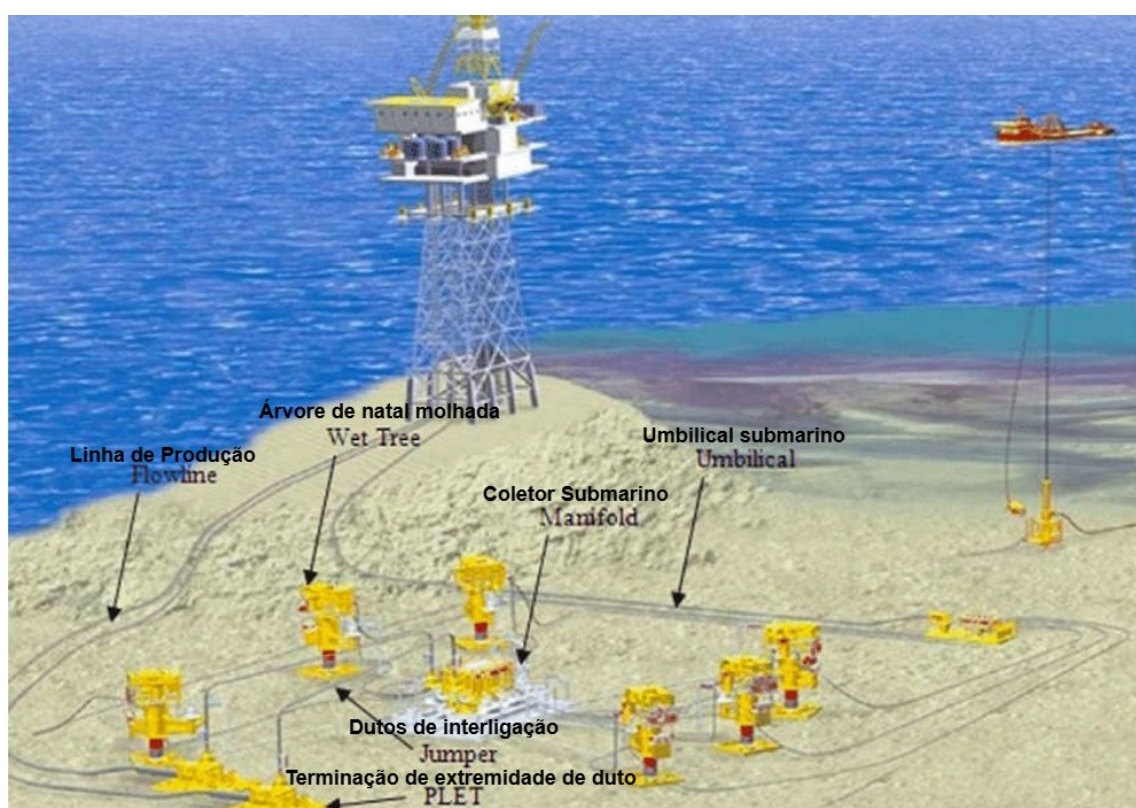
- expor os eletrodos revestidos da classe ERNiCrMo-3 a diferentes níveis de umidade sob condições controladas de temperatura e tempo, a fim de quantificar a umidade absorvida pelo revestimento e estabelecer uma correlação com o potencial de aporte de hidrogênio;
- determinar o teor de hidrogênio difusível nas soldas produzidas com os eletrodos submetidos aos diferentes níveis de umidade, utilizando a metodologia de cromatografia gasosa conforme normas aplicáveis, como a AWS A4.3-93 (American Welding Society, 2006), para quantificar o hidrogênio que não se encontra em solução no metal de solda;
- avaliar a susceptibilidade ao trincamento a frio na ZTA de corpos de prova de soldas produzidas em aços DNV 450 ou API 5L X65 cladeados, empregando ensaios padronizados de susceptibilidade ao trincamento, como o teste Tekken (Kurji; Coniglio, 2014), em cada condição de umidade dos eletrodos.

3 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

3.1 Dutos submarinos

A extração de petróleo em ambientes submarinos é uma atividade que requer infraestrutura adequada para transportar o petróleo produzido no fundo do mar até uma plataforma. Os dutos submarinos desempenham um papel de extrema importância em todo o processo de produção; são eles que permitem o transporte de forma segura e eficiente. A Figura 1 mostra de forma esquemática tal sistema.

Figura 1– Sistema típico de produção submarina



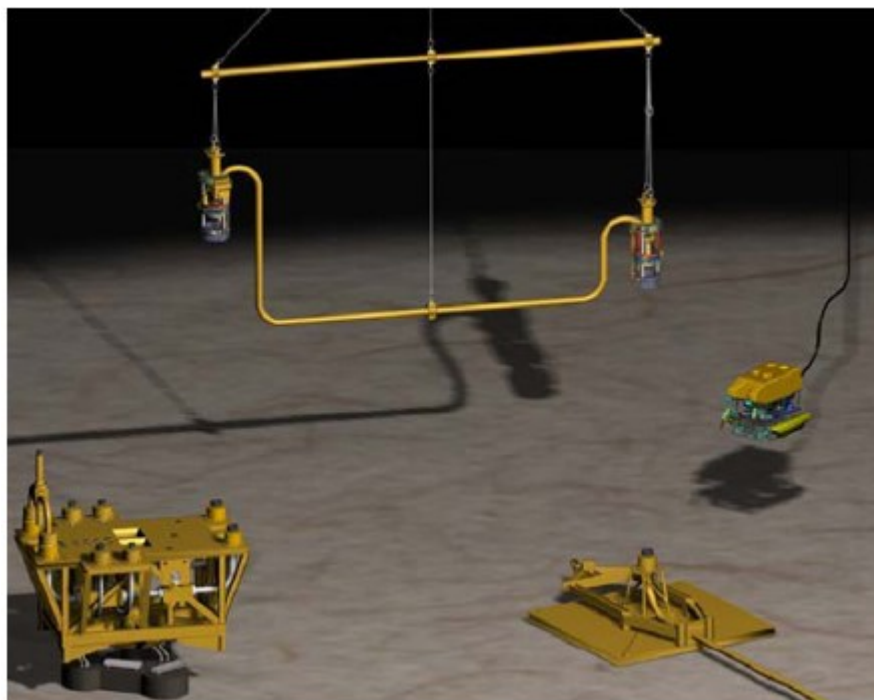
Fonte: Bai e Bai (2010, p. 8).

Entre esses dutos estão os chamados dutos rígidos ou *jumpers*. Eles são, em sua maioria, feitos de aço carbono baixa liga, e sua superfície interna é cladeada com material resistente a corrosão.

No sistema de produção, o duto rígido ilustrado na Figura 2 é um conector usado para transportar o fluido entre dois equipamentos, por exemplo de uma árvore de Natal para um *manifold* ou de um *pipeline end termination* (PLET) para um *manifold*. A distância entre tais equipamentos é que define seu comprimento, que normalmente está entre 15 e 20 metros. Devido a esse comprimento, a fabricação do

equipamento necessita ser por kits, sendo estes unidos por soldagem desde a primeira fase na fábrica até a sua conclusão. Isto é, toda a montagem é feita com o equipamento já no cais, também por soldagem.

Figura 2 – Dutos de interligação (*jumpers*)



Fonte: Bai e Bai (2010, p. 21).

3.2 Materiais para aplicação de dutos submarinos

Segundo Qiang Bai e Yong Bai (2010), os materiais para aplicação em dutos variam de aço carbono, como os listados na API (de grau B até X70 e maior), até os aços especiais, como os duplex e ligas de níquel. A seleção dos materiais deve considerar custo, resistência à corrosão, requisitos de peso e soldabilidade. A seleção de altos graus de resistência e dos aços especiais resulta em maior custo conforme o volume requerido (peso por metro). Entretanto, como o custo de produção de aços de alta qualidade diminuiu ao longo do tempo em função do aumento de tecnologia de controle de produção, a tendência geral da indústria é usar aços de qualidade superior.

Outro fator importante na seleção de materiais para a linha de dutos (Bai; Bai, 2010) são os efeitos do meio ambiente, tais como temperatura, pressão, água, CO₂ e a presença de H₂S na capacidade do material de resistir à corrosão. Para ambientes de água doce os materiais aço carbono, martensíticos de baixa liga, aços austeníticos, tubos revestidos e aços inoxidáveis duplex são os mais adequados; já para ambientes

ácidos os materiais mais adequados são aço carbono, aços inoxidáveis duplex, tubos revestidos internamente e tubos cladeados com ligas de níquel.

3.2.1 Aço API X65Q e DNV 450

A norma API 5L (American Petroleum Institute, 2018) especifica requisitos para a fabricação de dois níveis de produtos, definidos como PSL 1 e PSL 2, que são tubos com e sem costura para sistemas de transporte da produção de petróleo e gás. Na Tabela 1 e na Tabela 2 são apresentadas as especificações do aço PI 5L X65Q, que é uma das classes utilizadas na fabricação de dutos submarinos.

Tabela 1 – Composição química da API 5L

Grau do Aço (Nome do Aço)	Fração de Massa, Baseado na Corrida e Produto % máx.									Carbono Equivalente	
	C	Si	Mn	P	S	V	Nb	Ti	Ou- tros	CE _{IIW}	CE _{PCM}
L450 ou X65Q	0,18	0,45	1,7	0,0025	0,015	a	a	a	b, c	0,43	0,25

Legenda:

(a) A menos que de outra forma acordado, Nb + V + T ≤ 0,15 %.

(b) A menos que de outra forma acordado, Cu ≤ 0,50 %; Ni ≤ 0,50 %; Cr ≤ 0,50 % e Mo ≤ 0,50 %.

(c) A menos que de outra forma acordado, Cu ≤ 0,50 %; Ni ≤ 1,00 %; Cr ≤ 0,50 % e Mo ≤ 0,50 %.

Fonte: Adaptada de American Petroleum Institute (2018).

Tabela 2 – Propriedades mecânicas da API 5L

Grau do Tubo	Tubo Sem Costura e Tubo com Costura					Tubo com Costrura (Solda) HFW, SAW e COW
	Limite de Escoamento ^a		Limite de Resistência ^a		Razão ^{a,b}	Alogamento (sobre 50 mm)
	$R_{t0,5}$ MPa		R_m MPa		$R_{t0,5}/R_m$	A_f %
	mín.	máx.	mín.	máx.	máx.	mín.
L450 OU X65Q	450	600	535	760	0,93	d

a) Para graus intermediários, a diferença entre o limite de escoamento máximo especificado e o limite de escoamento mínimo especificado deve ser conforme indicado na tabela para o próximo grau superior, e a diferença entre a resistência à tração mínima especificada e o o limite de escoamento mínimo especificado será o indicado na tabela para o grau imediatamente superior; para graus intermediários até Grau L320 ou X46, a resistência à tração deve ser ≤ 655 MPa (95.000 psi); para graus intermediários superiores ao Grau L320 ou X46 e inferior ao Grau L555 ou X80, a resistência à tração deve ser ≤ 760 MPa; para graus intermediários superiores a Grau L555 ou X80, a resistência à tração máxima admissível deve ser obtida por interpolação; para unidades SI, o valor calculado será arredondado para os 5 MPa mais próximos.

b) Este limite se aplica a tubos com $D > 323,9$ mm.

c) Para classes intermediárias, a resistência à tração mínima especificada para a costura de solda deverá ser o mesmo valor que foi determinado para o corpo do tubo usando a nota de rodapé a).

d) O alongamento mínimo especificado, A_f , deve ser determinado usando a seguinte equação:

$$A_f = C \frac{A_{xc}^{0.2}}{U^{0.9}}$$

onde

C é 1940 para cálculos usando unidades do sistema internacional

A_{xc} é a área da seção transversal do corpo de prova de tração aplicável, expressa em milímetros quadrados (polegadas quadradas), como segue:

- 1) para corpos de prova de seção transversal circular, 130 mm^2 (0,20 pol.²) para teste de diâmetro de 12,7 mm (0,500 pol.) e 8,9 mm (0,350 pol.) peças; 65 mm^2 (0,10 pol.²) para corpos de prova de 6,4 mm (0,250 pol.) de diâmetro;
- 2) para corpos de prova de seção completa, o menor entre a) 485 mm^2 (0,75 pol.²) e b) a área da seção transversal do corpo de prova, derivado usando o diâmetro externo especificado e a espessura de parede especificada do tubo, arredondado para o mais próximo 10 mm^2 (0,01 pol.²);
- 3) para tiras de teste, o menor entre a) 485 mm^2 (0,75 pol.²) e b) a área da seção transversal da peça de teste, derivada usando o largura especificada da peça de teste e espessura de parede especificada do tubo, arredondada para 10 mm^2 (0,01 pol.²) mais próximo;

U é a resistência à tração mínima especificada, expressa em megapascals (libras por polegada quadrada).

Fonte: Adaptada de American Petroleum Institute (2018).

A norma DNV-ST-F101 (Det Norske Veritas, 2021), por sua vez, tem como objetivo estabelecer condições para a obtenção de uma estrutura aceitável para sistemas de dutos submarinos em todas as fases de vida útil, com foco na avaliação estrutural, objetivando um nível de segurança apropriado e consistente. Ela fornece os próprios requisitos para os materiais listados em sua seção 7, que trata exclusivamente da parte de construções (*Construction – Line Pipe*).

A Tabela 3 e a Tabela 4 apresentam as propriedades típicas dos materiais empregados em tais aplicações.

Tabela 3 – Composição química da DNV-ST-F101

Limite de Escoamento	Análise do Produto, Peso Máximo (%)									Carbono Equivalente	
	C	Si	Mn	P	S	V	Nb	Ti	Outros	CE _{IW}	CE _{PCM}
450	0,16	0,45	1,75	0,02	0,01	0,09	0,05	0,06	Notas ^{1) 3)}	0,42	0,22 ²⁾

Legenda:

(a) A soma de V, Nb e Ti deve ser de 0,15 %.

(b) Para tubos sem costura, o valor listado é aumentado por 0,03 até o máximo de 0,25.

(c) Cu ≤ 0,50 %; Ni ≤ 0,50 %; Cr ≤ 0,50 %; Mo ≤ 0,50 %; B ≤ 0,0005 %.

Fonte: Adaptada de Det Norske Veritas (2021).

Tabela 4 – Propriedades mecânicas da DNV-ST-F101

Limite de Escoamento	Propriedades Mecânicas									
	Limite de Escoamento R _{t0,5} MPA		Limite de Resistência R _m MPA		Razão R _{t0,5} /R _m	Alogamento (sobre 50,8 mm) A _f %	Dureza [HV10]		Impacto Entalhe V (transversal) energia MB, MS e ZTA ¹⁾ [J]	
							MB, MS	ZTA		
	mín.	máx.	mín. ²⁾	máx.	máx.	mín.	máx.		mín.	
450	450	570	535	760	0,93	Note ³⁾	270	300	45	38

1) O valor requerido para impacto no sentido longitudinal deve ser 50% maior que o valor requerido para o sentido transversal.

2) Se testado na direção longitudinal, o mínimo valor de limite de resistência pode ser 5% abaixo do valor definido (não se aplica para o ensaio de tração de solda)

3) A valor mínimo de alongamento especificado em 50,8mm, A_f, expresso em porcentagem deve ser determinado usando a seguinte equação

$$A_f = C \frac{A_{xc}^{0.2}}{U^{0.9}}$$

onde

C é 1940 para cálculos usando unidades do sistema internacional

A_{xc} é a área da seção transversal do corpo de prova de tração aplicável, expressa em milímetros quadrados (polegadas quadradas), como segue:

1) para corpos de prova de seção transversal circular, 130 mm² (0,20 pol.²) para teste de diâmetro de 12,7 mm (0,500 pol.) e 8,9 mm (0,350 pol.) peças; 65 mm² (0,10 pol.²) para corpos de prova de 6,4 mm (0,250 pol.) de diâmetro;

2) para corpos de prova de seção completa, o menor entre a) 485 mm² (0,75 pol.²) e b) a área da seção transversal do corpo de prova, derivado usando o diâmetro externo especificado e a espessura de parede especificada do tubo, arredondado para o mais próximo 10 mm² (0,01 pol.²);

3) para tiras de teste, o menor entre a) 485 mm² (0,75 pol.²) e b) a área da seção transversal da peça de teste, derivada usando o largura especificada da peça de teste e espessura de parede especificada do tubo, arredondada para 10 mm² (0,01 pol.²) mais próximo;

U é a resistência à tração mínima especificada, expressa em megapascals (libras por polegada quadrada).

Fonte: Adaptada de Det Norske Veritas (2021).

Como mostrado, ambas as especificações oferecem tubos de alta resistência apropriados à aplicação em dutos submarinos. No entanto, aços carbono baixa liga têm baixa resistência a corrosão em meio aquoso e salino, e apresentam alta taxa de

corrosão do fluido interno, o petróleo cru. Para solucionar essa questão, tais dutos recebem um revestimento externo de *fusion bonded epoxy* (FBE) e uma proteção anódica, por meio da fixação externa de anodos de alumínio. Para garantir a resistência à corrosão interna, é usado um revestimento aplicado por soldagem (cladeamento), que tem como objetivo conferir vida útil ao duto em ambientes corrosivos.

3.2.2 Liga UNS N06625

Conforme definido no ASM Handbook Volume 2 (ASM International, 1990), todas as ligas à base de níquel apresentam microestrutura cúbica de face centrada (CFC). Também denominada Inconel 625™, a UNS N06625 é uma liga níquel-cromo-molibdênio com adição de nióbio, que atua com o molibdênio para promover endurecimento e, assim, fornecer alta resistência sem tratamento térmico. Essa liga é resistente a uma ampla gama de ambientes corrosivos e especialmente à corrosão por pites e por frestas. Ela é empregada em processamento químico, aeroespacial e engenharia naval, equipamentos de controle de poluição e reatores nucleares. Na Tabela 5 é apresentada a especificação dessa liga quanto à composição química.

Tabela 5 – Composição química da ASTM B446-23

Ligas a Base de Níquel	Limite de composição, %																		
	C	Mn	Si	P	S	Cr		Nb+Ta		Co ^A	Mo		Fe	Al	Ti	Cu	Ni ^B	W	N
UNS N06625	0,10 máx.	0,50 máx.	0,50 máx.	0,015 máx.	0,015 máx.	20,0 mín.	23,0 máx.	3,15 mín.	4,15 máx.	1,0 máx.	8,0 mín.	10,0 máx.	5,0 máx.	0,40 máx.	0,40 máx.	----	58,0 mín.	----	----

Legenda:

(A) Se determinado.

(B) Elemento deve ser determinado aritmeticamente por diferença.

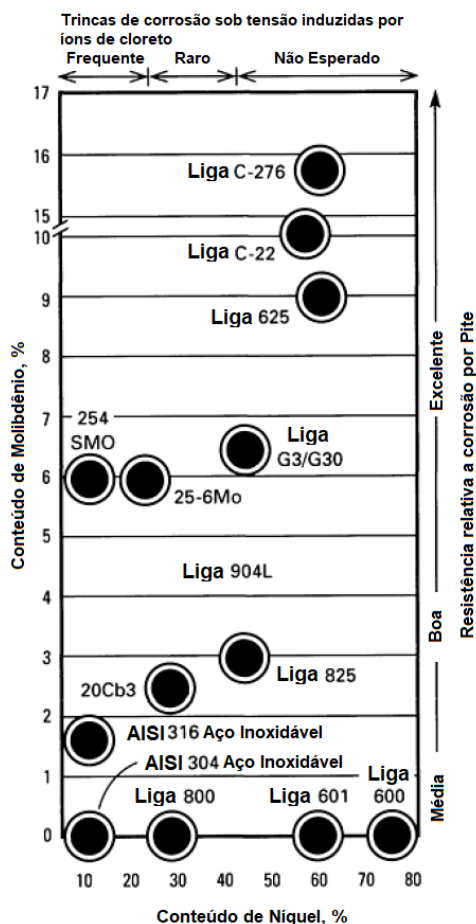
Fonte: Adaptada de ASTM International (2023).

A resistência à corrosão da liga UNS N06625 (Figura 3) é atribuída ao efeito sinérgico do cromo e molibdênio. Segundo J.S. Lee, R.I. Ray e B.J. Little (2006), ela não é suscetível à corrosão localizada em ambientes que tipicamente contêm dióxido de enxofre (0,21 MPa H₂S e 0,70 MPa de CO₂ com 50 e 30.000 ppm de cloretos). Tais condições justificam a escolha dessa liga para o revestimento interno de ambientes submarinos.

O efeito do molibdênio adicionado às ligas contendo níquel oferece maior resistência a ataques por cloreto. A Figura 3 indica que o aumento do molibdênio torna

a liga UNS N06625 excelente ao combate à corrosão por pite e ainda isenta a liga de corrosão sob tensão.

Figura 3 – Efeito do conteúdo de molibdênio e níquel na resistência à corrosão



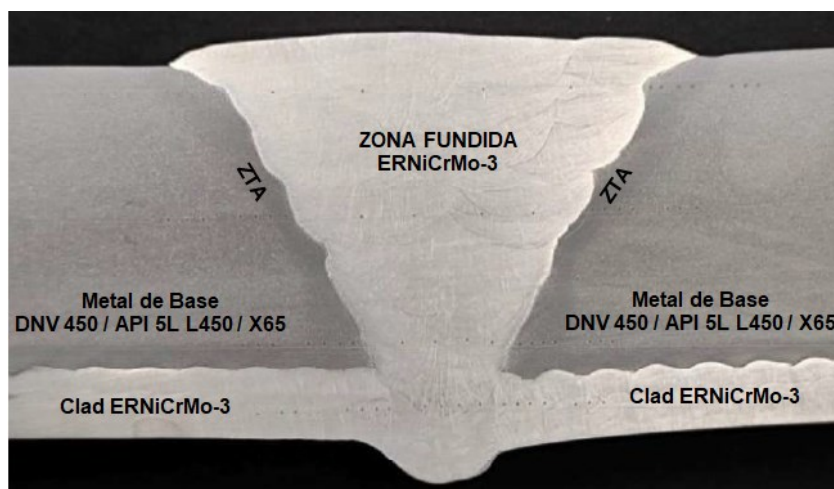
Fonte: ASM International(1990, p. 1372).

3.3 Soldagem de dutos cladeados

As juntas soldadas são produzidas utilizando como metal de adição o mesmo tipo de liga do revestimento interno, o que faz com que esta união tenha uma resistência mecânica mais elevada do que o metal de base, aliada à resistência à corrosão. Tal tipo de junta, ilustrada na Figura 4, é denominada como heterogênea, pois difere completamente do aço baixa liga do tubo.

A zona fundida (ZF) é composta essencialmente por uma liga com microestrutura austenítica, o metal de base tem microestrutura constituída por finos grãos de ferrita de Widmanstätten, e a zona termicamente afetada (ZTA) normalmente se apresenta com uma microestrutura constituída por finos grãos de ferrita de Widmanstätten e perlita (Araújo; Freitas, 2022; Moradi; Ketabchi, 2015)

Figura 4 – Seção transversal da junta soldada



Fonte: Elaborada pelo autor (2023).

A soldagem pode ser realizada empregando diferentes processos, que normalmente são escolhidos em função da disponibilidade e/ou da mão de obra disponível. Entre os disponíveis existem os seguintes: *Shielded Metal Arc Welding* (SMAW), *Gas Tungsten Arc Welding* (GTAW), *Flux Cored Arc Welding* (FCAW), *Gas Metal Arc Welding* (GMAW) e *Submerged Arc Welding* (SAW).

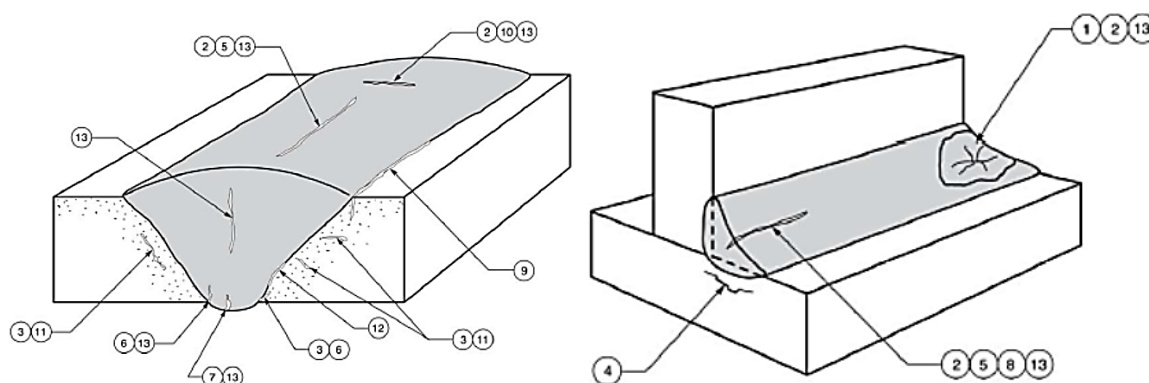
Conforme definido no Anexo C da DNV-ST-F101 (Det Norske Veritas, 2021), a realização da soldagem para esse tipo de junta deve ter um planejamento prévio. Este passa pela elaboração de um procedimento de soldagem, com as fases de criação de uma pré-especificação de procedimento de soldagem (pEPS) e de realização de solda em um tubo de teste, que é usada para a remoção de amostras, as quais serão avaliadas para verificar e garantir a qualidade final da junta soldada.

Durante o planejamento prévio, a escolha do procedimento é feita com base na qualidade, produtividade e habilidade necessária para a execução. Usualmente, como não há acesso interno à tubulação, a soldagem é realizada utilizando-se dois processos GTAW nos primeiros passes, e os demais passes sendo realizados como o processo SMAW ou GMAW (Apêndice C da DNV-ST-F101). A escolha do segundo processo é baseada em sua maioria na qualidade e operacionalidade; assim, a opção mais comum tem sido o processo SMAW, já que com o processo GMAW há mais propensão à falta de fusão, conforme definido no Apêndice C da DNV-ST-F101.

3.4 Trincamento por hidrogênio

Conforme A.J. McEvily e I. Le May (1991), as condições necessárias para o desenvolvimento de trincas por hidrogênio em juntas soldadas envolvem a presença simultânea de hidrogênio difusível, tensões residuais, microestrutura susceptível e temperaturas abaixo de 200°C. A Figura 5 indica as regiões da solda onde trincas podem ocorrer.

Figura 5 – Tipos de trinca (AWS A3.0)



Legenda:

- 1 – Trinca de cratera
- 2 – Trinca na face
- 3 – Trinca na zona termicamente afetada
- 4 – Decoção lamelar
- 5 – Trinca longitudinal
- 6 – Trinca de raiz
- 7 – Trinca na face da raiz
- 8 – Trinca de garganta
- 9 – Trinca na margem
- 10 – Trinca transversal
- 11 – Trinca sob o cordão
- 12 – Trinca na interface solda e metal de base
- 13 – Trinca no metal de solda

Fonte: Adaptado de American Welding Society (2020).

O trincamento pelo hidrogênio pode ocorrer na zona fundida (ZF), na zona termicamente afetada (ZTA) e na interface solda e metal de base. A possibilidade de se ter uma microestrutura susceptível na ZTA ou no metal de solda depende da composição química do metal de base e do metal de adição, do aporte térmico e do pré-aquecimento.

Quanto à composição química, segundo o U.S. Department of the Navy e o Halter Marine Group Inc. (2000), há que se considerar a temperabilidade da liga, que na prática de soldagem normalmente é mensurada com uso do cálculo do carbono equivalente. Este é um método conveniente para conseguir combinar o efeito dos elementos de liga em um único número. Ao longo dos anos, muitas fórmulas para

carbono equivalente foram desenvolvidas para diversos fins. No entanto, três fórmulas primárias têm sido comumente usadas em algoritmos para prever a temperabilidade e susceptibilidade a trincamento pelo hidrogênio: *Cracking Parameter for Modern Steels* (Pcm), *Carbon Equivalent – International Institute of Welding* (CE_{IIW}) e *Carbon Equivalent for Naval Steels* (CEN).

O Pcm é indicado para aços com baixo carbono e baixa liga, sendo um bom indicador de susceptibilidade à trinca por hidrogênio na ZTA. A Eq. (1) ilustra a fórmula de Pcm:

$$P_{cm} = C + Si/30 + (Mn+Cu+Cr)/20 + Ni/60 + Mo/15 + V/10 + 5B \quad \text{Eq. (1)}$$

Já a equação implementada pelo International Institute of Welding (IIW), a CE_{IIW}, é amplamente utilizada, pois fornece uma boa referência da temperabilidade de aços convencionais. Ela é comum para aço carbono e carbono manganês, ao passo que o Pcm é usado para aços modernos que contêm baixo carbono e baixos elementos de liga. (U.S. Department of the Navy [...], 2000). Na equação CE_{IIW}, os elementos de liga têm maior influência que no Pcm, como indicado na Eq. (2).

$$CE_{IIW} = C + Mn/6 + (Cr+Mo+V)/5 + (Ni+Cu)/15 \quad \text{Eq. (2)}$$

A mais nova fórmula de carbono equivalente, a CEN, aplica-se tanto aos aços tradicionais (cobertos pelo CE_{IIW}) quanto aos aços de baixo carbono e baixa liga (cobertos pelo Pcm) devido ao termo tangente hiperbólica “tanh” no fator de acomodação, A(C) (U.S. Department of the Navy [...], 2000), como mostrado na Eq. (3).

$$CEN = C + A(C) \{ Si/24 + Mn/6 + Cu/15 + Ni/20 + (Cr+Mo+Nb+V)/5 + 5B \} \quad \text{Eq. (3)}$$

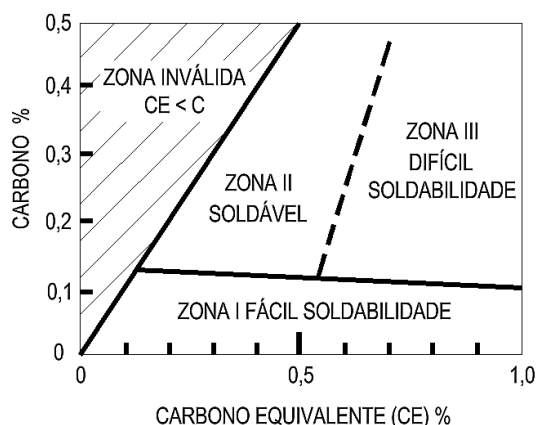
Onde:

$$A(C) = 0.75 + 0.25 \tanh\{20(C-0.12)\}$$

O resultado de cada uma dessas equações está diretamente associado à microestrutura formada durante a soldagem, sua propensão à temperabilidade e ao trincamento por hidrogênio.

Utilizando o digrama proposto por B.A. Graville (1995), reproduzido com adaptações na Figura 6, é possível interpretar e classificar os resultados do carbono equivalente quanto à soldabilidade em três níveis: zona inválida, zona de fácil soldabilidade e zona de difícil soldabilidade.

Figura 6 – Diagrama de Graville

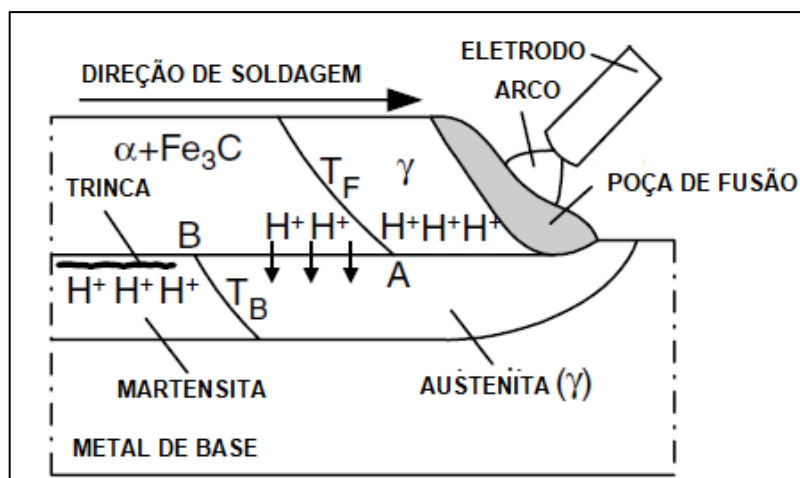


Fonte: Adaptada de Graville (1995).

3.4.1 Mecanismos responsáveis pelo trincamento por hidrogênio

Segundo o ASM Handbook, volume 6 (ASM International, 1993), as trincas a frio representam um dos problemas mais críticos em soldagem, surgindo devido à introdução de hidrogênio na microestrutura da junta. Diferentemente das trincas por solidificação ou das que ocorrem na ZTA, que aparecem durante ou logo após a soldagem, as trincas induzidas por hidrogênio têm um comportamento peculiar: elas podem se manifestar muito tempo depois, às vezes semanas ou até meses após o término do processo. Esse fenômeno é especialmente preocupante em aços, pois tende a ocorrer em temperaturas relativamente baixas, entre -50 °C e 150 °C. Quando isso acontece, a fratura pode assumir características intergranulares ou apresentar clivagem transgranular, revelando a complexidade do mecanismo envolvido e os riscos associados à presença de hidrogênio na microestrutura. Durante a soldagem, o hidrogênio é absorvido pela poça de fusão da atmosfera do arco elétrico. E, durante o resfriamento, parte considerável desse hidrogênio escapa do cordão solidificado para a atmosfera por difusão, no entanto uma parcela se difunde para zona termicamente afetada e metal de solda, como ilustrado na Figura 7.

Figura 7 – Difusão do hidrogênio no aço



Fonte: Graville (1995).

O hidrogênio difundido causa uma distorção na rede cristalina por forças interatômicas, o que acaba resultando em trincamento. Segundo X. Chen *et al.* (1990), o problema inicia-se com um enfraquecimento por uma hipótese conhecida como Troiano-Oriani. De acordo com essa hipótese, o hidrogênio concentra-se numa região de tensão hidrostática, à frente de uma fissura ou entalhe, em quantidade suficiente para enfraquecer as ligações entre átomos do metal e provocar um aumento no crescimento desta fissura (trinca). O hidrogênio então se difunde para o campo triaxial à frente da trinca e assim sucessivamente, até que a falha ocorra de forma geral.

3.4.2 Avaliação do hidrogênio no metal de solda

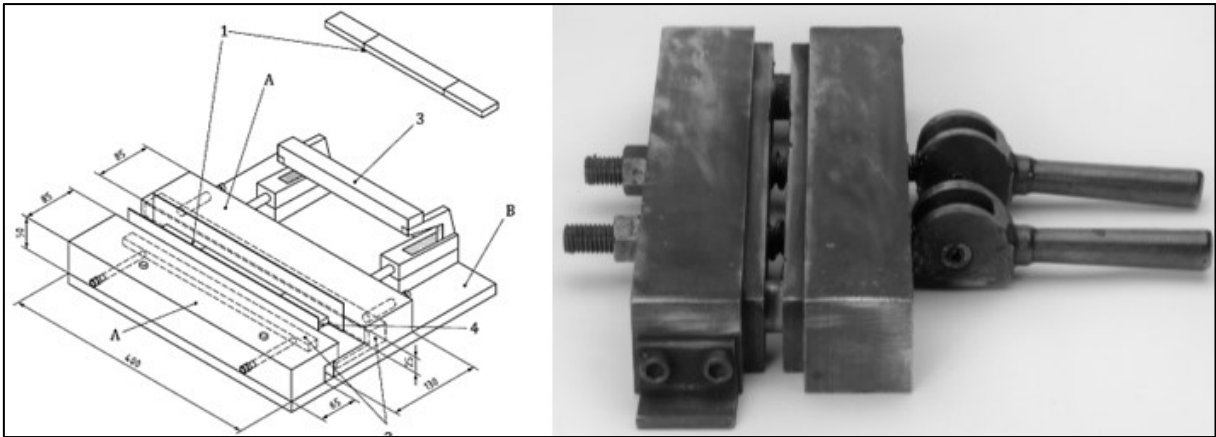
O hidrogênio pode resultar em defeitos em componentes soldados e ter impacto direto sobre sua segurança e vida útil. A trinca pelo hidrogênio, segundo T. Kannengiesser e T. Boellinghaus (2013), é um fenômeno comum que precisa ser avaliado, para evitar ou eliminar trincas durante a soldagem. As possíveis fontes desse elemento são as peças, o ambiente e o consumível, como os eletrodos revestidos com revestimentos básicos, que são higroscópicos, ou seja, absorvem umidade, e representam uma importante fonte em soldas.

Nesse sentido, a especificação americana AWS A4.3-93 (American Welding Society, 2006) e a europeia ISO 3690 (International Organization for Standardization, 2018) estabelecem ensaios para avaliação do metal de solda depositado por diferentes consumíveis como uma forma de avaliar e garantir baixos teores de hidrogênio. Ambas definem dois métodos (deslocamento de mercúrio e cromatografia)

de ensaios, os quais são detalhados a seguir, quanto à preparação das amostras e realização.

Cada amostra consiste em um comprimento útil e peça auxiliar para a deposição do cordão de solda e é posicionada em um dispositivo de fixação que tem a base feita em aço carbono e demais partes feitas em cobre com refrigeração interna (ver Figura 8). Essas amostras são feitas em ASTM A36 ou SAE 1020, com largura, espessura e comprimento central conforme definido pela AWS A4.3 ou ISO 3690. O comprimento das peças auxiliares pode ser arbitrado, no entanto deve ser o suficiente para o cordão de solda se estender 25,0 mm além do comprimento útil.

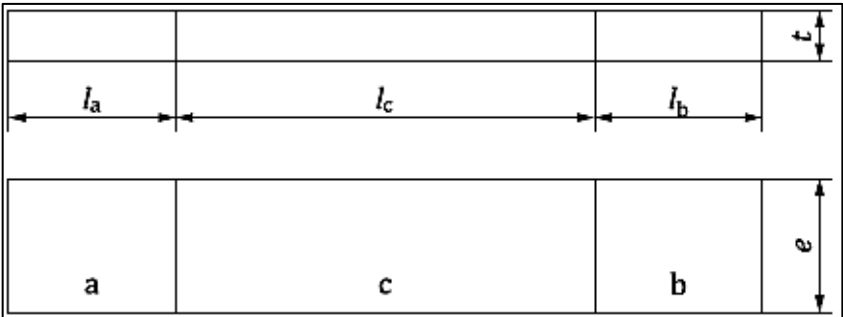
Figura 8 – Dispositivo de fixação de amostra (ISO 3690)



Legenda: 1 – Amostra e posicionamento no dispositivo; 2 – Câmara de refrigeração a água; 3 – Alavanca de fixação; A – Dispositivo de cobre; B – Base de aço carbono.

Fonte: International Organization for Standardization (2018, p. 3).

Figura 9 – Amostra de teste (ISO 3690)



Legenda: a – Peça auxiliar de comprimento l_a ; b – Peça auxiliar de comprimento l_b ; c – Comprimento útil l_c ; e – Largura da amostra; t – Espessura da amostra.

Fonte: International Organization for Standardization (2018, p. 3).

3.4.2.1 Método de avaliação de hidrogênio difusível – Glicerina (Histórico)

Existem diversos métodos para a determinação do hidrogênio difusível que são ou foram empregados para quantificar a presença deste elemento em amostras padronizadas de metal de solda (Kou, 2003). Dentre eles incluem-se o método da glicerina, o método de deslocamento de mercúrio e o método de cromatografia, conforme a ANSI/AWS A4.3-93 (American Welding Society, 2006).

O método da glicerina, também conhecido como método de coleta de gás sob glicerina ou *glycerin method*, baseia-se no princípio de que o hidrogênio difusível, que se encontra supersaturado no metal de solda após o resfriamento, irá lentamente difundir-se para fora da amostra e ser coletado (Kou, 2003). O procedimento típico envolve a rápida extração de um pequeno corpo de prova de metal de solda imediatamente após a soldagem e um resfriamento controlado (geralmente por imersão em água gelada para reter o hidrogênio difusível, minimizando perdas antes da medição). A amostra é, então, imersa em um recipiente contendo glicerina, aquecida tipicamente entre 45 °C e 50 °C. A glicerina é selecionada por sua baixa pressão de vapor e por ser quimicamente inerte ao hidrogênio. Sobre a amostra imersa, um tubo graduado invertido (eudiômetro), preenchido com glicerina, é posicionado para coletar o gás liberado. O volume de gás acumulado no tubo graduado é medido em intervalos de tempo regulares, que podem se estender por horas ou dias, até que a liberação de hidrogênio cesse ou se torne insignificante. Finalmente, o volume total de hidrogênio gasoso coletado é convertido para o volume de hidrogênio difusível por 100 gramas de metal de solda depositado (ml/100 g), após as devidas correções para temperatura e pressão.

Embora considerado obsoleto pelas normas e práticas atuais, o método da glicerina oferecia certas vantagens em seu contexto histórico. Sua simplicidade e baixo custo de implantação eram notáveis, pois o aparato necessário era relativamente básico em comparação com os equipamentos analíticos mais sofisticados que surgiriam posteriormente, não exigindo tecnologia avançada ou manutenção complexa. Essa acessibilidade permitia que laboratórios com recursos limitados, em diversas indústrias e centros de pesquisa, pudessem realizar a determinação de hidrogênio difusível sem grandes investimentos iniciais. Adicionalmente, o método proporcionava uma medição direta do volume de hidrogênio gasoso liberado, o que era intuitivo para a época. Por ser um método de coleta lenta,

ele simulava, de certa forma, o processo de difusão gradual de hidrogênio que ocorre em uma junta soldada após o resfriamento, estabelecendo uma correlação empírica com o risco de trincamento.

As limitações do método da glicerina, no entanto, superaram suas vantagens, levando à sua gradual substituição por técnicas mais avançadas e precisas. A principal desvantagem residia no tempo de teste excessivo, que podia se estender por dias ou até semanas para a liberação completa do hidrogênio. Tal morosidade era impraticável para o controle de qualidade em ambientes de produção ou para pesquisas que demandavam resultados rápidos. Além disso, existia um risco inerente de perda de hidrogênio por difusão antes ou durante a imersão da amostra na glicerina, resultando em subestimações do teor real. A solubilidade do hidrogênio na glicerina, embora baixa, não era nula, o que também podia induzir a erros. Outro ponto crítico era a interferência de outros gases que pudessem ser liberados da amostra, como nitrogênio ou dióxido de carbono provenientes de inclusões não metálicas ou reações residuais, que seriam coletados juntamente com o hidrogênio, comprometendo a precisão dos resultados, visto que o método não possuía capacidade de diferenciação química dos gases. A sensibilidade à temperatura era outra limitação, pois pequenas variações no aquecimento da glicerina poderiam afetar a taxa de difusão do hidrogênio e a acurácia das leituras de volume. Com o avanço tecnológico, o desenvolvimento de técnicas como a cromatografia gasosa (especialmente o método de extração a quente com gás carreador, *Carrier Gas Headspace Extraction* – CGHE), padronizado por normas como a AWS A4.3 (American Welding Society, 2006; Kannengiesser; Boellinghaus, 2013; Rhode *et al.*, 2019), ofereceu resultados significativamente mais rápidos (minutos a poucas horas), com maior precisão, melhor reprodutibilidade e a capacidade de medir seletivamente apenas o hidrogênio, relegando o método da glicerina à condição de obsolescência para a maioria das aplicações modernas.

3.4.2.2 Método de avaliação de hidrogênio difusível – Deslocamento de mercúrio

Entre os métodos mais antigos e amplamente utilizados para a determinação de hidrogênio difusível, mas que hoje é considerado completamente obsoleto e desaconselhado devido a questões de segurança, encontra-se o método de coleta de gás sob mercúrio.

O método do deslocamento de mercúrio opera com um princípio semelhante ao da glicerina, porém utilizando mercúrio como meio de coleta do gás hidrogênio. A escolha pelo mercúrio se baseia em suas propriedades de inércia química em relação ao hidrogênio e em sua alta densidade, o que permite uma interface clara para a coleta de gases. O procedimento típico envolve a rápida extração de um pequeno corpo de prova de metal de solda imediatamente após a soldagem e um resfriamento controlado (geralmente rápido, como têmpera em água gelada, para aprisionar o hidrogênio difusível); a rapidez na extração é para minimizar a perda de hidrogênio antes da análise. A amostra é então rapidamente transferida e imersa em um recipiente contendo mercúrio. Este recipiente é selado para evitar vazamentos e exposição ao ambiente. Um eudiômetro (tubo graduado invertido), previamente preenchido com mercúrio, é posicionado sobre a amostra imersa. À medida que o hidrogênio difusível escapa da amostra, ele sobe pela coluna de mercúrio e se acumula na parte superior do tubo graduado. O volume de gás hidrogênio coletado é lido em intervalos de tempo regulares, com o teste continuando até que a taxa de liberação de hidrogênio se torne insignificante, indicando que a maior parte do hidrogênio difusível escapa da amostra. Finalmente, o volume total de hidrogênio gasoso coletado é corrigido para condições padrão de temperatura e pressão e expresso em termos de volume de hidrogênio por 100 gramas de metal de solda depositado (ml/100 g).

Historicamente, o método do mercúrio apresentava algumas vantagens que justificavam seu uso. O mercúrio é um metal líquido com alta densidade e, na temperatura ambiente, é quimicamente inerte ao hidrogênio, proporcionando um meio eficaz para a coleta do gás sem que este se dissolva significativamente no líquido (Kou, 2003). Isso era considerado uma vantagem sobre a água ou outros líquidos que poderiam dissolver o hidrogênio. A interface clara entre o mercúrio e o gás hidrogênio no eudiômetro permite uma leitura visual relativamente fácil do volume de gás coletado. Além disso, comparado a métodos ainda mais primitivos ou à ausência de qualquer método, o mercúrio fornece resultados considerados aceitáveis para o controle de hidrogênio difusível na indústria de soldagem por um período considerável.

As desvantagens inerentes ao método do mercúrio, especialmente relacionadas à segurança e à precisão, levaram à sua completa descontinuação e substituição por técnicas mais seguras e eficazes. A toxicidade do mercúrio é, de longe, a limitação mais grave. O mercúrio é uma substância altamente tóxica, e o

vapor de mercúrio é inodoro e pode ser inalado, causando danos neurológicos severos, problemas renais e outros efeitos adversos à saúde (McEvily; Le May, 1991). O manuseio do mercúrio exige protocolos de segurança rigorosos, ventilação controlada e descarte especializado, o que o torna inadequado para a maioria dos ambientes de laboratório modernos. Assim como o método da glicerina, a difusão do hidrogênio da amostra para o coletor de mercúrio é um processo lento, o que pode levar horas, dias ou até semanas para ser concluído, tornando-o impraticável para o controle de qualidade em processos de soldagem industrial que exigem resultados rápidos. Apesar de inerte, ainda há a possibilidade de perda de hidrogênio da amostra antes de sua imersão completa no mercúrio ou a partir de micro vazamentos no sistema de coleta, levando a subestimações do teor real (American Welding Society, 2006). Além disso, o método do mercúrio não consegue diferenciar o hidrogênio de outros gases que podem ser liberados pela amostra (como nitrogênio, dióxido de carbono ou vapor d'água residual), resultando em medições imprecisas do volume de hidrogênio difusível. A sensibilidade a variações de temperatura e pressão atmosférica exige um controle rigoroso do ambiente de teste para garantir a precisão das leituras e cálculos. Em suma, embora o método do mercúrio tenha seu lugar na história da metalurgia da soldagem, os riscos inaceitáveis à saúde humana e ao meio ambiente associados ao mercúrio, combinados com suas limitações em termos de velocidade e precisão, garantiram sua eliminação das práticas analíticas modernas para a determinação de hidrogênio difusível.

3.4.2.3 Método de avaliação de hidrogênio difusível – Cromatografia gasosa (CG)

O método mais atual e reconhecido para a avaliação do hidrogênio difusível em materiais metálicos emprega a cromatografia gasosa (CG), conforme descrito nas normas ASTM E260 (ASTM International, 2019) e ASTM E355 (ASTM International, 2021). Essa técnica analítica avançada possibilita a identificação e quantificação precisa dos componentes voláteis de uma mistura gasosa, sendo particularmente eficaz para substâncias que podem ser vaporizadas sem se decompor.

Sua relevância é confirmada pela inclusão em padrões essenciais da indústria e pesquisa. Por exemplo, a norma ISO 3690 (*Welding and allied processes - Determination of hydrogen content in ferritic steel arc weld metal*) (International Organization for Standardization, 2018) e a AWS A4.3 (*Standard Methods for Determination of the Diffusible Hydrogen Content of Martensitic, Bainitic, and Ferritic*

Steel Weld Metal Produced by Arc Welding) (American Welding Society, 2006) especificam o uso da cromatografia para determinar o teor de hidrogênio difusível em metais de solda, destacando sua confiabilidade e precisão para essa aplicação.

O processo analítico via cromatografia gasosa para a determinação de hidrogênio difusível em materiais metálicos segue uma série de etapas bem definidas. Primeiramente, se dá a preparação da amostra, envolvendo uma limpeza superficial rigorosa para remover contaminantes (como óleos, graxas e óxidos) que podem interferir na medição do hidrogênio (American Welding Society, 2020; International Organization for Standardization, 2018), bem como sua desidrogenação. Para evitar perdas de hidrogênio antes da análise, a amostra deve ser manuseada com extremo cuidado, sendo frequentemente resfriada e armazenada a baixas temperaturas. Em seguida, ocorre a extração do hidrogênio por meio do aquecimento da amostra. Ela é colocada em uma câmara de desgaseificação hermeticamente fechada e submetida a um aquecimento controlado, que promove a dessorção do hidrogênio difusível dissolvido na rede cristalina do metal (American Welding Society, 2020; Hirth, 1980; International Organization for Standardization, 2018). O controle preciso da temperatura é importante para assegurar que apenas o hidrogênio difusível seja liberado e para prevenir a decomposição do material ou a liberação de outros gases que possam comprometer a análise.

Uma vez liberado, o hidrogênio gasoso é transportado para o sistema cromatográfico. Essa coleta e transporte do gás liberado é feita por uma corrente contínua de gás portador – um gás inerte de alta pureza, como hélio ou argônio (Skoog; Holler; Crouch, 2017). Este gás portador garante que o analito (hidrogênio) seja eficientemente conduzido para a coluna cromatográfica. A próxima etapa é a separação cromatográfica, em que o gás portador, juntamente com o hidrogênio e quaisquer outras impurezas gasosas, passa por uma coluna cromatográfica. Dentro da coluna, os diferentes gases são separados com base em suas afinidades químicas e propriedades físicas com a fase estacionária (um material sólido poroso ou um líquido fixado na coluna) e a fase móvel (o gás portador) (Skoog; Holler; Crouch, 2017). Devido ao seu pequeno tamanho e baixa interação com muitas fases estacionárias, o hidrogênio elui (sai da coluna) rapidamente.

Finalmente, a detecção e quantificação são realizadas. Após a separação na coluna, o hidrogênio eluído é detectado por um detector específico para gases, sendo o Detector de Condutividade Térmica (*Thermal Conductivity Detector* – TCD) o mais

comum para essa aplicação (American Welding Society, 2020; International Organization for Standardization, 2018; Skoog; Holler; Crouch, 2017). O TCD mede as variações na condutividade térmica do fluxo de gás, gerando um sinal elétrico proporcional à concentração de hidrogênio. A análise dos dados envolve o registro desse sinal em função do tempo, resultando em um cromatograma, que exibe picos para cada componente separado. A área sob o pico de hidrogênio é diretamente proporcional à quantidade de hidrogênio liberado da amostra. Por meio de uma curva de calibração previamente estabelecida com padrões de hidrogênio de concentração conhecida, é possível quantificar o teor de hidrogênio difusível, que geralmente é expresso em ml de H₂ por 100 g de metal depositado ou de metal fundido (American Welding Society, 2020; International Organization for Standardization, 2018).

A cromatografia gasosa para a determinação de hidrogênio difusível oferece diversas vantagens significativas, tornando-a uma ferramenta indispensável. Sua alta sensibilidade permite a detecção de concentrações extremamente baixas de hidrogênio (American Welding Society, 2010), e sua especificidade, por meio da separação cromatográfica, elimina eficientemente interferências de outros gases (Skoog; Holler; Crouch, 2017). A técnica também se destaca pela quantificação precisa e reprodutível do teor de hidrogênio difusível (American Welding Society, 2020; International Organization for Standardization, 2018), além de sua versatilidade para aplicação em uma ampla variedade de materiais metálicos sob diversas condições de tratamento (American Welding Society, 2010).

Essas características a tornam uma ferramenta adequada para diversas aplicações industriais e científicas. É amplamente utilizada na análise de materiais soldados para avaliar o hidrogênio residual, principal causa de trincas induzidas por hidrogênio (*hydrogen-induced cracking* – HIC) (American Welding Society, 2010; Hirth, 1980), conforme especificado por normas como ISO 3690 e AWS A4.3. A técnica é importante na avaliação de tratamentos térmicos, para entender o comportamento e a redistribuição do hidrogênio, e essencial na pesquisa de falhas e análise forense, para identificar a contribuição do hidrogênio na degradação de componentes (Hirth, 1980). Por último, desempenha um papel fundamental no controle de processos de fabricação, minimizando a introdução indesejada de hidrogênio durante diversas etapas industriais (American Welding Society, 2010).

Apesar de suas inúmeras vantagens, o método de cromatografia gasosa para análise de hidrogênio difusível apresenta algumas considerações e limitações. O

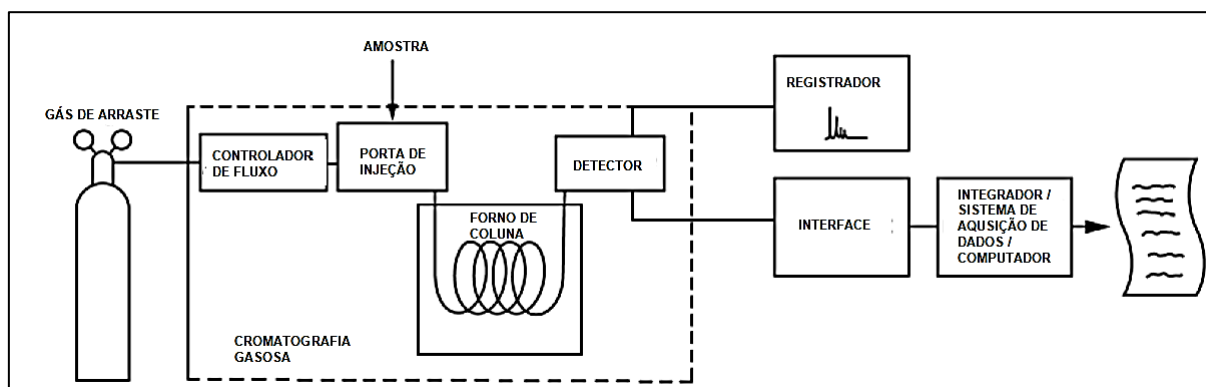
custo e a complexidade do equipamento são fatores a considerar, exigindo investimento e pessoal técnico especializado (Skoog; Holler; Crouch, 2017). O tempo de análise também pode ser uma limitação, pois a preparação e a dessorção completa do hidrogênio podem demandar um período considerável, tornando o processo menos adequado para análises em larga escala que exigem resultados muito rápidos (International Organization for Standardization, 2012). Por fim, existe a possibilidade de liberação de gases interferentes. Embora a cromatografia ofereça separação, um sistema bem calibrado e com coluna adequada, é essencial para garantir a eficácia e evitar interferências na quantificação (Skoog; Holler; Crouch, 2017). Em síntese, a cromatografia gasosa é uma ferramenta indispensável na metalurgia para o estudo e controle do hidrogênio em materiais metálicos, fornecendo informações para a garantia da qualidade e segurança estrutural.

Independentemente do procedimento analítico específico adotado, é fundamental que o volume de hidrogênio coletado seja convertido para as Condições Normais de Temperatura e Pressão (CNTP), que correspondem a 0°C e 760 mm Hg. Subsequentemente, a amostra deve ser pesada com uma precisão de 0,1 g ou menos. Os resultados individuais de cada análise devem ser registrados em uma folha de dados de análise, juntamente com todos os pormenores do método analítico e das condições experimentais empregadas.

O aumento do peso do corpo de prova, verificado em comparação com seu peso inicial antes da soldagem, deve ser considerado como o peso do metal depositado. O volume de hidrogênio, já devidamente convertido para CNTP, deve então ser multiplicado por 100 e dividido pelo peso do metal depositado para se obter o valor final do hidrogênio difusível, expresso em ml/100 g de metal depositado. É importante garantir a precisão na medição da pressão atmosférica ambiente, pois esta é um fator determinante nos cálculos. Para garantir repetibilidade, a média de quatro corpos de prova nominalmente idênticos deve ser calculada, e esse valor, arredondado para o décimo mais próximo (0,1 ml/100 g), será oficialmente reportado como o valor do hidrogênio difusível para o eletrodo de soldagem sob teste. Nas situações em que há evidência clara de vazamento na câmara de isolamento em qualquer momento da análise, ou em que se identifica a presença de ferrugem significativa em apenas uma (e somente uma) amostra em qualquer sistema analítico, um único resultado pode ser descartado, e os três valores remanescentes devem ser submetidos à média para determinar o valor final do hidrogênio difusível.

Na análise via cromatografia gasosa, a operação varia conforme o modelo de equipamento, mas em todos existe uma câmara hermeticamente selada, onde a amostra é colocada para a realização da análise. Essa câmara coleta o hidrogênio durante a desgaseificação da amostra, e a leitura é realizada por meio de sensores, conforme a **Erro! Fonte de referência não encontrada..**

Figura 10 – Cromatografia gasosa (esquemático)



Fonte: Adaptado da ASTM E260 (ASTM International, 2019).

A determinação do volume de hidrogênio e a determinação do hidrogênio difusível por 100 gramas de metal depositado são feitas conforme a Eq. (4).

$$Hd = Vh \times \frac{100}{m2 - m1} \quad \text{Eq. (4)}$$

Onde:

Hd é o hidrogênio difusível em mililitros por 100 gramas de metal depositado

Vh é o volume de hidrogênio convertido para condições normais de temperatura e pressão

$m2$ é massa final da peça de teste com o depósito de solda, em gramas

$m1$ é a massa inicial da peça teste com o depósito de solda, em gramas

Considerando a evolução das técnicas analíticas e as especificidades requeridas para a determinação precisa do hidrogênio difusível, faz-se necessária uma análise comparativa dos métodos historicamente empregados e da metodologia atualmente predominante. O Quadro 1 sumariza, de forma clara e objetiva, os critérios fundamentais de cada abordagem, como princípio, normas associadas, tempo de análise, sensibilidade e aspectos de segurança, permitindo uma visualização rápida

das particularidades dos métodos da glicerina, do mercúrio e da cromatografia gasosa (CG).

Quadro 1 – Comparação de métodos para avaliação do hidrogênio difusível

Comparação de métodos para avaliação do hidrogênio difusível			
Critério	Método de mercúrio	Método de glicerina	Método por cromatografia gasosa (CG)
Princípio	Deslocamento do mercúrio por gás H ₂ O	Coleta visual em bolhas de glicerina	Extração térmica do H ₂ O e análise por cromatografia
Norma associada	ISO 3690 / AWS A4.3	Não normatizado / obsoleto	ISO 3690 / AWS A4.3
Coleta de H ₂	Volume de gás desloca o mercúrio	Manual e visual	Gás transportado por gás inerte até o detector
Ambiente de coleta	Câmara hermeticamente selada	Glicerina ou glicerina + água	Forno de extração a temperatura controlada
Tempo de coleta	72 h a 45 °C	48-72 h a 45 °C	72 h a 45 °C ou 6 h a 150 °C
Sensibilidade	Alta	Baixa	Muito alta
Reprodutibilidade	Boa	Ruim	Excelente
Interferência da umidade	Moderada (ambiente controlado)	Alta (absorção de água)	Mínima (sistema fechado com gás inerte)
Toxicidade / Segurança	Alta (mercúrio tóxico)	Baixa (método seguro)	Moderada (forno, cilindros de gás)
Custo	Médio a alto	Muito baixo	Alto (equipamento especializado)
Aplicação atual	Ainda usado em laboratórios	Obsoleto / histórico	Método moderno em utilização
Exemplo de uso típico	Avaliação em P&D, solda	Ensaios preliminares	Indústria petroquímica, meio ambiente, consumíveis

Fonte: Elaborado pelo autor (2025).

3.4.3 Ensaios para avaliação da susceptibilidade ao trincamento por hidrogênio

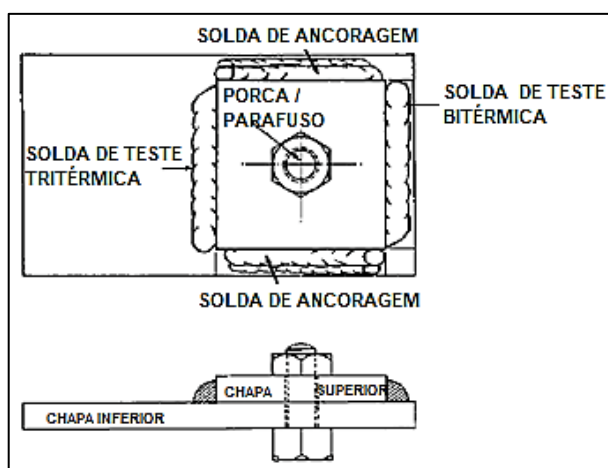
Para avaliar a propensão ao desenvolvimento do trincamento por hidrogênio em determinados tipos de soldas e combinações de materiais, foram desenvolvidos inúmeros testes. Conforme T. Kannengiesser e T. Boellinghaus (2013), tais testes, também denominados de susceptibilidade ao trincamento por hidrogênio, produzem resultados que podem ser qualitativos (trinca/não trinca) ou quantitativos (determinação de curvas limites para trincas em soldas livre). Assim, é possível a investigação da combinação dos tipos de junta, metal de base e metal de adição de acordo com os parâmetros utilizados. Os ensaios para avaliação da susceptibilidade ao trincamento podem ser classificados conforme o tipo de carregamento, restrição própria ou carregamentos externos.

Entre os métodos empregados para avaliar a susceptibilidade ao trincamento a frio, que também é conhecido como trincamento induzido pelo hidrogênio, pode-se mencionar: teste de severidade térmica controlada, teste cruciforme, teste de implante, teste de chanfro em Y oblíquo e teste Instituto de Soldagem do Canadá.

O teste de severidade térmica controlada (*Controlled Thermal Severity Test*), ou CTS, é usado para avaliar a susceptibilidade ao trincamento em aços carbono, carbono manganês e aços baixa liga. Embora normalmente seja empregado para avaliação no próprio metal de base, é também usado para avaliar o efeito de consumíveis de soldagem, o aporte térmico da soldagem e o tratamento térmico quanto à susceptibilidade ao trincamento na zona termicamente afetada (ZTA).

O teste consiste em uma chapa aparafusada e ancorada com solda conforme ilustrado na Figura 11, promovendo a reprodução de uma restrição.

Figura 11 – Amostra de CTS

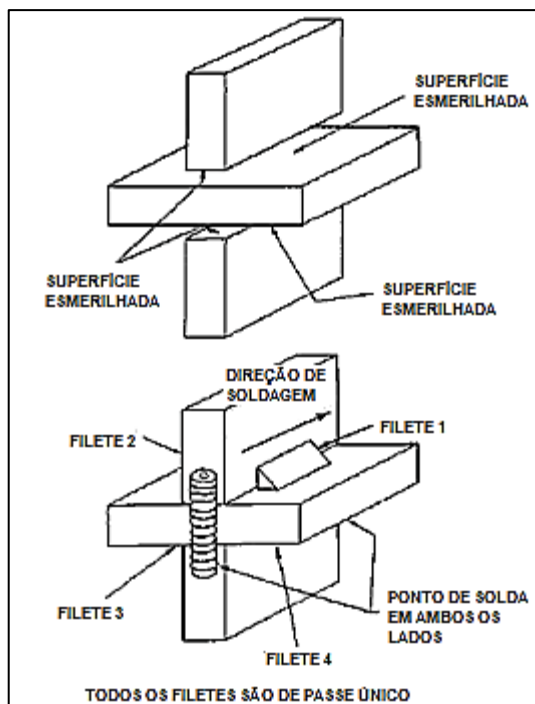


Fonte: Adaptado de American Welding Society (2019).

A solda de teste (*Test Weld*) é localizada no centro da chapa ancorada sem se estender para as bordas, e o centro dessa solda produzirá uma dissipação de calor mais rápida (o que explica os termos bitérmico e tritérmico da figura). O controle da velocidade de resfriamento pode variar em função da espessura da chapa ancorada ou pela aplicação de calor. A taxa de resfriamento se torna extremamente importante considerando a formação de martensita, uma microestrutura que tem alta susceptibilidade ao trincamento a frio. Após a amostra estar na temperatura ambiente, ela é seccionada e avaliada quanto à presença de trincas no metal de solda e ZTA. (American Welding Society, 2019)

O teste cruciforme (*cruciform test*) é usado para avaliar a susceptibilidade ao trincamento em construções de aços soldadas. O esquema de montagem para a realização do teste pode ser visto na Figura 12.

Figura 12 – Amostra de teste cruciforme



Fonte: Adaptado de American Welding Society (2019).

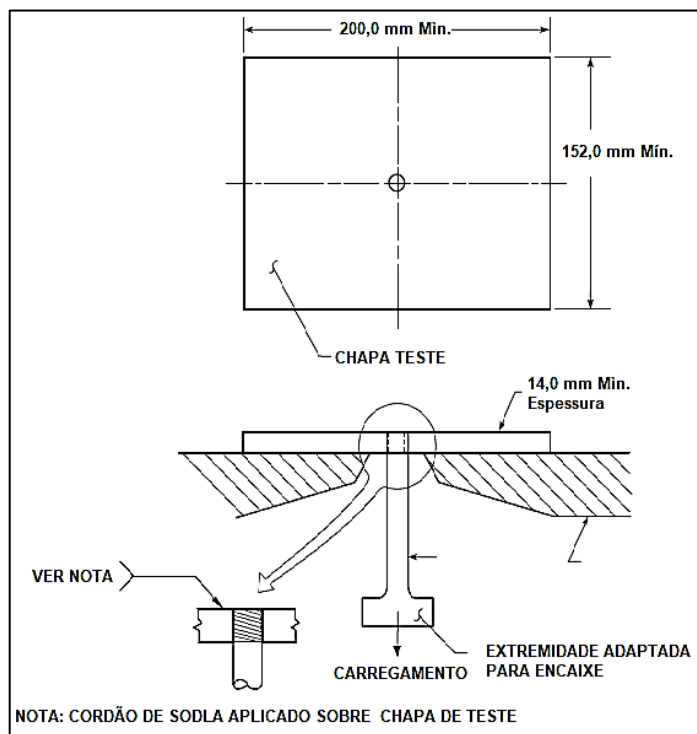
Desenvolvido primeiramente para solda em ângulo, este teste fornece informações sobre o efeito da composição do metal de base e sua susceptibilidade ao trincamento.

Conforme visualizado na Figura 12, o teste é composto de três chapas com superfície esmerilhada para o apoio, sem aberturas e ponteadas em ambos os lados para ancoragem, formando um duplo T. Após a montagem, quatro pontos de solda de mesma dimensão são realizados, com os mesmos parâmetros e na sequência indicada na figura. A sequência de soldagem dos pontos é um item essencial, pois permite o resfriamento entre os depósitos. A trinca que ocorre preferencialmente no ponto de número 3 é avaliada pelo seccionamento da amostra para avaliação visual e metalográfica. (American Welding Society, 2019)

O teste de implante (*implant test*) é realizado para determinar a susceptibilidade ao trincamento na ZTA de aços baixa liga em construções soldadas. É usado frequentemente para seleção de combinação de metal de base e consumíveis de soldagem para promover a resistência ao trincamento. Nesse teste uma haste é aparafusada em furo feito na chapa e é usada para aplicação de carregamento durante 24 horas. O ponto de solda é feito sobre a haste, e mediante a aplicação de um determinado nível de carregamento é possível medir a qual nível de tensão e

tempo o trincamento ocorre. (American Welding Society, 2019) O esquema de montagem pode ser visto na Figura 13.

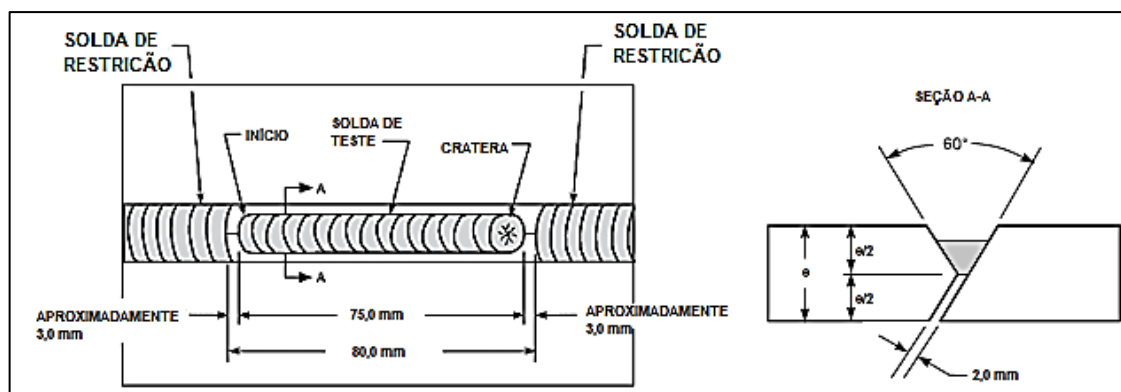
Figura 13 – Teste de implante (AWS B4.0)



Fonte: Adaptado de American Welding Society (2016).

O teste de chanfro em Y oblíquo (*oblique y-groove test*), também chamado de Tekken, foi desenvolvido pelo Research Institute Concerning to Railway Technology, do Japão, e é usado para fornecer dados comparativos da susceptibilidade ao trincamento em construções soldadas. Esse teste é realizado em corpo de prova com dimensões padronizadas, com ponto de solda de ancoragem que serve para realizar uma restrição, enquanto outro ponto é posteriormente adicionado e avaliado quanto à presença de trincas. A Figura 14 ilustra o esquema de realização do ensaio conforme a norma DIN EN ISO 17642-2.

Figura 14 – Teste de chanfro em Y oblíquo



Fonte: Adaptado de International Organization for Standardization (2005).

Após realizada a solda teste, deve-se esperar 48 horas para realizar a avaliação visual, macro e microscópica. Os resultados serão expressos em termos percentuais conforme a Eq. (5) para avaliação visual e a Eq. (6) para altura da trinca avaliada pela análise microscópica.

$$Cf = \frac{\sum lc}{lw} \cdot 100 \quad \text{Eq. (5)}$$

Onde:

Cf é o coeficiente de comprimento linear de trinca na superfície da amostra em %

lc é o comprimento da trinca avaliada visualmente em mm

lw é comprimento total da solda em mm

$$Cs = \frac{hc}{hw, min} \cdot 100 \quad \text{Eq. (6)}$$

Onde:

Cs é o coeficiente de altura da trinca medido pela análise microscópica em %

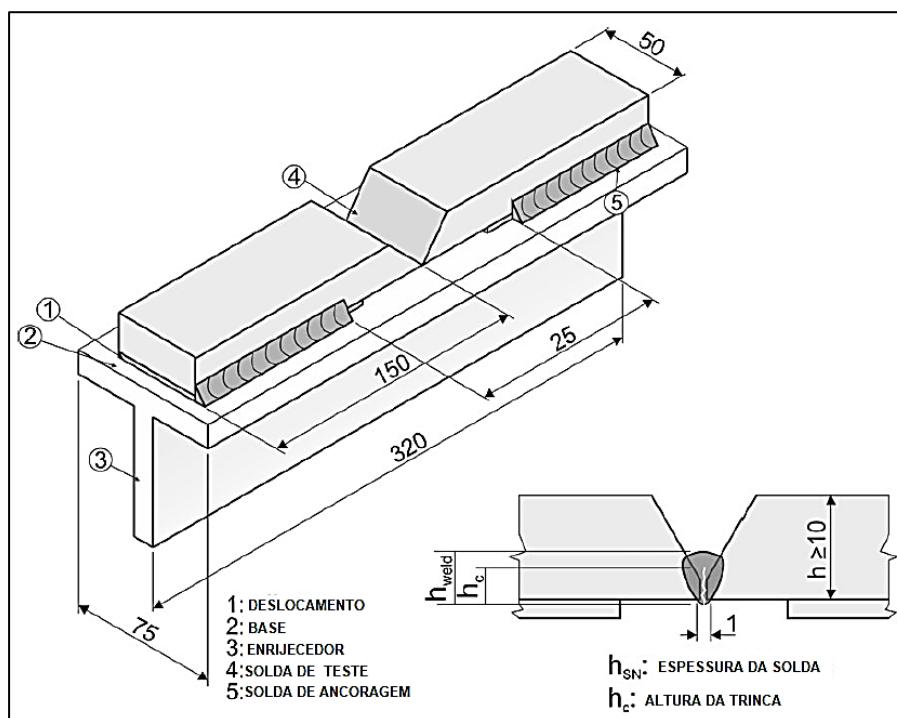
hc é a altura total da solda em mm

hw é a altura mínima da trinca em mm

Este ensaio foi padronizado pela ISO 17642-2 (International Organization for Standardization, 2005) e é apropriado para avaliar trincamento na ZTA. Utiliza-se um consumível de soldagem que apresenta uma razão entre limite de escoamento/limite de resistência maior que o metal de base a ser usado.

O teste Instituto de Soldagem do Canadá – Welding Institute of Canada (WIC) Test – foi especificamente desenvolvido para soldagem orbital. Esse teste de susceptibilidade ao trincamento avalia a possibilidade de sua ocorrência com base na altura da trinca em relação ao comprimento trincado pela avaliação de sua seção transversal. O esquema de realização do teste é apresentado na Figura 15.

Figura 15 – Teste Instituto de Soldagem do Canadá



Fonte: Kurji *et al.* (2017).

Entre os métodos apresentados, este trabalho optou pelo uso do Tekken por estar mais alinhado com a proposta de avaliação de susceptibilidade de trincamento na ZTA.

3.4.4 Influência da estrutura cristalina cúbica de face centrada na susceptibilidade ao trincamento por hidrogênio em soldas

A avaliação de ensaios padronizados para o trincamento induzido pelo hidrogênio em soldas assume particular relevância ao considerar a estrutura cristalina cúbica de face centrada (CFC) e cúbica de corpo centrado (CCC). A compreensão da interação entre o hidrogênio difusível e a microestrutura dos materiais é fundamental para prever e mitigar a falha em componentes soldados.

A predisposição de um material metálico ao trincamento pelo hidrogênio está intrinsecamente ligada à sua microestrutura e, mais especificamente, à sua estrutura

cristalina. Embora o trincamento por hidrogênio possa ocorrer em diversas ligas metálicas, aços inoxidáveis austeníticos e ligas de níquel, que tipicamente possuem estrutura CFC, demonstram uma susceptibilidade particular.

A estrutura CFC é caracterizada por uma maior densidade atômica e planos de empacotamento mais compactos em comparação com estruturas como a cúbica de corpo centrado (CCC). No entanto, apesar de sua aparente compacidade, a CFC apresenta uma solubilidade de hidrogênio em equilíbrio muito maior do que a estrutura CCC (Hirth, 1980; Troiano, 1960).

A solubilidade do hidrogênio constitui um parâmetro crítico para a compreensão de fenômenos como o trincamento por hidrogênio em materiais metálicos. Este conceito refere-se à quantidade máxima de hidrogênio que pode ser dissolvida na rede cristalina de uma fase metálica específica, em condições de equilíbrio com uma fase gasosa contendo hidrogênio (Pressouyre, 1983). A dissolução de hidrogênio ocorre atômicamente (H) a partir de sua forma molecular gasosa (H₂), presente na atmosfera.

A relação que governa a solubilidade do hidrogênio em metais, sob condições de equilíbrio, é classicamente descrita pela Lei de Sievert. Esta lei estabelece que a solubilidade do hidrogênio é proporcional à raiz quadrada da pressão parcial do hidrogênio gasoso, e sua dependência com a temperatura é expressa de forma exponencial. A equação da Lei de Sievert pode ser formulada como:

$$S = K_s \sqrt{P_{H_2}} \exp\left(-\frac{\Delta G_0}{RT}\right)$$

Onde:

S representa a solubilidade do hidrogênio

K_s é a constante de equilíbrio da reação, que diminui exponencialmente com a temperatura

P_{H_2} é a pressão parcial de hidrogênio acima da massa fundida

ΔG_0 é a energia livre padrão de dissolução do hidrogênio no aço

R é a constante universal dos gases

T é a temperatura absoluta em Kelvin

A solubilidade do hidrogênio varia significativamente entre as diferentes fases alotrópicas do ferro, o que tem implicações diretas na suscetibilidade ao trincamento

por hidrogênio. A ferrita (α -ferro), com sua estrutura cristalina cúbica de corpo centrado (CCC), apresenta uma solubilidade de hidrogênio relativamente baixa (Troiano, 1960). Embora a dissolução seja geralmente endotérmica — ou seja, a solubilidade aumenta com o incremento da temperatura —, em temperaturas mais baixas, que são as mais relevantes para o fenômeno da fragilização, a solubilidade da ferrita é extremamente reduzida. Tipicamente, os valores de entalpia de solução (ΔG_0) para a ferrita ficam na faixa de 15.000 a 25.000 J/mol (Hirth, 1980). Em contraste, a austenita (γ -ferro), que exibe uma estrutura cristalina cúbica de face centrada (CFC), possui uma solubilidade de hidrogênio consideravelmente maior do que a ferrita, podendo ser centenas de vezes superior, especialmente em temperaturas mais baixas (Bhadeshia, 2006). Assim como na ferrita, o processo de dissolução na austenita também é endotérmico, com valores de ΔH_S tipicamente situados entre 25.000 e 35.000 J/mol (Suh; Speer, 2017).

É fundamental ressaltar que os valores exatos das constantes como k_S e ΔG_0 podem apresentar pequenas variações, influenciadas pela composição química específica do aço, pela presença de elementos de liga e pela fonte dos dados experimentais (Pressouyre, 1983).

Outro ponto importante é a compreensão da difusividade do hidrogênio em materiais metálicos, que é intrinsecamente ligada às suas estruturas cristalinas.

A difusividade do hidrogênio é um parâmetro cinético crucial para compreender o comportamento do hidrogênio em soldas de aço e, conseqüentemente, sua ligação com o fenômeno do trincamento por hidrogênio. Conforme G.K. Padhy e Y. Komizo (2013), a difusividade (D) descreve a taxa na qual os átomos de hidrogênio se movem pela rede cristalina do metal e é governada pela equação de Arrhenius:

$$D = D_0 \exp\left(-\frac{E_a}{RT}\right)$$

Onde:

D_0 representa o fator pré-exponencial de difusão

E_a é a energia de ativação para a difusão

R é a constante universal dos gases

T é a temperatura absoluta

A dependência exponencial com a temperatura significa que a difusividade aumenta significativamente em temperaturas elevadas, o que é de suma importância durante o processo de soldagem e no resfriamento subsequente. A diferença na difusividade e entre as fases alotrópicas do ferro é um fator determinante para a distribuição e o aprisionamento do hidrogênio.

O estudo de K. Hirata *et al.* (2018) destaca que a ferrita (α -Fe), com sua estrutura cúbica de corpo centrado (CCC), possui uma difusividade de hidrogênio muito maior em comparação com a austenita (γ -Fe), que apresenta uma estrutura cúbica de face centrada (CFC). A estrutura CCC da ferrita, embora tenha interstícios relativamente pequenos, oferece um arranjo atômico que facilita o movimento transiente do hidrogênio de um sítio intersticial para outro. Isso a torna um caminho preferencial para o deslocamento do hidrogênio, permitindo uma rápida redistribuição ou escape do gás. Em contraste, a estrutura CFC da austenita, apesar de possuir interstícios maiores, tem uma configuração atômica que restringe a mobilidade do hidrogênio, resultando em uma difusividade substancialmente menor (geralmente ordens de magnitude inferior). Essa característica da austenita contribui para o aprisionamento do hidrogênio em sua rede.

A discrepância na difusividade do hidrogênio entre as fases ferrítica e austenítica exerce influência direta na cinética do trincamento induzido por esse elemento, especialmente durante o resfriamento de soldas, quando o hidrogênio, inicialmente dissolvido na austenita, torna-se supersaturado na ferrita.

Enquanto a alta difusividade na ferrita permite que o hidrogênio se desloque rapidamente para zonas de alta tensão, em ligas predominantemente austeníticas e de níquel, a baixa difusividade inerente à estrutura impede sua expulsão rápida, resultando no aprisionamento do gás mesmo após o material atingir a temperatura ambiente.

Esse processo de retenção é tão severo que a liberação do hidrogênio em ligas totalmente austeníticas sem o auxílio de energia externa é considerada extremamente limitada. O hidrogênio capturado em armadilhas irreversíveis, como precipitados de carbonetos, carbonitretos e microvazios, permanece retido no material indefinidamente, a menos que haja aquecimento para fornecer a energia de ativação necessária para a dessorção.

Embora o hidrogênio presente na rede cristalina ou em armadilhas reversíveis, como as discordâncias, possa teoricamente difundir-se para fora da liga ao longo do

tempo, a taxa de desorção em temperatura ambiente é insignificante. Portanto, para a eliminação efetiva do hidrogênio torna-se indispensável a aplicação de tratamentos térmicos de degaseificação, conforme demonstrado experimentalmente por Uhlemann e Pound (1998) em seu estudo sobre o comportamento de transporte e aprisionamento de hidrogênio nas ligas austeníticas 600, 690tt e 800.

Segundo C. San Marchi, B.P. Somerday e S.L. Robinson (2007), os sítios de aprisionamento influenciam na difusividade aparente do hidrogênio. Defeitos cristalinos como lacunas, discordâncias, contornos de grão, inclusões não metálicas e precipitados atuam como "armadilhas" para o hidrogênio. Esses sítios de aprisionamento podem ser classificados como reversíveis (onde o hidrogênio pode ser liberado com o aumento da temperatura ou redução da concentração) ou irreversíveis (onde o hidrogênio fica retido mais fortemente). A interação do hidrogênio com esses sítios diminui a difusividade efetiva (ou aparente) do hidrogênio no material, pois parte do hidrogênio fica temporariamente "imobilizada". A densidade e o tipo desses sítios de aprisionamento, que são influenciados pela microestrutura do metal de solda e da ZTA, são importantes para a taxa de difusão do hidrogênio para as regiões de alta tensão e, conseqüentemente, para a probabilidade e cinética do trincamento por hidrogênio. A compreensão da difusividade, juntamente com a solubilidade e a presença de tensões residuais, é, portanto, essencial para o desenvolvimento de estratégias eficazes de prevenção do trincamento por hidrogênio em soldas de aço.

A análise detalhada da interação do hidrogênio com as diferentes fases alotrópicas do ferro revela que a estrutura cristalina cúbica de face centrada (CFC), característica da austenita, exerce uma influência paradoxal e crítica na susceptibilidade ao trincamento por hidrogênio em soldas. Apesar de sua compacidade estrutural, a fase austenítica possui uma solubilidade de hidrogênio em equilíbrio significativamente superior à da ferrita (CCC), permitindo que absorva e retenha grandes volumes de hidrogênio, especialmente durante as altas temperaturas do processo de soldagem, conforme quantificado pela Lei de Sievert (Hirth, 1980; Suh; Speer, 2017; Troiano, 1960).

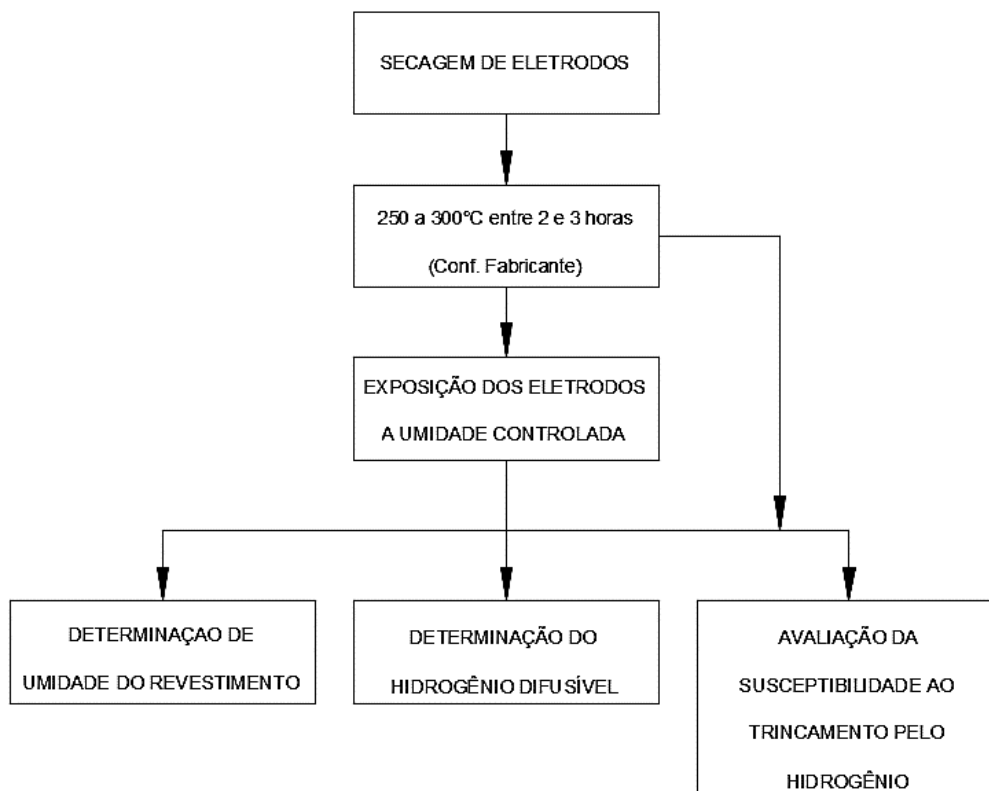
No entanto, em contraste com a alta difusividade do hidrogênio na ferrita, a difusividade na austenita é consideravelmente menor em temperaturas mais baixas. Essa combinação de alta capacidade de armazenamento (solubilidade elevada) e lenta mobilidade (baixa difusividade) torna a estrutura CFC um reservatório potencial

de hidrogênio. Após o resfriamento da solda, o hidrogênio que estava dissolvido na austenita encontra dificuldade em escapar da rede cristalina devido à sua baixa difusividade e, ao mesmo tempo, a solubilidade do hidrogênio no material diminui drasticamente. Portanto, a natureza da estrutura CFC, ao atuar como uma "armadilha" para o hidrogênio, torna os materiais austeníticos e as zonas afetadas termicamente mais resistentes e, para muitas aplicações, imunes ao trincamento induzido pelo hidrogênio.

4 MATERIAIS E MÉTODOS

Para serem atingidos os objetivos propostos neste estudo, foi realizada a sequência de ensaios proposta no fluxograma da Figura 16.

Figura 16 – Fluxograma de testes e análises



Fonte: Elaborada pelo autor (2023).

4.1 Chapas e consumíveis de soldagem

No desenvolvimento do trabalho, foram utilizados eletrodos revestidos básicos, especificação AWS A5.11, classificação ERNiCrMo-3, com 3,25 mm de diâmetro e 350 mm de comprimento.

Eletrodos revestidos básicos são reconhecidos por seu baixo potencial de hidrogênio e pela capacidade de produzirem soldas com excelentes propriedades mecânicas, sendo frequentemente empregados em aplicações de alta responsabilidade (Linnert, 1994). Nesse contexto, a ISO 3690 se torna particularmente relevante, pois estabelece o procedimento de amostragem e análise para a determinação do hidrogênio difusível no metal de solda gerado por processos a arco quando se soldam aços martensíticos, bainíticos e, sobretudo, ferríticos, justamente os mais sensíveis aos efeitos do hidrogênio.

A análise destes eletrodos faz parte da pesquisa exatamente porque, embora certos eletrodos básicos (por exemplo, para soldagem de ligas austeníticas) possam compartilhar a característica de “baixo hidrogênio”, eles tecnicamente não exigem, na mesma extensão, a tratativa rigorosa de secagem, conservação e controle de umidade típica dos consumíveis aplicados em aços ferríticos, onde o hidrogênio é um fator determinante para a suscetibilidade à trinca a frio. Em outras palavras, o estudo procurou evidenciar que os cuidados essenciais (armazenamento, limitação de exposição ambiental e disciplina de manuseio) assumem peso e criticidade diferentes conforme o grupo metalúrgico do material soldado, uma vez que a ocorrência de trincas assistidas por hidrogênio depende simultaneamente do nível de hidrogênio, de microestrutura suscetível e de tensões, as quais são condições mais críticas em aços ferríticos do que em aços austeníticos.

A especificação AWS A5.11 (American Welding Society, 2010) refere-se aos eletrodos de níquel e ligas de níquel para soldagem por eletrodo revestido, enquanto a classificação ERNiCrMo-3 identifica um consumível à base de níquel, cromo e molibdênio, similar à liga UNS N06625.

Este material é notável por sua excepcional resistência à corrosão, incluindo corrosão por pites e frestas, além de apresentar boa resistência em elevadas temperaturas e versatilidade em soldagens dissimilares (ASM International, 1993).

Para a execução do ensaio de hidrogênio difusível, que tem como objetivo quantificar o teor de hidrogênio presente na solda imediatamente após sua deposição, foram utilizadas barras quadradas SAE 1020 da especificação J403. As dimensões de 25 mm por 50 mm para essas barras são típicas e adequadas para a preparação de corpos de prova padronizados que permitem a deposição de um volume consistente de metal de solda, fundamental para a reprodutibilidade do teste (American Welding Society, 1993; International Organization for Standardization, 2018).

A avaliação da susceptibilidade ao trincamento por hidrogênio, por meio do ensaio de Tekken (ou chanfro em Y oblíquo), foi realizada sobre seções de tubo DNV 450. A designação "DNV" indica conformidade com as normas da DNV (Det Norske Veritas), amplamente aplicadas na indústria naval e *offshore*, e "450" refere-se à sua resistência mínima ao escoamento em MPa. Esses aços são tipicamente de alta resistência e baixa liga (*High-Strength Low-Alloy* – HSLA), desenvolvidos para

aplicações que exigem elevada integridade estrutural e tenacidade em ambientes desafiadores.

4.2 Equipamentos e parâmetros de soldagem

As soldas foram produzidas empregando fonte de soldagem tipo corrente constante modelo POWER WAVE 450, do fabricante Lincoln, com ciclo de trabalho de 100 % a 450 A e SYNCROWAVE 250 DX, do fabricante Miller, com ciclo de trabalho de 25% a 310 A, 40% a 250 A, 60% a 200 A e 100% a 160 A.

Os parâmetros de soldagem utilizados foram prefixados com a corrente de soldagem entre 100 e 111 A e entre 26 e 29 V. Para a definição da regulagem foram realizados testes preliminares tomando-se como referência os valores indicados pelo fabricante do consumível e os prefixados em função do diâmetro de 3,25 mm do eletrodo utilizado. A escolha foi baseada na análise visual dos cordões de solda produzidos, considerando um perfil adequado e a inexistência de descontinuidades.

4.3 Exposição dos eletrodos à umidade

Os eletrodos foram expostos, após removidos da embalagem a vácuo, a diferentes condições de temperatura e umidade conforme definido na Tabela 6. Após a exposição, todos os eletrodos foram embalados a vácuo e mantidos nessa condição até a realização dos ensaios. Os eletrodos foram expostos em uma câmara climática marca BASS, modelo UUC-RH-STD-CO2-200/2018, mantendo-se controladas a temperatura e umidade de acordo com o informado na Tabela 6.

Tabela 6 – Exposição à umidade

Exposição à Umidade								
Especificação do Consumível	Tipo de Revestimento	Diâmetro (mm)	Quantidade de Eletrodos	Umidade (%)	Secagem (°C)	Tempo de secagem (h)	Manutenção (°C)	Tempo de Exposição (h)
EniCrMo-3	Básico	3,25	16	0	REMOVIDO DA EMBALAGEM A VÁCUO			
				80	NA	NA	NA	8
								12
								16
								168

Fonte: Elaborada pelo autor (2023).

O eletrodo classificado como ENiCrMo-3, objeto de estudo deste trabalho, foi adquirido em embalagem a vácuo conforme Figura 17.

Figura 17 – Eletrodo ENiCrMo-3



Fonte: GMW Welding ([2025]).

Após abertura da embalagem os eletrodos foram expostos conforme determinado na Tabela 6, exceto para o eletrodo seco, que foi removido da embalagem a vácuo diretamente para avaliação.

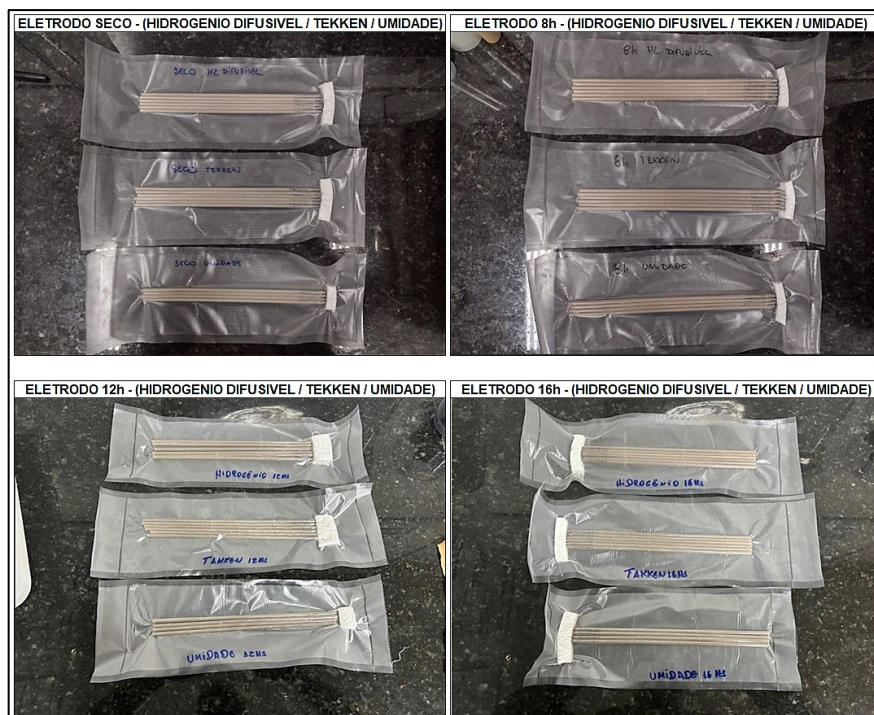
Para assegurar a permanência da umidade adquirida pelo revestimento do consumível após sua remoção da câmara climática (Figura 18), os eletrodos foram reembalados a vácuo (Figura 19).

Figura 18 – Câmara climática



Fonte: Acervo do autor (2024).

Figura 19 – Amostras de eletrodos



Fonte: Acervo do autor (2024).

Segundo J. Tomkówa *et al.* (2019), a condição dos materiais de adição, como eletrodos, exerce um papel fundamental na qualidade das juntas soldadas. O armazenamento inadequado pode comprometer a pureza metalúrgica, a homogeneidade e a resistência mecânica da junta. Portanto, é essencial garantir condições de armazenamento que minimizem a influência de fatores externos, como umidade, contaminação e variações de temperatura, assegurando assim a obtenção das propriedades desejadas.

Baseado nesta premissa, o aumento da umidade do revestimento teve como finalidade avaliar a ocorrência de aumento de hidrogênio difusível durante a soldagem, bem como suas consequências para a região de ZTA, via teste padronizado de susceptibilidade a trinca por hidrogênio.

As amostras foram produzidas a partir da usinagem do material especificado para a obtenção da espessura e configuração de junta conforme previsto pelo método Tekken.

Os resultados foram apresentados para cada uma das condições previstas a fim de estabelecer um padrão comparativo entre os diversos níveis de hidrogênio difusível.

4.4 Determinação da quantidade de umidade

A determinação da umidade foi realizada pelo analisador LECO RC612, que é um equipamento sofisticado projetado para a determinação precisa e multifásica de constituintes críticos em diversas amostras, incluindo o teor de umidade em revestimentos de eletrodos de soldagem. Sua conformidade com o método validado pela AWS (ANSI) A4.4M:2001 (R2006) – *Standard Procedures for Determination of Moisture Content of Welding Fluxes and Welding Electrode Flux Coverings* (American Welding Society, 2001) atesta sua adequação e confiabilidade para essa aplicação industrial.

O funcionamento do LECO RC612 para a avaliação de umidade em revestimentos de eletrodos baseia-se no princípio da dessorção térmica controlada e subsequente detecção dos componentes voláteis. A amostra do revestimento do eletrodo é inserida em um forno de alta performance onde é submetida a um programa de aquecimento. Para a determinação de umidade, em particular, o processo envolve aquecer a amostra em uma atmosfera inerte, tipicamente nitrogênio (N_2), a temperaturas controladas. A água (H_2O) é liberada da amostra à medida que a temperatura aumenta. A água liberada é então transportada pelo gás carreador para um sistema de detecção. O RC612 utiliza sensores de infravermelho (IR) para quantificar a água liberada, uma vez que a absorção de radiação infravermelha é específica para moléculas de água. Outros componentes que podem ser liberados, como compostos de carbono, são separados ou processados por um forno de pós-combustão e catalisadores para garantir que apenas a água seja quantificada com precisão pelo detector de infravermelho, minimizando interferências.

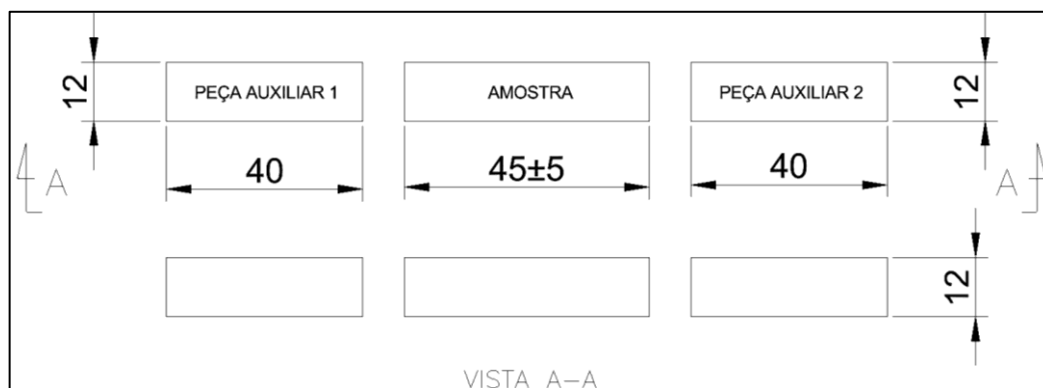
Os parâmetros para avaliação da umidade do consumível foram estabelecidos com temperatura inicial de 450 °C. A amostra foi aquecida a uma rampa de 120 °C por minuto até atingir 650 °C, temperatura na qual se estabilizou e permaneceu até a extração total da umidade.

4.5 Determinação do hidrogênio difusível

A avaliação do hidrogênio difusível do metal de solda produzido pelos eletrodos nas diferentes condições informadas foi realizada conforme determinado nas normas AWS A4.3 e ISO 3690. Os cordões foram depositados sobre o conjunto apresentado na Figura 20 e na Figura 21, constituídos por uma peça central, com comprimento de

45 mm (± 5 mm), apenas com comprimento arbitrado conforme a AWS A4.3, nos valores de 40 mm e espessura de 12 mm (± 2), com extremidades perpendiculares e largura das três partes uniformes de 12(± 2) mm.

Figura 20 – Amostras e apensos



Fonte: Elaborada pelo autor (2023).

Figura 21 – Amostras para avaliação de hidrogênio difusível



Fonte: Acervo do autor (2024).

As barras passaram pelo processo de desidrogenação, que consistiu em aquecê-las durante o período de uma hora na temperatura de 450 °C.

A amostra desidrogenada foi completamente limpa, empregando escova rotatória. Em seguida, foi devidamente identificada e pesada, utilizando balança marca Marte, modelo BL 320h, com precisão de 0,01 g.

Concluída a etapa de desidrogenação, as amostras foram identificadas e separadas (Figura 22), sendo encaminhadas para soldagem com cada um dos eletrodos que tiveram a umidade aumentada em seu revestimento, que na sequência foi avaliada quanto à quantidade de hidrogênio difusível.

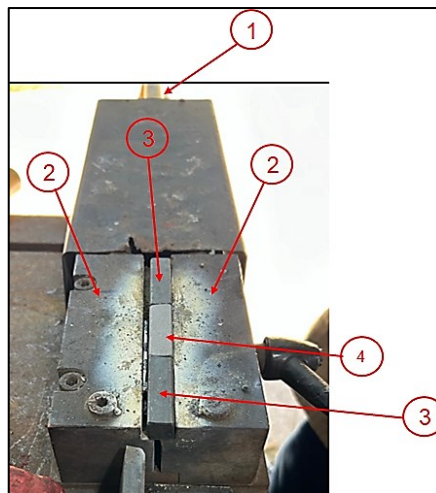
Figura 22 – Amostras de hidrogênio difusível



Fonte: Acervo do autor (2025).

O conjunto de barras sobre o qual foi depositado a solda foi posicionado no dispositivo definido na ISO 3690, conforme a Figura 23.

Figura 23 – Dispositivo de fixação de amostras conforme definido na ISO 3690

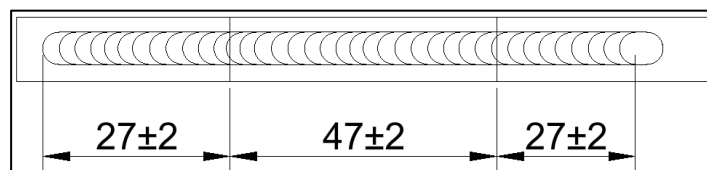


Legenda: (1) entrada de água; (2) sede de cobre refrigerada; (3) apenso; (4) amostra.

Fonte: Acervo do autor (2025).

A deposição dos cordões de solda foi iniciada sobre a peça auxiliar 1 no comprimento e terminou sobre a peça auxiliar 2, conforme indicado na Figura 24.

Figura 24 – Representação do cordão de solda sobre as amostras



Fonte: Elaborada pelo autor (2023).

Imediatamente após a deposição do cordão de solda, a amostra foi submetida a um resfriamento rápido. Este método consistiu na sua imersão em um banho de água com gelo, visando ao resfriamento brusco que levasse a amostra à temperatura próxima de 0 °C. A finalidade primordial desse resfriamento acelerado é minimizar a difusão e o escape do hidrogênio difusível da matriz metálica para a atmosfera. A velocidade de resfriamento é importante, pois retém o hidrogênio na sua condição mais próxima daquela presente imediatamente após a solidificação da solda, um fator determinante para a posterior avaliação de seu conteúdo (American Welding Society, 1993; International Organization for Standardization, 2018).

Subsequentemente, os apensos da amostra foram removidos, e a peça central foi submetida a um processo de limpeza e secagem. A limpeza é importante para eliminar contaminantes superficiais, tais como óleos, graxas, umidade condensada ou óxidos, que poderiam comprometer a precisão da análise ao reagir ou liberar interferentes no cromatógrafo. A secagem completa foi realizada com um jato de ar inerte e seco, para assegurar que apenas o hidrogênio oriundo do interior da amostra fosse quantificado. Uma vez limpa e seca, a amostra foi imediatamente transferida para o recipiente dedicado do amostrador, previamente acoplado ao cromatógrafo, neste caso, um equipamento Oerlikon, modelo G-1006H. A rapidez na transferência é de extrema importância, reforçando o objetivo de minimizar qualquer perda de hidrogênio para o ambiente. Todo este procedimento, desde o resfriamento até a colocação no recipiente do amostrador, foi rigorosamente limitado a um tempo máximo de dois minutos, conforme preconizado por normas específicas para este tipo de análise (International Organization for Standardization, 2018).

Após o fechamento hermético de cada recipiente do amostrador, foi realizada uma purga com argônio analítico por um período de 30 segundos. Essa purga tem como objetivo remover o ar atmosférico (oxigênio e umidade) do interior do recipiente, estabelecendo uma atmosfera inerte. Tal ambiente é fundamental para garantir que apenas o hidrogênio liberado da amostra seja capturado e que não ocorram reações indesejadas com componentes do ar que possam falsear os resultados ou danificar o sistema de análise. Uma vez preenchidos os quatro recipientes do amostrador, o conjunto foi transferido para uma estufa, onde permaneceu por um período de 72 horas a uma temperatura controlada de 45 °C. Esta etapa constitui o processo de extração térmica controlada do hidrogênio difusível. A temperatura e o tempo são selecionados para permitir que o hidrogênio, que possui mobilidade em temperaturas

elevadas, difunda-se da matriz metálica para o espaço gasoso selado dentro do recipiente do amostrador (Padhy; Komizo, 2013).

Ao término do período de extração na estufa, o amostrador foi novamente acoplado ao cromatógrafo. Antes da análise, foi realizada a calibração do equipamento utilizando padrões de hidrogênio de concentração conhecida, assegurando a rastreabilidade e a precisão das medições. Posteriormente, procedeu-se à leitura do volume de hidrogênio difusível acumulado em cada recipiente. A quantificação é tipicamente realizada por cromatografia gasosa (GC), sendo o hidrogênio é separado de outros gases e detectado por um sensor térmico ou de condutividade. A amostra metálica foi então novamente pesada, e o teor de hidrogênio difusível no metal de solda foi determinado com base no volume de hidrogênio medido e na massa da amostra, utilizando a equação Eq. (4). Baseado em que foram realizados quatro vezes para cada condição de exposição à umidade, permitindo a avaliação da variabilidade e a validação dos resultados obtidos.

As amostras foram avaliadas para cada uma das seguintes condições propostas: com eletrodo seco, submetidas a umidade por 8 h, por 12 h, 16 h e 168 h, conforme apresentado no Apêndice.

4.6 Suscetibilidade ao trincamento pelo hidrogênio

Para investigar a suscetibilidade ao trincamento induzido pelo hidrogênio, em condições controladas, foram empregados eletrodos previamente expostos a diferentes ambientes (conforme as condições detalhadas na Tabela 6). A soldagem foi realizada utilizando corpos de prova com o método Tekken (teste de chanfro em Y oblíquo), que é amplamente reconhecido por sua capacidade de impor uma elevada restrição à junta e simular condições propícias à ocorrência de trincas induzidas pelo hidrogênio (Japanese Industrial Standards, 2012; Wingrove, 1986). Para cada condição de exposição dos eletrodos, um mínimo de três testes Tekken foram executados. As amostras foram soldadas conforme a Figura 25.

Para o ensaio Tekken, utilizou-se um tubo de aço baixa liga de alta resistência mecânica, classificado sob a especificação DNV 450. As amostras foram cuidadosamente preparadas a partir de seções desse tubo, seguindo a geometria de junta em Y conforme as diretrizes da norma JIS Z 3158 (Japanese Industrial Standards, 2012), como detalhado na Figura 25. O planejamento do corte foi otimizado em 3D para garantir a extração de corpos de prova com tamanho e formato

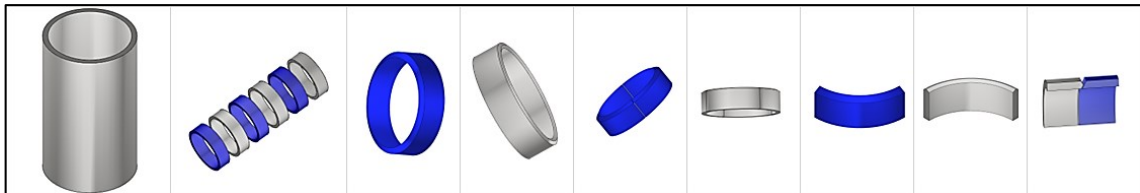
exatos, assegurando a representatividade da junta soldada e minimizando o desperdício de material (Figura 26). A escolha da geometria de chanfro em Y oblíquo visa concentrar tensões na raiz da solda, ampliando a sensibilidade ao trincamento em presença de hidrogênio e tensões residuais. Além disso, pontos de solda de ancoragem foram estrategicamente posicionados antes da soldagem principal para garantir a restrição da junta durante o resfriamento, replicando as condições de campo onde o trincamento é mais provável.

Figura 25 – Preparação das amostras



Fonte: Acervo do autor (2025).

Figura 26 – Planejamento de corte das amostras de Tekken



Fonte: Elaborada pelo autor (2025).

Todas as amostras, após preparadas, foram montadas de acordo com o definido na ISO 17642 (International Organization for Standardization, 2005), criando desta forma a restrição necessária para a soldagem, conforme especificado na Figura 27.

Figura 27 – Amostra Tekken com solda de ancoragem



Fonte: Acervo do autor (2024).

As soldas de ancoragem foram colocadas em ambas as extremidades da junta para desenvolver a restrição necessária (Figura 28).

Figura 28 – Montagem de todas as amostras



Fonte: Acervo do autor (2024).

Para as condições definidas na Tabela 6, com eletrodo seco, com umidade de 8, 12 e 16 horas, foram soldados três corpos de prova e para a condição com 168 horas foram soldados quatro corpos de prova. Após a conclusão de cada solda, estabeleceu-se um período adequado de espera de 48 horas para permitir a difusão de hidrogênio. Em seguida, foram extraídos três conjuntos com quatro amostras para a condição de eletrodo seco, com umidade de 8, 12 e 16 horas, e quatro conjuntos com quatro amostras para a condição de 168 horas de umidade, conforme a Tabela 7.

Tabela 7 – Identificação das amostras

Amostra a seco			
Amostra 1 – Eletrodo seco	Amostra 2 – Eletrodo seco	Amostra 3 – Eletrodo seco	
1.1	2.1	3.1	
1.2	2.2	3.2	
1.3	2.3	3.3	
1.4	2.4	3.4	
Amostra com 8 h de umidade			
Amostra 8.1 – Eletrodo 8 h de umidade	Amostra 8.2 – Eletrodo 8 h de umidade	Amostra 8.3 – Eletrodo 8 h de umidade	
8.1/1	8.2/1	8.3/1	
8.1/2	8.2/2	8.3/2	
8.1/3	8.2/3	8.3/3	
8.1/4	8.2/4	8.3/4	
Amostra com 12 h de umidade			
Amostra 12.1 – Eletrodo 12 h de umidade	Amostra 12.2 – Eletrodo 12 h de umidade	Amostra 12.3 – Eletrodo 12 h de umidade	
12.1/1	12.2/1	12.3/1	
12.1/2	12.2/2	12.3/2	
12.1/3	12.2/3	12.3/3	
12.1/4	12.2/4	12.3/4	
Amostra com 16 h de umidade			
Amostra 16.1 – Eletrodo 16 h de umidade	Amostra 16.2 – Eletrodo 16 h de umidade	Amostra 16.3 – Eletrodo 16 h de umidade	
16.1/1	16.2/1	16.3/1	
16.1/2	16.2/2	16.3/2	
16.1/3	16.2/3	16.3/3	
16.1/4	16.2/4	16.3/4	
Amostra com 168 h de umidade			
Amostra 7.1 – Eletrodo 168 h de umidade	Amostra 7.2 – Eletrodo 168 h de umidade	Amostra 7.3 – Eletrodo 168 h de umidade	Amostra 7.4 – Eletrodo 168 h de umidade
7.1/1	7.2/1	7.3/1	7.4/1
7.1/2	7.2/2	7.3/2	7.4/2
7.1/3	7.2/3	7.3/3	7.4/3
7.1/4	7.2/4	7.3/4	7.4/4

Fonte: Elaborada pelo autor (2025).

O seccionamento das amostras foi realizado utilizando uma cortadora metalográfica, a qual permite o corte sob refrigeração contínua para evitar alterações térmicas na microestrutura. O equipamento empregado é ilustrado na Figura 29. A remoção dos corpos de prova seguiu o posicionamento esquemático apresentado na Figura 30, garantindo representatividade da junta soldada e preservação das regiões de interesse, incluindo o metal de base, a zona termicamente afetada (ZTA) e a zona fundida (ZF). Após o processo de corte, as amostras resultaram em dimensões

aproximadas de $16,0 \times 16,0 \times 50$ mm, adequadas para as etapas subsequentes de lixamento, polimento e ataque químico.

Figura 29 – Cortadora metalográfica



Fonte: Arotec Indústria e Comércio.

Figura 30 – Corte de amostras



Legenda: (a) corte longitudinal; (b) corte transversal.

Fonte: Acervo do autor (2025).

O lixamento e o polimento das amostras foram realizados em uma polidora metalográfica semiautomática, conforme ilustrado na Figura 31, equipamento que permitiu o controle adequado de velocidade e sequência abrasiva, garantindo repetibilidade no preparo das superfícies. O processo iniciou-se com lixas de granulometria maiores e progressivamente mais finas para macrografia, seguido pelo

polimento com abrasivos diamantados para micrografia, para obtenção de uma superfície plana, livre de deformações mecânicas e pronta para revelação metalográfica. A escolha da polidora assegurou o atendimento aos requisitos das normas ISO 17639 e ISO/TR 16060, as quais estabelecem procedimentos padronizados de corte, lixamento e polimento.

Figura 31 – Polidora metalográfica



Fonte: Arotec Indústria e Comércio.

A revelação da superfície macroscópica foi conduzida utilizando dois reagentes distintos, selecionados conforme a composição química dos materiais envolvidos. Para o aço baixa liga DNV 450, utilizou-se solução de Nital 10 % (HNO_3), que promoveu ataque eficiente evidenciando zonas térmicas. Para a zona fundida composta pelo metal de adição ENiCrMo-3 (liga à base de níquel), aplicou-se água régia (HCl-HNO_3) que evidenciou a zona fundida. Conforme recomenda a ASTM E340-15, esta seleção de reagentes distintos justificou-se pela alta resistência à corrosão da liga de níquel presente na ZF, que demandou este reagente mais oxidantes para revelar adequadamente sua estrutura macroscópica.

Esse procedimento combinado de ataque químico possibilitou distinguir claramente a zona fundida (ZT), a zona termicamente afetada (ZTA) e o metal base (MB), bem como permitiu a avaliação de toda seção transversal do teste de Tekken.

5 RESULTADOS E DISCUSSÃO

5.1 Umidade dos eletrodos

Os eletrodos de revestimento básico (baixo hidrogênio) foram submetidos a condicionamento higrotérmico sob umidade relativa de 82,5% e temperatura de 27°C, tomando como referência os procedimentos de avaliação de umidade da AWS A5.1/A5.1M, em especial o *Moisture Test* (item 16), destinado a quantificar o teor de umidade do revestimento, e o *Absorbed Moisture Test* (item 17), voltado à avaliação da umidade absorvida pelo revestimento após exposição controlada. Esses ensaios estabelecem critérios para caracterizar e comparar o comportamento de revestimentos básicos quanto ao teor e à reabsorção de umidade. Essa especificação foi utilizada apenas como ponto de partida, considerando que o eletrodo ENiCrMo-3, embora não especificado, possui revestimento básico semelhante ao dos eletrodos da classificação E7018. O procedimento foi ampliado em relação ao requisito normativo, que prevê exposição mínima de 9 (nove) horas, para permitir uma análise mais completa do comportamento do revestimento. Foram realizadas quatro séries: 4 eletrodos por 8 horas, 4 por 12 horas, 4 por 16 horas e 4 por 168 horas. Essa abordagem possibilitou avaliar o aumento de umidade no revestimento em diferentes períodos, fornecendo dados relevantes para compreender a susceptibilidade do ENiCrMo-3 à absorção de umidade em condições severas.

Segundo A. Moreno (2025), o eletrodo ENiCrMo-3 é produzido com uma técnica que reduz a quantidade de sódio e potássio no revestimento (elementos que favorecem a retenção de água), e inclui um processo de “dopagem” para melhorar a resistência à absorção de umidade. Essa dopagem se assemelha ao método descrito por M. Pasandeh e M. Pouranvari (2023), que consiste em mergulhar o eletrodo em uma solução contendo partículas de nanosílica na faixa de 20–40 nm por cerca de 10 segundos, seguido de secagem a 200 °C por 1 hora. Esse procedimento cria uma camada uniforme sobre o revestimento, preenchendo porosidades e formando uma barreira hidrofóbica que reduz a absorção de umidade.

O estudo apresentado por M. Pasandeh e M. Pouranvari (2023) foi conduzido sobre um eletrodo de revestimento básico da classificação E7018, amplamente utilizado em soldagem de aços carbono e baixa liga. Embora o ENiCrMo-3 não pertença a essa classificação, ele e o E7018 compartilham a característica de revestimento básico, o que permite utilizar os resultados do estudo como referência

para compreender os efeitos da dopagem durante a fabricação do ENiCrMo-3. Em testes, eletrodos convencionais absorveram 0,67 % de umidade após exposição a 80% de umidade relativa por 9 horas, enquanto os eletrodos tratados com nanosílica absorveram apenas 0,03 %, uma redução de 76 %. Essa modificação não alterou a composição química nem as propriedades mecânicas do metal de solda, mantendo resistência à tração e alongamento dentro dos padrões exigidos.

Portanto, tanto a técnica de dopagem mencionada por Moreno quanto o tratamento com nanosílica descrito por Pasandeh e Pouranvari convergem para um objetivo comum: minimizar a absorção de umidade no revestimento.

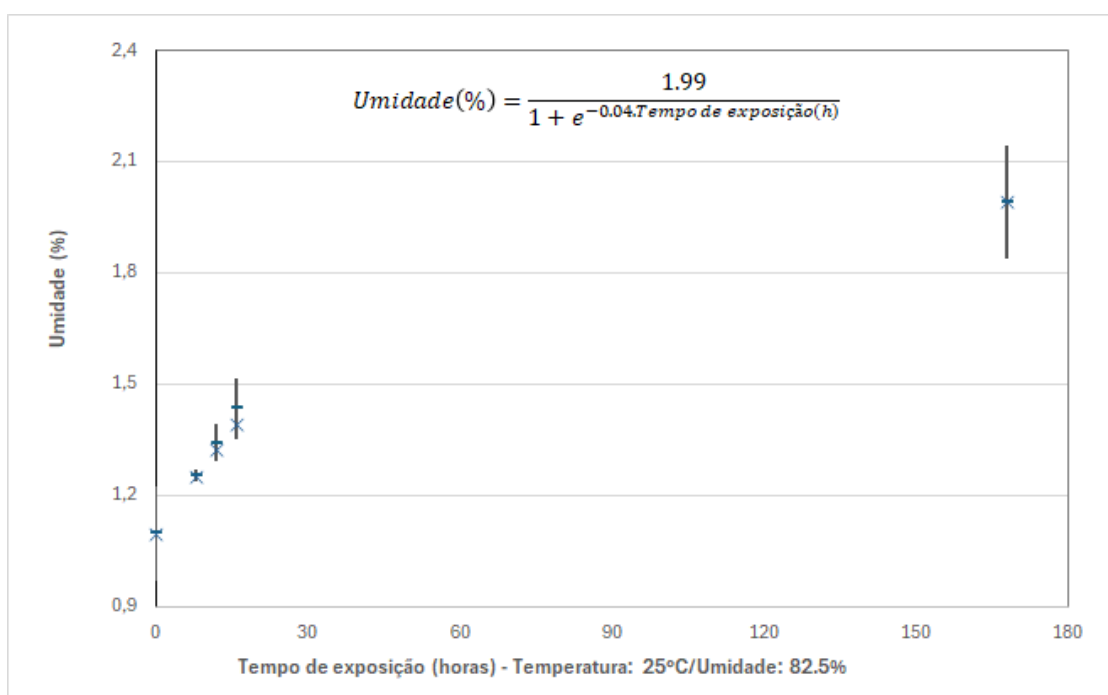
Na Tabela 8 estão listados os resultados dos testes de umidade realizados no revestimento dos eletrodos deste estudo.

Tabela 8 – Tempo de exposição (h) x umidade absorvida (%)

Condição	Umidade (%)				
	1	2	3	4	Média
Seco	1,18	0,95	1,16	-	1,10 ±0,13
8 h	1,27	1,24	1,25	-	1,25 ±0,02
12 h	1,34	1,29	1,40	-	1,34 ±0,05
16 h	1,36	1,52	1,43	-	1,44 ±0,08
168 h	1,86	2,16	1,95	1,85	1,99 ±0,15

Fonte: Elaborada pelo autor (2024).

Gráfico 1 – Umidade do revestimento em função do tempo de exposição



Fonte: Elaborado pelo autor (2026).

A representação dos dados no Gráfico 1 confirma que o aumento do tempo de exposição em ambiente controlado resulta em maior teor de umidade no revestimento do eletrodo, comportamento esperado para consumíveis de revestimento básico. Contudo, o aumento no tempo de exposição indica uma tendência à estabilização do teor de umidade em determinado valor; tal comportamento pode estar associado à dopagem mencionada anteriormente.

Para descrever essa tendência, foi aplicado um modelo de regressão não linear do tipo função logística de crescimento, conforme a Eq. (7):

$$Umidade (\%) = \frac{1,99}{1 + e^{-0,04 \cdot Tempo \ de \ exposição \ (h)}} \quad Eq. (7)$$

Esse modelo é amplamente utilizado para representar fenômenos não lineares com comportamento assintótico, ou seja, situações em que a variável dependente se aproxima de um valor máximo sem ultrapassá-lo. No presente estudo, o valor assintótico obtido foi 1,99 %, correspondendo ao equilíbrio higroscópico do sistema nas condições do ensaio (27 °C e 82,5 % de umidade relativa). Esse resultado indica que, após longos períodos de exposição, a umidade tende a estabilizar-se próxima a esse limite.

A constante cinética de crescimento ($k = 0,04h^{-1}$) reflete a taxa de aproximação ao equilíbrio. Esse parâmetro controla a inclinação da curva logística e, portanto, a velocidade com que a umidade aumenta ao longo do tempo. Valores mais elevados de k indicariam uma aproximação mais rápida ao equilíbrio, enquanto valores menores representariam um processo mais lento. No caso estudado, o valor obtido sugere uma taxa moderada, compatível com processos de absorção que ocorrem inicialmente de forma acelerada e depois se tornam gradualmente mais lentos à medida que o material se aproxima do equilíbrio higroscópico.

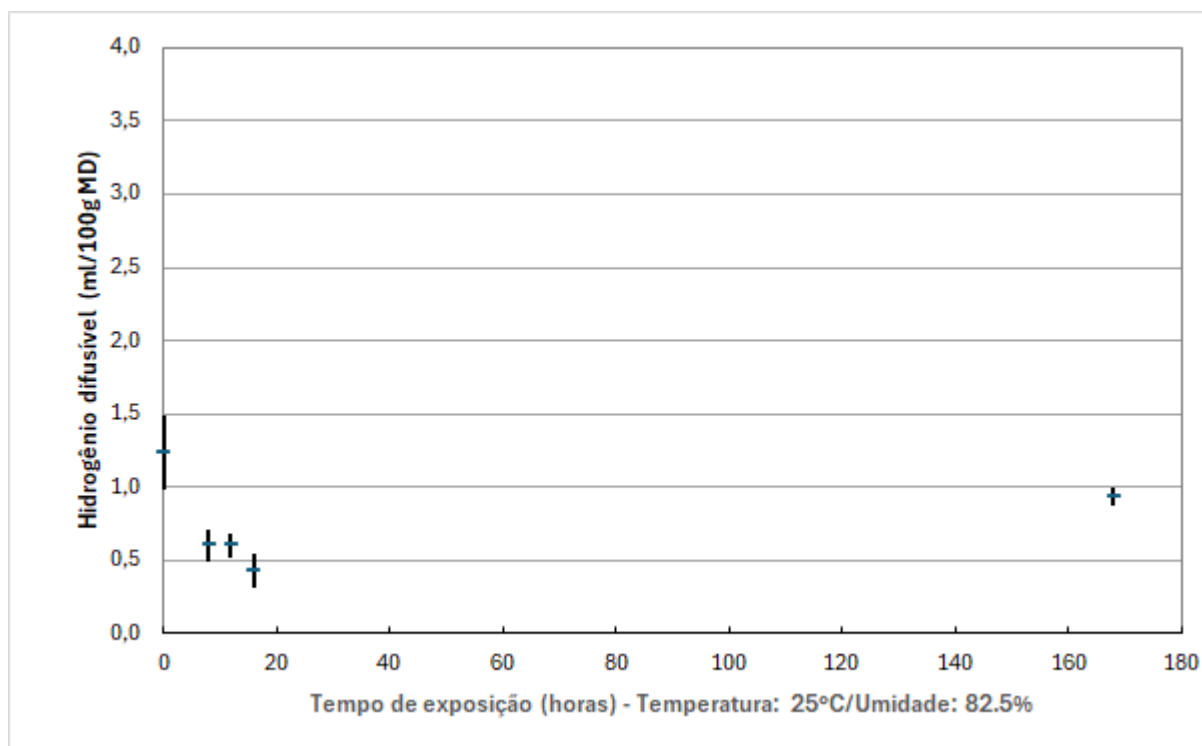
Do ponto de vista prático, a constante k pode ser interpretada como um parâmetro cinético global, englobando efeitos combinados de difusão, interação material-ambiente e resistência interna à absorção, sem necessidade de detalhar cada mecanismo individual. Esse comportamento está em consonância com modelos clássicos de regressão não linear descritos na literatura, como os apresentados por Seber e Wild (2003).

Apesar de o fabricante declarar que o eletrodo ENiCrMo-3 incorpora uma técnica de dopagem para reduzir a absorção de umidade, os valores medidos no ensaio (ver Tabela 8) foram superiores aos reportados na literatura para consumíveis produzidos utilizando essa tecnologia. As diferenças observadas podem estar associadas a diferentes causas que, a princípio, não foram objeto do presente estudo. O eletrodo revestido continha umidade livre ou quimicamente ligada que não foi removida antes da aplicação da nanosílica. No trabalho de Pasandeh e Pouranvari (2023), os eletrodos foram previamente secos a 350 °C por 2 h antes do banho e, após imersão de 10 s, promovendo remoção da umidade pré-existente. Mesmo que o fabricante tenha informado a dopagem, há a possibilidade de que o tratamento não tenha sido eficaz, por falha na aplicação, concentração/qualidade da nanosílica, aderência insuficiente ou outro problema de processo, de modo que a proteção hidrofóbica esperada não se manifestou. Em ambos os cenários, exposições prolongadas aproximaram o sistema do equilíbrio higroscópico e elevaram o teor de umidade acima dos valores esperados, explicando a diferença entre os obtidos e os do artigo citado (Pasandeh; Pouranvari, 2023)

5.2 Teste de hidrogênio difusível

No Gráfico 2 são apresentados os valores médios e os intervalos de confiança dos teores de hidrogênio difusível nas soldas produzidas com eletrodos revestidos expostos à umidade por diferentes períodos.

Gráfico 2 – Resultados das amostras – hidrogênio difusível (ml/100 g MD)



Fonte: Elaborado pelo autor (2026).

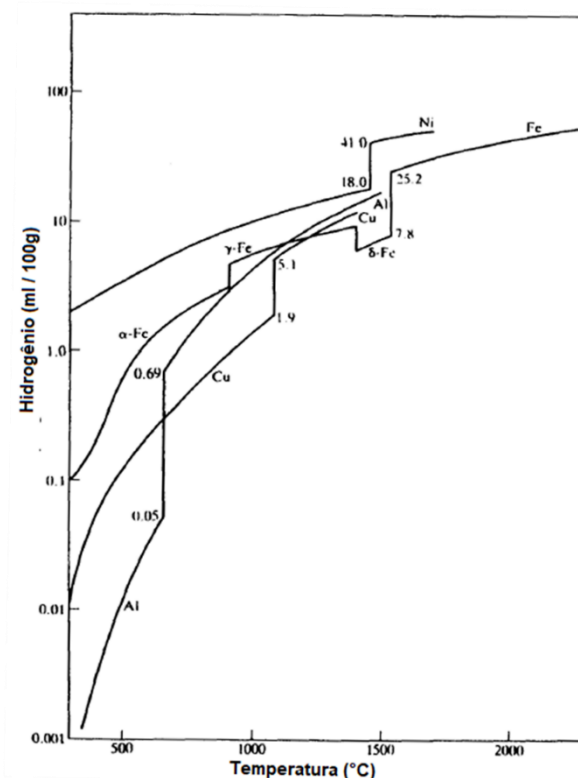
Nota-se que para todas as condições investigadas, ou seja, tempo de exposição à umidade, os valores médios e intervalos de confiança (IC) apresentaram concentração inferior a 1,5 ml/100_{MD}.

Segundo o estudo International Round Robin Test conduzido por T. Kannengiesser e N. Tiersch (2010), que avaliou métodos padronizados de determinação de hidrogênio difusível, dentre eles a cromatografia, o desvio padrão para valores abaixo de hidrogênio difusível abaixo de 1,5 ml/100 g de metal depositado podem ser maiores, semelhantes aos apresentados no Gráfico 2.

O eletrodo ENiCrMo-3, embora produza um depósito predominantemente austenítico, possui revestimento básico semelhante ao do E7018-1 utilizado no estudo analisado por Kannengiesser e Tiersch, indicando uma coerência com que é apresentado por este estudo.

Outro ponto igualmente relevante é o apresentado pela Figura 32, a qual evidencia que a solubilidade do hidrogênio é fortemente dependente da temperatura e varia de metal para metal, apresentando tendência de aumento com o aquecimento no intervalo de temperatura mostrado.

Figura 32 – Solubilidade de equilíbrio do hidrogênio em alumínio, cobre, ferro e níquel a 1 atm de pressão



Fonte: Lancaster, 1999.

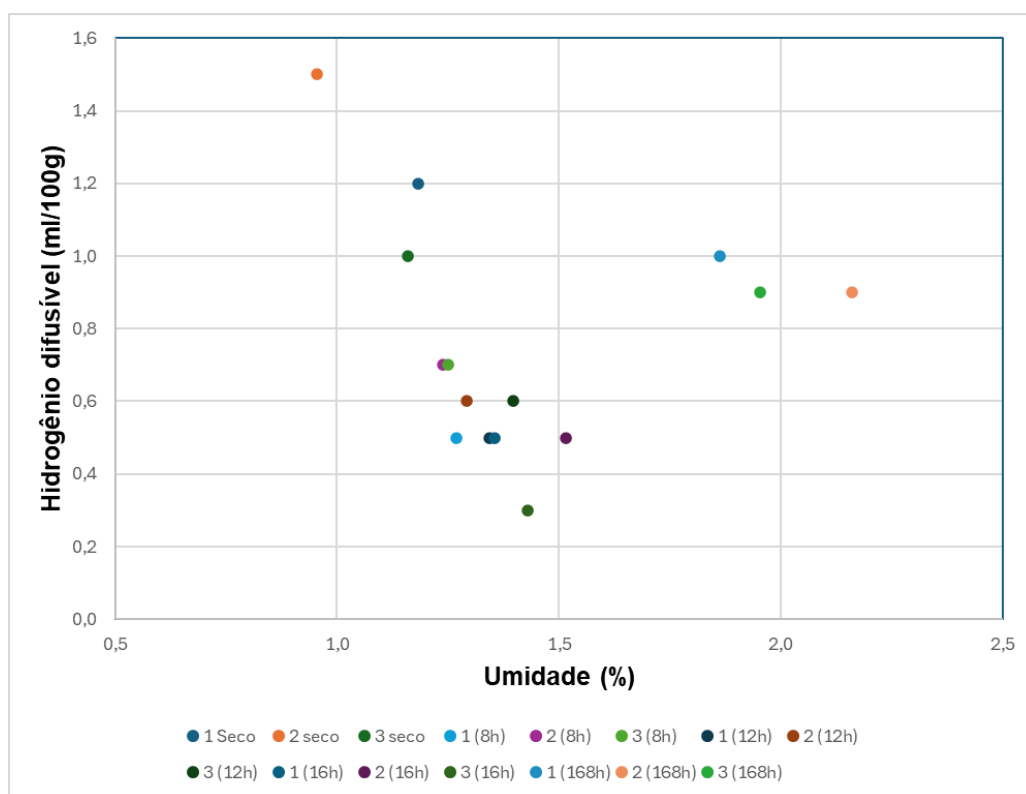
Considerando o ciclo térmico associado à soldagem, essa característica indica que ligas base níquel podem dissolver quantidades apreciáveis de hidrogênio em temperaturas elevadas, sendo necessário ressaltar que a solubilidade também depende da pressão parcial/fugacidade de H_2 , conforme a Lei de Sieverts, como explicado no item 5.2.1 deste trabalho.

No caso do metal de solda depositado com ENiCrMo-3, predominantemente austenítico (CFC), a interpretação do hidrogênio medido como difusível deve considerar que a austenita apresenta difusividade significativamente menor para o hidrogênio quando comparada a microestruturas ferríticas, o que reduz a taxa de transporte e, conseqüentemente, pode limitar o efluxo de hidrogênio no tempo disponível para coleta no ensaio, diminuindo o valor reportado como hidrogênio difusível (Khanchandani *et al.*, 2023). Em consonância, foi mostrado que métodos de quantificação em temperatura ambiente podem não detectar hidrogênio difusível em metais de solda contendo austenita, pois o hidrogênio tende a ser transportado e retido na austenita devido à sua baixa difusividade, restringindo a liberação durante o período de medição (Brauser; Kannengiesser, 2011).

Assim, valores baixos de hidrogênio difusível em depósitos austeníticos podem refletir não necessariamente baixa absorção, mas sim retenção/partição do hidrogênio para a matriz austenítica e/ou interfaces. Essa interpretação é compatível com modelos que mostram que metais de solda austeníticos podem ‘sugar’ hidrogênio em razão de sua solubilidade relativa elevada (coeficiente de partição), além de promoverem tempos de desgaseificação muito superiores aos observados em juntas ferríticas. Adicionalmente, tais modelos indicam que não existe relação direta entre a concentração de hidrogênio em regiões críticas (como ZTA) e o hidrogênio efetivamente efluído pela superfície durante a desgaseificação, reforçando a possibilidade de subestimação do hidrogênio retido em ensaios convencionais. (Rudskoi *et al.*, 2022)

Para avaliar se o aumento na umidade do eletrodo não resultou em maiores teores de hidrogênio difusível determinado segundo a técnica empregada, foi elaborado o gráfico de hidrogênio difusível em função da umidade do revestimento (Gráfico 3).

Gráfico 3 – Hidrogênio (ml/100 g) x umidade (%)



Fonte: Elaborado pelo autor (2025).

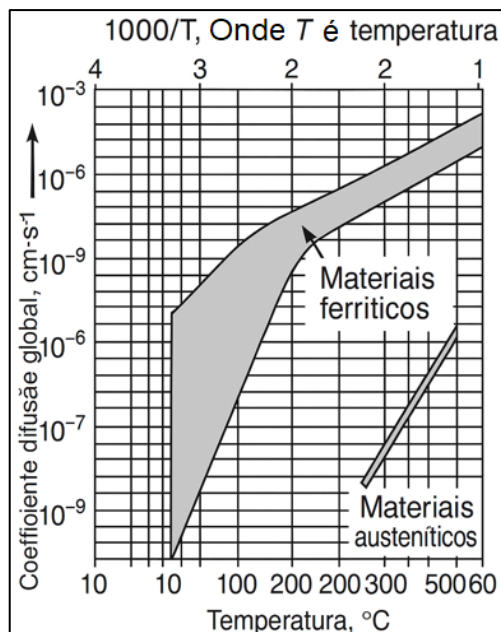
A nuvem de pontos no Gráfico 3 apresenta a relação entre a umidade no revestimento dos eletrodos e o hidrogênio difusível. Como apresentado, não existe

uma relação totalmente linear entre o teor de umidade no revestimento do eletrodo e o teor de hidrogênio no metal de solda. Embora a norma AWS A4.4 considere a medição da umidade no revestimento como substituto direto da determinação de hidrogênio difusível, é fundamental levar em conta o tipo de revestimento utilizado. No presente estudo foi analisado um revestimento básico, que apresenta sensibilidade particular à umidade; e mesmo com essa sensibilidade os limites típicos indicam que uma faixa de entre 1,0 e 1,5 % de umidade corresponderia a $< 1,6$ ml/100 g de hidrogênio, enquanto uma faixa próxima a 2,0 % corresponde a $< 1,0$ ml/100 g de metal depositado.

5.2.1 Solubilidade e retenção de hidrogênio

A presença e o comportamento do hidrogênio em ligas metálicas, especialmente em aços utilizados em aplicações estruturais e de soldagem, constituem fatores críticos para a integridade e a confiabilidade de componentes industriais. Em juntas soldadas, a entrada de hidrogênio pode ocorrer a partir da umidade presente nos consumíveis, do ambiente, ou por decomposição de compostos durante a fusão do metal. Mesmo em situações em que são empregados eletrodos umedecidos, análises frequentemente revelam baixos níveis de hidrogênio difusível no metal depositado. Esse fenômeno está intimamente relacionado à natureza da microestrutura austenítica, cuja alta solubilidade e baixa difusividade de hidrogênio dificultam a sua liberação durante os procedimentos de análise (Kou, 2003; Xue *et al.*, 2023).

Conforme apresentado por Kou (2003), o hidrogênio se difunde com muito mais facilidade em materiais ferríticos do que em austeníticos, devido ao seu elevado coeficiente de difusão na ferrita (Figura 33). Essa característica favorece o transporte do hidrogênio pela ferrita. Em contrapartida, a austenita apresenta um coeficiente de difusão significativamente menor, o que dificulta a mobilidade do hidrogênio nessa fase.

Figura 33 – Coeficiente de difusão global

Fonte: Adaptado de Kou (2003).

A austenita, estrutura cristalina cúbica de face centrada (CFC), apresenta uma rede atômica mais compacta e energeticamente estável, capaz de acomodar uma quantidade relativamente maior de átomos intersticiais de hidrogênio. Essa característica confere uma maior solubilidade do hidrogênio nessa fase, porém o transporte é mais restrito devido à menor disponibilidade de sítios intersticiais e à maior energia de ativação para difusão. Estudos indicam que a difusividade do hidrogênio na austenita (estrutura cúbica de face centrada – CFC) situa-se entre 10^{-14} e $10^{-15} \text{ m}^2/\text{s}$, dependendo da composição e temperatura (Hirata *et al.*, 2018). Em contrapartida, a ferrita (estrutura cúbica de corpo centrado – CCC) apresenta caminhos de difusão mais abertos, favorecendo uma mobilidade muito maior, com valores típicos variando entre 10^{-11} e $10^{-9} \text{ m}^2/\text{s}$ em condições próximas à temperatura ambiente (Gavriljuk; Shyvaniuk; Teus, 2022). No entanto, sua capacidade de dissolver hidrogênio é significativamente menor, refletindo uma solubilidade inferior em várias ordens de magnitude quando comparada à fase austenítica, o que justifica o aprisionamento observado em aços API 5L X60 e X65 (Chen *et al.*, 2024; Castaño Rivera *et al.*, 2012).

Essa diferença de comportamento entre as fases explica por que o hidrogênio tende a ser retido ou acumulado em regiões austeníticas — devido à sua alta solubilidade e baixa difusividade —, enquanto se difunde rapidamente nas regiões

ferríticas, caracterizadas por baixa solubilidade e alta mobilidade (Castaño Rivera; Ramunni; Bruzzoni, 2012; Koren *et al.*, 2024).

Durante a soldagem de aços baixa liga com metais de adição do tipo ENiCrMo-3, ocorre a formação de uma junta composta por regiões de microestruturas distintas — metal de solda austenítico e zona termicamente afetada (ZTA) predominantemente ferrítica ou bainítica. O gradiente de difusividade entre essas regiões leva à migração do hidrogênio da ZTA (alta difusividade) para o metal de solda (baixa difusividade), onde ele se acumula (Chen *et al.*, 2024; Wang *et al.*, 2025). Esse aprisionamento reduz o risco de trincamento por hidrogênio na ZTA, pois o hidrogênio é retido na fase austenítica do depósito, quando o risco de fissuração é menor devido à ductilidade intrínseca da matriz Ni-base (Kniep *et al.*, 2025; Xiong *et al.*, 2019).

Do ponto de vista termodinâmico, a relação entre solubilidade e pressão parcial de hidrogênio segue a Lei de Sieverts (Eq. (8)), que estabelece que a concentração de hidrogênio dissolvido é proporcional à raiz quadrada da pressão parcial de H_2 . Assim, sob condições de soldagem em atmosferas com baixa umidade, a absorção é reduzida; entretanto, em processos com eletrodos revestidos úmidos, a geração local de hidrogênio na poça de fusão pode ser significativa (Drexler *et al.*, 2022; Kou, 2003). Contudo, devido à baixa difusividade da austenita, uma fração substancial desse hidrogênio permanece dissolvida e aprisionada, não se manifestando nos ensaios de hidrogênio difusível convencionais.

$$(C_H = k \cdot \sqrt{P_{H_2}}) \quad \text{Eq. (8)}$$

Onde:

C_H = concentração de hidrogênio dissolvido (mol por unidade de volume)

K = constante de Sieverts

P_{H_2} = pressão parcial do hidrogênio gasoso

O uso do eletrodo ENiCrMo-3, cuja composição Ni–Cr–Mo promove elevada resistência à corrosão e estabilidade austenítica, é amplamente recomendado em uniões dissimilares e em soldas de aços baixa liga. O níquel presente no metal de adição atua como uma barreira difusiva, reduzindo a taxa de permeação e aumentando a capacidade de retenção de hidrogênio, garantindo maior integridade estrutural à junta (Li *et al.*, 2024; Xue *et al.*, 2023).

Em síntese, a observação de baixos teores de hidrogênio em análises de juntas soldadas austeníticas decorre de dois fatores complementares: (i) a elevada solubilidade do hidrogênio na matriz CFC e (ii) a baixa difusividade que impede sua liberação durante a medição. Esses mecanismos explicam a elevada tolerância das ligas Ni-base ao hidrogênio e justificam seu uso em soldas críticas. O entendimento detalhado desses fenômenos é essencial para o controle da integridade metalúrgica de tubulações e equipamentos sujeitos a condições severas de operação, contribuindo para a prevenção de falhas por trincamento induzido por hidrogênio e prolongando a vida útil das juntas soldadas (Chen *et al.*, 2024; Drexler *et al.*, 2022; Kou, 2003).

5.2.2 Teste de susceptibilidade ao trincamento – Tekken

O ensaio Tekken, empregado para avaliar a susceptibilidade à trinca a frio em soldas, foi realizado em corpos de prova submetidos a diferentes condições de eletrodo: eletrodo seco e eletrodos expostos à umidade por 8, 12, 16 e a 168 horas.

Padronizado por normas internacionais como a ISO 17642-2, o teste Tekken é amplamente reconhecido por sua capacidade de reproduzir condições de restrição, essenciais para avaliar a suscetibilidade à fissuração a frio em soldagens. Sua geometria gera tensões elevadas na raiz do chanfro, sem necessidade de carga externa, simulando situações críticas encontradas em juntas reais. A.L. Wingrove (1986) destaca que a intensidade de restrição do Tekken pode atingir cerca de 70 vezes a espessura, superior aos 40 vezes a espessura em estruturas industriais. O ensaio é considerado conservador porque a sua geometria impõe elevada autorrestrição à contração do cordão, aumentando o estado de tensões e favorecendo a trinca a frio em condições mais severas do que muitas juntas reais. Estudos mostram que a severidade decorre justamente do elevado nível de restrição, com tensões residuais trativas medidas no bloco Tekken atingindo valores altos (compatíveis com a ordem de grandeza esperada em função do escoamento do material). Além disso, análises numéricas reforçam que a “carga” do teste é gerada por tensões residuais controladas pela espessura/dimensões do corpo de prova e pela própria configuração da junta, que produz um alto estado de tensões na região soldada (Paget *et al.*, 2023; Yescas *et al.*, 2016). Essa abordagem é coerente com os princípios que regem a fissuração a frio, dependente da interação entre microestrutura, hidrogênio e tensão, fatores incorporados pelo Tekken. Pesquisas japonesas, como as de Y. Ito e K.

Bessyo (1968a, 1968b), utilizaram o Tekken para desenvolver equações preditivas que relacionam composição química, hidrogênio difusível e intensidade de restrição, consolidando sua aplicação em normas e práticas industriais. Por essas razões, o Tekken é considerado uma ferramenta confiável para validar parâmetros críticos, especialmente em soldagens com pré-aquecimento reduzido, onde a prevenção de trincas é fundamental para garantir a integridade estrutural.

Com base nestas premissas e com os parâmetros prefixados conforme descrito no item 4.2, a solda dos corpos de prova foi realizada para cada um dos eletrodos conforme indicado na sequência da Figura 34 à Figura 39.

Figura 34 – Amostras de Tekken após a solda

Seco	1	2	3	
				
	8.1	8.2	8.3	
8H				
	12.1	12.2	12.3	
	12H			
16.1		16.2	16.3	
16H				
	7.1	7.1	7.3	7.4
	168H			

Fonte: Acervo do autor (2024).

Figura 35 – Parâmetros de soldagem com eletrodo seco

Análise dos Dados da Soldagem de Amostras do Teste de Soldabilidade - TEKKE											
Eletrodo Seco											
Teste Amostra 1				Teste Amostra 2				Teste Amostra 3			
Corrente (A)	109	~	111	Corrente (A)	109	~	111	Corrente (A)	108	~	110
Tensão (V)	25	~	27	Tensão (V)	25	~	27	Tensão (V)	25	~	27
Veloc. de soldagem (mm/min.)	153			Veloc. de soldagem (mm/min.)	147			Veloc. de soldagem (mm/min.)	155		
Comprimento soldado (mm)	90			Comprimento soldado (mm)	90			Comprimento soldado (mm)	95		
Tempo (S)	35			Tempo (S)	37			Tempo (S)	37		
Aporte Termico (kJ/mm)	1,07		1,18	Aporte Termico (kJ/mm)	1,11		1,23	Aporte Termico (kJ/mm)	1,04		1,15

Fonte: Elaborada pelo autor (2025).

Figura 36 – Parâmetros de soldagem com eletrodo submetido a umidade por 8 h

Eletrodo Umidade 8hs											
Teste Amostra 8.1				Teste Amostra 8.2				Teste Amostra 8.3			
Corrente (A)	107	~	109	Corrente (A)	107	~	110	Corrente (A)	107	~	110
Tensão (V)	25	~	28	Tensão (V)	25	~	28	Tensão (V)	25	~	28
Veloc. de soldagem (mm/min.)	150			Veloc. de soldagem (mm/min.)	145			Veloc. de soldagem (mm/min.)	131		
Comprimento soldado (mm)	90			Comprimento soldado (mm)	95			Comprimento soldado (mm)	87		
Tempo (S)	36			Tempo (S)	39			Tempo (S)	40		
Aporte Termico (kJ/mm)	1,07		1,22	Aporte Termico (kJ/mm)	1,11		1,27	Aporte Termico (kJ/mm)	1,22		1,41

Fonte: Elaborada pelo autor (2025).

Figura 37 – Parâmetros de soldagem com eletrodo submetido a umidade por 12 h

Análise dos Dados da Soldagem de Amostras do Teste de Soldabilidade - TEKKE											
Eletrodo Umidade 12hs											
Teste Amostra 12.1				Teste Amostra 12.2				Teste Amostra 12.3			
Corrente (A)	107	~	109	Corrente (A)	107	~	109	Corrente (A)	108	~	110
Tensão (V)	24	~	26	Tensão (V)	25	~	28	Tensão (V)	25	~	28
Veloc. de soldagem (mm/min.)	127			Veloc. de soldagem (mm/min.)	148			Veloc. de soldagem (mm/min.)	128		
Comprimento soldado (mm)	85			Comprimento soldado (mm)	95			Comprimento soldado (mm)	85		
Tempo (S)	40			Tempo (S)	39			Tempo (S)	40		
Aporte Termico (kJ/mm)	1,22		1,34	Aporte Termico (kJ/mm)	1,09		1,24	Aporte Termico (kJ/mm)	1,27		1,44

Fonte: Elaborada pelo autor (2025).

Figura 38 – Parâmetros de soldagem com eletrodo submetido a umidade por 16 h

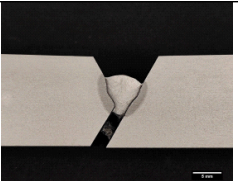
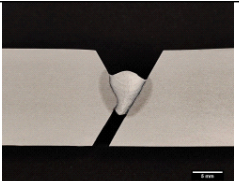
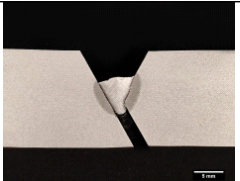
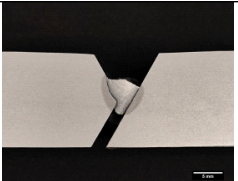
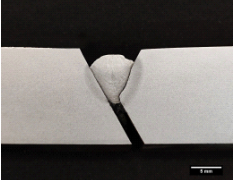
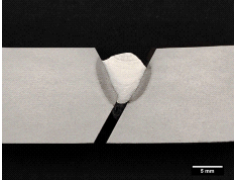
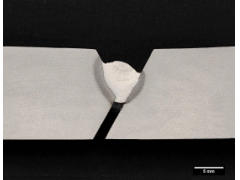
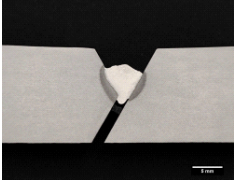
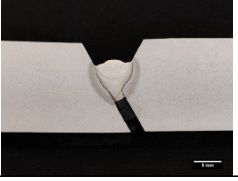
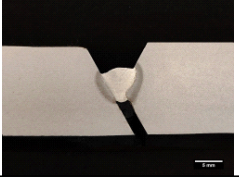
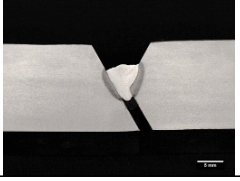
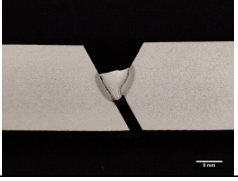
Análise dos Dados da Soldagem de Amostras do Teste de Soldabilidade - TEKKE											
Eletrodo Umidade 16hs											
Teste Amostra 16.1				Teste Amostra 16.2				Teste Amostra 16.3			
Corrente (A)	107	~	110	Corrente (A)	107	~	110	Corrente (A)	105	~	109
Tensão (V)	24	~	27	Tensão (V)	25	~	28	Tensão (V)	25	~	30
Veloc. de soldagem (mm/min.)	125			Veloc. de soldagem (mm/min.)	123			Veloc. de soldagem (mm/min.)	86		
Comprimento soldado (mm)	85			Comprimento soldado (mm)	85			Comprimento soldado (mm)	60		
Tempo (S)	41			Tempo (S)	41			Tempo (S)	42		
Aporte Termico (kJ/mm)	1,24		1,43	Aporte Termico (kJ/mm)	1,31		1,50	Aporte Termico (kJ/mm)	1,84		2,29

Fonte: Elaborada pelo autor (2025).

Figura 39 – Parâmetros de solda com eletrodo submetido a umidade por 168 h

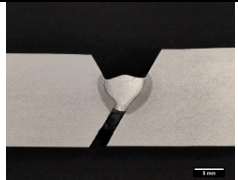
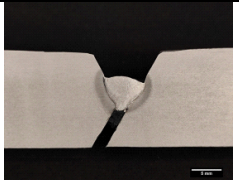
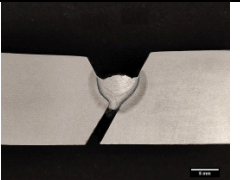
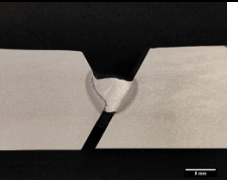
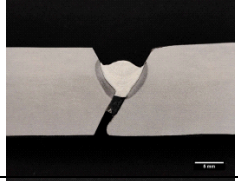
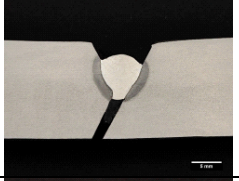
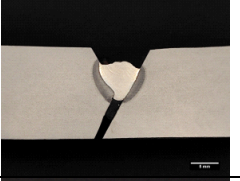
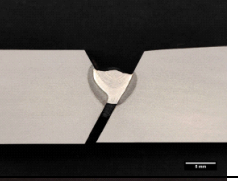
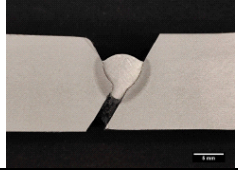
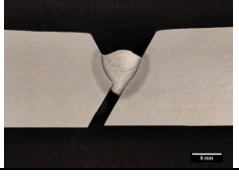
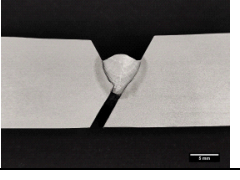
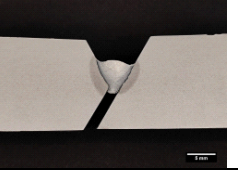
Análise dos Dados da Soldagem de Amostras do Teste de Soldabilidade - TEKKEN															
Eletrodo Umidade 168hs															
Teste Amostra 7.1				Teste Amostra 7.2				Teste Amostra 7.3				Teste Amostra 7.4			
Corrente (A)	104	~	106	Corrente (A)	104	~	106	Corrente (A)	104	~	106	Corrente (A)	104	~	106
Tensão (V)	27	~	29	Tensão (V)	27	~	29	Tensão (V)	27	~	29	Tensão (V)	27	~	29
Veloc. de soldagem (mm/min.)	128			Veloc. de soldagem (mm/min.)	148			Veloc. de soldagem (mm/min.)	145			Veloc. de soldagem (mm/min.)	109		
Comprimento soldado (mm)	80			Comprimento soldado (mm)	80			Comprimento soldado (mm)	80			Comprimento soldado (mm)	60		
Tempo (S)	38			Tempo (S)	33			Tempo (S)	33			Tempo (S)	33		
Aporte Térmico (kJ/mm)	1.32	~	1.44	Aporte Térmico (kJ/mm)	1.14	~	1.25	Aporte Térmico (kJ/mm)	1.16	~	1.27	Aporte Térmico (kJ/mm)	1.54	~	1.65

Figura 40 – Macroamostras soldadas com eletrodo seco

TEKKEN - ELETRODO SECO				
AMOSTRA	1	2	3	4
1				
2				
3				

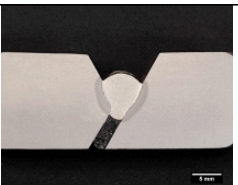
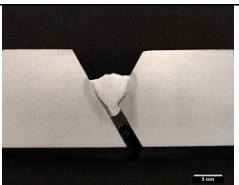
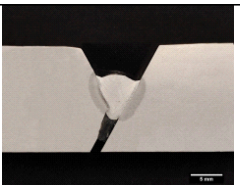
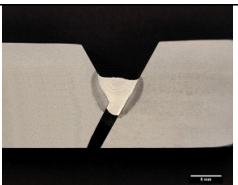
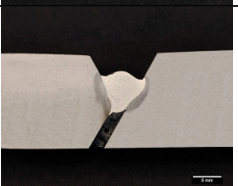
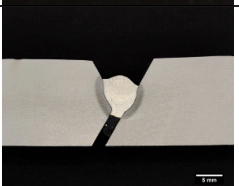
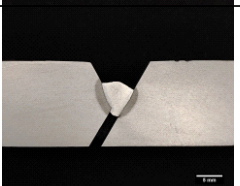
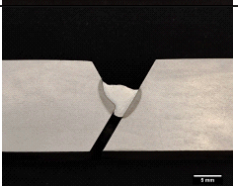
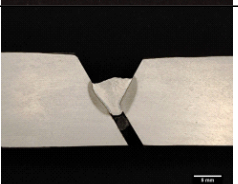
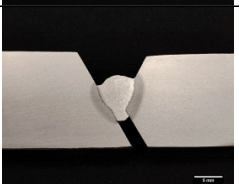
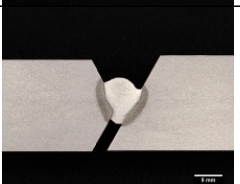
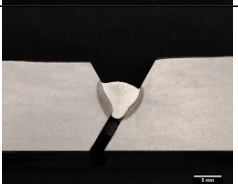
Fonte: Elaborada pelo autor (2024).

Figura 41 – Macroamostras soldadas com eletrodo submetido a umidade por 8 h

TEKKEN - ELETRODO COM UMIDADE - 8HS				
AMOSTRA	1	2	3	4
1				
2				
3				

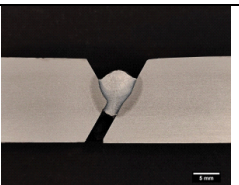
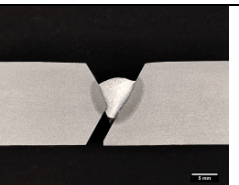
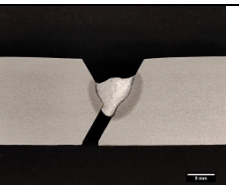
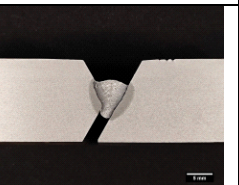
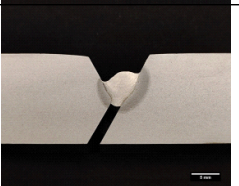
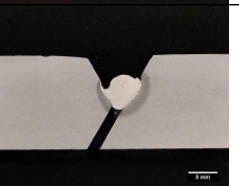
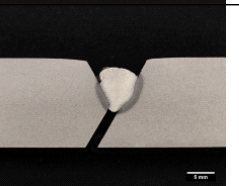
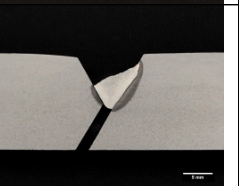
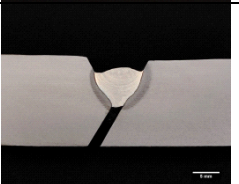
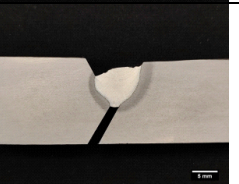
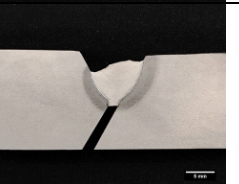
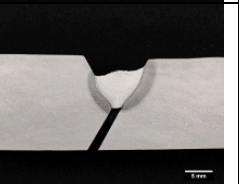
Fonte: Elaborada pelo autor (2024).

Figura 42 – Macroamostras soldadas com eletrodo submetido a umidade por 12 h

TEKKEN - ELETRODO COM UMIDADE - 12HS				
AMOSTRA	1	2	3	4
1				
2				
3				

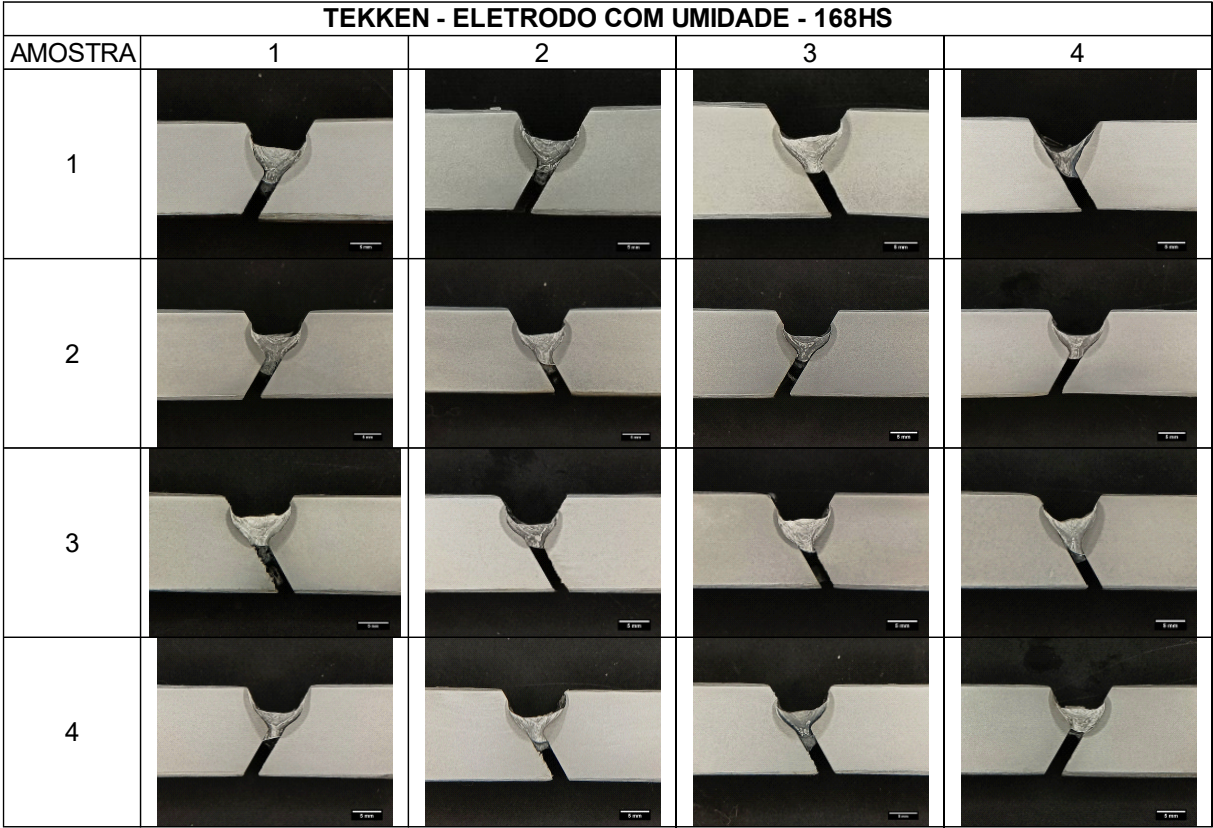
Fonte: Elaborada pelo autor (2024).

Figura 43 – Macroamostras soldadas com eletrodo submetido a umidade por 16 h

TEKKEN - ELETRODO COM UMIDADE - 16HS				
AMOSTRA	1	2	3	4
1				
2				
3				

Fonte: Elaborada pelo autor (2024).

Figura 44 – Macroamostras soldadas com eletrodo submetido a umidade por 168 h

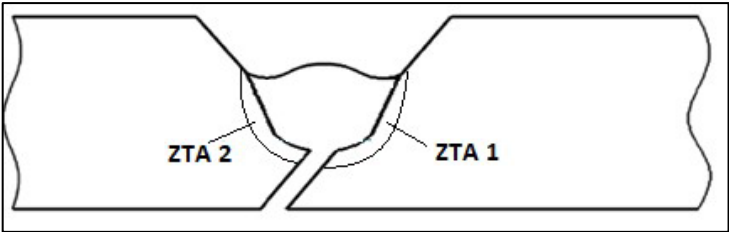


Fonte: Elaborada pelo autor (2024).

O ensaio de 168 horas foi extrapolado para validar os ensaios com tempos de aquisição de umidade extremas, ou seja, acima dos encontrados na indústria durante a fase de fabricação, que no nosso caso foi de 8 horas. Esta extrapolação mostrou que mesmo sob condições severas a umidade não foi capaz de criar as condições apropriadas para apresentação de trincas na região da ZTA, como será ilustrado adiante.

Visando ainda aprofundar o estudo, na amostra de 168 h foram feitas micrografias em conformidade com BS EN ISO 17639, para ampliar a investigação nessas amostras que, como já mencionado, tiveram uma extrapolação para ganho de umidade. A região em que foi realizada a micrografia é mostrada de forma esquemática na Figura 45 e as micros estão ilustradas na Figura 46.

Figura 45 – Micrografia da amostra submetida a 168 h



Fonte: Elaborada pelo autor (2024).

Figura 46 – Micrografia da zona termicamente afetada (ZTA)

TEKKEN - ELETRODO COM UMIDADE - 168HS				
AMOSTRA	100X	400X	100x	400x
1				
2				
3				
4				

Fonte: Acervo do autor (2024).

As micrografias foram avaliadas em todas as amostras, mostrando mais uma vez que no teste de susceptibilidade ao trincamento pelo hidrogênio em juntas soldadas com consumível ENiCrMo-3 não houve formação de trincas, mesmo numa condição de extrapolação do tempo de exposição à umidade.

A ausência de trincas nos ensaios Tekken é um resultado significativo e positivo. A variação da umidade dos eletrodos, que poderia levar à saturação na solubilidade do hidrogênio, causando trinca a frio, não resultou na formação de trincas nas condições experimentais. Este achado sugere que, para o material e o processo de soldagem empregados (especialmente considerando a menção anterior de metal

de solda austenítico), a junta soldada possui uma elevada resistência à trinca a frio, mesmo sob condições que poderiam ser consideradas mais severas devido à presença de hidrogênio, como o caso da amostra com exposição de 168 horas à umidade. A natureza austenítica do metal de solda é um fator crucial aqui, pois estruturas austeníticas são geralmente menos susceptíveis à trinca a frio induzida por hidrogênio em comparação com aços de alta resistência, devido à maior solubilidade do hidrogênio nesta estrutura, que permite sua difusão e evita o acúmulo em pontos críticos para a nucleação de trincas (Rudskoi *et al.*, 2022).

Em cada uma das amostras também foram realizadas análises de dureza em conformidade com a norma BS Em 1043-1 (*Destructive tests on welds in Metallic materials. Hardness testing*). A Figura 47 indica a localização das linhas de dureza nas amostras.

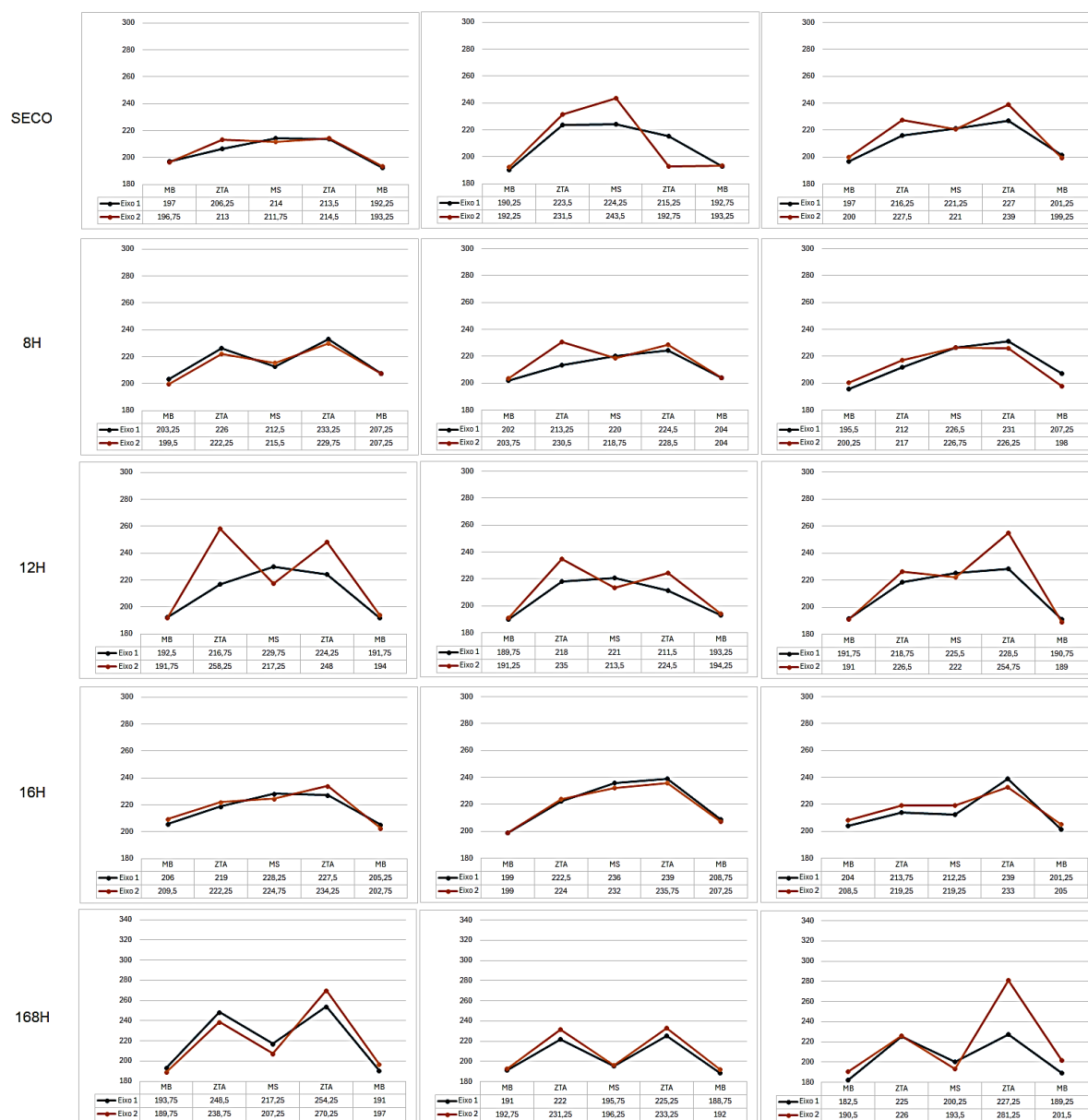
Figura 47 – Localização das linhas de dureza na amostra (metal de base, ZTA e ZF)



Fonte: Elaborada pelo autor (2024).

Os ensaios para avaliar a variação da dureza quanto às quatro condições retornou os resultados apresentados na Figura 48.

Figura 48 – Variação da dureza



Fonte: Elaborado pelo autor (2026).

As medições de dureza foram realizadas nas três regiões distintas: metal de base (MB), zona termicamente afetada (ZTA) e metal de solda (MS) para as amostras 1, 2 e 3, e revelaram um padrão consistente em todas as amostras avaliadas.

O metal de base (MB) apresentou os menores valores de dureza entre as três regiões, o que é esperado por representar o material em sua condição original, não afetada pelo processo de soldagem.

A zona termicamente afetada (ZTA) é a região do metal base que não se funde durante a soldagem, mas que é submetida a ciclos térmicos significativos que alteram sua microestrutura e, consequentemente, suas propriedades mecânicas. Um dos

fenômenos frequentemente observados em muitas ligas ferrosas é o aumento localizado de dureza em partes da ZTA, sobretudo próximas à zona de fusão ou em subzonas submetidas a resfriamento rápido. Esse aumento de dureza resulta de uma combinação de transformações de fase, refinamento de grão, concentração local de elementos e efeitos termomecânicos (tensão residual e deformação plástica) (Kou, 2003). O aumento de dureza na ZTA é um fenômeno multifatorial: a formação de martensita por resfriamento rápido, o efeito da composição química local (carbono e elementos de liga), o tamanho e a morfologia dos grãos/resultantes microconstituintes, e as condições térmicas/termomecânicas (trajetória térmica, tensões residuais) são os mecanismos principais

Os resultados de dureza na ZTA indicaram um aumento de dureza, o que está de acordo com o comportamento esperado para essa região. Esse incremento ocorre devido às transformações microestruturais típicas do processo de soldagem, como a formação de martensita ou bainita em áreas submetidas a ciclos térmicos intensos, além da presença de tensões residuais, favorecida aqui pelo nível de restrição do ensaio Tekken.

A soldagem com o metal de adição ENiCrMo-3, conhecido comercialmente como Inconel 625[®], é amplamente utilizada para união de aços inoxidáveis, ligas de níquel e soldas dissimilares entre aços ferríticos e austeníticos e tubos cladeados com esta liga. Este metal de adição possui uma microestrutura predominantemente austenítica (γ -Ni), reforçada por solução sólida e, em alguns casos, pela precipitação de fases endurecedoras como " γ " (Ni₃Nb) e carbeto MC (Kou, 2003; Lippold; Kotecki, 2005).

A análise do perfil de dureza na zona fundida (ZF) de soldas realizadas com ENiCrMo-3 é fundamental para compreender o comportamento mecânico e metalúrgico da junta, especialmente em aplicações críticas na indústria química, nuclear e de petróleo e gás. De forma geral, a ZF apresenta dureza moderada e estável, com valores entre 180 e 250 HV, refletindo uma estrutura austenítica homogênea e resistente ao encruamento térmico (Bhadeshia; Honeycombe, 2017).

A zona fundida (ZF) de uma solda com ENiCrMo-3 solidifica-se segundo o modo austenítico primário (γ), a partir de um líquido rico em níquel, cromo e molibdênio. O processo de solidificação gera uma estrutura dendrítica colunar, com segregação interdendrítica de Nb, Mo e Ti, dependendo das condições térmicas do processo (Brooks; Thompson, 1991; Lippold; Kotecki, 2005).

Durante a solidificação e subsequente resfriamento, a redistribuição dos elementos de liga pode levar à formação de fases secundárias em regiões interdendríticas, como carbeto ricos em Nb (NbC), fases Laves (Ni,Fe,Cr)₂(Nb,Mo,Ti) e, ocasionalmente, precipitados "γ" (David; DeVries; Vitek, 2003; DuPont; Lippold; Kiser, 2009). Essas fases desempenham papel importante na variação local de dureza, pois provocam endurecimento por dispersão e distorções na matriz austenítica.

O perfil de dureza na zona fundida (ZF) soldada com o consumível ENiCrMo-3 está consistente com os resultados do ensaio Tekken, indicando que o comportamento da dureza é compatível com as características metalúrgicas do eletrodo e as transformações térmicas ocorridas durante a soldagem.

Pesquisas experimentais mostram que o ensaio Tekken é particularmente sensível à variação combinada de dureza e hidrogênio difusível. Segundo T. Schaupp *et al.* (2018), a probabilidade de trincamento em aços S960QL aumentou exponencialmente quando a dureza da ZTA excedeu 370 HV e o hidrogênio difusível ultrapassou 4 ml/100 g. Em contrapartida, a aplicação de pré-aquecimento reduziu a dureza média para 290 HV e o hidrogênio difusível para 2,5 ml/100 g, eliminando completamente o trincamento.

M. Ivanov *et al.* (2022) demonstraram, por meio de simulações termomecânicas acopladas ao teste Tekken, que microestruturas com alta taxa de resfriamento (sem pré-aquecimento) favorecem picos de dureza e aprisionamento de hidrogênio difusível, levando à formação de trincas na interface entre metal de solda e ZTA.

Diversos autores propuseram modelos empíricos e semiempíricos para expressar a relação entre dureza (H), teor de hidrogênio difusível (Hd) e índice de trincamento (Cr).

Em contrapartida, o fato de o hidrogênio apresentar baixa difusividade e elevada solubilidade na matriz austenítica contribui de forma significativa para a redução da susceptibilidade ao trincamento a frio por hidrogênio nas juntas soldadas. Mesmo em condições em que se observam aumentos localizados de dureza e a formação de martensita revenida na zona termicamente afetada (ZTA), conforme evidenciado em análises metalográficas, a soldagem com o eletrodo ENiCrMo-3 (metal de adição à base de níquel) demonstra excelente desempenho frente à fissuração induzida por hidrogênio. Essa resistência pode ser atribuída à natureza da microestrutura austenítica do metal depositado, a qual atua como armadilha, retraindo

o hidrogênio em solução sólida e impedindo sua migração para regiões de maior concentração de tensões residuais (Kou, 2003; Lippold; Kotecki, 2005).

Os ensaios Tekken utilizados para avaliar a suscetibilidade ao trincamento por hidrogênio corroboram esse comportamento, evidenciando a ausência de fissuras pelo hidrogênio difusível. Esses resultados reforçam a eficiência do ENiCrMo-3 como consumível para união dissimilar ou de baixa liga.

Estudos conduzidos por Schaupp *et al.* (2021) demonstraram a eficácia do ensaio Tekken na avaliação da susceptibilidade ao trincamento induzido por hidrogênio em aços estruturais de alta resistência. O ensaio foi aplicado em amostras soldadas com diferentes consumíveis, arames sólidos e tubulares metálicos, com teores de hidrogênio difusível variando entre 1 e 2 ml/100 g de metal depositado, conforme determinado pela norma ISO 3690 (International Organization for Standardization, 2018). Os resultados evidenciaram que nas amostras submetidas ao ensaio é confirmada a eficiência do ensaio Tekken como método para avaliar a susceptibilidade ao trincamento por hidrogênio em condições de alta restrição de contração. Além disso, o estudo reforça a importância da escolha adequada de consumíveis e parâmetros de soldagem para mitigar os riscos.

A ausência de trincas nos ensaios Tekken, portanto, reforça a robustez do procedimento de soldagem e a adequabilidade do material de adição para as aplicações em questão, garantindo a integridade estrutural das juntas.

6 CONCLUSÃO

Os resultados de absorção de umidade do revestimento do eletrodo ENiCrMo-3, obtidos em ambiente controlado (27°C e 82,5% de umidade relativa), evidenciam comportamento não linear com tendência à saturação, típico de processos higroscópicos em consumíveis de revestimento básico. A evolução experimental apresentada na Tabela 8 indica aumento do teor de umidade com o acréscimo do tempo de exposição, com redução progressiva da taxa de absorção. Entretanto, observa-se uma redução progressiva da taxa de ganho para tempos mais longos, o que indica aproximação a um patamar máximo (saturação), isto é, a condição em que novos incrementos de tempo produzem variações cada vez menores na umidade absorvida. Essa dinâmica foi descrita adequadamente por uma regressão logística (Eq. (7), cujo valor assintótico estimado foi 1,99 %, interpretado como o equilíbrio higroscópico do sistema nas condições do ensaio. Além disso, a constante cinética global ($k = 0,04 \text{ h}^{-1}$) reforça a interpretação de que a absorção ocorre de forma mais intensa nos instantes iniciais e desacelera à medida que o revestimento se aproxima do equilíbrio, constituindo um indicativo objetivo de estabilização do teor de umidade após longos períodos de exposição.

Quanto aos ensaios de hidrogênio difusível (ml/100 g de metal depositado), os resultados correspondentes a diferentes tempos de exposição à umidade (Gráfico 2) permaneceram baixos e não apresentaram tendência monotônica com o aumento do teor de umidade do revestimento. Neste contexto, “tendência monotônica” significa uma variação em um único sentido ao longo do domínio analisado — isto é, os valores aumentariam continuamente (monotônica crescente) ou diminuiriam continuamente (monotônica decrescente) conforme a umidade se eleva. A discussão associada ao Gráfico 3 ressalta que, nas condições avaliadas, não se observa evidência de relação direta entre a umidade dos eletrodos e o hidrogênio difusível, havendo dispersão dos pontos, que inviabiliza a inferência robusta de uma correlação (inclusive de natureza linear). Em termos práticos, isso implica que o incremento de umidade do revestimento — embora demonstre saturação ao longo do tempo — não se converteu em aumento proporcional do hidrogênio difusível medido no metal de solda, sugerindo que variáveis adicionais (por exemplo, microestrutura do depósito, mecanismos de retenção/partição e as próprias condições de liberação/extração durante o ensaio) exercem influência predominante sobre o valor obtido de hidrogênio difusível.

A análise integrada dos fatores metalúrgicos envolvidos na soldagem de aços baixa liga com o metal de adição ENiCrMo-3 permite compreender a excelente resistência ao trincamento por hidrogênio observada nos ensaios de suscetibilidade ao trincamento, com o Tekken. Essa resistência pode ser atribuída a um conjunto de mecanismos inter-relacionados:

- alta solubilidade do hidrogênio na matriz austenítica do metal de solda (isto é, a capacidade da matriz em dissolver/acomodar hidrogênio em solução sólida sob determinadas condições), que permite a dissolução significativa do hidrogênio sem induzir tensões internas críticas (Kou, 2003; Yang *et al.*, 2020);
- baixa difusividade do hidrogênio na austenita (isto é, a baixa mobilidade do hidrogênio na rede cristalina, que controla a velocidade de transporte do hidrogênio no material), que restringe o transporte do hidrogênio para regiões suscetíveis da ZTA ferrítica ou bainítica, reduzindo o risco de acúmulo em zonas de alta concentração de tensões residuais (Drexler *et al.*, 2022; Xue *et al.*, 2023);
- microestrutura estável do metal de adição Ni-Cr-Mo, que, mesmo na presença de endurecimento local ou formação de martensita revenida na ZTA (isto é, martensita que sofreu revenimento devido ao ciclo térmico da soldagem e precipitação/redistribuição de carbonetos, tornando-se menos frágil e mais estável que a martensita “como formada”), atua como uma armadilha difusiva, mantendo o hidrogênio em solução sólida e evitando a nucleação de fissuras (Lippold; Kotecki, 2005).

Os resultados obtidos sugerem que as exigências normativas referentes ao teor de hidrogênio difusível especificado para este tipo de consumível podem ser reavaliadas. Uma eventual revisão desses limites permitiria otimizar custos associados à aquisição de eletrodos com requisitos excessivamente rigorosos de difusividade de hidrogênio, além de reduzir despesas relacionadas à manutenção e ao manuseio durante a fase de uso — sem comprometer a integridade metalúrgica ou o desempenho da junta soldada. Assim, o estudo reforça que a utilização deste consumível para soldagem de juntas de tubulação “full clad”, aliada à análise das demais propriedades, pode garantir resultados seguros e economicamente viáveis no contexto da soldagem de ligas austeníticas resistentes à corrosão.

7 SUGESTÕES DE TRABALHOS FUTUROS

Com base nos resultados obtidos nesta dissertação, (i) a tendência à saturação na absorção de umidade do revestimento do eletrodo ENiCrMo-3; (ii) a ausência de correlação monotônica entre a umidade do revestimento e o hidrogênio difusível medido por cromatografia gasosa; e (iii) a inexistência de trincas no ensaio Tekken mesmo sob condição severa de exposição (168h), recomenda-se o desenvolvimento dos seguintes trabalhos futuros:

a) quantificação do hidrogênio “retido” (não efluído), ou seja, realizar estudos específicos para distinguir a fração de hidrogênio efetivamente difusível daquela retida/particionada na matriz austenítica do metal de solda (estrutura CFC), considerando que a baixa difusividade nesse tipo de depósito pode levar à subestimativa do teor reportado por ensaios convencionais. Recomenda-se empregar ensaios complementares de extração a quente, com diferentes patamares de temperatura e tempo, bem como a comparação direta entre métodos de medição, visando esclarecer o efeito do aprisionamento e da cinética de liberação do hidrogênio;

b) ampliação do envelope de severidade: restrição, aporte térmico para Investigar, de forma planejada e sistemática, a interação entre nível de restrição e aporte térmico na suscetibilidade ao trincamento a frio, mantendo o mesmo conjunto de materiais (DNV 450/API 5L X65Q + deposição ENiCrMo-3). O objetivo é mapear condições-limite mais representativas de campo, uma vez que o ensaio Tekken, embora conservador, pode não capturar toda a sensibilidade do sistema quando variáveis de processo e restrição são ampliadas.

Adicionalmente, recomenda-se a realização de ensaios de suscetibilidade à trinca a frio pela técnica de Implante (*Implant Test*). Essa abordagem permite impor níveis controlados de tensão/restrrição e avaliar de forma mais direta a condição crítica de início de trinca por hidrogênio em configurações severas, complementando os resultados obtidos com o Tekken e contribuindo para uma avaliação mais abrangente do comportamento do sistema estudado.

Também como trabalho futuro recomenda-se:

c) a revisão crítica de critérios normativos de hidrogênio para juntas heterogêneas, conduzindo estudos comparativos que sustentem tecnicamente a discussão levantada nesta dissertação quanto à possível reavaliação de limites

normativos de hidrogênio difusível para consumíveis Ni-base aplicados em juntas heterogêneas com aços de baixa liga. Recomenda-se incluir análise de risco, repetibilidade interlaboratorial e critérios de aceitação alinhados ao desempenho observado em ensaios de suscetibilidade (como Tekken e Implante), de modo a estabelecer requisitos mais coerentes com o comportamento metalúrgico e com o mecanismo de transporte/retenção do hidrogênio em metais de solda austeníticos;

d) o estudo do efeito de armazenamento e manuseio em condições reais (logística, abertura de embalagem, resecagem e exposição intermitente), avaliando cenários típicos de obra, incluindo abertura de embalagem, ciclos de exposição intermitente, reembalagem, resecagem e “tempo fora de estufa”, quantificando o impacto na umidade do revestimento e na variabilidade do hidrogênio medido. O propósito é consolidar recomendações práticas de controle, rastreabilidade e boas práticas de acondicionamento do consumível em ambiente industrial, reduzindo dispersões e incertezas associadas ao manuseio em campo.

REFERÊNCIAS

AMERICAN PETROLEUM INSTITUTE. **API Specification 5L**: Line pipe. 46. ed. Washington, DC: API, Apr. 2018.

AMERICAN WELDING SOCIETY. **ANSI/AWS A4.3-93:2006**: Standard methods for determination of the diffusible hydrogen content of martensitic, bainitic, and ferritic steel weld metal produced by arc welding. Miami, Florida: AWS, 2006. ISBN 0-87171-401.

AMERICAN WELDING SOCIETY. **AWS A3.0M/A.3.0:2020**: Standard Welding Terms and Definitions. 13. ed. Miami, Florida: AWS, 2020. ISBN PDF: 978-1-64322-084-0.

AMERICAN WELDING SOCIETY. **AWS A4.4M:2001(R2006)**: Standard Procedures for Determination of Moisture Content of Welding Fluxes and Welding Electrode Flux Coverings. Miami, Florida: AWS, 2001.

AMERICAN WELDING SOCIETY. **AWS A5.11/A5.11M:2010** – Specification for Nickel and Nickel-Alloy Welding Electrodes for Shielded Metal Arc Welding. 10th ed. Miami, Florida: AWS, 2010.

AMERICAN WELDING SOCIETY. **AWS B4.0:2016**: Standard Methods for Mechanical Testing of Welds (AMD1). 8th ed. Danvers, MA: AWS, 2016.

AMERICAN WELDING SOCIETY. **Welding Handbook**. Volume 1: Welding and Cutting Science and Technology. 10th ed. Miami, Florida: AWS, 2019. DOI10.1007/s00170-014-6555-3.

ARAÚJO, A.A.; FREITAS, B.B. Microstructural Characterization of the Interface of the Welded Joint API 5L X52 Steel Coated with Inconel 625. **Journal of Engineering Research**, v. 2, p. 2–9, 2022.

ASM INTERNATIONAL. **ASM Handbook**. Volume 2: Properties and selection: Nonferrous alloys and special-purpose materials. Novelty, OH: ASM International, 1990. ISBN: 978-0-87170-378-1.

ASM INTERNATIONAL. **ASM Handbook**. Volume 6: Welding, brazing and soldering. Novelty, OH: ASM International, 1993. ISBN-10: 0871703823.

ASTM INTERNATIONAL. **ASTM B446-23**. Standard Specification for Nickel-Chromium-Molybdenum-Niobium Alloy, Nickel-Chromium-Molybdenum-Silicon Alloy, and Nickel-Chromium-Molybdenum-Tungsten Alloy Rod and Bar. West Conshohocken, PA: ASTM International, 2023. DOI 10.1520/B0446-23.

ASTM INTERNATIONAL. **ASTM E260-96**: Standard Practice for Packed Column Gas Chromatography. West Conshohocken, PA: ASTM International, 2019.

ASTM INTERNATIONAL. **ASTM E355-96**: Standard Practice for Gas Chromatography Terms and Relationships. West Conshohocken, PA: ASTM International, 2021.

BHADESHIA, H.K.D.H. **Bainite in Steels**: Transformation, Microstructure and Properties. 2nd ed. London, UK: IOM Communications, 2006.

BHADESHIA, H.K.D.H.; HONEYCOMBE, R.W.K. Weld Microstructures. *In*: BHADESHIA, H.K.D.H.; HONEYCOMBE, R.W.K. **Steels: Microstructure and Properties**. 4th ed. Butterworth-Heinemann, 2017. Chap. 13, p. 377–400.

BAI, Y.; BAI, Q. **Subsea Engineering Handbook**. Waltham, USA; Oxford, UK: Gulf Professional Publishing, 2010.

BRAUSER, S.; KANNENGIESSER, T. Hydrogen absorption and diffusion in different welded duplex steels. **Welding in the World**, v. 55, n. 5/6, p. 26–36, 2011.

BROOKS, J.A.; THOMPSON, A.W. Microstructural Development and Solidification Cracking Susceptibility of Austenitic Stainless Steel Welds. **International Materials Reviews**, v. 36, n. 1, p. 16–44, 1991.

CASTAÑO RIVERA, P.; RAMUNNI, V.P.; BRUZZONI, P. Hydrogen trapping in an API 5L X60 steel. **Corrosion Science**, v. 54, n. 1, p. 106–118, 2012. DOI 10.1016/j.corsci.2011.09.008

CHEN, Y.-S.; *et al.* Hydrogen trapping and embrittlement in metals – A review. **Energy Reports**, Elsevier, v. 10, p. 5432–5459, 2024.

CHEN, X. *et al.* The role of stress state on hydrogen cracking in Fe-Si single crystals. **Eng. Fract. Mechs.**, v. 35, p. 997–1017, 1990.

DAVID, S.A.; DEVRIES, J.; VITEK, J.M. Welding metallurgy of nickel-base alloys. *In*: **Superalloys 718, 625, 706 and Various Derivatives**. Warrendale: TMS, 2003. p. 13–37.

DET NORSKE VERITAS. **DNV-ST-F101: Submarine pipeline systems**. Oslo: DNV, 2021.

DREXLER, M. *et al.* Hydrogen in Austenitic Steels: Diffusion, Solubility and Trapping Sites. **Acta Materialia**, 2022.

DUPONT, J.N.; LIPPOLD, J.C.; KISER, S.D. **Welding Metallurgy and Weldability of Nickel-Base Alloys**. Hoboken: John Wiley & Sons, 2009.

GMW WELDING. **GMW 625 Special**. [2025]. Disponível em: <https://www.gmw.com.br/gmw-625-special>. Acesso em: 18 mar. 2025.

GRAVILLE, B.A. Interpretive report on weldability tests for hydrogen cracking of higher strength steels and their potential for standardization. **WRC Bull**, n. 400, Apr. 1995.

GAVRILJUK, V.G.; SHYVANIUK, V.M.; TEUS, S. M. **Hydrogen in Engineering Metallic Materials** – From Atomic-Level Interactions to Mechanical Properties. [S. l.]: Springer, 2022.

HIRATA, K. *et al.* First-Principles Study on Hydrogen Diffusivity in BCC, FCC, and HCP Iron. **Metall Mater Trans A**, v. 49, p. 5015–5022, 2018. DOI 10.1007/s11661-018-4815-9

HIRTH, J.P. Hydrogen in Metals. **Metallurgical Transactions A**, v. 11, n. 6, p. 861–890, jun. 1980.

INTERNATIONAL ORGANIZATION FOR STANDARDIZATION. **DIN EN ISO 17642-2:2005**. Destructive tests on welds in metallic materials — cold cracking tests for weldments — Arc welding processes – Part 2: Self-restraint tests. [S. I.]: Deutsches Institut für Normung, 2005.

INTERNATIONAL ORGANIZATION FOR STANDARDIZATION. **ISO/DIS 3690:2018**: Welding and allied processes – Determination of hydrogen content in arc weld metal. 4th ed. Geneve: ISO, 2018.

INTERNATIONAL ORGANIZATION FOR STANDARDIZATION. **ISO/TR 17844:2004**: Welding - Comparison of standardised methods for the avoidance of cold cracks. Geneve: ISO, 2004.

ITO, Y.; BESSYO, K. Cracking parameter of high strength steels related to HAZ cracking. **J. JWES**, v. 9, i. 37, p. 983—991, 1968a.

ITO, Y.; BESSYO, K. Weldability formula of high strength steels related to heat-affected zone cracking. **IIW Document** No. IX576-68, 1968b.

IVANOV, M. *et al.* The cold cracking susceptibility of weld metals evaluated using Tekken weldability test. **Welding World**, v. 66, n. 2, p. 515–527, 2022.

JAPANESE INDUSTRIAL STANDARDS. **JIS Z 3158**: Methods of weldability testing for steel - Y-groove cracking test. Tokyo: JIS, 2012.

KANNENGIESSER, T.; BOELLINGHAUS, T. Cold cracking tests—an overview of present technologies and applications. **Weld World**, n. 57, p. 3–37, Jan. 2013. <https://doi.org/10.1007/s40194-012-0001-7>.

KANNENGIESSER, T.; TIERSCH, N. Measurements of diffusible hydrogen contents at elevated temperatures using different hot extraction techniques – an international round robin test. *Welding in the World*, v. 54, n. 5/6, p. R115–R122, 2010. DOI10.1007/BF03263497

KHANCHANDANI, H. *et al.* A new class of carbon stabilized austenitic steels resistant to hydrogen embrittlement. **arXiv**, arXiv:2305.15290, 2023.

KNIEP, D. *et al.* Hydrogen diffusivity, solubility, and embrittlement of high-strength alloys. **npj Materials Degradation (Nature)**, v. 9, p. 1–10, 2025.

KOREN, E.H. *et al.* Hydrogen diffusivity in X65 pipeline steel: Desorption and permeation studies. **International Journal of Hydrogen Energy**, v. 61, p. 1157–1169, 2024. DOI 10.1016/j.ijhydene.2024.03.027

KOU, S. **Welding metallurgy**. 2nd ed. Hoboken, New Jersey: John Wiley & Sons, 2003.

KURJI, R. *et al.* Modified WIC test: an efficient and effective tool for evaluating pipeline girth weldability. **Science and Technology of Welding and Joining**, v. 22, n. 4, p. 13, 2017. DOI: 10.1080/13621718.2016.1232674.

KURJI, R.; CONIGLIO, N. Towards Establishment of Weldability Test Standards for Hydrogen Assisted Cold Cracking. **The International Journal of Advanced Manufacturing Technology**, v. 77, p. 581–1597, Nov. 2014.

LANCASTER, J.F. **Metallurgy of Welding**. 6th ed. Cambridge, UK: Abington Publishing, 1999.

LEE, D.-H. *et al.* A novel methodology to estimate hydrogen diffusivity and its applications in revealing hydrogen effects in CoCrNi medium-entropy alloy versus 316L stainless steel. **International Journal of Plasticity**, v. 169, 2023. DOI 10.1016/j.ijplas.2023.103737

LEE, J.S.; RAY, R.I.; LITTLE, B.J. UNS N06625: a current review of the literature. **Materials Performance**, v. 45, n. 9, p. 36–40, Sept. 2006.

LI, Q. *et al.* Hydrogen Impact: A Review on Diffusibility, Embrittlement and Testing. **Materials**, v. 17, n. 4, p. 965, Feb. 2024. DOI 10.3390/ma17040965

LI, X. *et al.* Review of Hydrogen Embrittlement in Metals: Hydrogen Diffusion, Hydrogen Characterization, Hydrogen Embrittlement Mechanism and Prevention. **Acta Metallurgica Sinica (English Letters)**, v. 33, p. 759–773, 2020. DOI 10.1007/s40195-020-01039-7.

LIPPOLD, J.C.; KOTECKI, D.J. **Welding Metallurgy and Weldability of Stainless Steels**. Hoboken, New Jersey: John Wiley & Sons, 2005.

LINNERT, G.E. **Welding Metallurgy**: Carbon and alloy steels: Volume 1: Fundamentals. 4th ed. American Welding Society, 1994.

MCEVILY, A.J.; LE MAY, I. Hydrogen-Assisted Cracking. **Materials Characterization**, v. 26, i. 4, p. 253–268, June 1991.

MORADI, M.J.; KETABCHI, M. An Experimental Study of Microstructure and Mechanical Behavior of Alloy 625 Weld Overlay Deposited On ASTM A516 Grade 70. **Indian Journal of Science and Technology**, v. 8, i. 12, p. 1–6, 2015. DOI 10.17485/ijst/2015/v8i12/70725.

MORENO, A. GMW Welding. [Entrevista cedida a] Reginaldo Matias Nunes. Vespasiano, 2025.

PADHY, G.K. **Study of Diffusible Hydrogen in Steel Welds Using Indigenously Developed Hot-Extraction Techniques**. 2013. 165 p. Thesis (Doctorate in Philosophy) – Department of Chemical Sciences, Indira Gandhi Centre for Atomic Research, Kalpakkam, India, 2013.

PADHY, G.K.; KOMIZO, Y. Diffusible Hydrogen in Steel Weldments - A Status Review. **Transactions of JWRI**, v. 42, n. 1, p. 1–24, 2013.

PAGET, A. A. M.; ROBIN, V.; DRAUP, J.; HENDILI, S.; UFARTÉ, R.; KHAN, T.; DELMAS, J.; SMITH, M. C. Numerical study of the Tekken welding test. In: SOMMITSCH, C.; ENZINGER, N.; MAYR, P. (ed.). **Mathematical Modelling of Weld Phenomena 13**. Austria: [s.n.], 2023. p. 449–469. *E-book*.

PASANDEH, M.; POURANVARI, M. Nanosilica treatment enables moisture-resistant hydrophobic arc welding covered electrodes. **Scientific Reports**, v. 13, p. 9892, 2023. DOI 10.1038/s41598-023-37164-3. Disponível em: <https://www.nature.com/articles/s41598-023-37164-3>. Acesso em: 17 nov. 2025.

PRESSOUYRE, G.M. A classification of hydrogen trapping sites in steel by their binding energies. **Metallurgical Transactions A**, v. 14, n. 12, p. 2533–2544, 1983.

RHODE, M. *et al.* Hydrogen determination in welded specimens by carrier gas hot extraction—a review on the main parameters and their effects on hydrogen measurement. **Welding in the World**, v. 63, p. 511–526, Oct. 2019. DOI 10.1007/s40194-018-0664-9.

RUDSKOI, A.I. *et al.* Modeling of Hydrogen Diffusion in Inhomogeneous Steel Welded Joints. **Materials**, v. 15, n. 7686, 2022. DOI <https://doi.org/10.3390/ma15217686>

SAN MARCHI, C.; SOMERDAY, B.P.; ROBINSON, S.L. Permeability, solubility and diffusivity of hydrogen isotopes in stainless steels at high gas pressures. **International Journal of Hydrogen Energy**, v. 32, p. 100–116, 2007. Disponível em: <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0360319906005088>. Acesso em: 13 nov. 2025.

SCHAUPP, T. *et al.* Hydrogen-assisted cracking in GMA welding of high-strength structural steel. **Welding in the World**, v. 62, n. 1, p. 53–67, 2018.

SCHAUPP, T. *et al.* Hydrogen-Assisted Cracking in GMA Welding of High-Strength Structural Steel—A New Look into This Issue at Narrow Groove. **Metals**, Basel, v. 11, n. 6, p. 904, 2021.

SEBER, G.A.F.; WILD, C.J. **Nonlinear Regression**. Hoboken: John Wiley & Sons, 2003. (Wiley Series in Probability and Statistics). ISBN 978-0-471-61760-0. DOI 10.1002/0471725315

SKOOG, D.A.; HOLLER, F.J.; CROUCH, S.R. **Principles of Instrumental Analysis**. 7th ed. Boston, MA: Cengage Learning, 2017.

SMITH, Liane. **Engineering with CLAD STEEL**. 2nd ed. Toronto: Nickel Institute, Oct. 2012. (Technical Series No 10 064)

SUH, J.; SPEER, J.G. Hydrogen embrittlement in steels: a review. **Metallurgical and Materials Transactions A**, v. 48, n. 10, p. 4509–4530, 2017.

THE WELDING INSTITUTE. **Moisture in electrodes and hydrogen cracking**. Cambridge: TWI, 2021. Disponível em: <https://www.twi-global.com>. Acesso em: 17 nov. 2025.

TOMKÓWA, J. *et al.* Effect of the welding environment and storage time of electrodes on the diffusible hydrogen content in deposited metal. **Revista de Metalurgia**, v. 55, n. 1, e140, 2019. DOI 10.3989/revmetalm.140

TROIANO, A.R. The role of hydrogen in the embrittlement of steel. **Transactions of the ASM**, v. 52, p. 54–80, 1960.

U.S. DEPARTMENT OF THE NAVY; HALTER MARINE GROUP INC. **The National Shipbuilding Research Program: Carbon Equivalent (Pcm) Limits for Thick Carbon and Low Alloy Steels**. NSRP 0530, N7-96-3, April 4, 2000. Disponível em: <https://apps.dtic.mil/sti/pdfs/ADA445514.pdf>. Acesso em: 12 ago. 2023.

UHLEMANN, M.; POUND, B. G. Diffusivity, solubility and trapping behavior of hydrogen in alloys 600, 690tt and 800. **Corrosion Science**, v. 40, n. 4-5, p. 645-662, 1998.

WANG, Y. *et al.* Study on the effect of welding residual stress on hydrogen diffusion behavior in cracked pipeline girth welds. **Engineering Failure Analysis**, v. 181, p. 109923, 2025. DOI 10.1016/j.engfailanal.2025.109923

WINGROVE, A.L. **An appraisal of the Tekken test**. 1986. 159 p. Doctoral Thesis (Doctorate in Philosophy) – Department of Metallurgy and Materials Engineering, University of Wollongong Australia, [S. l.], 1986. <http://ro.uow.edu.au/theses/1606>

XIONG, Z. *et al.* Self-Gathering Effect of the Hydrogen Diffusion in Welding Induced by the Solid-State Phase Transformation. **Materials (MDPI)**, v. 12, n. 18, p. 2897, Sept. 2019. DOI 10.3390/ma12182897

XUE, J. *et al.* Research on residual stress and hydrogen diffusion of X80 pipeline welded joint. **Frontiers in Materials**, v. 10, p. 1–13, Aug. 2023. DOI 10.3389/fmats.2023.1215843

YANG, J. *et al.* Study on Hydrogen Diffusion Behavior during Welding of Heavy Plate. **Materials (MDPI)**, v. 13, n. 17, Sept. 2020. DOI 10.3390/ma13173887

YESCAS, M. *et al.* Characterization of residual stresses of a Tekken test block. In: INTERNATIONAL CONFERENCE ON WELDING AND RESIDUAL STRESS ANALYSIS, 10., 2016, Tokyo. Disponível em: <https://www.researchgate.net/publication/309320956>. Acesso em: 17 nov. 2025.

APÊNDICE

Tabela 9 – Tabela de registro de dados (ensaio de hidrogênio difusível)

Método de Análise: Cromatografia Gasosa										
Equipamento: Analisador de Hidrogênio Difusível OERLIKON – YANACO Mod. G1006										
Normas: AWS A4.3 e BS EN ISO 3690										
Dados dos testes										
Produto (eletrodo, arame, fluxo):	ENiCrMo-3				Gás / Fluxo:		NA			
Diâmetro:	3,25				Vazão de gás:		NA			
Código:					Tipo de Corrente:		CC+			
Tipo de aço:	NA				Norma:		NA			
Tipo de soldagem:	Manual				Equipamento utilizado:		Power Wave Lincoln - Corrente Constante			
Dados de soldagem e das peças de teste - Eletrodo Seco										
Conjunto	1									
Corpo de prova	1	2	3	4						
Data da soldagem	24/06/2024	24/06/2024	24/06/2024	24/06/2024						
Horario	09:00	09:05	09:10	09:15						
Corrente (A)	104	104	105	104						
Tensão (V)	27 ~ 29	27 ~ 29	26 ~ 28	26 ~ 27						
(Sampler) posição	1	2	3	4						
Tempo de coleta da amostra (s)	120	98	95	96						
Peso inicial da peça central (g)	49,031	50,686	51,640	53,577						
Peso final da peça central (g)	52,773	54,520	55,396	58,111						
Metal depositado (Pf-Pi) (g)	3,742	3,834	3,756	4,534						
Condições durante a leitura e calibração										
Conjunto 1										
Data:		27/jun		Pressão (hPa):		917,1		Temperatura (°C):		28,5
								Fator		0,86
Conjunto 2										
Data:				Pressão (hPa):				Temperatura (°C):		
								Fator		
Resultados										
Conjunto		1	1	1	1				Média	Desvio Padrão
Corpo de prova		1	2	3	4					
Hidrogênio medido	ml	0,045	0,056	0,039					0,047	0,009
Nitrogênio medido	ml	0,004	0,004	0,003					0,004	0,001
Hidrogênio difusível calculado	MI/100g m.d.	1,2	1,5	1,0	0,0				0,9	0,6

Fonte: Elaborada pelo autor (2025).

Tabela 10 – Tabela de registro de dados (ensaio de hidrogênio difusível)

Método de Análise: Cromatografia Gasosa													
Equipamento: Analisador de Hidrogênio Difusível OERLIKON – YANACO Mod. G1006													
Normas: AWS A4.3 e BS EN ISO 3690													
Dados dos testes													
Produto (eletrodo, arame, fluxo):	ENiCrMo-3				Gás / Fluxo:		NA						
Diâmetro:	3,25				Vazão de gás:		NA						
Código:					Tipo de Corrente:		CC+						
Tipo de aço:	NA				Norma:		NA						
Tipo de soldagem:	Manual				Equipamento utilizado:		Power Wave Lincoln - Corrente Constante						
Dados de soldagem e das peças de teste - 8hs de Umidade													
Conjunto	2												
Corpo de prova	5	6	7	8									
Data da soldagem	24/06/2024	24/06/2024	24/06/2024	24/06/2024									
Horario	09:20	09:25	09:30	09:35									
Corrente (A)	104	104	104	104									
Tensão (V)	27 ~ 28	28 ~ 29	26 ~ 28	26 ~ 27									
(Sampler) posição	1	2	3	4									
Tempo de coleta da amostra (s)	100	110	90	95									
Peso inicial da peça central (g)	50,983	51,096	50,883	50,081									
Peso final da peça central (g)	55,298	55,361	55,152	54,191									
Metal depositado (Pf-Pi) (g)	4,315	4,265	4,269	4,110									
Condições durante a leitura e calibração													
Conjunto 1													
Data:		27/jun		Pressão (hPa):		917,1		Temperatura (°C):		28,5		Fator	0,86
Conjunto 2													
Data:				Pressão (hPa):				Temperatura (°C):				Fator	
Resultados													
Conjunto		2	2	2	2						Média	Desvio Padrão	
Corpo de prova		5	6	7	8								
Hidrogênio medido	ml	0,023	0,030	0,031	0,019						0,026	0,006	
Nitrogênio medido	ml	0,000	0,000	0,000	0,001						0,000	0,001	
Hidrogênio difusível calculado	MI/100g m.d.	0,5	0,7	0,7	0,5						0,6	0,1	

Fonte: Elaborada pelo autor (2025).

Tabela 11 – Tabela de registro de dados (ensaio de hidrogênio difusível)

Método de Análise: Cromatografia Gasosa										
Equipamento: Analisador de Hidrogênio Difusível OERLIKON – YANACO Mod. G1006										
Normas: AWS A4.3 e BS EN ISO 3690										
Dados dos testes										
Produto (eletrodo, arame, fluxo):	ENiCrMo-3				Gás / Fluxo:		NA			
Diâmetro:	3,25				Vazão de gás:		NA			
Código:					Tipo de Corrente:		CC+			
Tipo de aço:	NA				Norma:		NA			
Tipo de soldagem:	Manual				Equipamento utilizado:		Power Wave Lincoln - Corrente Constante			
Dados de soldagem e das peças de teste - 12 hs de Umidade										
Conjunto	3									
Corpo de prova	9	10	11	12						
Data da soldagem	24/06/2024	24/06/2024	24/06/2024	24/06/2024						
Horario	09:45	09:50	09:55	10:00						
Corrente (A)	104	104	104	104						
Tensão (V)	27 ~ 28	27 ~ 28	26 ~ 27	27 ~ 28						
(Sampler) posição	1	2	3	4						
Tempo de coleta da amostra (s)	90	102	104	112						
Peso inicial da peça central (g)	52,680	52,540	50,078	54,472						
Peso final da peça central (g)	57,237	56,899	54,301	57,820						
Metal depositado (Pf-Pi) (g)	4,557	4,359	4,223	3,348						
Condições durante a leitura e calibração										
Conjunto 1										
Data:		13/fev	Pressão (hPa):		966,6	Temperatura (°C):		28	Fator	0,87
Conjunto 2										
Data:			Pressão (hPa):			Temperatura (°C):			Fator	
Resultados										
Conjunto		3	3	3	3				Média	Desvio Padrão
Corpo de prova		9	10	11	12					
Hidrogênio medido	ml	0,022	0,026	0,024	0,024				0,024	0,002
Nitrogênio medido	ml	0,000	0,000	0,000	0,000				0,000	0,000
Hidrogênio difusível calculado	MI/100g m.d.	0,5	0,6	0,6	0,7				0,6	0,1

Fonte: Elaborada pelo autor (2025).

Tabela 12 – Tabela de registro de dados (ensaio de hidrogênio difusível)

Método de Análise: Cromatografia Gasosa										
Equipamento: Analisador de Hidrogênio Difusível OERLIKON – YANACO Mod. G1006										
Normas: AWS A4.3 e BS EN ISO 3690										
Dados dos testes										
Produto (eletrodo, arame, fluxo):	ENiCrMo-3				Gás / Fluxo:		NA			
Diâmetro:	3,25				Vazão de gás:		NA			
Código:					Tipo de Corrente:		CC+			
Tipo de aço:	NA				Norma:		NA			
Tipo de soldagem:	Manual				Equipamento utilizado:		Power Wave Lincoln - Corrente Constante			
Dados de soldagem e das peças de teste - 16 hs de Umidade										
Conjunto	4									
Corpo de prova	13	14	15	16						
Data da soldagem	24/06/2024	24/06/2024	24/06/2024	24/06/2024						
Horario	10:10	10:15	10:20	10:25						
Corrente (A)	104	104	104	104						
Tensão (V)	27 ~ 28	26 ~ 27	26 ~ 27	26 ~ 27						
(Sampler) posição	1	2	3	4						
Tempo de coleta da amostra (s)	110	100	93	104						
Peso inicial da peça central (g)	54,937	54,157	54,620	54,673						
Peso final da peça central (g)	58,911	58,498	59,054	58,814						
Metal depositado (Pf-Pi) (g)	3,974	4,341	4,434	4,141						
Condições durante a leitura e calibração										
Conjunto 1										
Data:		13/fev		Pressão (hPa):		966,6		Temperatura (°C):		28
Fator										0,87
Conjunto 2										
Data:				Pressão (hPa):				Temperatura (°C):		
Fator										
Resultados										
Conjunto		4	4	4	4					Média
Corpo de prova		13	14	15	16					Desvio Padrão
Hidrogênio medido	ml	0,000	0,023	0,024	0,014					0,015
Nitrogênio medido	ml	0,000	0,000	0,000	0,000					0,000
Hidrogênio difusível calculado	MI/100g m.d.	0,0	0,5	0,5	0,3					0,4
										0,3

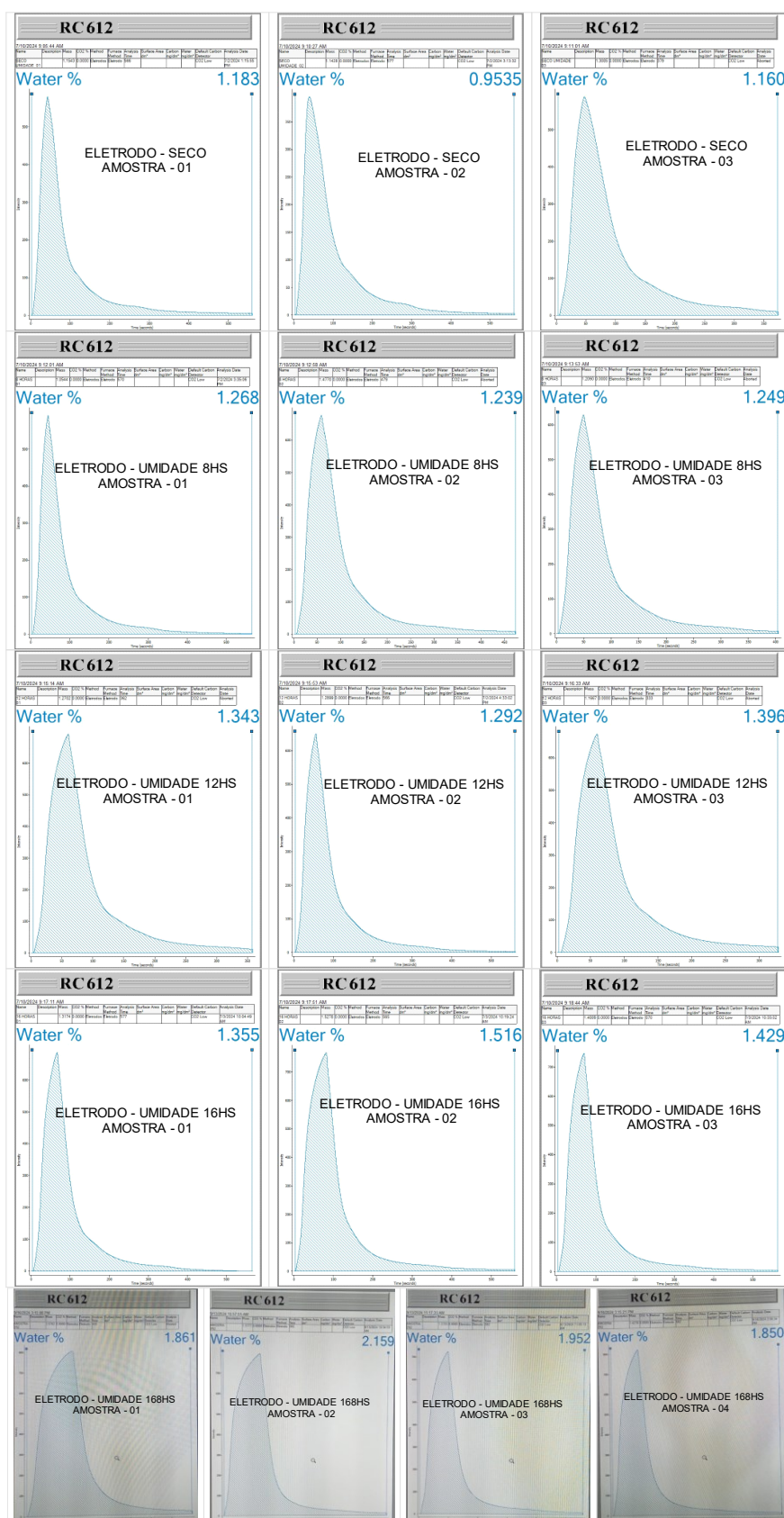
Fonte: Elaborada pelo autor (2025).

Tabela 13 – Tabela de registro de dados (ensaio de hidrogênio difusível)

Método de Análise: Cromatografia Gasosa											
Equipamento: Analisador de Hidrogênio Difusível OERLIKON – YANACO Mod. G1006											
Normas: AWS A4.3 e BS EN ISO 3690											
Dados dos testes											
Produto (eletrodo, arame, fluxo):	ENiCrMo-3				Gás / Fluxo:		NA				
Diâmetro:	3,25				Vazão de gás:		NA				
Código:					Tipo de Corrente:		CC+				
Tipo de aço:	NA				Norma:		NA				
Tipo de soldagem:	Manual				Equipamento utilizado:		Power Wave Lincoln - Corrente Constante				
Dados de soldagem e das peças de teste - 168hs de Umidade											
Conjunto	7										
Corpo de prova	3	2	4	0							
Data da soldagem	24/09/2024	24/09/2024	24/09/2024	24/09/2024							
Horario	15:00	15:10	15:20	15:30							
Corrente (A)	104	104	104	0							
Tensão (V)	27 ~ 29	27 ~ 29	27 ~ 29	0							
(Sampler) posição	1	2	3	4							
Tempo de coleta da amostra (s)	145	150	130	0							
Peso inicial da peça central (g)	55,574	55,488	55,693	54,933							
Peso final da peça central (g)	60,672	60,977	60,534	54,930							
Metal depositado (Pf-Pi) (g)	5,098	5,489	4,841	0,003							
Condições durante a leitura e calibração											
Conjunto 1											
Data:		27/set		Pressão (hPa):		908,2		Temperatura (°C):		33,5 Fator	0,8
Conjunto 2											
Data:				Pressão (hPa):				Temperatura (°C):		Fator	
Resultados											
Conjunto		7	7	7						Média	Desvio Padrão
Corpo de prova		3	2	4							
Hidrogênio medido	ml	0,050	0,050	0,043						0,048	0,004
Nitrogênio medido	ml	0,000	0,000	0,000						0,000	0,000
Hidrogênio difusível calculado	MI/100g m.d.	1,0	0,9	0,9						0,9	0,0

Fonte: Elaborada pelo autor (2025).

Figura 49 – Gráficos de umidade do revestimento dos eletrodos nas quatro condições de exposição



Fonte: Elaborada pelo autor (2024).