



Universidade Federal da Paraíba

Centro de Tecnologia

Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica

Doutorado



**ANÁLISE EXPERIMENTAL E NUMÉRICA DE UMA
VARIANTE DO TESTE G-BOP PARA AVALIAR
TRINCAS INDUZIDAS PELO HIDROGÊNIO EM METAIS
DE SOLDA**

Por

Saulo Moretti Araújo Duarte

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

SAULO MORETTI ARAÚJO DUARTE

**ANÁLISE EXPERIMENTAL E NUMÉRICA DE UMA
VARIANTE DO TESTE G-BOP PARA AVALIAR
TRINCAS INDUZIDAS PELO HIDROGÊNIO EM METAIS
DE SOLDA**

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

Orientador(a): Profa. Dra. Kelly Cristiane Gomes
Coorientador: Prof. Dr. José Hilton Ferreira da Silva

João Pessoa - Paraíba

Novembro, 2021

Catálogo na publicação
Seção de Catalogação e Classificação

N799a Duarte, Saulo Moretti Araujo.

Análise experimental e numérica de uma variante do teste G-BOP para avaliar trincas induzidas pelo hidrogênio em metais de solda / Saulo Moretti Araujo Duarte. - João Pessoa, 2021.
169 f.

Orientação: Kelly Cristiane Gomes. Coorientador: José Hilton Ferreira da Silva. Tese (Doutorado) - UFPB/CT.

1. Metalurgia. 2. Aço API X70. 3. Soldagem. 4. Trincas induzidas por hidrogênio. I. Gomes, Kelly Cristiane. II. Silva, José Hilton Ferreira da. III. Título.

UFPB/BC

CDU 669.01(043)

Elaborado por Gracilene Barbosa Figueiredo - CRB-15/794

ANÁLISE EXPERIMENTAL E NUMÉRICA DE UMA VARIANTE DO TESTE G-BOP PARA AVALIAR TRINCAS INDUZIDAS PELO HIDROGÊNIO EM METAIS DE SOLDA.

por

SAULO MORETTI ARAUJO DUARTE

Tese aprovada em 24 de novembro de 2021



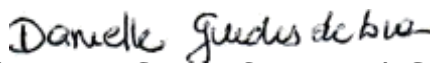
Profa. Dra. KELLY CRISTIANE GOMES DA SILVA

Orientador – UFPB



Prof. Dr. JOSÉ HILTON FERREIRA DA SILVA

Coorientador – UFPB



Profa. Dra. DANIELLE GUEDES DE LIMA CAVALCANTE

Examinador Interno – UFPB



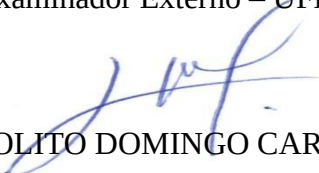
Prof. Dr. JOSINALDO PEREIRA LEITE

Examinador Interno - UFPB



Prof. Dr. EDUARDO DE MAGALHÃES BRAGA

Examinador Externo – UFPA



Prof. Dr. HIPOLITO DOMINGO CARVAJAL FALS

Examinador Externo - UTFPR

DEDICATÓRIA

Dedico esse trabalho à memória de meus pais, ***Inácio Ribeiro Duarte e Zuleide de Araújo Duarte***. Eles que sempre me recomendaram os caminhos do bem. A semente foi regada nos propósitos de gerar bons frutos. Se não foram alcançadas, segundo suas pretensões, as folhas germinadas apontaram o caminho certo. Se o tempo não lhes permitiram enxergar os frutos, creio nos galhos firmes, me apontando a estrada. Se esse estágio não os garantira celebrar, me contento com o caule forte, de sustentação necessária, em que me transformaram. Mas, se ainda assim, seus olhos não puderam alcançar, valeu a intenção da semente. Nada foi em vão. Só me resta irradiar-lhes por isso, gratidão.

AGRADECIMENTOS

A realização de um trabalho sempre é fruto de várias contribuições, sejam elas motivacional, técnica, financeira ou de acolhimento que nos renova a alma. Portanto, jamais este trabalho poderia ser realizado sem ajudas múltiplas, cujas homenagem e reconhecimento desejo fazer:

A Deus por me proporcionar, acima de tudo, saúde física, espiritual e esperanças na sua fonte inesgotável de amor, combustíveis de motivação para o desenvolvimento dessa pesquisa tecnológica.

Aos meus pais e irmãos, refúgios de apoio familiar incondicional

À minha companheira Giovanna, por ser um estímulo presente em todas as horas embaraçosas, ao longo destes anos de estudo.

Aos professores Dr^a. Kelly Cristiane Gomes e Dr. José Hilton Ferreira da Silva, pela orientação e oportunidade que me foi proporcionada para realização desta pesquisa.

Ao Prof. Dr. Hélio Miranda, coordenador do Departamento de Metalurgia da Soldagem da Universidade Federal do Ceará – UFCe, pelo fornecimento do aço referência de estudo nesse trabalho.

A todos os Membros da Banca Examinadora pela honrosa participação no julgamento desta pesquisa e, conseqüentemente, da Tese de Doutorado.

Ao Professor Edgard M. Silva, pela disponibilização do laboratório e apoio ao desenvolvimento dessa pesquisa.

Ao Professor Alysson Domingos Silvestre, pelo auxílio no monitoramento e aquisição dos ciclos térmicos durante a soldagem.

À competentíssima professora Fernanda, revisora deste trabalho, a quem tenho a honrosa satisfação de relembrar nesta obra.

À metalúrgica METALPIL, representada pelos gerentes Aurelinaldo e Humberto e, seus colaboradores Djacy, Flaviano e Allan.

À USIMOLDES – Indústria e Comércio de Moldes Ltda – ME, pela excepcional qualidade técnica de apoio dispensado, através do diretor Francisco Tavares e colaboradores.

Ao Centro Nacional de Pesquisa (CNPq), que me disponibilizou uma bolsa de doutorado, ajudando, plenamente, na minha manutenção e compra de materiais vinculados à pesquisa do meu doutorado.

“Ninguém nasce odiando outra pessoa pela cor de sua pele, ou por sua origem, ou sua religião. Para odiar, as pessoas precisam aprender, e se elas aprendem a odiar, podem ser ensinadas a amar, pois o amor chega mais naturalmente ao coração humano do que seu oposto.”

(Nelson Mandela)

ANÁLISE EXPERIMENTAL E NUMÉRICA DE UMA VARIANTE DO TESTE G-BOP PARA AVALIAR TRINCAS INDUZIDAS PELO HIDROGÊNIO EM METAIS DE SOLDA

RESUMO

As juntas soldadas de aço podem sofrer um dos mais graves defeitos já identificados pela comunidade científica: as Trincas Induzidas por Hidrogênio (TIH), que comumente ocorre na Zona Afetada pelo Calor (ZAC). Embora novas pesquisas tenham proporcionado um melhor controle do problema na ZAC, através de uma compreensão mais ampla do problema e do desenvolvimento de práticas preventivas, elas não impediram a migração do fenômeno para o Metal de Solda (MS), particularmente em juntas de Aços de Alta Resistência e Baixa Liga (ARBL). Dentre os diversos métodos utilizados para avaliar a susceptibilidade dos metais de solda ao fenômeno das TIH, o teste G-BOP (Gapped Bead-on-Plate), por sua simplicidade e baixo custo, tem sido amplamente utilizado. No entanto, padronizar a espessura dos corpos de prova em 50,8 mm e não controlar a diluição do metal base no metal de solda são suas principais limitações. Para contribuir com a flexibilidade da metodologia de teste padrão do G-BOP, no que diz respeito à espessura dos blocos utilizados e maior controle da diluição, este trabalho tem como objetivo principal analisar e comparar duas configurações de blocos diferentes com o modelo padrão do Teste G-BOP. No desenvolvimento experimental foi utilizado um planejamento fatorial $3^1 \times 2^2$ para identificar a influência individual de cada uma das variáveis, bem como a interação entre elas nos resultados dos testes. Como variáveis de influência, foram avaliadas três configurações dos blocos, dois tipos de metal de adição e duas composições do gás de proteção. As variáveis de resposta são a porcentagem de trincas no metal de solda, a taxa de resfriamento do metal de solda e a estimativa de tensões residuais. Os resultados foram submetidos à análise de variância e validados para um nível de confiança de 90%. Uma análise do método de elementos finitos (FEM) foi realizada a fim de estudar e comparar os ciclos térmicos e os níveis de tensão residual desenvolvidos em duas configurações de blocos diferentes. Os resultados mostraram que as variantes propostas para o teste G-BOP induziram a formação de trincas, demonstraram uma acurácia satisfatória entre os resultados avaliados, não influenciaram na susceptibilidade dos metais de solda à trinca induzida por hidrogênio e são promissores para aplicação pelo Teste G-BOP. Além disso, foi identificado que o MEF pode contribuir muito na avaliação e comparação das duas variantes do teste G-BOP analisadas.

Palavras chave: Aço API X70, Soldagem, Trincas induzidas por hidrogênio, Teste G-BOP.

EXPERIMENTAL AND NUMERICAL ANALYSIS OF A VARIANT OF THE G-BOP TEST TO EVALUATE HYDROGEN-INDUCED CRACKS IN WELD METALS

ABSTRACT

Welded steel joints may suffer from one of the most serious defects ever identified by the scientific community: the Hydrogen-Induced Cracking (HIC), which commonly occurs in the Heat-Affected Zone (HAZ). Although new researches provided a better control of the issue in the HAZ through a wider understanding of the problem and the development of preventive practices, it did not prevent the migration of the phenomenon to the Weld Metal (WM), particularly in High Strength Low Alloy (HSLA) steels. Among the various methods used to assess the weld metal, the HIC phenomenon, the G-BOP (Ágape Bread-no-Plate) test, due to its simplicity and low cost, has been widely used. However, the use of the HIC specimens at 50.8 mm and the control of the dilution of the base metal in the weld metal are its major limitations. To contribute to the standard G-BOP test, the methodology, the use of the blocks and the control of the dilution, this work has as main objective to analyze and compare two different block configurations with the standard model of the G-BOP test. A $3^1 \times 2^2$ factorial design was used in the experimental design in order to determine the individual influence of each of the variables, as well as the interaction between them in the test results. As influencing variables, three configurations of the blocks, two types of filler metal and two compositions of the shielding gas were evaluated. The response variables are the percentage of cracks in the weld metal, the rate of cooling of the weld metal and the estimation of residual stresses. The results were subjected to analysis of variance and validated for a 90% confidence level. A finite element method (FEM) analysis was performed in order to study and compare the thermal cycles and residual stress levels developed in two different block configurations. The results showed that the variants proposed for the G-BOP test induced the formation of cracks, demonstrated a satisfactory accuracy among the evaluated results, did not influence the susceptibility of weld metals to hydrogen-induced cracking and show promise for application by the G-BOP test. Also, it was identified that the FEM may contribute greatly in the evaluation and comparison of the two G-BOP test variants analyzed.

Keywords: X70 API Standard steel; Welding; Hydrogen-Induced Cracking; G-BOP test;

SUMÁRIO

RESUMO	vi
ABSTRACT	vii
LISTA DE FIGURAS	xii
LISTA DE TABELAS	xvi
LISTA DE SIGLAS, SÍMBOLOS E ABREVIACÕES	xviii
CAPÍTULO I: APRESENTAÇÃO	1
1.1 INTRODUÇÃO	1
1.2 Contribuição do trabalho	3
1.3 OBJETIVOS	4
1.3.1 Objetivo geral	4
1.3.2 Objetivos específicos	4
CAPÍTULO II: FUNDAMENTAÇÃO TEÓRICA	5
2.1 INTRODUÇÃO	5
2.2 AÇOS DE ALTA RESISTÊNCIA E BAIXA LIGA (ARBL)	6
2.2.1 Aços para tubos API 5L	6
2.2.2 Microestruturas comuns dos aços API 5L X70	9
2.2.3 Soldagem do aço API 5L X70	10
2.3 O PROCESSO DE SOLDAGEM FCAW	11
2.3.1 Microconstituintes no metal de solda	12
2.4 Trincas induzidas pelo hidrogênio	15
2.4.1 Causas e consequências das TIH	16
2.4.2 Solubilidade do hidrogênio nas ligas ferrosas	18
2.5 MECANISMOS DE TIH EM JUNTAS SOLDADAS	20
2.5.1 Carbono equivalente	23
2.6 FONTES DE HIDROGÊNIO DURANTE A SOLDAGEM	24
2.6.1 Armadilha de hidrogênio na soldagem	25

2.6.2 Cromatografia gasosa	26
2.7 ENSAIOS DE TIH	27
2.7.1 Teste G-BOP	27
2.7.2 Estudos desenvolvidos com o teste G-BOP	30
2.8 RESISTÊNCIA TÉRMICA DE CONTATO (RTC)	32
CAPÍTULO III: MATERIAIS E MÉTODO	34
3.1 MATERIAIS DE CONSUMO	34
3.1.1 Metal de base	34
3.1.2 Metal de adição	36
3.1.3 Gás de proteção	37
3.2 METODOLOGIA	38
3.2.1 Corpos de prova padrão e modificado	38
3.2.2 Preparação para soldagem	42
3.2.3 Definição dos parâmetros de soldagem	43
3.2.4 Soldagem dos corpos de prova	45
3.2.5 Monitoramento dos ciclos térmicos soldagem	46
3.2.6 Planejamento fatorial	48
3.2.7 Experimentos com o teste G-BOP	50
3.3 TÉCNICAS DE CARACTERIZAÇÃO	53
3.3.1 Análise metalográfica	53
3.3.2 Análise química quantitativa	53
3.3.3 Medição do teor de hidrogênio difusível	54
3.3.4 Ensaio de microdureza	55
3.4 MÉTODO DOS ELEMENTOS FINITOS - MEF	56
3.4.1 Introdução	56
3.4.2 A Metodologia dos elementos finitos	56
3.4.3 A multifísica da soldagem	57
3.4.4 Analogias térmicas	58
3.4.5 Analogias mecânicas	59
3.4.6 Procedimentos computacionais	59
3.4.7 Simulação térmica – transiente	60
3.4.8 Simulação estrutural – transiente	62

CAPÍTULO IV: RESULTADOS PRELIMINARES	64
4.1 CARACTERIZAÇÃO DO METAL BASE	64
4.1.1. Composição química dos metais de base	64
4.1.2. Análise microestrutural	66
4.2 TEOR DE HIDROGÊNIO DIFUSÍVEL	68
4.3 TORQUE NOS PARAFUSOS DAS JUNTAS MÓVEIS	69
4.4 CARACTERIZAÇÃO DA ESPESSURA DA CHAPA SOLDADA	71
4.4.1 Soluções analíticas da transferência de calor na soldagem	71
4.4.2 Classificação da chapa e velocidade de resfriamento	75
4.5 VARIAÇÃO DA CORRENTE NOS ARAMES TUBULARES	76
4.6 EFEITO DO GÁS DE PROTEÇÃO	77
4.7 ANÁLISE DA DILUIÇÃO DO METAL DE BASE	78
4.8 NOVA PROPOSTA DE TESTE G-BOP MODIFICADO	87
CAPÍTULO V: RESULTADOS E DISCUSSÕES DO ESTUDO DAS TIH NO MS	89
5.1 Resultados das TIH nos metais de solda	89
5.1.1 Análise da correlação entre os testes G-BOP convencional e modificado	94
5.1.2 Análise dos resultados de TIH para todas as condições de ensaio	98
5.1.3. Análise estatística dos resultados de TIH	101
5.1.4 RELAÇÃO TIH (%) E O CARBONO EQUIVALENTE	104
5.2 Análise microestrutural dos metais de solda	106
5.3 Análise da microdureza dos metais de solda	110
CAPÍTULO VI: SIMULAÇÃO DO TESTE G-BOP POR ELEMENTOS FINITOS	113
6.1 SIMULAÇÃO DA SOLDAGEM PELO MEF	113
6.2 ANÁLISE EXPERIMENTAL	114
6.3 ANÁLISE NUMÉRICA	115
6.3.1 Condições gerais para simulação	116
6.4 Resultados dos ciclos térmicos	118
6.4.1 Taxas de resfriamento	120
6.4.2 Estimativa de tensões residuais de soldagem e quantificação de TIH	121

CAPÍTULO VII: CONCLUSÕES E SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS	126
7.1 Conclusões	126
7.2 Recomendações para trabalhos futuros	127
CAPÍTULO VIII: REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS	129
APÊNDICE	139
ANEXO	143

LISTA DE FIGURAS

Figura 2.1	Aço API 5L X70 (FA: ferrita acicular; FP: ferrita poligonal; P: perlita) atacado com Nital a 2% (a) aumento de 200X; (b) aumento de 500X	10
Figura 2.2	Microestruturas de dois aços API 5L X70 atacados com Nital a 2%, com aumento de 1000x (a) 0,064% de carbono e; (b) 0,072% de carbono e a imagem do MEV mostrando pequenos pacotes de perlita.	10
Figura 2.3	Esquema de algumas morfologias de constituintes conforme a classificação do IIW de micrografias padrão para comparação	14
Figura 2.4	Ilustração das três condições essenciais com atuação simultânea para causar TIH	17
Figura 2.5	Hidrogênio introduzido em diferentes processos de soldagem	17
Figura 2.6	Solubilidade do hidrogênio no ferro	19
Figura. 2.7	Esquematização da difusão de hidrogênio para ZAC	20
Figura 2.8	Variação de tensão no metal de solda e ZAC como uma função do tempo após a soldagem. (A) Baixa dureza no MS, localização da trinca está na ZAC, (B) Alta dureza no MS, a localização da trinca é no MS	22
Figura 2.9	Etapas da hidrogenação de um metal: I – adsorção física; II – adsorção química dissociativa; III – absorção; IV – difusão	25
Figura 2.10	Amostra de teste G-BOP padrão	28
Figura 2.11	Queda de temperatura devido à resistência térmica de contato	33
Figura 3.1	Fluxograma de preparação, caracterização e realização dos ensaios experimentais	38
Figura 3.2	Corpos de prova padrão com blocos maciços (B_M)	39
Figura 3.3	Dimensões dos corpos de prova utilizados: (M_{20} – Modificado 1020 e M_{X70} – Modificado X70)	40
Figura 3.4	(a) Área de contato aparente entre duas peças planas, (b) Área de contato real, (c) Estruturas que compõem uma superfície	41
Figura 3.5	Célula eletrônica multiprocessos de soldagem.	42
Figura 3.6	Corpos de prova do teste G-BOP. a) Fixação dos corpos de prova com grampo tipo “C”. b) Comprimento e sentido da soldagem do cordão de solda.	46
Figura 3.7	Posicionamento do termopar nos corpos de prova (i), dispositivo real (ii), aparato para soldagem automática com medição (iii) e visão do corpo de prova soldado (iv).	47

Figura 3.8	Furo para posicionar o termopar no corpo de prova (Lado inferior)	47
Figura 3.9	Esquema do planejamento experimental para avaliar TIH no metal de solda.	49
Figura 3.10	Pós-aquecimento da solda para promover a oxidação da trinca	51
Figura 3.11	Rompimento manual do corpo de prova, destacando as áreas com trincas por hidrogênio e de fratura frágil	52
Figura 3.12	Modelo de cromatógrafo G1006 para quantificação do hidrogênio difusível dada em ml/100g de metal fundido.	54
Figura 3.13	Representação do perfil de ensaio de microdureza	55
Figura 4.1	Microestrutura do aço API 5L X70, atacada com Nital a 2%, aumento de 500X (à esquerda) e 1.000X (à direita)	66
Figura 4.2	Micrografias (MO) da superfície atacada do aço AISI 1020 em um aumento de 200x (à esquerda) e 1000x (à direita).	67
Figura 4.3	União por parafuso do corpo de prova G-BOP modificado	69
Figura 4.4	Representação esquemática de fontes de calor pontual (a) e linear (b) e de seções transversais de cordões de solda que poderiam ser representados por estas fontes (c).	72
Figura 4.5	Condutividade térmica dos gases	77
Figura 4.6	Medida da diluição (a) soldagem sobre chapa e (b) soldagem em chanfro	78
Figura 4.7	Influência do gás de proteção na diluição	82
Figura 4.8	Influência do tipo de arame na diluição	83
Figura 4.9	Influência do tipo de corpo de prova na diluição	83
Figura 4.10	Corpo de prova G-BOP modificado com chapas conjugadas para avaliar o metal de solda no próprio metal de base a ser soldado	88
Figura 5.1	Macrografia das TIH obtidas sob atmosfera do gás C ₂₅	91
Figura 5.2	Macrografia das TIH obtidas sob atmosfera do gás H ₂	92
Figura 5.3	Influência do tipo de CP na variável de resposta (%TIH)	94
Figura 5.4	TIH (%) no MS em função das variáveis de influência	99
Figura 5.5	Variação do percentual de TIH (%) em função da atmosfera de proteção	99
Figura 5.6	Variação do percentual de TIH (%) em função do modo de construção dos corpos de prova	99
Figura 5.7	Variação do percentual de TIH (%) em função dos arames tubulares	100
Figura 5.8	Margem de influência da variável modo de construção dos CP	104
Figura 5.9	Relação entre o TIH (%) e o CE para diferentes tipos de eletrodos e atmosfera de proteção	105
Figura 5.10	Constituintes resultantes da decomposição da austenita no metal de solda	107
Figura 5.11	Perfil de dureza das regiões com o arame Flux Cored	111

Figura 5.12	Figura 5.12 – Perfil de dureza das regiões com o arame Metal Cored	111
Figura 6.1	Esquematização dos casos: (i) caso1, (ii) caso 2 e (iii) caso 3.	114
Figura 6.2	Malhas dos corpos de prova G-BOP padrão (i) e modificado (ii)	115
Figura 6.3	Propriedades térmicas (i) e mecânicas (ii) do Aço AISI 1020	116
Figura 6.4	Propriedades térmicas (i) e mecânicas (ii) do aço API 5L X70	116
Figura 6.5	Teste de condutância térmica de contato	117
Figura 6.6	Distribuição normal de tensão da pré-carga dos parafusos na seção transversal	118
Figura 6.7	Ciclo térmico na posição do termopar (i) e da seção transversal do cordão de solda (ii) para o teste G-BOP padrão no caso 1.	119
Figura 6.8	Ciclo térmico na posição do termopar (i) e da seção transversal do cordão de solda (ii) para o teste G-BOP modificado no caso 2.	119
Figura 6.9	Ciclo térmico na posição do termopar (i) e da seção transversal do cordão de solda (ii) para o teste G-BOP modificado no caso 3.	120
Figura 6.10	Distribuição geral das tensões residuais de soldagem transversal para os casos 1 (i), 2 (ii) e 3 (iii).	121
Figura 6.11	Variação da tensão normal nos três eixos do sistema	122
Figura 6.12	Tensões residuais triaxiais ao longo do comprimento do cordão de solda em seu centro geométrico para os três casos (i), perfil de tensão residual transversal ao cordão de solda na área do entalhe (ii), e tensão residual perpendicular ao cordão de solda no meio do entalhe, no sentido ascendente (iii).	123
Figura 6.13	Representação da área de TIH	124

LISTA DE TABELAS

Tabela 2.1	Requisitos de tensão para o aço X70, segundo classificação PSL1 e PSL2	8
Tabela 2.2	Constituintes no esquema de classificação de microestrutura de metal de solda de baixo carbono do IIW	13
Tabela 2.3	Classificação dos níveis de hidrogênio difusível num consumível	26
Tabela 3.1	Tabela 3.1 – Material de base conforme aquisição	34
Tabela 3.2	Composições químicas dos metais de base	35
Tabela 3.3	Propriedades Mecânicas dos Metais de adição	36
Tabela 3.4	Faixa da composição química de depósito dos Metais de adição	37
Tabela 3.5	Dimensões dos corpos de prova para o teste G-BOP padrão e modificado	39
Tabela 3.6	Parâmetros de soldagem utilizados	44
Tabela 3.7	Planejamento Fatorial por Réplica	49
Tabela 4.1	Composição química do metal base API 5L X70	65
Tabela 4.2	Composição química do metal base AISI 1020	65
Tabela 4.3	Carbono equivalente dos metais de base	65
Tabela 4.4	Microdureza dos metais de base (valores em HV)	68
Tabela 4.5	Quantidade de Hidrogênio difusível (HD)	68
Tabela 4.6	Valores típicos para k , ρ , C	73
Tabela 4.7	Valores Típicos para η	74
Tabela 4.8	Enquadramento da espessura da chapa (i) Padrão, (ii) Modificado 1020 e (iii) Modificado X70	75
Tabela 4.9	Variação média da corrente $I_m(A)$	76
Tabela 4.10	Resultados da diluição do cordão de solda para o ensaio G-BOP na soldagem FCAW	81
Tabela 4.11	Análise de variância da diluição do metal de base	86
Tabela 5.1	Caracterização microestrutural do metal de solda	90
Tabela 5.2	Resultados de TIH em função da região trincada e área total do cordão de solda	93
Tabela 5.3	Resultados de TIH em função das variáveis de entrada	96

Tabela 5.4	Resultados de TIH para os testes G-BOP padrão (B_M) e modificado (M_{20})	97
Tabela 5.5	Resultado da análise de variância entre as médias para cada tratamento	97
Tabela 5.6	Análise de variância dos resultados de TIH	103
Tabela 6.1	(%) TIH nos três casos observados sob uma mesma condição de gás e arame AWS E81T1 (F_C)	124

LISTA DE SIGLAS, SÍMBOLOS E ABREVIACÕES

Letras Latinas

A	Área de contato	[m ²]
C	Comprimento da tubulação adquirida	[mm]
c	Calor específico	[cal/g ^o .C]
D	Diâmetro externo da tubulação adquirida	[mm]
d	Diâmetro nominal do parafuso	[mm]
e	Espessura da parede da tubulação adquirida	[mm]
h	Coeficiente convectivo	[w/m ^{2o} C]
I	Intensidade de corrente	[A]
K	Condutividade térmica	[w/mK]
N	Força normal	[N]
P	Passo da rosca	[mm]
Q	Vazão do gás	[l/min]
q	Geração volumétrica de calor no interior da peça	[Cal]
U	Tensão de soldagem	[V]

Letras Gregas

ε	Alongamento	[%]
θ	Ângulo da tocha	
τ	Torque de montagem	[N.m]
μ	Coeficiente de atrito	
ρ	densidade	[Kg/m ³]
η	Eficiência do processo	
ε	Emissividade térmica da superfície	
σ _b	Constante de Boltzmann	[J/K]
σ	Desvio padrão	

ΔT	Diferença total de temperatura de duas faces externas	[°C]
μ	Coeficiente de atrito	
α	Ângulo da rosca	

Siglas

$\dot{Q}$	Potência térmica	[J/s]
AF	Ferrita acicular	
API	Instituto americano de petróleo	
Ar	Gás argônio	
ARBL	Alta resistência e baixa liga	
AWS	Sociedade americana de soldagem	
BWRA	Instituto Britânico de Soldagem	
CAD	Computer aided design (desenho assistido computador)	
C_{eq}	Carbono equivalente	
CO ₂	Gás dióxido de carbono	
CP	Corpo de prova	
CS	Cordão de solda	
CTS	Controlled Thermal Severity	
DBCP	Distância do bico ao corpo de prova	[mm]
E_s	Energia de soldagem	[KJ/mm]
FC	Agregado ferrita carboneto	
FCAW	Flux Cored Arc Welding	
F_i	Pré-carregamento no parafuso	[N]
FS(NA)	Ferrita com segunda fase não-alinhada	
FS(A)	Ferrita com segunda fase alinhada	
FS(SP)	Placas laterais de ferrita (side plates)	
FS(B)	Bainita	
FS(UB)	Bainita superior	
FS(LB)	Bainita inferior	
G-BOP	Gapped Bead-on-Plate	
h_{comb}	Coeficiente convectivo combinado	
H ₂	Gás hidrogênio	

H ₄	Nível de hidrogênio difusível	
IIW	Instituto internacional de soldagem	
ISO	Organização Internacional de Padronização	
K _D	Constante de deposição	
Le	Limite de escoamento	[Mpa]
Lr	Limite de resistência	[Mpa]
Li	Espessura da chapa	[m]
LSR	Laboratório de solidificação rápida	
MAG	Metal Active Gás	
MB	Metal de base	
MEF	Metodologia dos elementos finitos	
MEV	Microscopia eletrônica de varredura	
MIG	Metal inert Gás	
MS	Metal de solda	
OES	Espectometria por emissão ótica	
PF	Planejamento fatorial	
PF(G)	Ferrita de contorno de grão	
PF(I)	Ferrita intragranular	
RTC	Resistência térmica de contato	
SAP	Sistema de aquisição portátil	
S _e	Resistência de prova do parafuso	[Mpa]
T _∞	Temperatura de fluido externo	[°C]
T _H	Trincas de Hidrogênio	[%]
TIH	Trincas induzidas por hidrogênio	
T _S	Temperatura de superfície	[°C]
V _a	Velocidade de alimentação	[m/min]
V _s	Velocidade de soldagem	[mm/min]
V _Z	Vazão do gás de proteção	[l/min]

CAPÍTULO I

APRESENTAÇÃO

1.1 INTRODUÇÃO

O surgimento de novos materiais, somado à crescente necessidade de aumento da produtividade, tem exigido da comunidade científica atualizações constantes nos requisitos da soldabilidade dos aços, especialmente as aplicadas à tecnologia da soldagem de tubulações utilizadas pela indústria de óleo e gás. Contudo, a soldabilidade está correlacionada ao estabelecimento de procedimentos de soldagem adequados, bem como, ao desenvolvimento de metais de adição compatíveis, o que só é possível com o conhecimento da metalurgia da soldagem, aliado ao estudo das propriedades dos novos materiais. Entre esses materiais, destacam-se os aços de alta resistência e baixa liga (ARBL) da classe API 5L.

A fabricação de novos tipos de consumíveis exigida pelo surgimento desses novos materiais e processos de soldagem tem sido causa de alterações no comportamento de fatores e mecanismos que atuam no surgimento de trincas induzidas pelo hidrogênio (TIH) em juntas soldadas, fenômeno já largamente estudado e que, segundo Tawengi et al. (2014), representam mais de 90% das trincas em soldas de aços estruturais existentes.

No entanto, a aplicação de processos de fabricação em tais materiais, principalmente a soldagem, apresenta desafios, e dentre todos os problemas que afetam a soldagem dos aços em geral, e em nível mais sensível no que tange aos aços ARBL, o fenômeno TIH (TSUBOI et al., 1996). Apesar de impor muitos desafios à sua completa compreensão, é consenso que, para a ocorrência do fenômeno, devem estar presentes:

quantidade apreciável de hidrogênio dissolvido na junta soldada, microestrutura susceptível e tensões trativas, seja interna seja externa, atuando no material (CHAKRABORTY, 2016).

Com a manufatura dos aços ARBL, as trincas por hidrogênio passaram a ocorrer com maior frequência no metal de solda (MS). Isso está baseado, entre outros fatores, na maior temperatura de transformação da austenita, proporcionada a estes aços, pelo menor teor de carbono e elementos de liga presentes; dessa forma, a transformação (austenita -ferrita), na zona afetada pelo calor (ZAC), pode ser completada antes da total transformação do MS (Svensson, 1994). Por outro lado, a baixa solubilidade do hidrogênio na ferrita motiva maior difusão desse elemento na direção do metal de solda, reduzindo sua energia na direção contrária (MS $\rightarrow$ ZAC). Dessa forma, aumentaram-se as chances de retenção e fragilização pelo hidrogênio no MS, como última região de transformação da austenita, no caso dos aços ARBL (PEREIRA et. al., 2012).

Corroborando com Mattioli (2018), durante o resfriamento da solda (martensita) a difusão posterior para a região da ZAC ou permanência na ZF de parte do hidrogênio absorvido pela poça de fusão, está relacionado à temperabilidade dessas regiões. Para o primeiro caso, o metal de solda deve apresentar uma temperabilidade inferior à do metal de base. Isso significa que a austenita (γ) da ZF será transformada antes da sua total transformação na ZAC. No segundo caso, o metal de base apresentará menor temperabilidade em relação ao metal de solda, favorecendo a permanência do hidrogênio no metal de solda, cuja transformação da austenita será concluída por último.

A utilização do processo de soldagem ao Arco com Arame Tubular (FCAW – Flux Cored Arc Welding) tem crescido na indústria mundial e isso se deve à combinação das vantagens do processo de soldagem por eletrodo revestido (versatilidade, possíveis ajustes da composição química, operacionalidade no campo) com a alta produtividade do processo MIG/MAG.

Muitos são os testes de soldabilidade utilizados para avaliar a susceptibilidade de juntas às TIH, no entanto, o teste Gapped Bead-on-Plate (G-BOP), desenvolvido em 1974 por Graville & McParlan, (1974), regido pelo padrão US AWS B4.0 da American Welding Society, destaca-se principalmente por apresentar baixo custo e simplicidade na quantificação da susceptibilidade da junta Da Silva, (2009). Um dos inconvenientes do método é a necessidade de utilizarem chapas de grande espessura, o que levou Hart (1986) e Da Silva, (2009) a propor uma modificação para o teste, visando sua aplicação na investigação do fenômeno das TIH em chapas finas, bastante comuns em aplicações

com os aços ARBL. Além disso, o teste tem avaliado metais de solda, obtidos por metais de adição em metais de base para os quais não são recomendados e, conseqüentemente, a diluição do metal de base não está sendo considerada na avaliação do metal de solda ao fenômeno de TIH.

Portanto, neste trabalho, buscou-se estudar o Teste G-BOP quanto à sua flexibilização na variação da espessura da chapa usada, permitindo o ensaio e análise de metais de solda em chapas com espessuras inferiores às dos blocos normalmente utilizados. Com isso, metais de adição poderão ser avaliados em metais de base para os quais eles são recomendados. Isso permitirá o ensaio nas condições reais da aplicação, já que a diluição do metal de base no metal de solda poderá ser considerada.

1.2 Contribuição do trabalho

Este trabalho tem como propósito demonstrar a valia da proposta de mudança de configuração do teste G-BOP (Gapped Bead-On-Plate) quanto à avaliação da susceptibilidade de metais de solda ao fenômeno das trincas induzidas pelo hidrogênio, e adequar à realidade das novas classes de aços utilizadas, principalmente, em componentes da indústria de petróleo e gás. As principais contribuições sugeridas são:

- i. Validação experimental e por MEF da proposta de mudança de configuração do ensaio G-BOP padrão, quanto ao uso exclusivo de chapa grossa com espessuras de 50,8 mm;
- ii. Aplicar o teste G-BOP para avaliar o fenômeno TIH em metais de solda, executados com metais de adição e metais de base para os quais eles são indicados;
- iii. Consolidar a ferramenta método dos elementos finitos (MEF), utilizada na simulação computacional, como aliada na investigação de fenômenos complexos relacionados à soldagem, como as trincas Induzidas por Hidrogênio (TIH).

1.3 OBJETIVOS

1.3.1 Objetivo geral

O objetivo principal desta pesquisa consiste em demonstrar a validade de uma proposta de mudança de configuração do teste G-BOP (Gapped Bead-On-Plate), usando uma abordagem numérico-experimental para avaliar o fenômeno TIH em metais de solda.

1.3.2 Objetivos específicos

- Estudar a influência do teor de hidrogênio presente na composição do gás de proteção sobre a susceptibilidade dos metais de solda ao fenômeno TIH;
- Caracterizar a susceptibilidade ao TIH de metais de solda depositados por arames tubulares em aços AISI 1020 e da classe API 5L X70;
- Validar as variantes de configurações do ensaio GBOP através da correlação dos resultados experimentais e análises pelo FEM.

CAPÍTULO II

FUNDAMENTAÇÃO TEÓRICA

2.1 INTRODUÇÃO

Em linhas gerais, sabe-se que um dos maiores objetivos da manutenção é a manutenibilidade máxima operacional das estruturas e componentes fabricados, no propósito de garantir e elevar os índices de disponibilidade. Por outro lado, é previsível nas diversas etapas de fabricação e operação, a precipitação de algum dano estrutural (*processo de iniciação e crescimento de microfissuras e cavidades*), motivado principalmente, por fontes ainda não totalmente controláveis, como é o caso das trincas induzidas por hidrogênio (TIH). Na literatura, ainda existem divergências quanto à explicação desse fenômeno. Além de apresentar tamanhos abaixo do limite de detecção dos ensaios não destrutivos aplicáveis, as TIH podem surgir até dezenas de horas após um processo de fabricação, como por exemplo, no caso da soldagem. Isso já se justifica como um dos mais imprevisíveis tipos de descontinuidades que podem ser originados nas estruturas metálicas.

Estes e outros relevantes fatores correlacionados ao fenômeno TIH, são estudados neste capítulo, além do elemento hidrogênio; Destacam-se os fatores que contribuem para a sua ocorrência, as linhas de testes existentes e seus propósitos, como também, os modelos mais aceitos que buscam explicar esse micromecanismo causador da fragilização dos metais. Também são estudados o processo de soldagem adotado, os consumíveis e substratos selecionados, e o método dos elementos finitos (MEF), aplicado na investigação de problemas de engenharia, com relevantes destaques nos estudos térmicos envolvendo soldagem.

2.2 AÇOS DE ALTA RESISTÊNCIA E BAIXA LIGA (ARBL)

A tenacidade dos aços se tornou relevante nos processos de fabricação, a partir de falhas catastróficas ocorridas em estruturas soldadas. Os aços ARBL, além da

composição química desenvolvida, são submetidos a processamento termomecânico com o propósito de aumentar a resistência mecânica, atingindo um limite de escoamento mínimo de 275 Mpa (40Ksi).

Da mesma forma que nos aços carbono-manganês, são comumente encontradas nos aços ARBL pequenas quantidades de nióbio (até 0,05%), vanádio (até 0,1%), e/ou titânio (até 0,07%), além do manganês (até cerca de 1,5%) e silício (até 0,7%), com o propósito de refinar os grãos e, por precipitação, favorecer o endurecimento (KOU, 2003), em conjunto com processamentos termomecânicos adequados. Esse é o motivo de também serem conhecidos por aços microligados, já que pequenas quantidades de elementos ligantes podem modificar suas propriedades.

A quantidade de carbono típica não supera 0,2% e a quantidade total de elementos de liga é inferior a 2%. As temperaturas de transformação de fase sofrem influências pela maneira como os elementos de liga, adicionados nesses aços, são selecionados, reduzindo a temperatura de transformação da austenita para ferrita. Com a finalidade de refinar a microestrutura austenítica para essas faixas de adições, a laminação dos aços ARBL é controlada. Isso é transferido para a estrutura ferrítica resultante da sua transformação após a laminação (PLAUT *et al.*, 2009). A recristalização da austenita, ocorrida entre passes de deformação a quente, basicamente é suprimida pelo tratamento termomecânico realizado, em temperaturas relativamente baixas. (GORNI, 1999 apud PLAUT *et al.*, 2009) explica que o aumento no grau de encruamento, com redução significativa do tamanho de grão da austenita é o que resulta a microestrutura ferrítica igualmente refinada no final de elevada tenacidade, proporcionada por esse fenômeno metalúrgico.

2.2.1 Aços para tubos API 5L

O transporte de óleo e gás é realizado por oleodutos instalados em diversos ambientes de serviço. Alguns oferecem enormes desafios, provocados pela degradação ambiental e eventuais falhas pré-existentes. Além disso, buscam-se tubulações e diâmetro maiores que suportem as altas pressões operacionais, contribuindo para o transporte de maior diversidade de produtos. Isso leva ao uso de graus mais altos de resistência para evitar grandes espessuras de parede.

O processo de laminação termomecânica controlada (Thermomechanical Controlled Rolling – TMCR) foi introduzido, já no início dos anos 70. A partir dele, foi

possível eliminar a necessidade do tratamento térmico de normalização ao final da laminação. Dessa forma, foi viável a manufatura de aços API grau X70, com reduzidos percentuais de carbono e microligados ao nióbio e vanádio. Assim, a microestrutura ganhou maior uniformidade, nos grãos mais refinados de ferrita (FEDELE, 2002 *apud* MARTINS, 2013).

Os materiais de tubulação atuais no mercado mundial são frequentemente regulamentados de acordo com o padrão 5L do American Petroleum Institute (API). As principais considerações de design, descritas na API-5L, são baseadas na composição da liga e na resistência à tração. As composições químicas dos aços “grau X” são bastante simples, com limites máximos de C, Mn, S, P e outros elementos como nióbio e vanádio (Omale, 2016). As variações na resistência (por exemplo, entre X70 e X80) não resultam principalmente de variações na composição da liga, mas de variações na rota de processamento do aço (Omale, 2016).

Os tubos normatizados pela API 5L são expedidos em dois níveis de especificação de produto: PSL1 e PSL2. Este último é diferenciado do anterior pelo rigor dos requisitos técnicos, tais como: carbono equivalente (CE), tenacidade, limite de escoamento e resistência máximos. Dentro de cada nível, os aços API são classificados pelas letras A, B e X, seguidas do seu limite de escoamento. No caso dos que apresentam grau X, são considerados de alta resistência (JUNIOR, ROCHA & BRANDI, 2013).

Na década de 1980, com o tratamento termomecânico seguido de resfriamento acelerado, foi produzido o aço API 5L X80, com menor teor de carbono somado à excelente tenacidade e soldabilidade (MONTE, 2013). Mais recente, surgiram as novas classes de aços API X100 e API X120, a partir da adição de Mo, Cu e Ni, associados a tratamentos termomecânicos mais resfriamento acelerado modificado (MONTE, 2013). Conforme Fernandes (2011), essa evolução reduziu o peso das tubulações em 14%, utilizando o grau X70 comparado ao grau X60 e de 12,5%, utilizando o grau X80 comparado ao grau X70.

Os requisitos de tensão para o aço X70, classificado como PSL1 e PSL2, respectivamente, são registrados na Tabela 2.1.

Tabela 2.1- Requisitos de tensão para o aço X70, segundo classificação PSL1 e PSL2 (adaptado da Norma API 5L, 2012).

PSL1 – X70							
Limite de escoamento mínimo				Limite de resistência à tração mínimo			
psi		MPa		psi		Mpa	
70.000		483		82.000		565	
PSL2 – X70							
Limite de escoamento mínimo		Limite de escoamento máximo		Limite de resistência à tração mínimo		Limite de resistência à tração máximo	
psi	MPa	psi	MPa	psi	MPa	psi	Mpa
70.000	483	90.000	621	82.000	565	110.000	758

Barbosa et al (2014) investigaram a microestrutura e as propriedades mecânicas de dois aços API (X60 e X70). Uma análise química do aço X70 foi realizada usando um espectrômetro de emissão óptica Thermo ARL, e a microestrutura foi observada por microscopia eletrônica de varredura (MEV). A micrografia do aço X70 revelou a presença de bandas poligonais de ferrita/perlita, numa amostra de aços de baixa liga laminados a quente. Também foi observada a presença de uma pequena fração volumétrica de (bainita/perlita) degenerada e a ausência de ferrita acicular no aço X70. Os resultados dos testes de tração, impacto e dureza mostraram uma resistência à ruptura de 586MPa, a resistência à tração final de 640MPa, um alongamento total de 38%, a dureza Rockwell A, HRA 65 e o impacto Charpy absorveram a energia de 184J.

As propriedades de tração e impacto de tubulações de aços X70 expostas a ambientes de sulfeto de hidrogênio úmido (H_2S), foram investigadas por Wang et al (2015), através de testes mecânicos e de corrosão. Os resultados sugeriram que o Charpy absorveu energia, resistência à tração e redução na área do aço X70, que diminuiu após a corrosão com H_2S . Quando o hidrogênio foi liberado, se constatou maior energia absorvida no ensaio Charpy e a redução na área exibiu uma certa recuperação. A fractografia das amostras de tração e impacto mostrou falha mista dúctil-frágil após a corrosão e a liberação de hidrogênio. As regiões fraturadas com características quebradiças diminuíram após a liberação de hidrogênio. O hidrogênio foi associado à degradação das propriedades mecânicas.

2.2.2 Microestruturas comuns dos aços API 5L X70

Comumente são encontrados dois tipos de microestruturas em aços API 5L X70, ferrita-perlita ou microestrutura acicular. A primeira é resultado de um aço ARBL submetido a uma laminação controlada, sem que o resfriamento seja acelerado. Nos contornos de grão, a nucleação da ferrita e da perlita são favorecidas pelas condições cinéticas do tempo e da temperatura elevada (BHADESHIA, 2001 *apud* CALDEIRA, 2006). Para a obtenção da microestrutura acicular, um resfriamento acelerado entre 10 e 40°C/s deve ser realizado após atingida a faixa de temperatura entre 800 e 500°C, praticado logo em seguida ao processamento termomecânico. Assim se originar-se-á uma estrutura de grãos refinados de ferrita poligonal e ferrita acicular ou bainita com alta densidade de deslocamentos. A taxa de resfriamento e a composição química do aço são os responsáveis pela fração resultante de ferrita acicular ou bainita. Essa microestrutura proporciona no aço uma boa combinação de resistência mecânica e tenacidade (BHADESHIA, 2001 *apud* CALDEIRA, 2006).

Montes *et al.* (2016) descreveram as microestruturas do aço API 5L X70. Foi estudado um aço com 0,07%C e formado por uma microestrutura constituída de ferrita e perlita, Figura 2.1.

Park *et al.* (2017, *apud* Mattioli, 2018) estudaram dois aços de grau X70, constituídos de 0,064% e 0,072%, respectivamente de carbono. A microestrutura do primeiro aço, Figura 2.2a apresentou ferrita poligonal (áreas brancas) e perlita (áreas pretas). No segundo aço, a microestrutura resultante é constituída de ferrita irregular e pequenas quantidades de perlita, mostrado na Figura 2.2b.

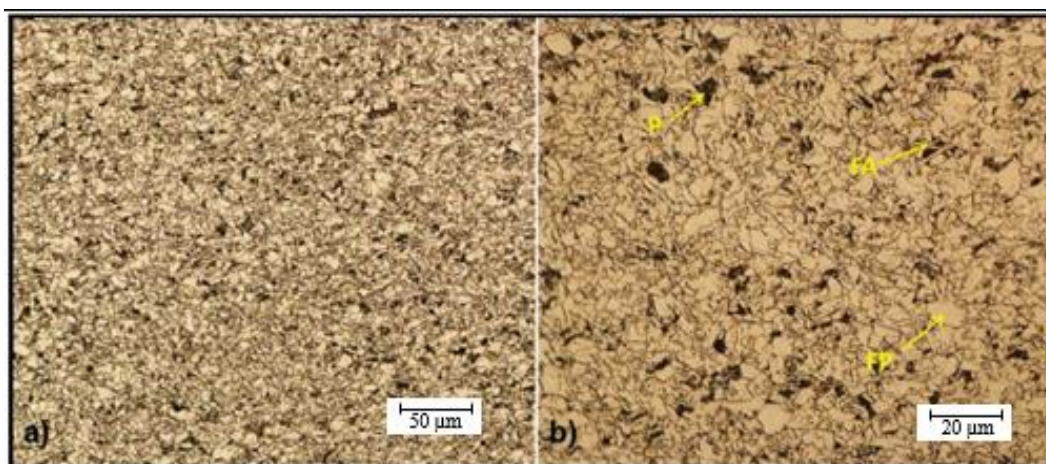


Figura 2.1 - Aço API 5L X70 (FA: ferrita acicular; FP: ferrita poligonal; P: perlita) atacado com Nital a 2% (a) aumento de 200X; (b) aumento de 500X
(Fonte: MONTES *et al.*, 2016 apud Mattioli, 2018)

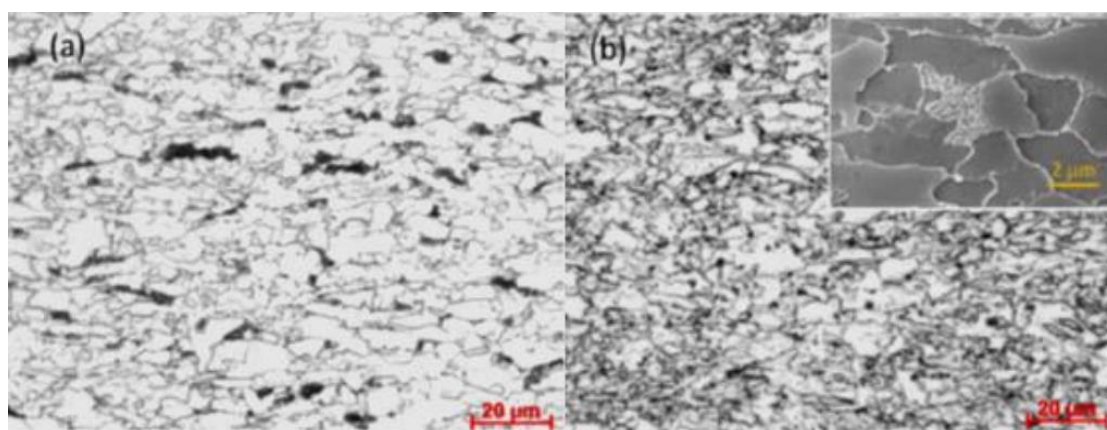


Figura 2.2 - Microestruturas de dois aços API 5L X70 atacados com Nital a 2%, com aumento de 1000x (a) 0,064% de carbono e; (b) 0,072% de carbono e a imagem do MEV mostrando pequenos pacotes de perlita.
(Fonte: MONTES *et al.*, 2016 apud Mattioli, 2018)

2.2.3 Soldagem do Aço API 5L X70

A soldagem dos aços API é regulamentada pela norma API 1104 (1999), cuja especificação de procedimentos, utilização de processos de soldagem: manual, semi-

automático, automático, ou pela combinação destes, está prevista no sub-item 5.3.2.1 da sua regulamentação, relativos aos processos executados na soldagem de dutos.

Araújo et al (2015), ao realizar estudos com juntas soldadas em tubo sem costura de grau API 5L X70, pelo processo SMAW, seguidas de tratamentos térmicos a 920 °C e 600°C, notaram que a 920°C foi favorecida a formação de uma estrutura ferrita/perlita, com consequente redução na resistência mecânica das juntas, atingindo valores inferiores aos especificados para o grau do aço em estudo. Entretanto, o tratamento térmico a 600 °C mostrou-se benéfico devido à redução da fração volumétrica dos constituintes martensita/austenita e martensita-austenita-bainita, sem reduzir, de forma significativa, a resistência mecânica e com relativo ganho na tenacidade ao impacto na ZTA e na ZF.

Mattioli et al (2018) estudaram o efeito da resistência mecânica do metal de solda sobre a susceptibilidade de um aço API-5L-X70 ao trincamento pelo hidrogênio e para isso, utilizaram dois eletrodos celulósicos, AWS-E6010 e AWS-E8010. Como resultado observaram uma tendência maior à fissuração quando foi utilizado o eletrodo AWS-E6010. De acordo com o autor, pode ser relacionado a menor resistência mecânica da solda resultante e ao fato de o eletrodo ser menos ligado. Assim, o metal de solda pode se transformar a temperaturas mais elevadas, o que causou uma maior migração do hidrogênio para a ZTA.

Neto (2003) constatou diferenças nos microconstituintes do metal de solda que garantiram adequada tenacidade, devido à soldagem de chapas de aço API 5L X70, utilizando o arame tubular E81T1 – Ni1, através de variações no preaquecimento. Também, expressivos ganhos de resistência à tração, impacto e dureza, comparados aos realizados com eletrodos revestidos, foram notados, depois de realizada a soldagem de aços com graus X70 e X80.

2.3 O PROCESSO DE SOLDAGEM FCAW

O processo de soldagem por fusão com arame tubular (Flux Cored Arc Welding - FCAW) utiliza o calor do arco elétrico gerado entre a poça de fusão e o arame metálico contínuo e consumível. A proteção do arco é feita pelo fluxo interno do arame, podendo ser ou não, complementada por um gás de proteção.

Além da redução na incidência de defeitos, ganhos na produtividade em até 20%, são previstos, pela substituição do arame sólido de 1,0 mm pelo arame tubular de

1,2 mm, o qual apresenta menor densidade. Por outro lado, o processo com arame tubular auto protegido, utilizado nos locais onde o gás de proteção não é disponível, perde em produtividade, quando comparado ao processo com proteção gasosa, o que torna ainda muito pequeno o número de tubulações soldadas com o arame auto protegido (WIDGERY, 1999).

2.3.1 Microconstituintes no metal de solda

No metal de solda as microestruturas resultantes dependem de vários fatores como: composição química do metal de base e metal de solda, ciclo térmico de soldagem, tamanho de grão austenítico e teor de distribuição das inclusões não metálicas; além do mais, são estes fatores também influenciados pela energia de soldagem, espessura e geometria da junta e pelas temperaturas de pré-aquecimento e entre passes.

Foi desenvolvido pelo *International Institute of Welding* (IIW, 1988, apud Castro, 2015) uma identidade de classificação para os constituintes microestruturais presentes em metais de solda ferríticos. Essa descrição corresponde a observações realizadas por microscopia ótica, conforme classificados na Tabela 2.2. Os principais constituintes presentes nos aços são:

- Ferrita Poligonal Intragranular (PF(I)): Grãos de ferrita, usualmente poligonais, localizados dentro dos grãos austeníticos prévios e cerca de três vezes maiores que os grãos ou lâminas adjacentes de ferrita.
- Ferrita de contorno de grão (PF(G)): Formada nos contornos de grãos austeníticos a elevadas temperaturas de transformação, onde são nucleados, longitudinalmente, cristais de ferrita. Apresenta um aspecto de veios de grãos poligonais ou equiaxiais, relativamente grandes. É possível a presença de constituintes ricos em carbono, impurezas e perlita entre seus grãos, motivo pelo qual esse constituinte não é desejável em soldas que devem apresentar elevada resistência à fratura por clivagem.
- Ferrita com segunda fase não alinhada (FS(NA)): Ferrita envolvendo completamente ou (i) “microfases” aproximadamente, equiaxiais, ou distribuídas aleatoriamente, ou (ii) lâminas isoladas de AF.

- Ferrita com segunda fase alinhada (FS (A)): Duas ou mais placas paralelas de ferrita. No caso de apenas duas placas, a razão de forma deve ser maior do que 4:1. Esse constituinte pode ser sub-classificado como placa lateral de ferrita, bainita superior ou inferior.
- Ferrita acicular (AF): Grãos de ferrita pequenos e não alinhados, localizados no interior dos grãos austeníticos prévios. Uma região de AF, comumente, inclui placas isoladas de grande razão de forma (relação entre o maior e o menor eixo).
- Ferrita com carbonetos agregados (FC): Estruturas finas de ferrita e carboneto, incluindo ferrita com carbonetos “interfásicos” e perlita. Se o agregado é claramente identificado como perlita, ele deve ser designado como FC(P). Se o agregado for menor que as lâminas adjacentes dentro do grão austenítico prévio, ele deve ser desprezado.

Tabela 2.2 – Constituintes no esquema de classificação de microestrutura de metal de solda de baixo carbono do IIW

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

Fonte: IIW (1988, apud Castro, 2015) adaptada

Conforme a literatura (Linnert, 1994; Chaveriat et al., 1987), algumas dessas microestruturas são susceptíveis ao fenômeno TIH. A presença de ferrita de contorno de grão PF(G) e a ferrita de segunda fase alinhada FS(A) favorecem a nucleação de trincas, reduzindo a tenacidade da solda.

Esse tipo de microestrutura presente na ZF em aço de baixo carbono e baixa liga foi constatado por (Ventrella, 2004 apud Mattioli, 2018), que, utilizando como consumível o eletrodo AWS E8010G, realizou soldas sob diferentes correntes em um aço API 5L X70. Foi registrada na ZF de todos os testes, uma microestrutura composta basicamente de ferrita de segunda fase alinhada, ferrita primária de contorno de grão, ferrita poligonal e ferrita acicular. A única variante constatada de uma microestrutura para outra foi o percentual de cada constituinte.

A Figura 2.3 ilustra alguns dos principais constituintes encontrados na soldagem em aços de baixo carbono.

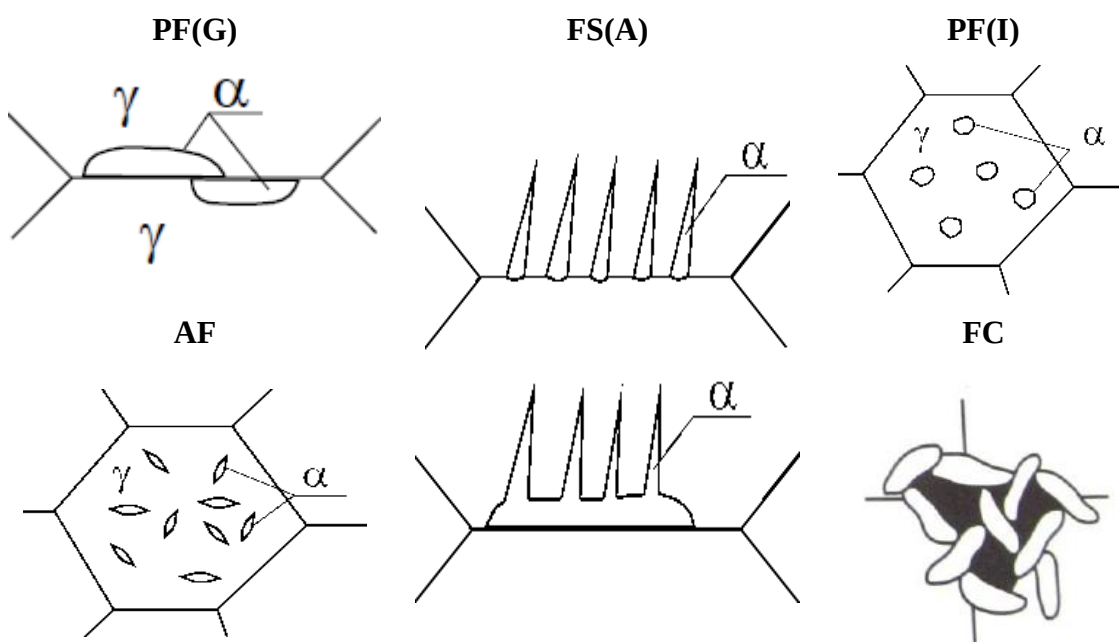


Figura 2.3 - Esquema de algumas morfologias de constituintes conforme a classificação do IIW de micrografias padrão para comparação
(Fonte: Adaptada de MODENESI, 2012)

2.4 TRINCAS INDUZIDAS PELO HIDROGÊNIO

Segundo Maroef (2013), a dinâmica das TIH se inicia com a dissolução de átomos, íons e moléculas de hidrogênio presentes na atmosfera, em contaminações na superfície do material e nos fluxos de gás ou material envolvidos na soldagem, sendo dissolvidos na poça de fusão, durante a realização da soldagem.

Durante o posterior resfriamento e consequente solidificação, o MS torna-se supersaturado em hidrogênio, que tende a migrar para a ZAC ou não, buscando estabilizar as condições de diluição. Se a microestrutura na ZAC for austenítica, com maior propensão à diluição de hidrogênio, este se difundirá nesta região através da linha de fusão; caso contrário, se a ZAC tiver passado pelas transformações microestruturais mais rapidamente, o hidrogênio acabará por permanecer no MS. Independente da região em que estiver presente, durante o rápido resfriamento, após a soldagem, o metal passa por transformações que induzem microestruturas frágeis, tais como bainita e martensita, fazendo com que o hidrogênio fique aprisionado em um estado de alta energia. O hidrogênio passa a buscar defeitos e descontinuidades na rede cristalina, ali sendo acumulado e formando as chamadas "armadilhas".

A partir daí, o terceiro elemento, as tensões residuais de tração atuantes no material após a soldagem, ao agir em tais armadilhas, que já estão fragilizadas pela presença de hidrogênio, dão início à formação da trinca e estabelecem sua propagação, que ocorre para longe do ponto de concentração de hidrogênio. Este se difunde na trinca, acelerando também seu crescimento e estabelecendo o fenômeno da TIH.

Embora na literatura sejam encontradas diversas denominações como: trincamento a frio, trincas retardadas, trincas assistidas por hidrogênio e trincamento por hidrogênio na ZAC, entre outras, o termo “Trincas Induzidas pelo Hidrogênio” tem sido o mais comumente utilizado nas pesquisas.

O fenômeno TIH acontece entre 200°C e (-100°C), por isso a razão de ser frequentemente, conhecido como trincamento a frio. Depende basicamente de três fatores atuando conjuntamente: quantidade de hidrogênio difusível na solda, tensões tratativas no material, (sejam estas internas ou externas após o processo de soldagem) e uma microestrutura susceptível (DI-JING, HONG & JIANMING, 1994).

Um aspecto característico identificado quanto à propagação de TIH é a sua natureza retardada, ou seja, a sua iniciação, que pode acontecer alguns minutos, horas, ou, algumas vezes, dias e semanas após a soldagem ter sido executada.

Entre os vários modelos que procuram explicar este micromecanismo da fragilização por hidrogênio nos metais, os dois mais aceitos atualmente, segundo Carvalho (2012) são: o “Hydrogen enhanced local plasticity” (HELP) e o “Hydrogen-induced decohesion” (HEDE).

O modelo HELP, que significa “Aumento da plasticidade local pelo hidrogênio”, caracteriza a teoria de que o aumento na mobilidade das discordâncias presentes na rede cristalina do aço é fruto da difusão do hidrogênio atômico, provocando a redução da resistência ao cisalhamento, facilitando a formação de microvazios (dimples), que se coalescem ao longo de planos de deslizamento preferenciais resultando numa fratura extremamente localizada.

O modelo HEDE, ou “Decoção induzida pelo hidrogênio”, consiste na teoria cujas ligações atômicas na ponta de uma trinca são enfraquecidas pela dilatação da rede cristalina causada pela presença do hidrogênio. Isto faz com que a energia necessária para provocar a fratura seja diminuída. Neste modelo, o mecanismo de fratura é característico de clivagem, que atinge a família do plano (100) do sistema cúbico de corpo centrado (CCC), resultando numa fratura frágil do ponto de vista macroscópico.

Entre os fatores que correlacionados motivam o fenômeno das trincas a frio, o hidrogênio se destaca como o mais importante. Isso justifica a causa da trinca sobre a qual se busca um maior entendimento.

2.4.1 Causas e consequências das TIH

TIH é um fenômeno amplamente aceito como fissuras provenientes da atuação conjunta das três condições ilustradas na Figura 2.4. em uma junta soldada.

- Quantidade suficiente de hidrogênio - os aços de alta resistência e baixa liga – ARBL são frequentemente soldados por meio de processos de soldagem a arco. Nesses processos, a temperatura muito elevada do arco chega a atingir 10.000°C durante a soldagem (GLICKSTEIN, 1997). Essa alta temperatura chega a dissociar em íons quase todas as moléculas presentes na coluna do arco. A água presente no fluxo dos consumíveis é uma fonte de hidrogênio na forma combinada a ser dissociada pelo arco. Assim, em todos os processos de soldagem com fluxo, é introduzida na poça de fusão, certa quantidade de hidrogênio (Dayal, 2003; Jenkins

et al., 1997). A introdução das diferentes quantidades de hidrogênio difusível, nos diferentes processos de soldagem está mostrada na Figura 2.5.

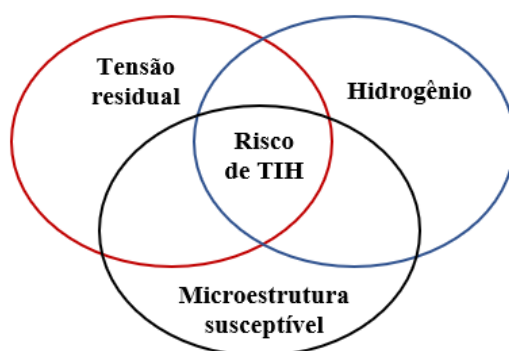


Figura 2.4 – Ilustração das três condições essenciais com atuação simultânea para causar TIH

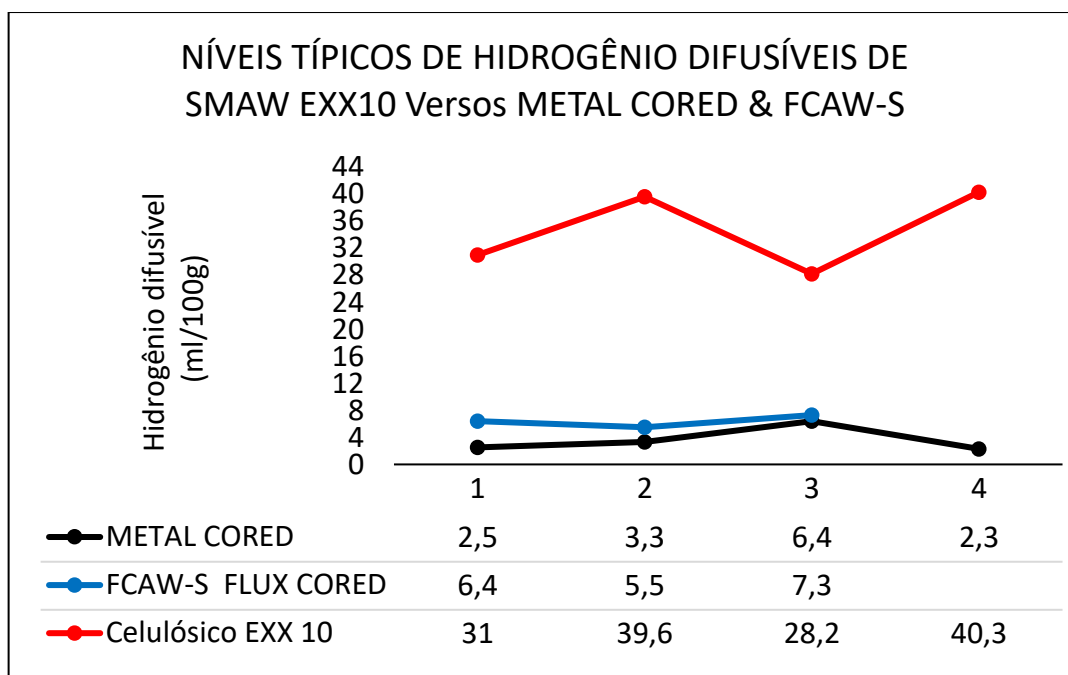


Figura 2.5 – Hidrogênio introduzido em diferentes processos de soldagem

Fonte: (PADHY, 2013)

- Tensão residual de tração na soldagem - o calor durante a soldagem tem aplicação altamente localizado. Esse aquecimento localizado sucedido do resfriamento rápido é responsável pela expansão e contração térmica, originando, na soldagem, a tensão residual de tração. A concentração da tensão se dá na raiz e na ponta da solda, bem

como nas inclusões, defeitos e entalhes na raiz e ponta da solda. Uma tensão externa, aplicada imediatamente após a soldagem, pode atuar de forma complementar da tensão local (Du Plessis, 2006). A tensão desenvolvida numa solda é função dos parâmetros: geometria e tamanho da solda, resistência ao escoamento do metal de solda, metal de base e restrição externa. Por outro lado, é conhecido que a diminuição da taxa de deformação resulta no aumento de TIH (Savage, 1978). Portanto, a susceptibilidade ao TIH é maior nos momentos finais de resfriamento, já que a taxa de deformação é decrescente (GAO, 2012 E CARON, 2010).

- Microestrutura suscetível - o risco de fragilização por hidrogênio está associado ao aumento na intensidade de dureza do aço, tanto nos aços C-Mn quanto nos aços de baixa liga. A formação microestrutural é consequência dos parâmetros: taxa de resfriamento, composição, temperabilidade dos metais de base e de solda, bem como do tamanho de grão austenítico, a priori, antes da transformação. A região mais propensa à fissuração está na ZTA. A taxa de resfriamento é função da espessura e geometria da peça, entrada de calor na soldagem e temperatura de preaquecimento. Já a temperabilidade será atribuída à composição química do aço, expressa pelo carbono equivalente.

Ocorre, próxima da temperatura ambiente, a formação das trincas pela ação do hidrogênio, pois é, em torno desta temperatura, que a fragilização causada nos aços pelo hidrogênio é máxima. Considera-se que as TIH ocorrem entre cerca de -100 e 200°C .

São interdependentes os três primeiros fatores descritos (presença de hidrogênio, tensões e microestrutura suscetível). Basta a presença de um deles com alta intensidade para a fissuração ocorrer mesmo que os outros fatores não sejam elevados.

O quarto fator, ou seja, o material estar no intervalo de temperaturas de fragilização, é sempre necessário. Uma das formas principais de se controlar a fissuração pelo hidrogênio baseia-se exatamente neste fato (MODENESI, 2012)

2.4.2 SOLUBILIDADE DO HIDROGÊNIO NAS LIGAS FERROSAS

A solubilidade do hidrogênio no aço é função, não só da estrutura cristalina como da pressão parcial do gás quando em contato com o material e a temperatura.

Existe uma extensa literatura referente à solubilidade do hidrogênio em metais, tendo em vista a sua grande interação com outros elementos. Na temperatura ambiente, a solubilidade do hidrogênio no ferro, apresentada por Grong (1994) na Fig. 2.6 é muito baixa, porém, cresce à medida que esta se eleva. Na temperatura de 910°C, quando ocorre a mudança na forma alotrópica de ferrita (CCC – ferro α) para austenita (CFC – ferro γ), é notável um considerável aumento na solubilidade do hidrogênio. Na sequência, sucede um gradativo aumento até a transformação γ - δ ser alcançada. Um decréscimo seguinte na solubilidade ocorre até que um novo aumento gradual acontece entre esta última transformação e o ponto de fusão. A partir daí, ocorre um aumento brusco da solubilidade no estado líquido.

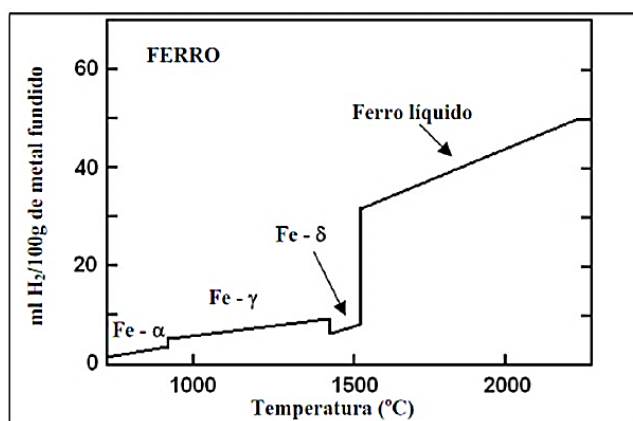


Figura 2.6 – Solubilidade do hidrogênio no ferro (Adaptado de GRONG, 1994).

A probabilidade de um aço fissurar pelo hidrogênio aumenta quando a microestrutura propicia maior facilidade na sua difusão. Haq *et al.* (2013) explicam que as fases presentes, os vazios e discordâncias, os contornos e os tamanhos de grãos, as interfaces com inclusões não metálicas e as partículas precipitadas são obstáculos para essa difusão do hidrogênio. Portanto, esses elementos podem agir de maneira a reduzir a sua mobilidade dentro do metal. Isso pôde ser constatado pelo uso de uma técnica de permeabilidade eletroquímica. Foi verificado em um aço X70 com maior percentual de manganês, maior difusividade do hidrogênio, o que foi atribuído a uma estrutura mais grosseira e não uniforme presente. Haq *et al.* (2013) também estudaram o efeito da microestrutura na permeabilidade do hidrogênio em dois aços X70 diferentes nas porcentagens de manganês 1,2% e 0,5%. Enquanto o aço, com menor peso de

manganês, mostrou uma microestrutura uniforme de grãos finos de ferrita e maior densidade de precipitados de carbonitreto, no de maior peso se constataram grãos grossos de ferrita e microestrutura menos uniforme.

2.5 MECANISMOS DE TIH EM JUNTAS SOLDADAS

A propensão do hidrogênio absorvido pela poça de fusão se difundir dentro da solda é motivada por fatores como: temperatura, teor da liga/microestrutura do material, soldabilidade, armadilhas e efeitos de tensão.

Através da temperatura de transformação das regiões do metal de solda e ZAC durante a soldagem, Kou (2002) modificou a afirmação dada por Granjon (1971) quanto à difusão e o acúmulo de hidrogênio na zona ZAC para os aços carbono, considerando um caso específico onde o metal de solda se transforma em ferrítico e a ZAC em martensítico / bainita. A transformação da austenita em ferrita acontece a temperaturas mais elevadas que a sua transformação em martensita / bainita. Por isso, durante o resfriamento da solda, a ZAC ainda permanece austenita após o metal de solda se transformar em ferrita a alta temperatura, conforme ilustrado na Fig.2.7.

É consensual na literatura (Sawhill Jr., Dix e Savage, 1974; Savage, Nippes e Tokunaga, 1978; Easterling, 1983; Linnert, 1994) que TIH na soldagem está associada a uma coexistência de uma quantidade suficiente de hidrogênio, alta tensão residual e uma microestrutura suscetível à fragilização. Contudo, nenhum desses mecanismos explica completamente o fenômeno e permanece um amplo desacordo acerca do mecanismo exato (Padhy & Komizo, 2013).

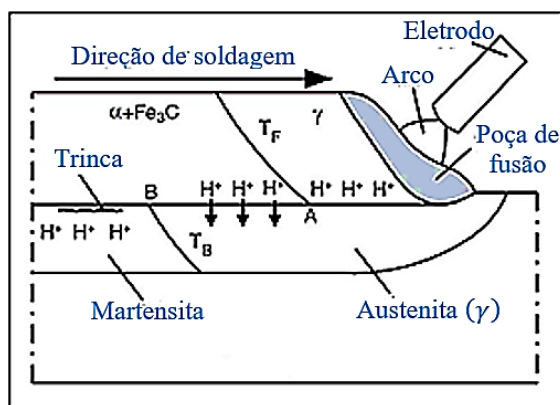


Figura. 2.7 – Esquematização da difusão de hidrogênio para ZAC (Fonte: Kou, 2002)

Uma sequência de eventos que motiva o fenômeno TIH em juntas soldadas pode ser descrita a seguir (Plessis, 2006; Maroef, 2002 apud Padhy & Komizo, 2013):

- a. A umidade disponível nas proximidades da atmosfera do arco de soldagem é dissociada para produzir moléculas de hidrogênio, átomos de hidrogênio e íons de hidrogênio.
- b. As moléculas de hidrogênio, átomos e íons são dissolvidos na poça de fusão fundida.
- c. Durante o resfriamento e solidificação do metal de solda, ele se torna supersaturado com hidrogênio.
- d. O hidrogênio supersaturado no metal de solda tem propensão a migrar para a ZAC. Se a ZAC for austenítica, o hidrogênio se difunde do metal de solda, através da linha de fusão para a ZAC porque a austenita tem maior solubilidade para o hidrogênio. Se a ZAC se transformar antes do metal de solda, ou seja, se o metal de solda for austenita, o hidrogênio estará no metal de solda.
- e. Enquanto o hidrogênio é dissolvido no metal de solda da austenita ou ZAC, durante o resfriamento rápido, a austenita é transformada na martensita ou bainita suscetíveis a trincas. O hidrogênio realmente dissolvido na austenita agora permanece na martensita ou bainita em um estado de alta energia.
- f. O hidrogênio de alta energia procura os defeitos e descontinuidades nas redes por difusão e lá se aloja. Os locais de acumulação de hidrogênio são conhecidos como armadilhas.
- g. A tensão de tração residual na soldagem, que é gerada pelo volume, muda devido à transformação e é ainda complementada por qualquer restrição externa, atua com o acumulado hidrogênio para ampliar as descontinuidades da rede para o tamanho da trinca. O hidrogênio acumulado pode acelerar o fenômeno da TIH, diminuindo a força coesiva da estrutura metálica. Uma vez formada, a trinca cresce com o aumento da concentração do hidrogênio.
- h. O crescimento da trinca leva a ponta da trinca para longe do ponto de concentração de hidrogênio. O hidrogênio então se difunde na ponta da trinca facilitando o crescimento da mesma.

As localizações das trincas em uma junta soldada foram estudadas com mais detalhes por Matsuda et. al (1983). Foi assumida, em seu estudo, uma variação da

concentração de hidrogênio, com o tempo, no metal de solda, como sendo diferente daquela na ZAC, Fig. 2.8. Essa diferença foi atribuída aos diferentes históricos térmicos ocorridos nas regiões do metal de solda e da ZAC. No caso de um metal de solda com menor dureza, a região preferencial de trincamento será a ZAC. O motivo está associado ao maior nível de tensão necessário para o trincamento no MS. Em contrapartida, para um metal de solda com alta dureza, o trincamento dará início no MS, já que a tensão crítica necessária para o trincamento é encontrada no metal de solda antes da ZAC.

De acordo com Padhy & Komizo (2013), o risco de TIH é improvável quando estiver ausente ou reduzido, pelo menos, um desses três fatores (microestrutura susceptível a trincas, tensão residual e suficiente quantidade de hidrogênio difusível). Provavelmente, a redução na taxa de resfriamento do MS é a condição mais prática para atenuar os riscos de TIH, já que a tensão residual e a temperabilidade da soldagem são mais difíceis de controlar. Com uma taxa de resfriamento lento, além de proporcionar mais tempo para o hidrogênio na solda se difundir, motiva-se a formação de microestruturas (ferrita e perlita) menos susceptíveis à TIH do que (martensita ou bainita). Essa redução na taxa de resfriamento é possível aumentando a entrada de calor na solda, entretanto, as suas propriedades mecânicas podem ser afetadas.

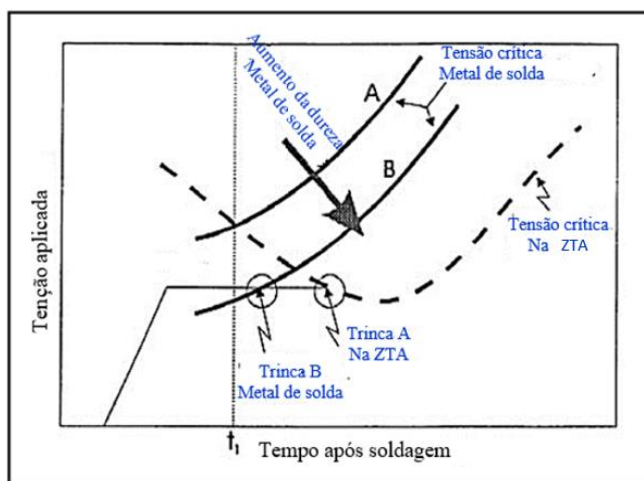


Figura 2.8 – Variação de tensão no metal de solda e ZAC como uma função do tempo após a soldagem. (A) Baixa dureza no MS, localização da trinca está na ZAC, (B) Alta dureza no MS, a localização da trinca é no MS (Fonte: Adaptada de Matsuda et.al, 1983)

Portanto, a mais simples e amplamente utilizada técnica para minimizar o risco das trincas nas peças soldadas se faz pelo pré-aquecimento das mesmas. Dessa forma, a taxa de resfriamento da junta, após a soldagem, é reduzida (FUNDERBURK, 1998, HORNBERGER, 2007).

2.5.1 Carbono equivalente

O carbono equivalente (CE) é considerado como o teor de carbono normalizado do aço Padhy & Komizo (2013). Em geral, a susceptibilidade às TIH cresce com o seu aumento. É interessante perceber que um maior teor de liga implica em aumento do CE do aço, que, embora tenha baixo teor de carbono, seria mais suscetível à TIH.

Os novos aços ferríticos possuem valores de CE_{IIW} relativamente baixos, os quais são justificados pelos níveis mais baixos de carbono, de microligamento e de processamento termomecânico, realizado para obter adequada resistência. Valores abaixo de 0,4% são pouco sensíveis à fissuração por hidrogênio, como referenciado pela AWS (2011), enquanto valores acima deste requerem alguns cuidados quando da soldagem. Aços API 5L modernos possuem o valor do carbono equivalente, em torno de 0,35% ou menos. Alguns Aços X80 possuem valor entre 0,40 a 0,45% (MALCOLN, 2007).

Atualmente, existem duas Equações (2.1) e (2.2) comumente utilizadas para o cálculo do carbono equivalente, apresentadas a seguir (MALCOLN, 2007).

$$CE(P_{cm}) = C + \frac{S_i}{30} + \frac{M_n}{20} + \frac{C_u}{20} + \frac{N_i}{60} + \frac{C_r}{20} + \frac{M_o}{15} + \frac{V}{10} + 5B \quad (2.1)$$

$$CE_{IIW} = C + \frac{M_n}{6} + \frac{(C_r + M_o + V)}{5} + \frac{(N_i + C_u)}{15} \quad (2.2)$$

O primeiro caso é quando a porcentagem de carbono é menor ou igual a 0,12%. O cálculo do carbono equivalente deve ser estabelecido usando a Equação 2.1. Entretanto, a fórmula do carbono equivalente do IIW (International Institute of Welding), Eq.2.2 aplica-se em aços normalizados com alto teor de carbono, ou seja, maior que 0,12%. A sua vasta aplicação é especificada pela API 5L.

2.6 FONTES DE HIDROGÊNIO DURANTE A SOLDAGEM

Durante a soldagem sempre algum hidrogênio estará presente, sendo o teor de hidrogênio, no metal de base, dado em ppm e o teor de H₂, no metal de solda, dado, normalmente, em ml/100g de metal depositado. Para efeitos de comparação, 1ml H₂/100g equivale a 0,89 ppm (BUSCHINELLI, 2017).

Sabe-se que acontece a introdução de uma certa quantidade de hidrogênio na solda em todos os processos de soldagem que utilizam fluxo (Sadhana, 2003). As fontes de hidrogênio em um processo de soldagem, podem diferir de um processo para outro. Com base na quantidade de hidrogênio que contribui para o conteúdo total de hidrogênio do metal de solda, essas fontes são classificadas em duas categorias: a principal e as fontes menores. A fonte principal de hidrogênio, em uma solda, é a água / umidade quimicamente ligada no fluxo ou núcleo do eletrodo (SMAW ou FCAW), fluxo de pó (SAW) e hidrogênio no gás de proteção (GTAW e GMAW) (McKeown, 1985, Li, 1992).

Na interação Hidrogênio-Metal, onde a superfície do metal se encontra em contato direto com o gás, o processo que ocorre é a dissolução do gás no metal. A dissolução do hidrogênio nos metais compreende quatro etapas (Figura 2.9): adsorção física (ou fisissorção), adsorção química (ou quimissorção), penetração através da superfície e difusão (MIRANDA, 1994).

O hidrogênio pode ser absorvido durante um processo de soldagem por diversas fontes. Além da atmosfera, o próprio revestimento e contaminações na superfície da peça podem atuar como uma dessas fontes. Após a solidificação da poça de fusão, parte desse hidrogênio pode permanecer em solução sólida. Conforme a temperatura de transformação da zona fundida e da ZAC, o hidrogênio pode difundir, preferencialmente, para a região de grãos grosseiros ou residir na ZF. O primeiro caso ocorre quando a temperabilidade do metal de solda for inferior à do metal de base, que significa uma transformação da *austenita* (γ) na ZF antes da sua transformação na ZAC durante o resfriamento da solda (Granjon, 1971).

O hidrogênio tenderá a permanecer no metal de solda caso o metal de base apresente menor temperabilidade. Contudo, em ambos os casos, eventualmente, parte do hidrogênio será difundido para a atmosfera.

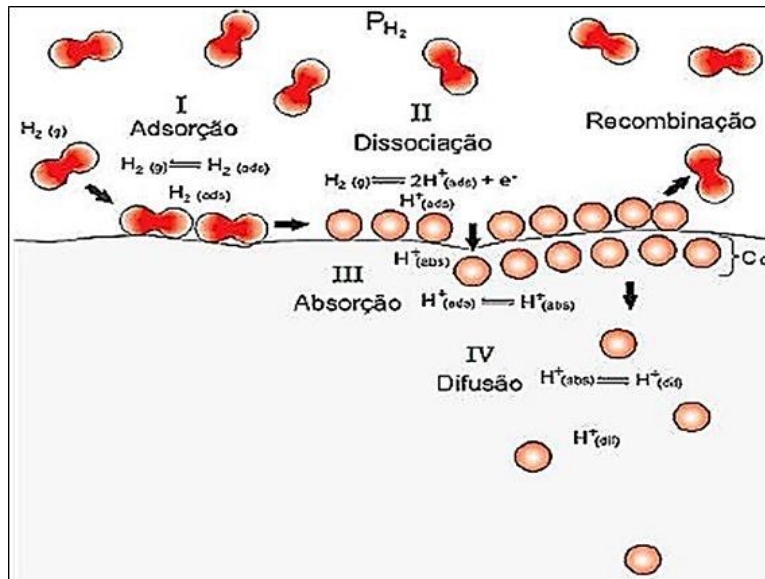


Figura 2.9 – Etapas da hidrogenação de um metal: I – adsorção física; II – adsorção química dissociativa; III – absorção; IV – difusão.

(Fonte: Adaptado de TORRES (2011, apud QUEIROZ, 2016)

2.6.1 Armadilha de hidrogênio na soldagem

Uma armadilha constitui uma barreira na qual a difusão do hidrogênio supersaturado no material pode ser preferencialmente retido.

Historicamente aceita-se que o hidrogênio é um dos três fatores responsáveis pelas denominadas TIH, por isso, a necessidade de remover ou reduzir a sua entrada na junta soldada. Ele é o fator onipotente e deve ser reduzido. O hidrogênio presente numa junta soldada é a soma das quantidades de hidrogênio residual e difusível. O hidrogênio residual consiste na quantidade de hidrogênio capturada nas armadilhas irreversíveis (Pressourye, 1978 *apud* Padhy & Komizo, 2013), que necessita de uma alta temperatura (≥ 600 °C) para ser liberado. Caso contrário, não pode se difundir nas baixas temperaturas em que as trincas ocorrem. Por isso, não contribui com o fenômeno das TIH. A outra parte do hidrogênio absorvido é o hidrogênio difusível (HD) que, segundo Pressourye (1978, *apud* Padhy & Komizo, 2013) é aprisionado nos fracos locais de armadilha com baixa energia de retenção (≤ 50 K_J/mol), sendo capaz de escapar dessas armadilhas, mesmo a temperaturas mais baixas, (ou seja, próximo de 45°C) e se difundir pela rede cristalina. Devido à facilidade de difusão, é considerado como o principal responsável pelas TIH (PADHY & KOMIZO, 2013).

2.6.2 Cromatografia gasosa

A soma da quantidade de hidrogênio residual e hidrogênio difusível representa o hidrogênio contido numa junta soldada. O hidrogênio residual pode permanecer preso no material períodos longos de tempo, já que, para se difundir pela estrutura da junta precisa de temperaturas elevadas. Diferentemente do hidrogênio difusível, que consegue se movimentar, mesmo à temperatura ambiente. Por essa razão, o hidrogênio difusível oferece maior risco para as estruturas soldadas, já que o mesmo pode migrar, por exemplo, do metal de solda para a ZAC, induzindo a formar trincas nesta região.

A cromatografia é um dos métodos utilizados para aferir a quantidade de hidrogênio depositada numa junta soldada pelo metal de solda. Consiste num método físico-químico de separação, fundamentada na migração diferencial dos componentes de uma mistura, motivada por diferentes interações entre duas fases imiscíveis, denominadas “fase móvel” e “fase estacionária” (DEGANI *et al.*, 1998 apud MATTIOLI, 2018). Os métodos cromatográficos são diversos, podendo ser diferenciados entre eles em termos das propriedades da fase móvel.

No caso da cromatografia gasosa, a fase móvel é um gás inerte. Sendo um líquido como fase estacionária, tem-se a cromatografia gás-líquido. Se a fase estacionária for um sólido, tem-se a cromatografia gás-sólido ou cromatografia de adsorção (MATTIOLI, 2018).

O hidrogênio difusível dos consumíveis, segundo a AWS e o IIW, são classificados conforme a Tabela 2.3.

Tabela 2.3 – Classificação dos níveis de hidrogênio difusível num consumível
(Adaptado de PADHY e KOMIZO, 2013).

Classificação	Hidrogênio difusível no metal de solda (mL/100g)	
	AWS A5.1	IIW
Muito baixo	≤ 4	≤ 5
Baixo	≤ 8	≤ 10
Médio	≤ 16	≤ 15
Alto	> 16	> 15

Esse hidrogênio difusível cuja quantidade é expressa em ml/100g de metal depositado ou metal fundido, representa uma parte do hidrogênio absorvido pela poça

de fusão durante a soldagem, uma vez que certa quantidade permanece no metal de solda (hidrogênio residual) e outra quantidade é liberada durante a solidificação.

2.7 ENSAIOS DE TIH

Os ensaios que avaliam a suscetibilidade à TIH de juntas soldadas são classificados, geralmente, como direto (auto-restritivos) e indiretos (com restrição externa). Dentre os diretos, destacam-se pela grande aplicação os testes: CTS (Controlled Thermal Severity), Tekken (Y-Groove Restraint Test), LEHIGH e G-BOP. Os ensaios diretos fazem uma rápida avaliação da junta total (MS e ZAC) pela contagem da quantidade de trincas para cada corpo de prova, mas, dependem do nível de restrição imposto da forma do chanfro e do cordão de solda. Já os indiretos, de uma forma geral, se caracterizam por serem realizados em corpos de provas entalhados submetidos a uma aplicação controlada da tensão ou deformação durante a soldagem.

Novos materiais foram manufaturados a partir do aprimoramento no processamento e na composição química. Com isso, o risco de evidências de TIH na ZAC cada vez mais vem sendo minimizados e assim, o seu aparecimento tem sido registrado com maior frequência no MS (Mc Parlan e Graville, 1975; Chakravarti e Bala, 1989). Dentre os testes de auto restrição destaca-se o teste G-BOP (Gapped Bead-On-Plate Test), que permite avaliar a susceptibilidade de TIH especificamente no MS (Mc PARLAN E GRAVILLE, 1975, ATKINS ET AL, 2002).

2.7.1 Teste G-BOP

Desenvolvido, em 1974, por McParlan e Graville (1974), o teste G-BOP busca avaliar a susceptibilidade das soldas à TIH em aços estruturais, e consiste, fundamentalmente, na deposição de um cordão de solda através de um entalhe que, para esse trabalho, foi de 1 mm formado entre dois blocos de 100 mm x 125 mm x 50,8 mm. A Figura 2.10 traz a representação esquemática do teste.

Após a soldagem, o corpo de prova é mantido fixado pelo grampo “C” por, no mínimo, 48 horas. Na sequência, a solda, na região do entalhe, é aquecida até o rubro com o objetivo de revelar a região previamente trincada (Da Silva, 2009, Atkins 2002), deixada para resfriar em repouso, e, só então, rompida após 24h. Quando a seção transversal do metal de solda apresentar uma superfície oxidada, além da oriunda da

fratura frágil intencional para realizar a investigação, é inferido que a TIH estava presente no cordão, antes mesmo do aquecimento, tendo sido por este realçada. O resultado do teste é expresso a partir do percentual da área transversal que apresenta coloração sugestiva de trinca por hidrogênio.

Para correta caracterização do fenômeno, é importante levar em conta a relação metal de base – metal de solda e os efeitos da solubilidade entre eles, sendo necessário que os eletrodos sejam avaliados em metais de base para os quais sua soldagem é recomendada (Da Silva, 2009). Além disso, o estabelecimento das tensões residuais, relevantes à ocorrência das TIH, dependem, além das condições geométricas e de fixação dos corpos de prova, da relação entre os materiais envolvidos na soldagem e suas propriedades termomecânicas Hu J. et al (2006). Porém, materiais com características especiais, como, por exemplo, os aços ARBL, nem sempre estão disponíveis em grandes espessuras, conforme requerido pela metodologia padrão do teste G-BOP. Para superar tais limitações, Da Silva (2009) propôs uma variação na metodologia padrão que permite aplicar o teste para chapas finas do metal de base, permitindo assim levar em conta a relação entre os materiais envolvidos em tais circunstâncias.

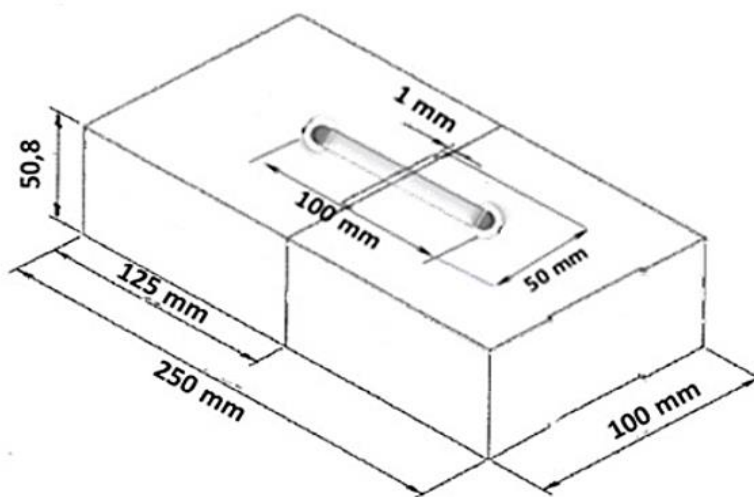


Figura 2.10 – Amostra de teste G-BOP padrão

O entalhe funciona como uma falha transversal no cordão de solda, provocando maior concentração de tensão, e assim, maior ocorrência das TIH. Contudo, na literatura tem sido observada uma vasta utilização de dimensões que variam de (0,4 mm a 2mm),

embora, a maioria dos trabalhos tenha adotado 0,75mm como rebaixo (Chakravarti e Bala 1989; Atikins et al., 2002; McParlane e Graville, 1975; Hart, 1986). Para entalhes superiores a 2mm, a obtenção de cordões mais irregulares pode ser desenvolvida e, com isso, a possibilidade de resultados menos reproduzíveis (McParlan e Graville, 1976).

- **Dimensão do corpo de prova**

A taxa de resfriamento do metal de solda é influenciada diretamente pela quantidade de massa do CP. Os corpos de prova que constituem o teste G-BOP, dispõem de uma massa relativamente grande em relação à massa do metal de solda depositado; isto é, uma diferença de 350 vezes mais. Essa massa dos CP, segundo Marianetti (1998), deve ser o suficiente para a dissipação térmica do calor gerado durante soldagem, desde que o calor adquirido durante a deposição do cordão de solda não resulte em mudanças significativas na temperatura total dos blocos, comparada a temperatura inicial antes da solda.

- **Força de fixação dos blocos**

Não existe um consenso na literatura a respeito da quantidade de força ou pressão que deve ser aplicada pelo grampo “C” na montagem do corpo de prova. Contudo, destaca que deve ser o suficiente para impedir qualquer movimento relativo que forma o corpo de prova (Silva, 2005).

- **Parâmetros de teste**

Os parâmetros do teste são os mesmos de todos os testes de fragilização autorrestritivos. Em geral, a temperatura de pré-aquecimento e a energia de soldagem são as variáveis. O hidrogênio também pode variar através do gás de proteção, conforme ocorreu neste trabalho.

- **Resultados do ensaio**

Para interpretação dos resultados, existem duas maneiras. Uma delas permite comparar vários modos de operação. Significa poder relacionar as porcentagens de fissuras de cada uma das faces de uma série de ensaios, para avaliar, por exemplo, a suscetibilidade de fragilização a frio por parte de um metal de enchimento. A outra maneira consiste na imposição de um critério. Nesta se define uma porcentagem de fragilização. O ensaio é rejeitado e considerado não adequado. O padrão não estabelece nenhum critério e cabe ao usuário selecionar.

2.7.2 Estudos desenvolvidos com o teste G-BOP

Vários pesquisadores (Hart,1986; Chakravarti e Bala, 1989; Silva, 2005; Paquin, 2014) têm usado o teste G-BOP com algumas modificações no projeto inicial do teste ou aplicado procedimentos um pouco diferentes daqueles descritos e propostos por MacParlan e Graville em 1974.

McParlan e Graville (1976) estudaram os efeitos da composição, teor de hidrogênio e taxa de resfriamento sobre as trincas no metal de solda, através do teste G-BOP. A suscetibilidade a fissuras de uma ampla gama de metais de solda, depositados por vários processos, foi examinada. O grau de fragilização aumenta com o aumento do teor de liga e do nível de hidrogênio.

Ao estudar a influência da composição e da microestrutura sobre as trincas por hidrogênio no metal de solda, Hart (1986) aplicou o teste G-BOP, utilizando o processo SMAW, com diferentes níveis de entrada de insumos de calor e hidrogênio. Constatou reduções na resistência às trincas, causadas pelo aumento na dureza acima da faixa (200-330HV), em depósitos de solda com baixa diluição.

Chakravarti e Bala (1989) avaliaram a susceptibilidade de vários metais de adição ao trincamento a frio, utilizando o teste G-BOP, em dois diferentes tipos de aço, (ASTM A588 e ASTM A36) como metais de base. Os autores observaram que houve variações significativas nos resultados do percentual de trincas nos metais de solda, em função da variação do MB.

Chen (2000) utilizou o teste G-BOP para examinar o efeito da mistura de gás de proteção e temperatura de pré-aquecimento no comportamento da trinca a frio no metal de solda, em aço temperado e revenido, utilizando um arame tubular de baixo

fluxo de hidrogênio. A blindagem com mistura de Ar-20%CO₂ resultou em suscetibilidade significativamente menor às trincas transversais a frio do que a blindagem com mistura de Ar-5%CO₂. No entanto, as estruturas dos metais de solda depositadas com as duas misturas diferentes de blindagem Ar-CO₂ foram similares e constituídas, principalmente de ferrita acicular e ferrita bainítica. O maior potencial de oxigênio reduziu elementos de temperabilidade e aumentou a fração de volume de inclusão não metálicas, formando, assim, microestruturas mais grossas com dureza significativamente menor.

Sterjovski (2006) buscou, através de rede neural, prever o nível de difusão do hidrogênio (HD), com base em uma variedade de parâmetros de soldagem, como corrente de soldagem, stick-out e tipo de gás de proteção, utilizando o processo FCAW. Foi estabelecido que, para as condições de soldagem dadas, a dissociação do hidrogênio em um teste G-BOP poderia ser evitada, mantendo-se os níveis de hidrogênio abaixo de 3ml/100g ou utilizando uma temperatura de pré-aquecimento, ligeiramente superior a 100°C.

O efeito das microestruturas na fissuração a frio do metal de solda, utilizando a soldagem a arco elétrico com arame tubular (FCAW), em diferentes níveis de Ni, foi estudado por Kim et al (2008). Como resultado, através do teste G-BOP, se demonstrou que o arame com maior teor de Ni obteve ganhos na resistência às trincas a frio, pois, o metal de solda apresentou um menor conteúdo de ferrita de contorno de grão (GF). Comprovou-se que, além da abordagem do controle de hidrogênio, a modificação microestrutural pode ser buscada para desenvolver novos consumíveis de soldagem, com uma resistência melhorada para trincas a frio.

Silva (2012) desenvolveu uma metodologia para a determinação e avaliação da formação e propagação da trinca de hidrogênio, utilizando um sistema de emissão acústica, através dos ensaios de susceptibilidade a trinca (G-BOP e TEKKEN) em um aço ARBL. Através dos processos SMAW e MIG/MAG, com condições favoráveis ao surgimento de trincas, bem como adotando procedimentos recomendados para sua prevenção, observou em ambos os ensaios uma relação direta entre a ocorrência de trincas no corpo de prova e o sinal característico, apresentado pelo sensor de emissão acústica. Com isso, a metodologia de ensaio com o sistema de emissão acústica, utilizado nesta pesquisa demonstrou ser eficiente para o seu propósito.

Paquin (2014), objetivando determinar um teste mais adequado à sensibilidade de trincas a frio no aço inoxidável do tipo 410NiMo, avaliou, entre os testes Tekken e

G-BOP, a sensibilidade mais representativa. Concluiu que o teste G-BOP que, neste caso específico, foi realizado com duas soldas justapostas, fornece resultados consistentes para as observações feitas no meio industrial, mas o teste Tekken não se comportou como o mais adequado para baixas temperaturas de transformação.

É importante ressaltar que a proposta do G-BOP é testar o metal de adição e não o metal de base (ou ZAC). Para não modificar a composição química da zona fundida, limita-se o efeito da diluição, selecionando o metal de base e o metal de adição com composições químicas semelhantes. Do contrário, um amantegamento das amostras se faz necessário antes da deposição do metal de adição.

Algumas pesquisas destacam a possível influência da diluição nos resultados do teste. Hart (1986), mantendo as dimensões do CP para o teste G-BOP, propostas por Graville e MacParlan (1974), depositou dois cordões de solda sobre cada rebaixo. E, além de utilizar as superfícies superiores e inferiores dos blocos, aplicou a técnica do “amanteigamento” que minimiza as influências do metal de base na modificação da composição química da zona fundida, principalmente, quando não é possível utilizar um MS com a mesma composição química do MB.

No estudo de Chakravarti & Bala (1989), foi avaliada a susceptibilidade de metais de solda do arame tubular E70T-1 nos aços ASTM A588 Gr A e A36. Os resultados apresentaram 80% e 70% de trincas de hidrogênio, respectivamente e comprovaram que o metal de base influencia nos resultados. No entanto, essa influência não está sendo considerada.

Silva (2005), ao ensaiar os arames tubulares AWS E71T8-K6 (autoprotégido) e AWS E71T-1, no mesmo metal base, o aço API X80, constatou maior susceptibilidade às TIH pelo mesmo arame AWS E71T8-K6 que apresentou maior diluição do metal de base.

2.8 RESISTÊNCIA TÉRMICA DE CONTATO (RTC)

Entre duas superfícies condutoras, quando postas em contato e submetidas a um fluxo térmico, uma relativa e elevada resistência térmica é provocada nessa transição, motivando a existência de um degrau de temperatura entre elas (Figura 2.11). Essa resistência, que se deve, principalmente, aos efeitos da rugosidade nas superfícies, é denominada resistência térmica de contato (RTC). A área de contato entre dois corpos

sólidos, quando examinada, mostra que se tocam somente no pico da superfície, ficando o espaço entre elas ocupado por um fluido ou pelo vácuo (Quaresimin & Ricotta, 2006).

Os pontos de contato se misturam com falhas que são, na maioria dos casos, preenchidas com ar, conforme se pode observar na Figura 2.11. A transferência de calor ocorre pela condução, através da área de contato real e dos interstícios (pela condução e/ou radiação) (INCROPERA et al., 2008).

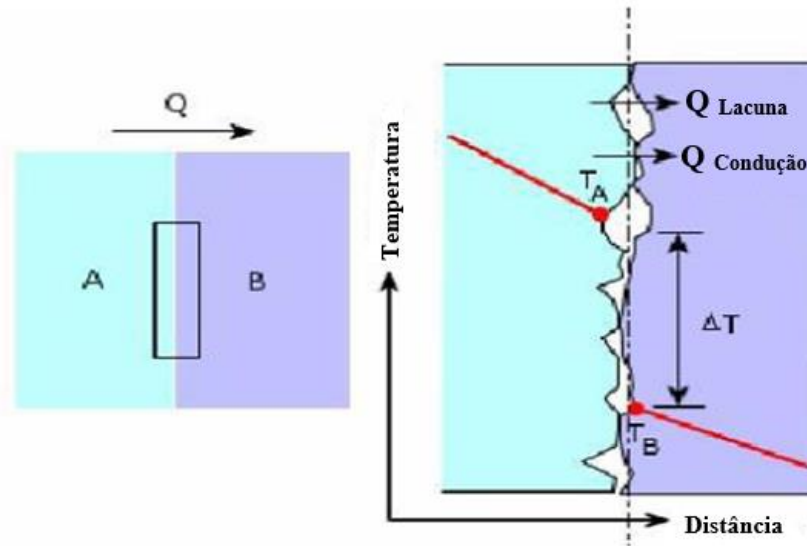


Figura 2.11 - Queda de temperatura devido à resistência térmica de contato
(Fonte: Cordeiro, 2014)

O fluxo de calor $\dot{Q}$ (W) que atravessa um sistema de paredes compostas por condução unidimensional em regime permanente, sem geração de calor, pode ser determinado, segundo INCROPERA et al. (2008) pela Equação 2.5. Onde ΔT refere-se à diferença total de temperatura das duas faces externas e R é a resistência térmica da parede composta, dada pela Equação 2.6.

$$\dot{Q} = \frac{\Delta T}{R} \quad [2.5]$$

$$R = \sum \frac{L_i}{K_i A} \quad [2.6]$$

(L_i) corresponde à espessura da chapa em metros, (K_i) a condutividade térmica do material correspondente em ($W/m^2\text{°C}$) e A é a área de contato em m^2 .

CAPÍTULO III

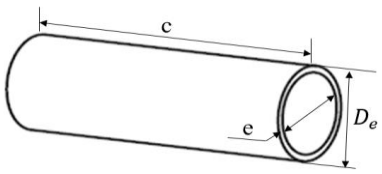
MATERIAIS E MÉTODO

3.1 MATERIAIS DE CONSUMO

3.1.1 Metal de base

Os metais de base utilizados foram o aço da classe API 5L X70 e o aço carbono AISI 1020. O aço da classe API 5L X70 foi cedido pelo laboratório de metalurgia da soldagem da Universidade Federal do Ceará – UFCe, na forma de um tubo; suas dimensões e massa estão indicadas na Tabela 3.1. Já o aço AISI 1020 foi adquirido na forma de chapa com dimensões de $(130 \text{ mm} \times 210 \text{ mm} \times 2 \frac{1}{4})$, $(130 \text{ mm} \times 210 \text{ mm} \times 2)$ e chapas com dimensões $(130 \text{ mm} \times 210 \text{ mm} \times 13,8 \text{ mm})$. As composições químicas e propriedades mecânicas dos metais de base estão apresentadas na Tabela 3.2.

Tabela 3.1 – Material de base conforme aquisição

Ilustração	Dimensões (mm)	Peso (kg)
	$D_e = 320$ $e = 22,5$ $C = 1000$	180

A análise da composição química do aço API 5L X70 foi determinada pela técnica de análise química quantitativa, através da Espectrometria por Emissão Óptica

(OES), utilizando o equipamento PDA-7000 de marca Shimadzu no Laboratório da C-TGÁS-ER (Anexo-A).

Para a determinação do C_{eq} , indicado na Tab.3.2 tomou-se como referência a Norma API 5L (2000), sugerida pelo IIW que deve ser aplicada em ligas com teor de carbono superior a 0,12%. A literatura corrente cita que aços ARBL, de acordo com a fórmula do IIW para valores do C_{eq} até 0,4%, tem baixa susceptibilidade às TIH, como é o caso do aço API 5L X70, utilizado nesse estudo.

Tabela 3.2 – Composições químicas dos metais de base

Composição Química (%Peso)										
API 5L X70 como recebido	C	Si	Mn	P	S	$C_{Eq(IIW)}$				
	0,13	0,29	1,36	0,013	0,004	0,39				
	Mo	Cr	V	Ti	Ni					
	0,07	0,043	0,05	0,004	0,015					
Indicado pela Norma API 5L	C	Mn	P	S	(V+Nb+Ti)		Fe			
	0,26	1,65	0,030	0,030	$\leq 0,15$		Bal			
AISI 1020	C	Si	Mn	P	S	Cu	Ni	Cr	Mo	Fe
	0,14	0,38	1,39	0,004	0,0046	0,019	0,019	0,025	0,009	Bal.
Propriedades Mecânicas										
API 5L X70 como recebido	Lim. Escoam. (MPa)		Tens. Máx. (MPa)		Alongamento ϵ (%)		Dureza (HB)			
	517,11		610		19,86		196			
Indicado pela Norma API 5L	485-635		570-760		-		-			

3.1.2 Metal de adição

Como metais de adição, foram utilizados dois tipos de arames tubulares: o AWS E81T1-GM do tipo Flux Cored (FC), com diâmetro de 1,2 mm e AWS E80C-Ni1 H4, do tipo Metal Cored (MC), com diâmetro de 1,1mm.

As Tabelas 3.3 e 3.4 apresentam as faixas de propriedades mecânicas e de composições químicas dos eletrodos, respectivamente, conforme o fabricante.

O AWS E80C-Ni1 H₄ proporciona uma excelente estabilidade de arco, trata-se de um arame de baixa liga para soldagem de aços alta resistência, onde requisitos de tração de 550 Mpa (80Ksi) são necessários. Conforme informação do fabricante, produz depósitos de solda que atendem aos níveis de hidrogênio difusível H₄ necessário em muitas indústrias, incluindo fabricação estrutural. O arame AWS E81T1-GM atende às demandas de soldagem de tubos automatizada e semiautomática até o tubo de grau X70. Conforme o fabricante, tem um arco consistente e escória de congelamento rápido para manter uma forma plana de cordão ao redor do tubo.

Tabela 3.3 – Propriedades Mecânicas dos Metais de adição

Propriedades Mecânicas				
Arames	Limite de Escoamento - Le (Mpa)	Limite de Resistência - LR (Mpa)	Alongamento - ϵ (%)	Energia de Impacto - Ei J (°C)
E80C-Ni1 H4	480 - 540	565 – 615	28 - 31	40 (-45)
E81T1-GM	510 - 560	580 – 620	25 - 29	66 – 131 (-40)

As características mecânicas mencionadas foram obtidas, utilizando a mistura Ar/CO₂ como gás de proteção, conforme Tab.3.4 (Dados fornecidos pelo fabricante do arame).

A seleção do metal de adição (arames tubulares) foi realizada com base na literatura e informações técnicas do fabricante.

Tabela 3.4 – Faixa da composição química de depósito dos Metais de adição

Composição Química (% Peso)					
E80C-Ni1 H4	%C	%Mn	%Si	%S	%P
	0.05 - 0.06	1.14 - 1.19	0.38 - 0.42	0.024	0.012
	%Cu	%Ni	%Mo	%V	HD (ml / 100g)
	0.04 - 0.06	0.80 - 0.85	0.10	0.01	3 – 4
E81T1 – GM	%C	%Mn	%Si	%P	-
	0.06 - 0.07	1.54 - 1.68	0.34 - 0.37	0.010 - 0.015	-
	%S	%Ni	-	-	HD (ml / 100g) ¹
	0.01 - 0.02	0.85	-	-	4 – 5

Alguns parâmetros de soldagem foram ajustados durante o processo, a exemplo da corrente de soldagem e tensão do arco. Outros foram definidos numa etapa anterior à soldagem, haja vista não poder serem alterados durante o processo, como é o caso do diâmetro do arame (metal de adição), que exerce forte influência na tensão e corrente de soldagem. Como se trata do uso de dois consumíveis, buscou-se uma seleção de diâmetros similares, objetivando uma posterior comparação dos resultados.

3.1.3 Gás de proteção

Foram utilizados os gases de proteção: binário B (75%Ar / 25%CO₂) e ternário T (73%Ar / 25%CO₂ / 2%H₂).

A vazão do gás, recomendada pelo fabricante na soldagem com o arame tubular E81T1-GM deve estar entre (19 – 23,6) l/min. Com o arame tubular E80C-Ni1 H₄, deve estar entre (19 – 28) l/min. Neste trabalho foi utilizada a vazão de 20 l/min.

A concentração de 2% de H₂ no gás de proteção foi usada para induzir maior formação de trincas e, assim, permitir melhor avaliação dos resultados. Embora seja comum à sua utilização nos gases de proteção com o propósito de melhorar a estabilidade do arco como gás redutor, também pode ocasionar, de acordo com Linnert (1994) apud Menezes (2016), o surgimento de porosidades, quando adicionado em quantidades superiores a 5%, pode comprometer a qualidade da solda.

¹ (ml / 100g) – Quantidade de H₂ depositado por 100g de metal depositado ou fundido

3.2 MÉTOLOGIA

O fluxograma da Figura 3.1 mostra a representação esquemática da metodologia utilizada, conforme o planejamento experimental.

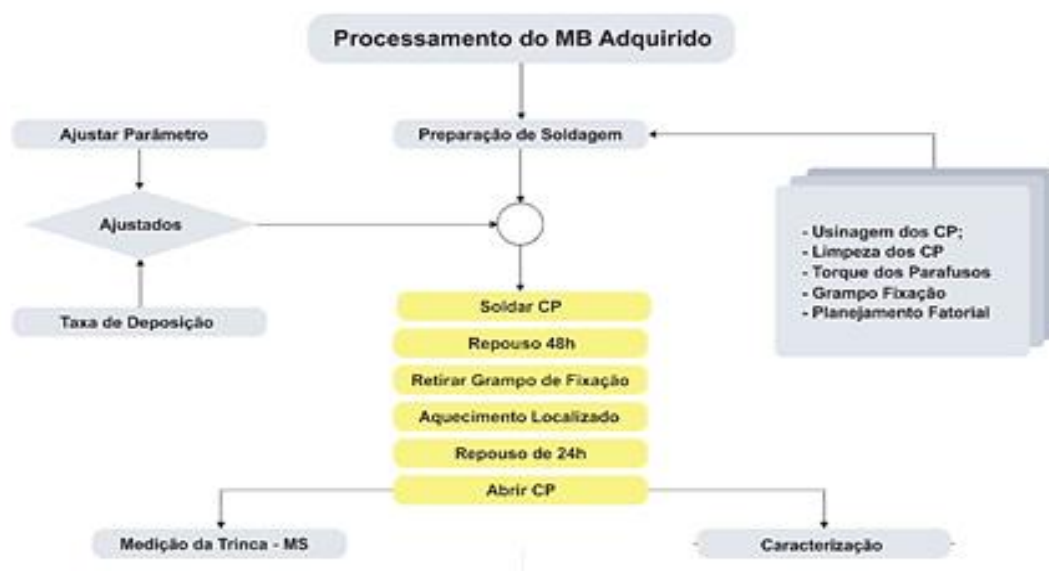


Figura 3.1 - Fluxograma de preparação, caracterização e realização dos ensaios experimentais

3.2.1 Corpos de prova padrão e modificado

A investigação do fenômeno de trincas induzidas pelo hidrogênio no metal de solda pelo teste G-BOP padrão é realizado com blocos maciços de 50,8 mm de espessura. A configuração do teste G-BOP modificado, proposta nesta pesquisa, é utilizada com montagens de blocos e chapas.

Na Tabela 3.5, são apresentados os corpos de prova, nas dimensões finais, segundo as combinações: B_M para o teste G-BOP padrão, M_{20} e M_{X70} para o teste G-bop modificado. (Anexo-B – Corpos de prova G-BOP).

Tabela 3.5 – Dimensões dos corpos de prova para o teste G-BOP padrão e modificado

Tipos	Materiais das chapas e dimensões			
	Superior	Inferior	Dimensões (mm)	
B _M	Bloco maciço – AISI 1020		125x100x50,8	
M ₂₀	Chapa AISI 1020	Bloco AISI 1020	125x100x12,8	125x100x38
M _{X70}	Chapa API 5L X70	Bloco AISI 1020	125x100x12,8	125x100x38

➤ Teste G-BOP padrão

Neste primeiro modo de construção denominado caso I, foram utilizados corpos de prova padrão compostos por blocos maciços de chapas de aço AISI 1020, conforme geometria e dimensões ilustradas na Figura 3.2.

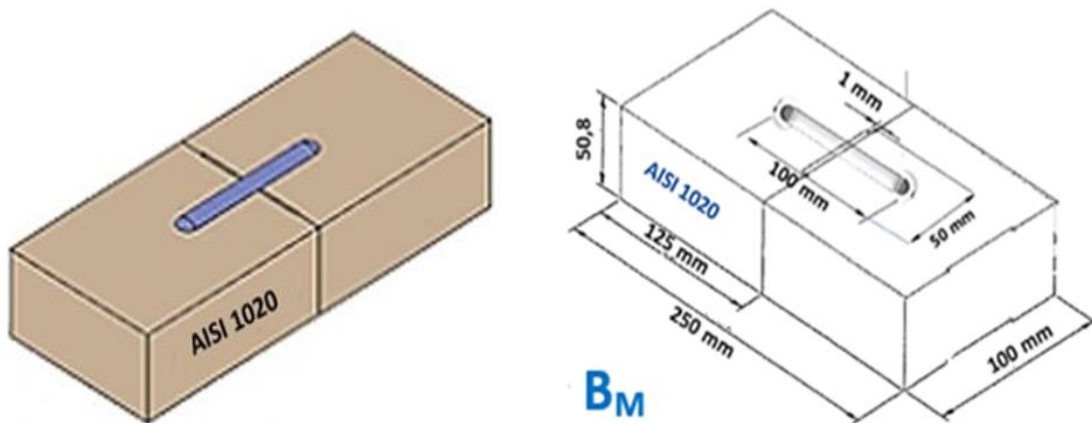


Figura 3.2 – Corpos de prova padrão com blocos maciços (B_M)

➤ Teste G-BOP modificado

Neste segundo modo de construção, denominado casos II e III, duas configurações de blocos foram utilizadas para o Teste G-BOP modificado para avaliação do estudo. O caso II (M₂₀), com o teste G-BOP modificado, consiste numa junta móvel unida por parafusos, entre duas chapas de menor espessura que o padrão, ambas do mesmo aço SAE 1020, complementando-se na espessura final de 50,8mm; e o caso III (M_{X70}), composto também por uma junta móvel unida por parafusos, entre

duas chapas de menor espessura que o padrão, sendo a inferior com o aço SAE 1020 e a superior do aço API 5L X70, complementando-se na espessura final de 50,8 mm, material de interesse do trabalho.

A Figura 3.3 mostra o esquema dos 2 casos e o modelo real dos corpos de prova modificado, usado nas análises. Para os casos II e III, foi aplicado um torque de montagem de 146,5 Nm, conforme será discutido no Capítulo 4.

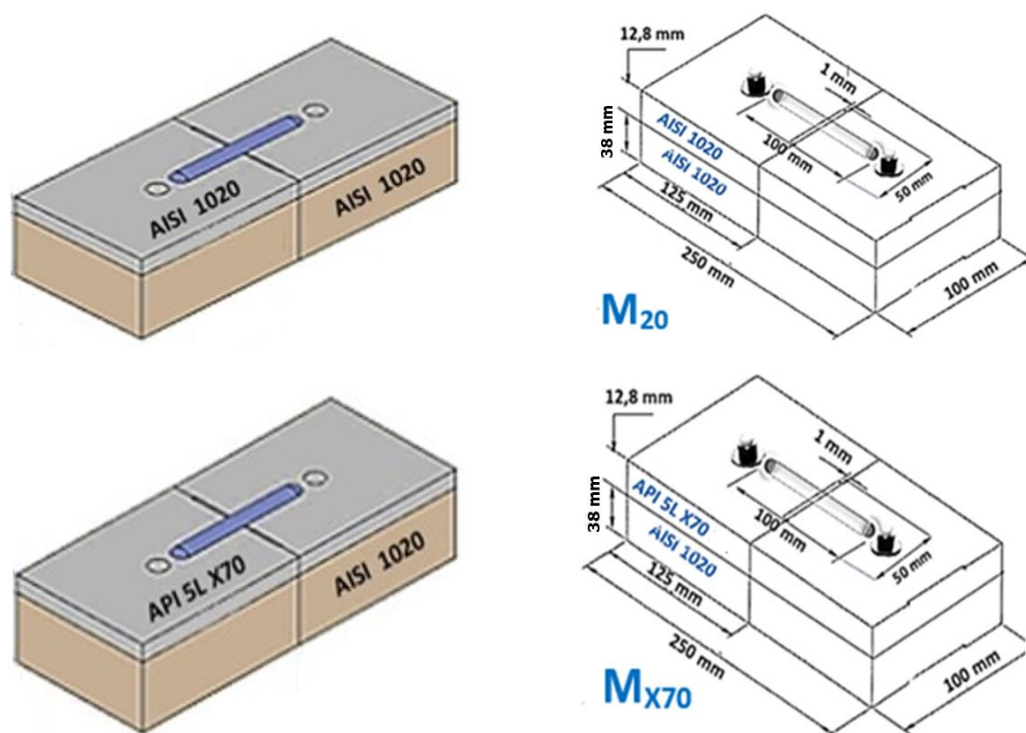


Figura 3.3 – Dimensões dos corpos de prova utilizados:
(M₂₀ – Modificado 1020 e M_{X70} – Modificado X70)

Para confecção dos corpos de prova a serem aplicados no teste G-BOP, os materiais foram submetidos a uma sequência de processos de usinagem. Foram utilizados equipamentos convencionais de usinagem como: torno mecânico, furadeira de coluna, serra de fita horizontal, além de um centro de usinagem CNC, retífica e um rugosímetro.

Após a usinagem, os corpos de prova foram submetidos a cuidadoso controle de limpeza. Cada peça foi lavada, individualmente, com água corrente e detergente neutro. Em complemento, foi realizado a limpeza por ultrassom, buscando atingir os poros da superfície e as áreas de difícil acesso, enxaguados, banhados em álcool etílico e secados

com ar quente. O objetivo desse procedimento foi impedir uma possível contaminação do metal de solda pelo hidrogênio, contido no fluido de corte utilizado, durante a usinagem dos corpos de prova. De acordo com Grong (1994), graxas, óxidos e sujeiras de quaisquer espécies podem provocar consideráveis variações no nível de hidrogênio, difusível, presente na junta soldada, e, conseqüentemente, alterar os resultados.

➤ **Rugosidade entre as superfícies de contato**

A Fig. 3.4 ilustra a área de contato aparente entre duas peças planas. Essa área de contato pode ser influenciada pelo índice de rugosidade entre as superfícies (Cunha, 2012). É constituída por um conjunto de desvios microgeométricos. A rugosidade é caracterizada pelas microsaliências presentes numa superfície. Dessa forma, a rugosidade é importante em estudos de comportamento de componentes mecânicos (Agostinho *et al.*, 1995).

Assim, quando encostadas, a área de contato real é muito menor que a área de contato aparente imaginada, observando os materiais a olho nu, Figura 3.4.

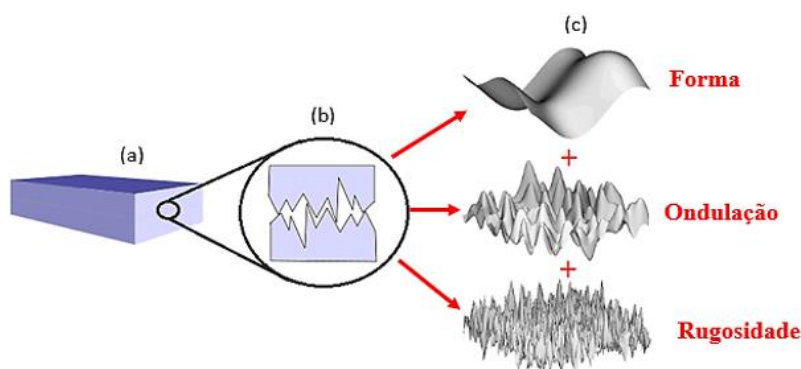


Figura 3.4 – (a) Área de contato aparente entre duas peças planas, (b) Área de contato real, (c) Estruturas que compõem uma superfície
(Fonte: Adaptado de Josso et al, 2002)

Na preparação dos corpos de prova modificado 1020 e modificado X70 (juntas móveis por parafuso), buscou-se manter um nível de rugosidade uniforme e de melhor acabamento entre superfícies de contato das chapas, através de uma usinagem fina do tipo retífica. O propósito foi a ampliação da área de contato, minimizando as

disparidades da resistência térmica entre as chapas (Cap.2, Item 2.8, Pg.32) que pode ser influenciada, segundo Cunha (2012), pelo índice de rugosidade.

Para medição da rugosidade nas superfícies das chapas e blocos que trabalharam em contato, durante o ensaio, foi utilizado o rugosímetro rugosurf-10, que determinou, mecanicamente, a rugosidade. Calculou-se uma linha média para o perfil, onde a área dos picos acima e abaixo da linha foi igual. O percurso de medição (lm) do ensaio, estabelecido pelo equipamento foi de 12,5 mm e o valor da rugosidade média (Ra) foi registrado pelo rugosímetro em 0,65 μm .

3.2.2 Preparação para soldagem

Para a realização dos ensaios foi utilizada uma célula de soldagem, conforme ilustrada na Figura 3.5.

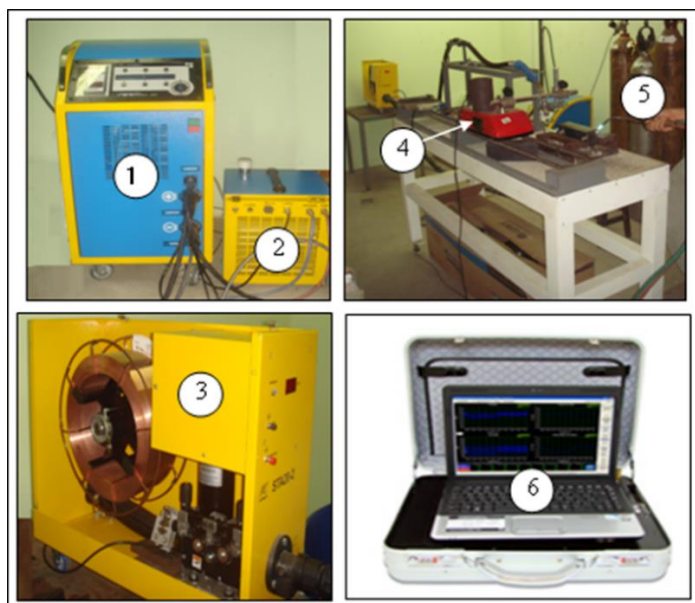


Figura 3.5 – Célula eletrônica multiprocessos de soldagem.

A célula de soldagem apresentada na Fig. 3.5 foi selecionada para operar no processo FCAW no modo tensão constante, a qual apresenta as seguintes características:

- (1) Fonte de soldagem eletrônica multiprocesso DIGIPLUS A7, $I_{m\acute{a}x} = 450$ A;
- (2) unidade de refrigeração acoplada;

- (3) Cabeçote de alimentação do arame;
- (4) Sistema TARTÍLOPE com acionamento semi-automático de deslocamento linear da tocha, com mecanismo de ajuste vertical acoplado, e regulagem manual da DBCP (distância do bico ao corpo de prova);
- (5) Cilindros de gás Argônio/CO₂ e Argônio/CO₂/H₂ com reguladores de vazão;
- (6) Sistema de aquisição portátil SAP 4.0 para monitoração de processos de soldagens.

3.2.3 Definição dos parâmetros de soldagem

Para uma análise exclusiva dos efeitos provocados pelas variáveis de influência, estabelecidas, previamente, (tipo de arame tubular, tipo de gás de proteção e tipo de construção dos blocos) sobre as trincas por hidrogênio, fez-se necessário utilizar a energia nominal de soldagem (ES), como variável de controle para os diferentes arames tubulares.

Sem variar a energia de soldagem nos ensaios, obtida pela equação 3.1, foi evitada a influência desse parâmetro de soldagem nas características do fenômeno de trincamento induzido por hidrogênio, decorrentes da sua absorção pela poça de fusão.

$$ES = \frac{60 \cdot I \cdot U}{1.000 \cdot Vs} \quad (3.1)$$

Sendo:

- Es - Energia nominal de soldagem (kJ/mm);
- I – Corrente de soldagem (A);
- U - Tensão de soldagem (V);
- Vs – Velocidade de soldagem (mm/min).

Os parâmetros de soldagem, indicados na Tabela 3.6, ajustados conforme procedimentos operacionais típicos foram: a tensão do arco (U), a corrente de soldagem (A), a velocidade de soldagem (Vs), a velocidade de alimentação do arame (Va) e (DBCP), selecionados, após ensaios preliminares realizados no laboratório de soldagem e revestimento da UFPB, sendo tomada como partida as recomendações do fabricante, que considera a relação da polaridade e gás de proteção, com o diâmetro do arame (ANEXO – C – Orientações do fabricante Lincoln Electric Company). Também buscou-se minimizar as divergências entre as condições de soldagem, provenientes da

quantidade de material depositado. Para isso, foram ajustados os parâmetros de deposição, adequados para cada metal de adição, com base também na constante de deposição (K_D), Equação 3.2. É observado, pela Tab.3.6, um excelente ajuste na constante de deposição para os dois arames, com discrepância, aproximadamente, de 1,6%, o que resultou num valor médio de 31,6. Com isso, foi possível manter, aproximadamente constante, o volume da poça de fusão.

$$K_D = \frac{V_a}{V_s} \quad (3.2)$$

Sendo: V_a – velocidade de alimentação do arame (mm/min);

K_D – Constante de deposição;

A otimização dos parâmetros de soldagem também foi realizada quanto ao modo de obterem-se cordões de solda com arco estável, bom acabamento superficial, sem respingos e com penetração e reforço satisfatórios, para uma energia de soldagem de 1,6 kJ/mm.

Os parâmetros de soldagem ajustados para os arames tubulares AWS E81T1 e AWS E80C-Ni1 está apresentado na Tab. 3.6.

Tabela 3.6 – Parâmetros de soldagem utilizados

Gás de Proteção – 75%Ar + 25% CO ₂									
Arame	I (A)	Im (A)	U (V)	Va (m/min)	Vs (mm/min)	DBCP (mm)	V _Z (l/min)	Es kJ/mm	K _D $(\frac{V_a}{V_s})$
^I E81T1	212	211	28	7	223,6	19	20	~1,6	~31,6
^{II} E80C-Ni1	210				220				

Gás de Proteção – 73%Ar + 25% CO ₂ + 2% H ₂									
Arame	I (A)	Im (A)	U (V)	Va (m/min)	Vs (mm/min)	DBCP (mm)	V _Z (l/min)	Es kJ/mm	K _D $(\frac{V_a}{V_s})$
^I E81T1	214	212,5	28	7	223,6	19	20	~1,6	~31,6
^{II} E80C-Ni1	212				220				

A condição de maior susceptibilidade é formada pela utilização do gás H_2 ($CO_2 + Ar + H_2$), o corpo de prova M_{20} (modificado 1020) e o arame F_C (flux cored AWS E81T1). Quando é utilizado o gás C_{25} ($CO_2 + Ar$), o corpo de prova B_M (Bloco 1020) e o arame M_C (metal cored AWS E80C-Ni1), torna-se de menor susceptibilidade.

Para poder quantificar a influência das variáveis no resultado do teste, estabelece-se suficiente energia de soldagem para que as trincas por hidrogênio ocorram durante os ensaios, com o cuidado para que não seja em 100%, ou seja, as amostras não podem-trincar totalmente. Nas situações extremas, em que a seção do metal de solda não venha a-trincar ou que venha a trincar totalmente, não é possível mensurar quanto cada nível de uma específica variável possa influenciar no teste, bem como, a sua intensidade de influência.

3.2.4 Soldagem dos corpos de prova

Em geral, é adotado na literatura um comprimento de 100 mm para o cordão de solda depositado, perpendicularmente, à abertura existente entre os blocos (metade para cada lado do chanfro). Foi praticado como critério o mesmo comprimento do cordão de solda em cada corpo de prova, tendo em vista, estar relacionado com a quantidade de calor introduzido no corpo de prova.

Os cordões de solda foram depositados, utilizando o processo Flux Cored Arc Welding - Gas (FCAW-G), com corrente contínua, polaridade inversa (eletrodo no polo positivo) e gases de proteção, conforme item 3.1.3. Para isso, os corpos de prova foram fixados com um grampo “C”, conforme mostrado na Fig.3.6 (a) e posicionados na bancada. Em seguida, foram ajustados: a distância do bico ao corpo de prova (DBCP) em 19 mm para ambos os arames tubulares AWS E80C-Ni1 H4 ($\phi=1,1\text{mm}$) e AWS E81T1-GM ($\phi = 1,2 \text{ mm}$), a vazão do gás de proteção de 20 l/min e ajustados os parâmetros de tensão e velocidade de alimentação do arame no modo soldagem MIG / CONVENCIONAL / NORMAL conforme indicados na Tab.3.6. Por fim, ajustou-se a velocidade de soldagem no sistema TARTÍLOPE, ilustrado na Fig. 3.5. Todos os cordões de solda foram executados, sempre considerando o mesmo sentido da seta (Bloco não chanfrado → Bloco chanfrado) Figura 3.6.

Para garantir o apropriado posicionamento dos blocos, durante a deposição do cordão de solda, foi utilizado o grampo “C”, conforme ilustrado na Fig. 3.6, já previsto pelo teste G-BOP, com intensidade de torque (aperto) não padronizada (Cap.2, item

2.7.1, pg. 27). O torque praticado no grampo “C”, usado para prender os blocos foi mantido constante em 10 Nm (1 kgf.m).

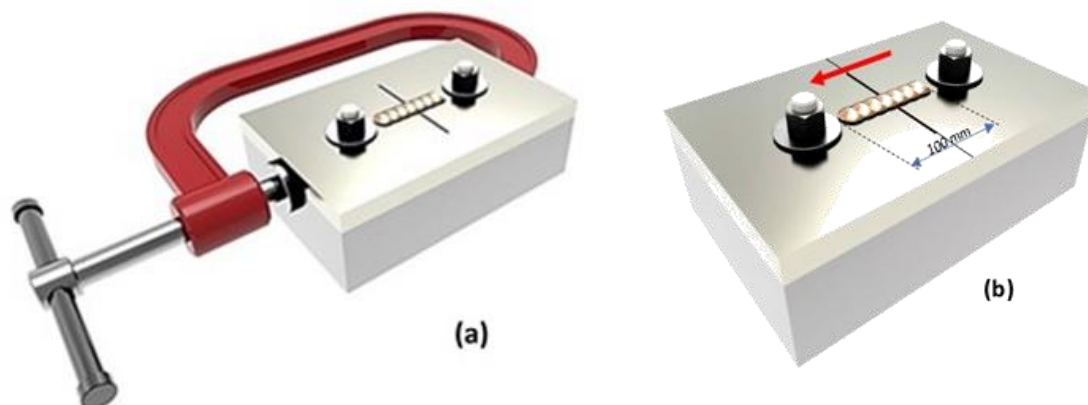


Figura 3.6 – Corpos de prova do teste G-BOP. a) Fixação dos corpos de prova com grampo tipo “C”. b) Comprimento e sentido da soldagem do cordão de solda.

3.2.5 Monitoramento dos ciclos térmicos soldagem

O objetivo desse estudo, em relação à variável energia de soldagem (ES), mantida constante durante os experimentos, é observar como os resultados do teste (percentuais de trincas) se comportam nos dois modos de construção dos corpos de prova (Padrão e modificados) utilizados na execução do teste G-BOP, apresentados nas Figuras 3.2 e 3.3, e na Tabela 3.5, utilizando o arame tubular (FC): AWS E81T1-GM, aplicando os parâmetros de soldagem, registrados na Tabela 3.6.

Para o monitoramento dos ciclos térmicos impostos durante a soldagem dos metais de solda, foi utilizado um sistema de aquisição de dados em tempo real. Com o apoio do software LabView, um microcomputador e a uma interface fildpoint da National Instruments, vinculada a um software para aquisição de temperatura, conforme ilustrado na Figura 3.7, as coletas de dados foram realizadas a uma frequência de amostragem de 1Khz/s, utilizando termopares tipo K (Tipo sonda), com diâmetro de 3 mm. A Figura 3.8 apresenta, esquematicamente, o posicionamento do termopar usado na aquisição dos ciclos térmicos impostos aos cordões de solda.

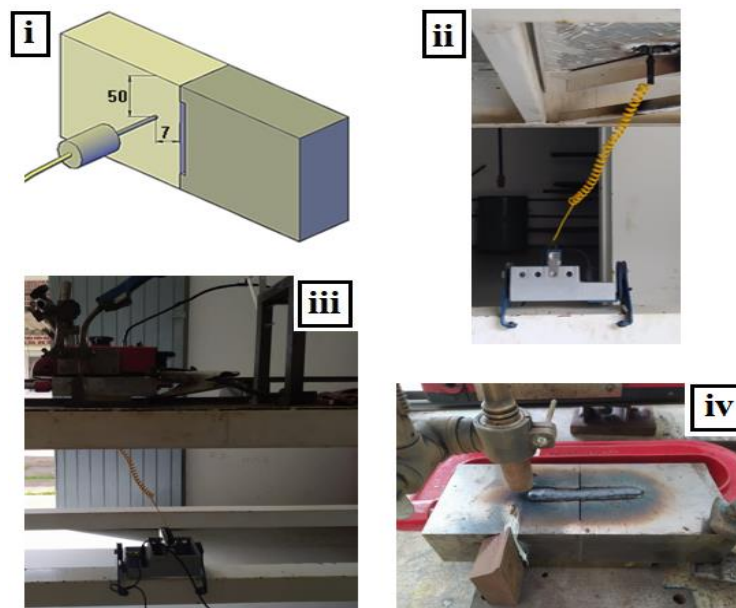


Figura 3.7 – Posicionamento do termopar nos corpos de prova (i), dispositivo real (ii), aparato para soldagem automática com medição (iii) e visão do corpo de prova soldado (iv).

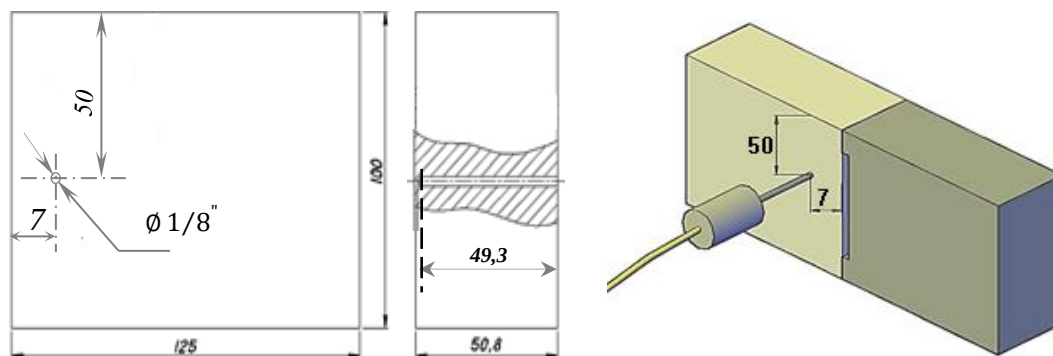


Figura 3.8 – Furo para posicionar o termopar no corpo de prova (Lado inferior)

O termopar utilizado para registrar o ciclo térmico, em cada ensaio, foi posicionado pela superfície oposta à de soldagem. A distância entre a ponta do termopar e a superfície do CP a ser soldada, foi de 1,5mm. Essa distância foi estabelecida por análise macroscópica da morfologia do cordão de solda, onde foi possível constatar a profundidade de penetração alcançada pelo metal de solda e, dessa forma, estabelecer o seu tangenciamento com a ponta do termopar.

3.2.6 Planejamento fatorial

O primordial na estatística é responder indagações pesquisadas de forma racional e econômica. Porém, usando planejamentos experimentais baseados em princípios estatísticos, tem-se a certeza de poder obter do sistema em estudo a maximização de resultados, fazendo uso de um número mínimo de experimentos. Dessa forma, o desenvolvimento experimental e a avaliação das variáveis de entrada sobre a variável de saída seguiram um planejamento fatorial (PF). O formato adotado para o desenvolvimento desse trabalho foi o $PF:2^2 \times 3^1$ (Lê-se: Planejamento fatorial: dois, dois, três, um). A Figura 3.9 apresenta o planejamento utilizado nesta pesquisa. Diante da seleção das variáveis de entrada a serem analisadas, quanto ao grau de influência, foi desenvolvido o planejamento experimental a ser adotado, o qual foi esquematicamente apresentado na Figura 3.9.

De acordo com Montgomery & Runger (1996), é possível avaliar, quantitativamente, a influência de variáveis importantes sobre a resposta de interesse, bem como, as possíveis interações entre elas, através de um delineamento fatorial. Esse método é o mais empregado na análise de experimentos multifatoriais, onde dois ou mais fatores, cada um com dois ou mais níveis de variação, são confrontados entre si, gerando um universo de tratamentos correspondente ao produto entre o número de níveis de todos os fatores.

Nesta pesquisa, foram selecionados como variáveis independentes com seus respectivos níveis de variação, o tipo de arame tubular, o tipo de mistura do gás de proteção e o tipo de construção dos blocos G-BOP, conforme indicadas na Tab.3.5 e Figuras 3.2 e 3.3.

Portanto, observa-se um planejamento fatorial completo correspondente ao produto de dois fatores de nível 2 (os arames tubulares e os gases de proteção) e um fator com nível 3 (Tipo de construção dos corpos de prova), totalizando 12 experimentos por réplica, conforme apresentado na Tabela 3.7. Foram realizadas 3 réplicas para cada grupo de experimento, resultando em 36 ensaios.

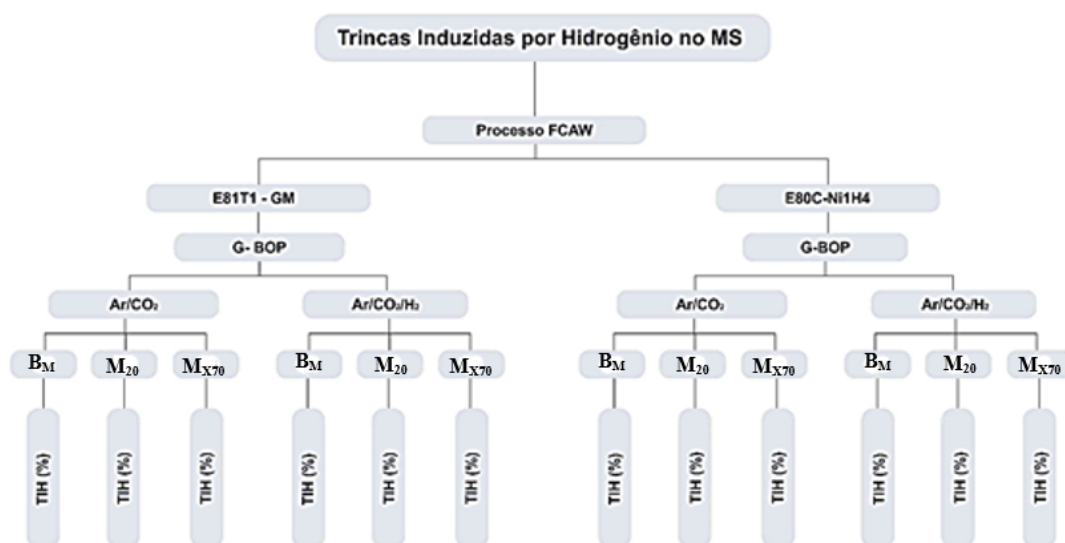


Figura 3.9 – Esquema do planejamento experimental para avaliar TIH no metal de solda.

Tabela 3.7 – Planejamento Fatorial por Réplica

Variáveis		Especificação dos níveis de variação			Níveis
Independentes	Arames tubulares	AWS E80C-Ni1 H4 (M _C)		AWS E81T1-GM (F _C)	2
	Gases de Proteção	75%Ar / 25%CO ₂ (C ₂₅)		73%Ar / 25%CO ₂ / 2%H ₂ (H ₂)	2
	Construção dos Blocos	B _M	M ₂₀	M _{X70}	3
Planejamento Fatorial (PF)					(2 ² x 3)
					12
Variável de Resposta		Trincas Induzidas por Hidrogênio - TIH			

As condições fixas, discriminadas abaixo, correspondem aos parâmetros que foram pré-estabelecidos e controlados e que não foram avaliados nem variados no decorrer da pesquisa:

- Posição de soldagem [Plana];
- Espessura do chanfro [1mm];

- Torque de aperto dos blocos pelo grampo “C” [10N.m];
- Torque nas porcas para união das chapas nos modelos modificados [146,5 N.m];
- Vazão do gás de proteção [20 l/mim];
- Comprimento do cordão de solda [100 mm];
- Ângulo de soldagem [90°]

As variáveis possíveis de serem medidas, mas não possíveis de serem controladas ou de se estabelecer variações, são as fontes de variabilidade do ensaio. Entre estas, podemos destacar a umidade relativa do ar e a temperatura ambiente.

3.2.7 Experimentos com o teste G-BOP

Selecionado para avaliar a susceptibilidade de TIH no metal de solda, o teste G-BOP foi utilizado sob diferentes condições das variáveis independentes, anteriormente definidas. O rebaixo de 1 mm foi confeccionado em um dos blocos para induzir o início de nucleação da trinca.

Após a soldagem, os blocos foram mantidos fixos por 48 horas. Em seguida o grampo foi retirado e o cordão de solda, sobre o entalhe usinado, foi aquecido por uma tocha oxi-gás, até o rubro. O corpo de prova é deixado em repouso até resfriar. Após 24 horas, o corpo de prova é aberto. O aquecimento tem a função exclusiva de revelar a região previamente trincada. Após a abertura do corpo de prova, fez-se uma inspeção visual na seção transversal do cordão de solda. Quando a seção transversal (região da quebra) do cordão de solda apresentou duas superfícies, uma colorida (oxidada), que corresponde à trinca de hidrogênio, e outra, mostrando uma fratura recente, resultante da abertura do corpo de prova, significou que uma trinca estava presente no cordão de solda, antes do aquecimento (McParlan & Graville, 1974; Chakravarti & Bala, 1989; Atkins et al., 2002).

• Tempo de ensaio

Entre os autores que utilizaram o teste G-BOP, existe uma divergência quanto ao tempo necessário para a ocorrência de TIH. A exemplo disso, (McParlan e Graville, 1975) mencionam um intervalo de 72 horas e Marianetti (1998) sugere um período de 20 horas. Já para Davidson (1995), as TIH no metal de solda podem acontecer até 48

horas, após a soldagem (tempo adotado nesta pesquisa). Assegurar uma completa efetivação das trincas, bem como minimizar o período de teste necessário justificam a importância da seleção adequada do tempo de execução para o teste G-BOP.

- **Aquecimento até o rubro (oxidação da trinca)**

Na sequência, após as 48 horas do ensaio, foi removido o grampo de fixação e realizado o aquecimento pontual na parte do cordão sobre o entalhe, para realizar a oxidação da região do MS possível de trincamentos, através de uma chama oxiacetilênica e oxidante, conforme Figura 3.10.

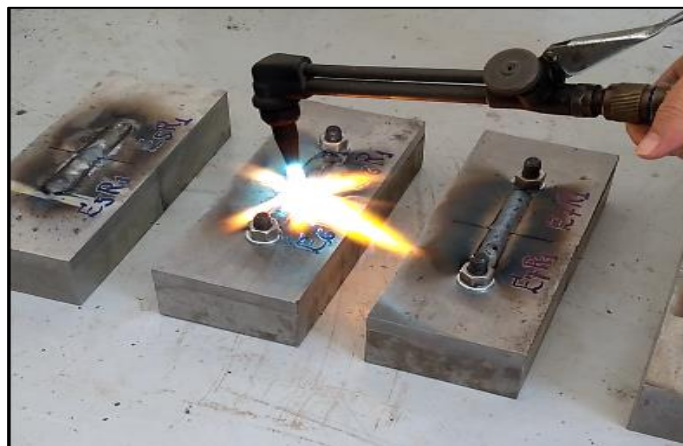


Figura 3.10 – Pós-aquecimento da solda para promover a oxidação da trinca

MacPalan e Graville (1975), após medirem a resistência elétrica, ao longo do metal de solda sobre o rebaixo, antes e após realizar seu aquecimento até o rubro, constataram a inexistência de qualquer variação percentual ou alteração no tamanho da trinca com este procedimento. Portanto, o aquecimento ao rubro não altera o resultado do teste G-BOP.

- **Rompimento do corpo de prova (abrir CP)**

Após 24 horas do pós-aquecimento, o cordão de solda foi preso em uma morsa onde o metal de solda foi flexionado, bruscamente até a sua completa ruptura. Este procedimento foi adotado por Chakravarti e Bala (1989) como período mínimo, após o

resfriamento natural do CP aquecido até o rubro. A Figura 3.11 apresenta as superfícies do cordão de solda fraturado, onde foi identificada uma trinca por hidrogênio.

- **Análise das fissuras induzidas por hidrogênio**

As trincas induzidas por hidrogênio foram quantificadas através da determinação nas superfícies de fratura da razão entre a área da trinca induzida por hidrogênio, conforme ilustrado na Fig. 3.11 e a área total da seção transversal do cordão de solda (ATKINS, 2002; MCPARLAN E GRAVILLE, 1975).

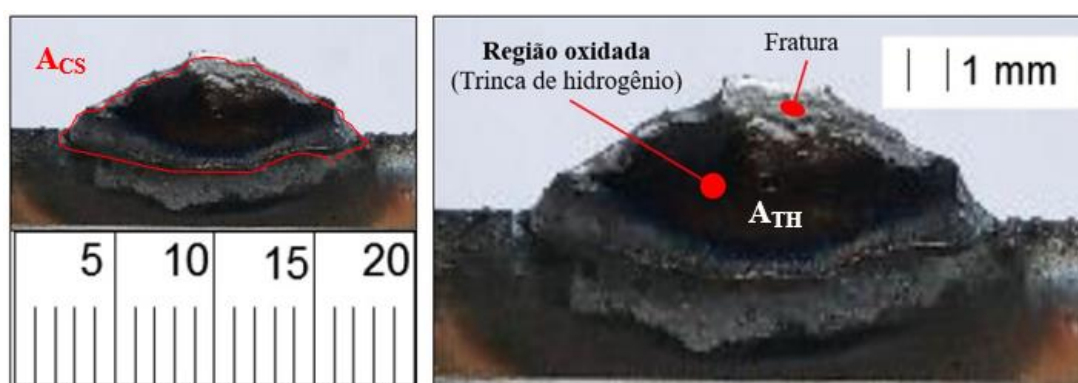


Figura 3.11 – Rompimento manual do corpo de prova, destacando as áreas com trincas por hidrogênio e de fratura frágil

A zona fissurada pela influência do hidrogênio é facilmente identificada pela presença de óxidos na superfície, que se formam quando o teste é aquecido antes da fratura total deste último, conforme estabelecido na metodologia do teste G-BOP. É utilizada a Equação 3.3 para quantificação percentual de trincas de hidrogênio no teste G-BOP.

$$T_H = \frac{A_{TH}}{A_{CS}} 100\% \quad (3.3)$$

Sendo: T_H - o percentual de trincas de hidrogênio (%);

A_{TH} - a área da região de trincada (mm^2);

A_{CS} - a área total do cordão de solda (mm^2).

A existência de trincas induzidas pelo hidrogênio é verificada e suas áreas medidas por meio de um sistema de análise de imagens comercial (Software AutoCAD), capaz de realizar a vetorização das mesmas, a partir de fotos digitalizadas da seção de fratura dos cordões de solda. As imagens são obtidas, sempre, numa mesma escala, auxiliada pela fita métrica, posicionada sob o cordão de solda rompido.

3.3 TÉCNICAS DE CARACTERIZAÇÃO

Para melhor fundamentar a análise e discussão dos resultados dos ensaios, foram realizados alguns ensaios complementares, descritos a seguir:

3.3.1 Análise metalográfica

Esta análise é realizada através da observação da morfologia e dos microconstituintes do metal de solda, conjugados ao perfil de dureza, com o intuito de correlacionar as variáveis de influência analisadas com os resultados obtidos das trincas de hidrogênio no MS. Os cortes para a retirada das amostras são usinados a 10 mm da região onde está prevista a ocorrência de trincas em cada cordão. Inicialmente será feita a análise no equipamento de Microscopia Ótica, Modelo *OLYMPUS BX41M-LED* do Laboratório de Solidificação Rápida (LSR), vinculado ao Departamento de Engenharia Mecânica do CAMPUS I da UFPB. Assim, posteriormente, será possível constatar a existência de microestruturas susceptíveis às TIH, previstas na literatura.

3.3.2 Análise química quantitativa

Para análise da composição química quantitativa dos metais de base, será realizada, através da Espectrometria por Emissão Óptica (OES), utilizando o equipamento PDA-7000 de marca Shimadzu. O procedimento metalográfico, para avaliar a microestrutura do material, constituiu-se das seguintes etapas: corte da amostra, embutimento a quente, lixamento, polimento e ataque químico com Nital 2%.

3.3.3 Medição do teor de hidrogênio difusível

A quantidade de hidrogênio difusível medida em ml/100g de metal fundido, já fornecido pelo fabricante dos arames tubulares e apresentados na Tab. 3.4, são obtidos pelo metal de solda, durante o processo de soldagem, pode ser determinada através de um cromatógrafo gasoso, semelhante ao da Figura 3.12. A imagem ilustra o modelo G1006, de fabricação OerliKon.



Figura 3.12 – Modelo de cromatógrafo G1006 para quantificação do hidrogênio difusível dada em ml/100g de metal fundido.

(Fonte: MATTIOLI, 2018)

A determinação do teor de hidrogênio difusível, baseada na norma AWS – A4.3-93 (2006), é realizada a partir da confecção de corpos de prova com dimensões possíveis de serem acomodados no interior da cápsula de ensaio (15 x 40 x 10) mm. O material das peças deve ser em aço de qualidade sem rebarbas, classe ASTM A36 ou SAE 1020.

Na sequência, os corpos de prova permanecem por 1 hora em uma mufla a 400°C, a fim de eliminar sujeiras superficiais das peças e permitir a sua desidrogenação, se necessária. Após o resfriamento ao ar, a carepa das peças é retirada por meio de uma escova de aço.

Após a soldagem (deposição de um cordão de solda sobre a superfície do corpo de prova), faz-se o resfriamento em água. Limpas dos resíduos de escórias, lavadas com álcool e secadas em ar comprimido, estas amostras são confinadas em uma cápsula do porta amostras. A cápsula é fechada e purgada com argônio durante 30s. O tempo de coleta (tempo desde o fim da soldagem até o momento em que as peças são inseridas na cápsula) deve ser cronometrado, para que não exceda 2 minutos.

Por 72 horas, a uma temperatura de 45°C, são mantidas as cápsulas dentro de uma estufa para evolução do hidrogênio difusível. Ao final desse tempo, as porta amostras são retiradas da estufa e o hidrogênio é quantificado pelo cromatógrafo para cada amostra. Como o cromatógrafo quantifica o hidrogênio em ml, este valor pode ser convertido para as unidades usuais de hidrogênio difusível (ml/100g), através da Equação 3.4.

$$HD = \frac{Y \cdot 100}{\Delta P} \quad (3.4)$$

Sendo:

Y = Valor de hidrogênio obtido em ml;

ΔP = Massa de metal depositado na amostra em (gramas);

HD = Hidrogênio difusível, dado em ml de H_2 /100g de metal depositado.

3.3.4 Ensaio de microdureza

A microdureza vickers (HV) foi realizada aplicando uma carga de 100 gf, durante 15 segundos, com espaçamento entre as endentações de 0,5 mm, conforme ilustrado na Figura 3.13.

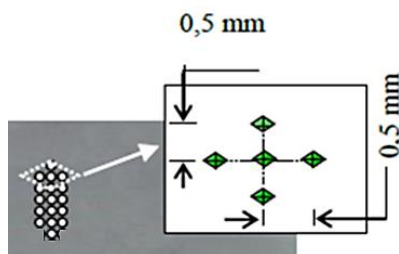


Figura 3.13 – Representação do perfil de ensaio de Microdureza

Conforme ilustrado na Figura 3.13, cada endentação considerada, consiste na resultante da média de 5 (cinco) pontos realizados.

Na preparação, as amostras embutidas do material do aço API 5L X70 e ABNT 1020 sofreram lixamento nas sucessivas lixas de grão 100, 240, 320, 400, 600 e 1000, seguida de polimento em panos com pasta de diamante de 3 μ m e 1 μ m. Foram submetidas ao reativo químico Nital 2%, pelo método de aplicação direta com o auxílio de um algodão, a fim de tornar a microestrutura do material visível e passível de interpretação.

3.4 MÉTODO DOS ELEMENTOS FINITOS - MEF

3.4.1 Introdução

O desenvolvimento dos métodos numéricos e o aumento crescente da robustez tecnológica das máquinas fizeram com que o Método dos Elementos Finitos (MEF) passasse a ser visto como um grande aliado na investigação de problemas de engenharia. Ele tem sido aplicado com grande sucesso na simulação dos aspectos térmicos (Attarha, 2011; Pereira et al., 2019) e estruturais da soldagem (Cañas J, 1996; Chang K, 2010), através de uma abordagem sequencial da multifísica do problema. Assim, o presente trabalho busca utilizar esta ferramenta, através do software comercial ANSYS Workbench, na avaliação do teste G-BOP modificado, proposto por Da Silva (2008), a partir da avaliação numérico-experimental de três casos: caso 1, com corpo de prova padrão do aço AISI 1020; caso 2, com corpo de prova modificado para chapas complementares em 50,8mm do aço AISI 1020; e caso 3, com corpo de prova modificado para chapas complementares em 50,8mm, do aço API 5L X70 superior e AISI 1020 inferior. Os casos 1 e 2, por possuírem o mesmo material, permitem estabelecer um comparativo direto, e o caso 3 possibilita avaliar a relação tensões residuais de soldagem e TIH, através do teste G-BOP modificado, para o aço de interesse.

3.4.2 A Metodologia dos elementos finitos

Corroborando com Reddy (2006), o MEF consiste num método numérico que tem como base, aplicar em subdomínios de menor tamanho e complexidade, os chamados elementos, a equação que rege algum fenômeno físico, num domínio de geometria grande e complexa. O nome da metodologia tem relação com os subdomínios

de geometria complexa que foi simplificada, chamados elementos, os quais são interligados pelos nós em suas fronteiras, enquanto subdividem o corpo em questão.

A aplicação da metodologia, resumida por Bathe (1982), é dada pela seguinte sequência.

- 1- Primeiro é realizada a simplificação da geometria, convertendo-a em subdomínios ou elementos;
- 2- Após a primeira etapa, são aplicadas as equações que regem o fenômeno a cada elemento ou subdomínio;
- 3- Por último, é realizada a montagem dos elementos, através da interligação dos nós entre às fronteiras dos subdomínios vizinhos, com foco na resposta, por completo, do sistema estudado.

3.4.3 A multifísica da soldagem

A multifísica está relacionada ao estudo da interação entre os diversos fenômenos físicos que atuam num sistema ou processo simultaneamente. Num processo de soldagem, o calor, advindo da fonte de energia, estimula a dilatação térmica das regiões aquecidas, que, quando distribuída de maneira uniforme, provoca uma dilatação uniforme, se assim não houver restrições a sua dilatação; desta forma, nenhuma tensão interna será produzida. Do contrário, a não uniformidade do aquecimento, muito provável de ocorrer, fará com que regiões, sob gradientes térmicos menores, causem restrições à dilatação nas regiões vizinhas, onde as temperaturas são mais elevadas. Portanto, numa peça soldada, são desenvolvidas as tensões internas ou residuais, consequências do desenvolvimento das deformações elásticas e plásticas com atuação simultânea (MASUBACHI, 1980).

É notório que as tensões residuais presentes num componente submetido a um processo de soldagem, estejam atribuídas a um fenômeno coligado a múltiplas disciplinas de engenharia e, por isso, caracterizado como um problema de multifísica termomecânica.

Na metodologia dos elementos finitos, os problemas de multifísica seguem duas linhas de resolução, que têm como pré-requisito a natureza do problema. Uma é a abordagem sequencial, quando a dependência da sensibilidade das variáveis é muito mais sensível em um único sentido, nesse, estão incluídos os processos de soldagem, já

que o nível de tensões residuais depende dos níveis de influência térmica e, no sentido oposto, o aspecto térmico não é dependente do estado de tensões. A outra é abordagem direta, aplicada, quando a interdependência entre as físicas envolvidas ocorre nos dois sentidos.

3.4.4 Analogias térmicas

A difusão do calor para o interior da peça soldada, intermediada pela tocha de soldagem, ocorre por condução, cujo domínio da distribuição de temperaturas “T (X, Y, Z)” na peça de trabalho, é dada pela Equação 3.5.

$$\rho c \frac{\partial T}{\partial t} = \nabla^2 (kT) + \dot{q} \quad (3.5)$$

Na Eq. 3.5, “ ρ ” é a densidade, “ c ” o calor específico, “ k ” a condutividade térmica e “ $\dot{q}$ ” corresponde à geração volumétrica de calor, no interior da peça, onde será inserido o modelo matemático de fonte de calor, usado para representar a ação do arco elétrico na peça. O modelo depende da potência térmica fornecida pelo arco e, segundo Masubachi (1980), é o fator de maior importância, além de ser o maior responsável térmico do processo. Goldak et. al. (1984) apresentam os modelos matemáticos mais comuns de fontes de calor. A potência térmica “ $\dot{Q}$ ” é dada pela Equação. 3.6, baseada no efeito Joule.

$$\dot{Q} = \eta UI \quad (3.6)$$

Onde “ η ” corresponde à eficiência do processo, “ U ” à tensão de soldagem e “ I ” é a corrente de soldagem.

Enquanto a difusão do calor para o interior da peça, é dada por condução, a dissipação dessa energia ocorre, tanto por convecção, estabelecida pelo contato entre a peça de trabalho e o fluxo de ar externo, bem como, por radiação para atmosfera circunvizinha. A modelagem da convecção é dada pela lei de resfriamento de Newton e a radiação pela lei de Stefan-Boltzmann, apresentadas nas Equações 3.7 e 3.8 respectivamente.

$$\dot{Q} = hA(T_s - T_{\infty}) \quad [3.7]$$

$$\dot{Q} = \varepsilon\sigma_b A(T_s^4 - T_{amb}^4) \quad [3.8]$$

Na Equação 3.7, “ h ” corresponde ao coeficiente convectivo, “ A ” é a área exposta, “ T_s ” é a temperatura da superfície e “ T_{∞} ” a do fluido externo. Na Eq. 3.8, “ ε ” representa a emissividade da superfície, “ σ ” a constante de Stefan-Boltzmann, e “ T_{amb} ” a temperatura do ambiente vizinho.

3.4.5 Analogias mecânicas

A abordagem sequencial como linha de resolução é mais representativa numa avaliação de fenômenos, quando a dependência não ocorre nos dois sentidos, a exemplo das tensões residuais influenciadas pelo histórico de temperaturas, conforme já visto anteriormente, sendo o inverso negligenciável (CHANG et al., 2010). É realizada a análise térmica transiente, segundo essa abordagem, no domínio da soldagem, onde o histórico de temperaturas é utilizado como carregamento em uma análise estrutural transiente posterior, em prol da distribuição de tensões residuais e da sua variação com o tempo.

O incremento na deformação designada por “ $d\epsilon_{ij}$ ”, previsto por Chang et. al. (2010) é composto pelos componentes da deformação elástica “ $d\epsilon_{ij}^e$ ”, computada a partir da lei de Hook isotrópica; da deformação plástica “ $d\epsilon_{ij}^p$ ”, avaliada conforme o modelo de plasticidade adotado e da componente correspondente à ação térmica “ $d\epsilon_{ij}^t$ ”, obtida em função do coeficiente de expansão térmica, representada pela forma indicial, definida pela Equação 3.9.

$$[d\epsilon_{ij}] = [d\epsilon_{ij}^e] + [d\epsilon_{ij}^p] + [d\epsilon_{ij}^t] \quad (3.9)$$

3.4.6 Procedimentos computacionais

O software comercial Ansys, aqui adotado na simulação do problema em estudo, para a obtenção dos resultados e geração da malha de elementos finitos, consiste numa

plataforma de uso geral, que permite realizar análises térmicas, estruturais, acústicas, eletromagnéticas, entre outras. Contudo, prioritariamente, é a geração do modelo CAD (computer aided design ou projeto assistido por computador) do componente a ser soldado. Na sequência, ocorre a discretização do modelo em malha adequada, favorecendo o equilíbrio entre o custo computacional e a qualidade do resultado pretendido.

É comum a utilização de malhas mais refinadas apenas nas localizações próximas ao cordão de solda e na ZAC, o que significa o uso de malhas mais grosseiras nas regiões mais distantes, tendo em vista a não necessidade de um maior detalhamento. Por outro lado, o tipo de elemento deve ser selecionado em compatibilidade com o problema. Porém, comumente selecionam-se elementos hexaedros ou tetraédricos de alta ordem, na busca de resultados mais acurados e compatíveis com o exigido pela análise estrutural-transiente, estando o modelo CAD e malha ajustados, segue com a simulação térmica-transiente.

3.4.7 Simulação térmica – transiente

Com a especificação inicial da densidade, calor específico e condutividade térmica, designadas como propriedades térmicas e físicas do material, presentes na equação do calor e que podem, ou não, serem dependentes da temperatura, conclui-se a primeira etapa. Se por um lado, o custo operacional é acrescido devido a um maior nível de detalhamento, por outro, os resultados obtidos garantirão maior aproximação da representação real do fenômeno. Importante ressaltar que uma análise com aspecto de não-linearidade do material, está correlacionada à implementação de propriedades com dependência da temperatura, o que exigirá atenção dos controles de solução para análise não-linear.

O próximo passo está na definição do modelo mais adequado de fonte de calor que represente o objeto de estudo. Entre os modelos gaussiano de fluxo superficial, o hemisférico e elipsoidal de densidade de potência, referenciados todos por GoldaK et. al. (1984), que também ressaltaram suas vantagens e desvantagens, propuseram o modelo duplo-elipsoidal de densidade de potência, o mais robusto e capaz de superar as limitações entre os demais. Contudo, a escolha do modelo adequado tem vínculo direto com os aspectos geométricos e as características do procedimento utilizado no caso real. Isso não descredencializa o uso de modelos menos robustos, muitas vezes capazes de

representar tão bem o fenômeno quanto um modelo mais completo. Por isso, necessária é uma análise dos aspectos geométricos do problema, bem como das características do procedimento utilizado no caso real.

Independente do modelo de fonte de calor descrito por Goldak et. al. (1984), sempre haverá a dependência dos parâmetros geométricos próprios do cordão de solda e dos parâmetros de soldagem, conforme discutida anteriormente pela Equação 3.6.

Na sequência, a próxima etapa consiste em determinar na peça de trabalho as condições iniciais e de contorno para a simulação térmica. Em se tratando das condições iniciais, tem-se a temperatura inicial da peça de trabalho, que, geralmente, é igual a temperatura ambiente ou a uma temperatura de pré-aquecimento realizada. Quanto às condições de contorno, o tratamento mais comum é a aplicação de um coeficiente convectivo constante e de emissividade de radiação definida, para as superfícies expostas da peça de trabalho, que foi o método aqui adotado. Um outro método aplicado é a utilização de um coeficiente convectivo combinado “ h_{comb} ” em função da temperatura, que considera os efeitos convectivos e radiativos, por meio da Equação 3.10.

$$h_{comb} = \frac{\varepsilon\sigma(T^4 - T_{amb}^4)}{T - T_{amb}} + h \quad (3.10)$$

É de suma importância prever o uso de alguma técnica “*birth and death technique*”, com o objetivo de permitir a ativação e desativação de elementos que compõem o cordão de solda no instante da deposição. Operações sem metais de adição, ou em que ocorre a deposição superficial do cordão de solda, não dependem do uso dessa técnica, segundo Liu et. al. (2015), por outro lado, para uma caracterização mais completa dos processos que utilizam o metal de adição e multipasses, é imprescindível levar em conta a deposição.

Por último, é realizada a simulação térmica-transiente para os intervalos de soldagem e do resfriamento, até que se estabeleça o equilíbrio térmico com a temperatura ambiente. Considera-se que os pontos citados, anteriormente, já foram observados. Como resultado, será extraída a distribuição de temperatura em todos os pontos do componente.

3.4.8 Simulação estrutural – transiente

Também, a partir da determinação das propriedades do material, estabelece-se o primeiro passo da análise estrutural-transiente. Contudo, a garantia para uma completa caracterização necessita do módulo de elasticidade, coeficiente de Poisson, coeficiente de expansão térmica e da densidade já obtida, anteriormente, na realização da análise térmica-transiente, além da adoção de um modelo de plasticidade, já que as tensões residuais são de natureza plástica. Muito utilizado tem sido o modelo bilinear, onde, além do módulo de elasticidade e da tensão de escoamento, deve ser informado um módulo tangente, correspondente à inclinação de uma reta que define a região plástica do diagrama tensão-deformação do material. Isso está fundamentalmente, relacionado à caracterização de análises de material com aspectos de não-linearidade, o que exige novamente a atenção dos controles e parâmetros do software para esse tipo de análise.

O modo de fixação do componente a ser soldado, que deve ser estabelecido pelas condições de contorno, são definidas no software como deslocamentos e rotações dos eixos coordenados, recebidos por certas faces ou arestas do modelo. Também, essencial será avaliar a necessidade de implementar a ativação e desativação de elementos, conforme o procedimento de soldagem a ser praticado.

Para conclusão das etapas, deve ser exportado para análise estrutural-transiente como carregamento nodal, todo o histórico térmico praticado na análise térmica-transiente.

Finalmente, será calculado o estado de tensão para cada ponto do componente em cada instante de tempo. Por outro lado, é possível registrar o estado de tensões residuais deixado no componente, após ter-se dado o equilíbrio térmico durante a análise térmica-transiente, ou seja, no instante final da simulação.

CAPÍTULO IV

RESULTADOS PRELIMINARES

Com o objetivo de facilitar o entendimento dos resultados obtidos neste trabalho, durante o desenvolvimento experimental, são apresentados, neste capítulo, os resultados preliminares. Estes constituirão a base de sustentação para o desenvolvimento dos propósitos estabelecidos nesta pesquisa: flexibilizar a utilização de chapas difíceis de serem encontradas, na espessura utilizada pelo teste G-BOP padrão, para avaliar trincas induzidas pelo hidrogênio em metais de solda.

São discutidos, neste capítulo, o grau de susceptibilidade, segundo o carbono equivalente - C_{eq} , a caracterização dos materiais utilizados como metais de base, os teores de hidrogênio difusível dos metais de adição, o torque nos parafusos dos corpos de prova G-BOP modificados e o enquadramento da espessura das chapas quanto ao comportamento do fluxo de calor.

4.1 CARACTERIZAÇÃO DO METAL BASE

4.1.1 Composição química dos metais de base

As Tabelas 4.1 e 4.2 apresentam as composições químicas dos aços API 5L X70 e do aço comum AISI 1020, respectivamente utilizados.

O cálculo do carbono equivalente ajuda a estimar as influências dos elementos de liga na microestrutura (formação de martensita na microestrutura), durante a soldagem do aço, pois é a formação da microestrutura que define as propriedades e o comportamento do aço, após a soldagem (SHARMA e MAHESHWARI, 2016). Geralmente, considera-se que aços com carbono equivalente inferior a 0,4 são pouco susceptíveis à TIH, conforme é referenciado na literatura (AWS, 2011, Martins, 2013, Marques e Modenesi, 2014).

Tabela 4.1 – Composição química do metal base API 5L X70

Elemento	%Peso	Elemento	%Peso
C	0,13	V	0,05
Si	0,29	Ti	0,004
Mn	1,36	Ni	0,015
P	0,013	Cr	0,043
S	0,004	Mo	0,07

Tabela 4.2 – Composição química do metal base AISI 1020

Elemento	%Peso	Elemento	%Peso
C	0,14	Cu	0,019
Si	0,38	Ni	0,019
Mn	1,39	Cr	0,025
P	0,004	Mo	0,009
S	0,0046	Fe	Bal

Aplicando a Equação 2.1 (Cap.2, item 2.5.1, pg.23), foram determinados os valores do carbono equivalente dos Aços API 5L X70 e AISI 1020, conforme mostrado na Tabela 4.3. Pode-se inferir disso que os aços estudados apresentam boa soldabilidade e uma tendência baixa à fissuração pelo hidrogênio, causada pelo teor dos elementos de liga, cuja resistência microestrutural é, geralmente, mais significativa com a intensificação de seu crescimento.

Tabela 4.3 – Carbono equivalente dos metais de base

Metal de base	$C_{eq(IIW)}$
Aço API 5L X70	0,39
Aço AISI 1020	0,36

4.1.2 Análise microestrutural

A Figura 4.1 apresenta uma micrografia, obtida por Microscopia Óptica (MO) da superfície atacada da amostra do metal base, o aço API 5L X70, em conformidade com a fundamentação teórica, registrada no (Cap.2, item.2.2.2, pg.9) que diz ser comumente encontrados dois tipos de microestruturas nos aços API 5L X70, ferrita-perlita ou microestrutura acicular, também denominada de Widmanstatten (COLPAERT, 1974). Esta última textura presente no aço consiste na ferrita ou cementita em faixas finas ou agulhas que atravessam ou penetram os grãos de perlita. A ferrita de Widmanstatten é decorrente do crescimento da ferrita como placas formadas nos contornos de grão austeníticos ou em grãos preexistentes de ferrita em temperaturas de transformação mais baixas. A formação deste constituinte é também favorecida por maior tamanho de grão austenítico (MONDENESI, 2012).

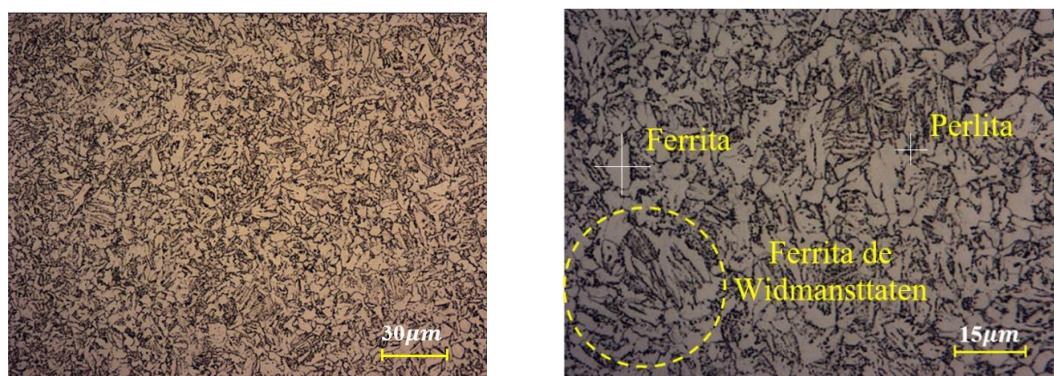


Figura 4.1 – Microestrutura do aço API 5L X70, atacada com Nital a 2%, aumento de 500X (à esquerda) e 1.000X (à direita). (Fonte: Autor)

Obtida pela mesma técnica, foi a micrografia do segundo metal de base, o aço AISI 1020, Figura 4.2, com os respectivos aumentos de 200x e 1000x. Nota-se que o material apresenta uma microestrutura bandeada com grãos de ferrita (fase clara) e perlita (fase escura). Em conformidade com Coopaert (2008), as microestruturas bandeadas são resultantes de um trabalho a quente, assim chamadas pelo aspecto estrutural apresentado pela alternância de constituintes, devido à variação significativa do teor de carbono. Entretanto, apenas com o resfriamento rápido do campo austenítico, é possível eliminar ou reduzir, consideravelmente, tal aspecto. Essa formação bandeada se atribui à baixa difusividade dos elementos substitucionais na fase austenítica aliada à

difusidade do elemento intersticial carbono para a região austenítica, devido à sua baixa solubilidade na ferrita, transformada, após um resfriamento lento, resultando, por fim, em perlita, no caso dos aços estruturais de baixo e médio carbono, quando laminados a quente e resfriados ao ar livre.

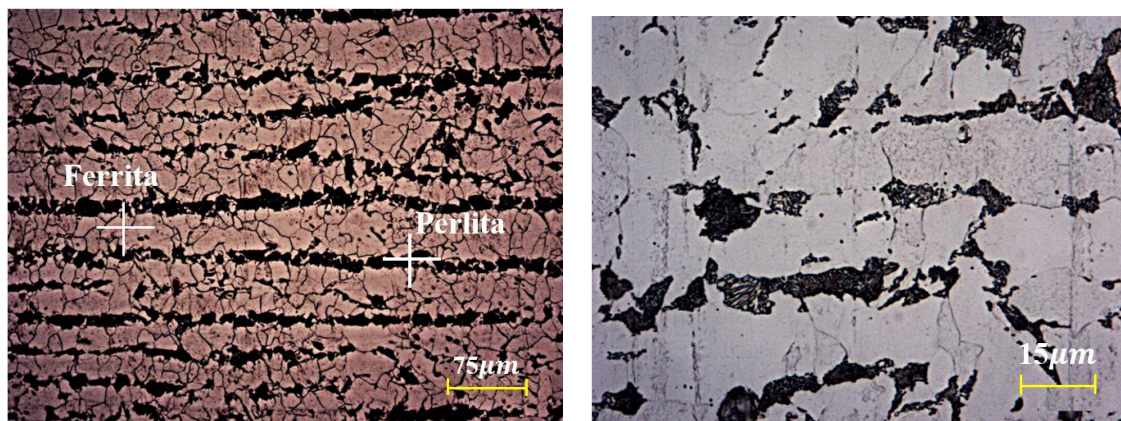


Figura 4.2 – Micrografias (MO) da superfície atacada do aço AISI 1020 em um aumento de 200x (à esquerda) e 1000x (à direita) (Fonte: Autor).

Existem evidências quanto à influência da diluição do metal de base nas trincas do metal de solda, conforme estudado por Chakravarti & Bala (1989) que avaliaram a susceptibilidade de vários metais de adição ao trincamento a frio, através do teste G-BOP em dois diferentes substratos, os aços (ASTM A588 e ASTM A36). Eles constataram níveis de trincas de hidrogênio na ordem de 80% e 70%, respectivamente, comprovando a influência do metal de base nos resultados. Portanto, o estudo realizado por estes autores sugere levar este parâmetro em consideração nos resultados do teste G-BOP, o efeito dos metais de base para os quais os eletrodos tubulares avaliados sejam recomendados para o processo de soldagem. A possibilidade de utilização de chapas com menor espessura, flexibilizada pelo teste G-BOP modificado, permite que arames tubulares possam ser testados no próprio metal base, para o qual o metal de adição é recomendado, fator este que é uma restrição do teste G-BOP padrão, devido à limitação da espessura 50,8 mm do corpo de prova.

Na Tabela 4.4, registra-se o valor médio da microdureza nos metais de base, determinado em HV. A norma API 5L (2012) não especifica valores máximos de dureza para a manufatura de tubos em aço, mas Godinho (2014) cita que as empresas petrolíferas são rigorosas quanto a isso e permitem valores máximos de durezas iguais a

270 HV para tubos em aço API 5L X70, quando não há presença significativa de H₂S no fluido transportado. Neste trabalho, o valor da microdureza média, encontrado para o X70, foi de 201±1,5 HV, confirmando que a microestrutura é composta, predominantemente, de ferrita, como apresentado na Figura 4.1.

Tabela 4. 4 – Microdureza dos metais de base (valores em HV)

Metal de base	Valor Médio	Desvio Padrão
Aço API 5L X70	201	1,5
Aço AISI 1020	174	6,4

4.2 TEOR DE HIDROGÊNIO DIFUSÍVEL

Os arames tubulares, utilizados nesta pesquisa conforme o fabricante, apresentam os seguintes valores médios de hidrogênio difusível (HD), conforme Tabela 4.5.

Tabela 4.5 – Quantidade de Hidrogênio difusível (HD)

Arames	HD (ml/100g de metal depositado)
AWS E80C-Ni1 H4	3 – 4
AWS E81T1-GM	4 – 5

Os valores caracterizados pelo fabricante apresentam baixas quantidades de hidrogênio para os dois tipos de eletrodos que, segundo as classificações do IIW e AWS, enquadram-se em níveis de hidrogênio “muito baixo” (Cap.02; Item 2.6.2, Pg. 26).

O hidrogênio presente na junta soldada pode ser introduzido por meio de um grande número de fontes. Em todos os aços, ele está presente em um baixo nível, seja na forma atômica seja molecular, sitiados em locais como inclusões e cavidades. Isso sucede tanto no metal de base quanto nos consumíveis usados na soldagem.

O hidrogênio difusível está correlacionado a inúmeros fatores como, por exemplo, o método utilizado, o consumível testado, suas condições de fabricação, armazenagem e manuseio e as condições climáticas no momento do teste (Silva *et al.*, 2012; Padhy e Komizu, 2013).

Segundo Coe 1993 apud Grong, 1994, os maiores níveis de hidrogênio difusível estão associados aos processos SMAW e FCAW, os quais favorecem também altos níveis de hidrogênio residual, ou seja, altos níveis de hidrogênio depositado no metal de solda.

4.3 TORQUE APLICADO NOS PARAFUSOS DAS JUNTAS MÓVEIS

A aplicação e controle do torque, nos blocos usados na nova proposta de teste G-BOP, fez-se necessário (Fig. 4.3), tendo em vista, tratar-se de uma união móvel por parafuso entre duas chapas A e B. Conforme foi caracterizado no item 3.2.1 (Cap. 3, pg.39).

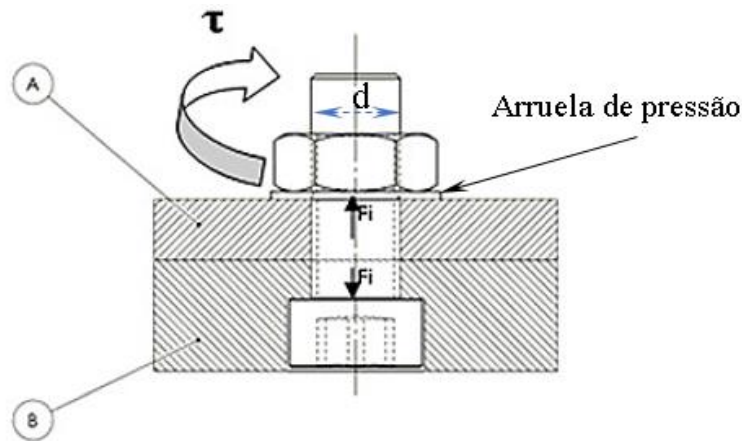


Figura 4.3 – União por parafuso do corpo de prova G-BOP modificado

De acordo com Budynas et. al. (2014), o torque de montagem para um parafuso de classe padronizada pela SAE é dado pela Equação 4.1.

$$\tau = \frac{F_i \cdot d}{2} \left(\frac{P + \pi \cdot \mu \cdot d \cdot \sec \alpha}{\pi d - \mu \cdot P \cdot \sec \alpha} \right) + \frac{F_i \cdot \mu \cdot 1,25d}{2} \quad (4.1)$$

Sendo:

τ = Torque de montagem

Fi = Pré-carregamento recomendado;

d = Diâmetro nominal do parafuso;

P = Passo da rosca do parafuso;

μ_c = Coeficiente de atrito do colar¹;

μ = Coeficiente de atrito dos filetes do parafuso.

α = Ângulo da rosca

Segundo Budynas et. al. (2014), o coeficiente de atrito de roscas e colares, parafusos comuns e porcas abrangem uma faixa que vai de 0,12 até 0,20, dependendo, sobretudo do acabamento e precisão da rosca e do grau de lubrificação. Budynas R. et. al (2014) ainda afirmam que tanto μ como μ_c , em média, estão em torno de 0,15. Portanto, estes mesmos autores registram que para o coeficiente de atrito do colar² igual ao coeficiente de atrito entre os filetes do parafuso, ou seja ($\mu_c = \mu = 0,15$) a Eq. 4.1 pode ser reduzida a Equação 4.2.

$$\tau = 0,20 * Fi * d \quad (4.2)$$

Foi utilizado um parafuso Allen M12 x 60 da classe 12.9, manufaturado pela empresa Ciser que recomenda aplicar um torque de 146,5 N.m na união de uma junta móvel, para atingir uma força de aperto igual a 80% da carga de prova (carga máxima de tração que o parafuso pode suportar sem sofrer deformação permanente).

Para a análise estrutural, a consideração de um coeficiente de atrito igual a 0,15 para superfícies de rosca e colar, conforme sugerido em Budynas et. al. (2014), possibilita o cálculo das pré-cargas pela Equação 4.2. Portanto, o referido torque de montagem de 146,5 Nm (ANEXO – D), nas juntas móveis por parafuso dos corpos de prova M₂₀ e M_{X70}, conforme designados na Tab. 3.5 (item 3.2.1, Cap. 3, pg.38), produz uma carga de 58,6 kN na montagem aparafusada.

² O colar corresponde a superfície de contato entre a porca e a chapa.

4.4 CARACTERIZAÇÃO DA ESPESSURA DA CHAPA SOLDADA

Uma das principais características da soldagem é o grande número de parâmetros ou variáveis envolvidas, além da complexidade de suas inter-relações. O fenômeno da transferência de calor na soldagem é caracterizado pelos elevados gradientes térmicos e altas taxas de aquecimento e de resfriamento. São observados pelos ciclos térmicos obtidos e pelas distribuições das isotermas. As isotermas possibilitam descrever, graficamente, as direções dos gradientes térmicos de calor. Portanto, uma investigação será feita a respeito da geometria das isotermas em função da espessura das chapas dos corpos de prova, conforme os modelos desenvolvidos por Rosenthal para a transferência de calor por condução. Estes modelos são os mais comumente utilizados na literatura para descrição dos gradientes de temperatura, em regime transiente e em regime pseudo-estacionário (permanente).

Os termos regime permanente e transiente estão ligados às propriedades do fluido em um ponto do campo. Quando existe dependência dessas propriedades com o tempo, existe um regime transiente, ao passo que, em situações, nas quais as propriedades não se modificam, com o passar do tempo, existe então um regime de escoamento permanente.

4.4.1 Soluções analíticas da transferência de calor na soldagem

É relatado por Goldak *et al.* (1984) que os modelos analíticos propostos por Rosenthal, para fontes móveis de calor, no final da década de 1930 (Rosenthal, 1935; Boulton e Martin, 1937; Rosenthal e Schmerber, 1938), ainda são os mais aplicados no cálculo da história térmica de soldagem.

Sendo assim, o modelo referente a uma chapa “*grossa*”, conforme Marques (2014), corresponde a uma soldagem de penetração parcial e fonte de calor pontual, além de condições de condução de calor essencialmente tridimensionais, ilustrado na Figura. 4.4(a). Esse modelo assume como condição de contorno, o fluxo de calor nulo na face inferior, e não leva em conta sua espessura. Já o modelo referente a uma chapa “*fina*”, Figura 4.4(b), conforme Marques (2014), envolve uma soldagem com passe de penetração total, fonte de calor linear para um fluxo de calor bidimensional.

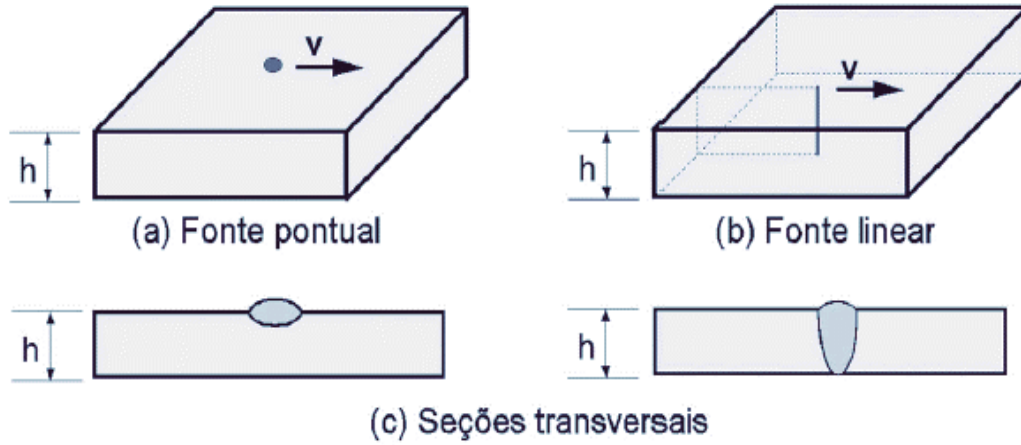


Figura 4.4 – Representação esquemática de fontes de calor pontual (a) e linear (b) e de seções transversais de cordões de solda que poderiam ser representados por estas fontes (c). Fonte: Marques (2014)

São características importantes do ciclo térmico de soldagem dos aços, a velocidade de resfriamento (R) da junta soldada a uma dada temperatura ou o tempo de resfriamento (Δt) entre duas temperaturas, geralmente entre 800 e 500 °C ($\Delta t_{8/5}$), já que influenciam fortemente a microestrutura e podem ser estimados por:

$$R_g = \frac{2\pi K(T-T_0)^2}{H_L} \quad (4.3)$$

$$R_f = 2\pi K \rho C \left(\frac{h}{H_L} \right)^2 (T - T_0)^3 \quad (4.4)$$

$$(\Delta t_{8/5})_g = \frac{H_L}{2\pi K} \left(\frac{1}{500-T_0} - \frac{1}{800-T_0} \right) \quad (4.5)$$

$$(\Delta t_{8/5})_f = \frac{(H_L)^2}{2\pi K \rho C h^2} \left(\frac{1}{(500-T_0)^2} - \frac{1}{(800-T_0)^2} \right) \quad (4.6)$$

Nas equações acima, K consiste na condutividade térmica do material, expressa em $J/(cm \cdot s \cdot ^\circ C)$, T e T_0 são, respectivamente, a temperatura ($^\circ C$) que se deseja estimar à velocidade de resfriamento e à temperatura inicial da chapa, ρ é a densidade do material em g/cm^3 ; C é o calor específico do material, em $J/(g \cdot ^\circ C)$ e h é a espessura da peça em

mm. Os subscritos “g” e “f” das equações se referem às aplicações em chapas “grossas” e “finas” respectivamente (MARQUES, 2014). As equações de (4.3) a (4.6) foram obtidas, estritamente, para o eixo central da solda conforme ilustrado na Fig. 4.4, muito embora, possam ser aplicadas em regiões da solda de aços estruturais onde a temperatura de pico do ciclo térmico supere a 1000 °C (PERDIGÃO, 1982). As equações (4.5) e (4.6) determinam o tempo de resfriamento entre duas temperaturas, que, obviamente, neste caso, são específicas a um resfriamento entre 800 e 500°C.

A Tabela 4.6 mostra valores típicos de k, ρ e C para um aço carbono (Teng TL, 2003 e Marques, 2014) e o aço API 5L x70 (Nobrega, J.A. et al, 2016), utilizados na aplicação das equações de soldagem.

Tabela 4.6 – Valores típicos para k, ρ, C

Material	k (J/cm.s.°C)	ρ (g/cm³)	C (J/(g °C))
Aço carbono	0,54	7,83	0,44
API 5L X70	0,44	7,91	0,45

A espessura crítica que distingue as condições de resfriamento de “chapa grossa” e “chapa fina”, pode ser estimada, para a velocidade de resfriamento, pelas Eq.4.3 e 4.4 (AWS, 2001) e para o tempo de resfriamento, segundo Machado (2000), pelas Equações 4.5 e 4.6.

$$h_c = \sqrt{\frac{H_L}{\rho C(T-T_0)}} \quad (4.7)$$

$$(h_c)_{T_1/T_2} = \sqrt{\frac{H_L}{2\rho C} \left[\frac{1}{T_2-T_0} + \frac{1}{T_1-T_0} \right]} \quad (4.8)$$

Nas equações (4.7) e (4.8), H_L é a energia líquida de soldagem em J/cm, resultante do produto da energia de soldagem H, dada em J/cm, por um fator adimensional de rendimento “η”, que depende do processo, dos parâmetros de soldagem e de diversos outros aspectos, incluindo as propriedades físicas dos materiais e a geometria das peças (AWS, 2001). No presente trabalho, utilizou-se o valor

intermediário de 0,75 para η , referente ao valor mediano para um processo GMAW, segundo a Tabela 4.7, e a energia de soldagem H foi de 1,6 KJ/mm (16.000 J/cm).

Tabela 4.7 – Valores Típicos para η
(Fonte: Kou, 2003)

Processo	η
Eletrodo Revestido	0,65 – 0,85
GMAW	0,65 – 0,85
GTAW (CC+)	0,50 – 0,80
GTAW (CA)	0,20 – 0,50
SAW	0,80 – 0,99
Oxi-gás	0,25 – 0,80

É recomendado pela American Welding Society, AWS (2001), que a equação para resfriamento em chapa fina, Eq. (4.4), seja aplicada para $h/h_c < 0,6$ e a equação para chapa grossa, Eq. (4.3), para $h/h_c > 0,9$. Para um regime intermediário entre 0,6 e 0,9, transição entre chapa fina e grossa, a AWS propõe o seguinte procedimento: situando no intervalo entre 0,6 e 0,75, utiliza-se o modelo de chapa fina, e para o intervalo entre 0,75 e 0,9, deve-se utilizar o modelo de chapa grossa. O erro obtido, ao utilizar este procedimento, segundo a AWS, não excederia (15%)³ para os cálculos de taxa de resfriamento (CRUZ NETO, 2018). Por outro lado, também é recomendado pela AWS considerar, para este caso, uma velocidade de resfriamento equivalente ao valor intermediário entre os obtidos pelas equações dos dois regimes de escoamento de calor. Foi aplicada a segunda condição nesse estudo.

Para o tempo de resfriamento entre 800 e 500°C, a Eq. (4.5) seria aplicável para $h/(hc)_{T1/T2} > 1$ e a Eq. (4.6) para valores $h/(hc)_{T1/T2} < 1$ (MACHADO, 2000).

³ Não são constatados no texto os detalhes do cálculo deste erro, nem se este erro seria em relação a valores teóricos ou experimentais.

4.4.2 Classificação da chapa e velocidade de resfriamento

A Tabela 4.8 registra o enquadramento das espessuras das chapas utilizadas nos testes padrão e modificado. A escolha da equação adequada, para calcular a velocidade de resfriamento, é função da razão entre a espessura da chapa (h) e a sua espessura crítica (h_c), de modo que (h_c) seja definida pela Eq.4.7. Após a classificação, foi utilizada a Eq.4.3 para a chapa grossa e para o valor intermediário entre (0,6 e 0,9), a velocidade de resfriamento equivalente foi dada pela média dos resultados obtidos pelas equações dos dois regimes de escoamento de calor, conforme recomendado pela AWS. O calor específico e a condutividade térmica dos substratos são compatíveis com os registrados graficamente nas Figuras 5.4 e 5.5 (Capítulo 5, Item 5.3).

Tabela 4.8 – Enquadramento da espessura da chapa (i) Padrão, (ii) Modificado 1020 e (iii) Modificado X70

	H (J/cm)	H _L (J/cm)	T ₀ (°C)	T (°C)	h (cm)	h _c (cm)	h/h _c	Classificação	Taxa (°C/s)
(i)	16.000	12.000	20	683	5,08	2,25	2,26	Chapa grossa	~122
(ii)				810	1,28	2,11	0,61	Intermediária	~118
(iii)				824		2,06	0,62		~102

O caso (i) com espessura de chapa ($h=5,08$ cm), na Tab. 4.8 foi enquadrado como chapa grossa, já que $h/h_c > 0,9$. Os casos (ii) e (iii), com espessura de chapa ($h=1,28$ cm), se enquadram como chapas intermediárias, pois $0,6 < h/h_c < 0,9$, reforçando a necessidade de um complemento de montagem que garanta um fluxo de calor tridimensional.

Comparando os casos (i) e (ii) na Tab. 4.8 observa-se que o caso (ii) expressa pequena menor diferença na taxa de resfriamento, correspondente a 3,2% em relação ao caso (i).

4.5 VARIAÇÃO DA CORRENTE NOS ARAMES TUBULARES

A variação média da corrente (I_m), ocorrida durante os experimentos segundo as condições ensaiadas de (Arame tubular e Gás de proteção), estabelecidas no Cap.3, é registrada, na Tabela 4.9, para uma mesma polaridade do eletrodo e velocidade de alimentação do arame. A variação foi acompanhada para cada arame, em função da atmosfera de proteção utilizada. É possível registrar que houve uma variação máxima de 2A (dois amperes), quando utilizado o hidrogênio no gás de proteção em relação as mesmas condições, sob uma atmosfera com menor concentração do hidrogênio através do gás de proteção.

Tabela 4.9 – Variação média da corrente $I_m(A)$

Ensaio das amostras										
condição	1	2	3	4	5	6	7	8	9	I_m
$F_C C_{25}$	211,8	208,2	211,8	212,5	211,1	214,3	214,4	212,8	212,7	212
$M_C C_{25}$	210,9	209,8	211,1	211,6	210	212,1	207,3	211,4	208	210
$F_C H_2$	216,5	215,8	214,2	211,6	212,1	216,1	212,6	211,3	211,1	214
$M_C H_2$	219,4	209,2	208	207,5	210,8	212,5	213,1	213	210,3	211

O fluxo de corrente é quem propicia a energia de soldagem essencial para a formação da poça de fusão, e todo aporte térmico de homogeneidade do processo, por isso, se torna um parâmetro importantíssimo na soldagem. A sua intensidade é também o mais importante efeito controlador da penetração da solda, da largura e do reforço do cordão, além da diluição (Welding Journal, 2006). Portanto, a sua desprezível e baixa variação, cujo desvio padrão foi para o arame Fc (1,9 e 2,2) e para o arame Mc (1,6 e 2,2) depositados respectivamente nas atmosferas de CO_2 e H_2 , se atribui aos pequenos ajustes realizados na velocidade de soldagem, que mantiveram constante a energia de soldagem entre os ensaios.

4.6 EFEITO DO GÁS DE PROTEÇÃO

A mistura de 25% de CO_2 ao argônio (gás comercialmente conhecido por C_{25}), é muito usada como atmosfera de proteção na união de uma ampla gama de espessuras de material, para uma variedade de modos de transferência de metal. o Dióxido de Carbono libera CO e O gerando uma atmosfera de proteção oxidante.

Cada arame foi soldado com as mesmas condições de polaridade (inversa) e velocidade de alimentação do arame. Quando, sob uma atmosfera de maior teor de H_2 no gás de proteção, observa-se um pequeno acréscimo na corrente média de soldagem, que para o arame AWS E81T1, passou de (212 a 214 A) e, para o arame AWS E80C-Ni1, passou de (210 a 212 A), um pouco inferior, possivelmente, devido ao menor hidrogênio difusível, presente nesse arame (Tabela. 4.9). O pequeno acréscimo pode estar associado à maior condutividade térmica do gás hidrogênio, conforme ilustrado, no gráfico da Figura 4.5 dos gases mais utilizados nos processos de soldagem.

No processo de soldagem GTAW (proteção gasosa com eletrodo não consumível), a adição de hidrogênio em gases de proteção foi analisada por Hoijmans (1994, apud **MENEZES**, 2016, p. 23), que constatou ganhos na energia de soldagem e na eficiência de fusão.

Os efeitos da adição de 2% de H_2 no gás de proteção ($\text{Ar} + 25\%\text{CO}_2$), através do processo GMAW em soldagem de aços carbono, foi estudado por Tatagiba (2015, apud **MENEZES**, 2016, p. 24), que observou, além de redução na quantidade de respingos e aumento da profundidade de penetração, uma ligeira tendência de melhoria na estabilidade do arco, motivação maior dos níveis de hidrogênio, utilizado nesta pesquisa, conforme justificado no (Cap. 3, item 3.1.3, Pg. 37) da metodologia.

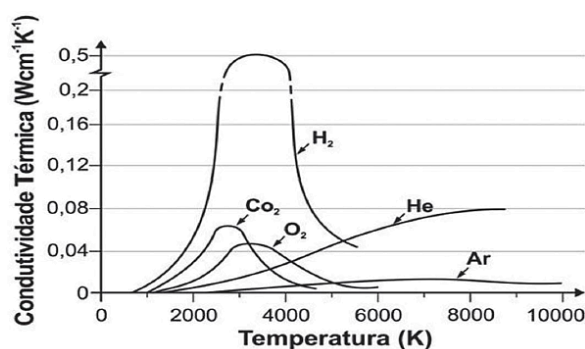


Figura 4.5 – Condutividade térmica dos gases (Tusek & Suban, 2.000)

A adição de hidrogênio aos gases argônio, hélio e nitrogênio, proporciona significativo acréscimo do metal fundido na poça de fusão. Isso está relacionado à condutividade térmica da mistura (Ar-H₂), que chega a atingir suficientes temperaturas para dissociar as moléculas de hidrogênio (SUBAN E TUSEK 2001, apud MENEZES, 2016).

4.7 ANÁLISE DA DILUIÇÃO DO METAL DE BASE

Tendo em vista que a diluição pode influenciar na qualidade final do cordão de solda, em linhas gerais, se torna justificável e de grande importância o controle dessa variável nos processos de soldagem, já que existem evidências, na literatura quanto a sua influência nos resultados das TIH. Hart (1986) estudou que utilizando a técnica do “amanteigamento” em testes G-BOP, foram constatadas evidências na redução da susceptibilidade das TIH correlacionada às variações nos níveis de diluição do MB.

Também, na avaliação da susceptibilidade, às trincas por hidrogênio de vários metais de adição, através do teste G-BOP, Chakravarti & Bala (1989) utilizaram os dois substratos (ASTM A588 e ASTM A36). Eles constataram que, dependendo do tipo de metal de adição utilizado, haverá variações significativas nos resultados percentuais de trincas no metal de solda. Contudo, as evidências sugerem que o metal de base exerce influências no fenômeno estudado.

Define-se como **coeficiente de diluição** (δ) ou, simplesmente, **diluição**, a proporção com que o metal base participa da zona fundida, Figura.4.6.

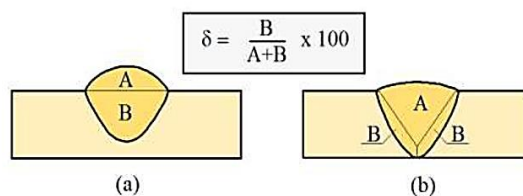


Figura 4.6 – Medida da diluição (a) soldagem sobre chapa e (b) soldagem em chanfro (Fonte: MODENESI et. al, 2012)

A partir da diluição, é possível estimar a composição da zona fundida, considerando-se as contribuições do metal base e do metal de adição, e desprezando-se

a influência do fluxo ou do meio ambiente na composição da solda, através da Equação 4.9 (MODENESI et. al, 2012).

$$\% X = \left(1 - \frac{\delta}{100}\right) \cdot \%X_A + \left(\frac{\delta}{100}\right) \cdot \%X_B \quad [4.9]$$

(%X) é a concentração de cada elemento na zona fundida, (%XA) é a sua concentração no metal de adição e (%XB) é a sua concentração no metal base. A Eq. 4.9 não considera a possibilidade de interação do metal fundido com escórias, gases e o meio ambiente, em geral, nem a volatilização de algum de seus componentes.

O coeficiente de diluição pode variar entre 100% (soldagem autógena ou sem metal de adição) e 0% (brasagem – quando só o metal de adição é fundido), e o seu valor depende, além do processo de soldagem, das condições de operação, da espessura de peça e do tipo de junta.

Na obtenção dos parâmetros geométricos do cordão e diluição do metal de base, nos cordões de solda, foi utilizado o programa “Image J”, na análise das imagens. Por essa metodologia é possível vetorizar as regiões a partir de imagens fotografadas utilizando uma escala métrica posicionada próxima a região de estudo.

Na Tabela 4.10, são registrados os resultados da diluição (área de penetração dividida pela área total do cordão de solda), executados nas condições (tipo de arame tubular, gás de proteção e metal base), conforme os corpos de prova padrão e modificados, definidas para este trabalho (Apêndice A).

Nota-se, numa primeira análise da Tab.4.10, que, em termos de diluição, ocorreu pouca variação entre os modos de construção dos corpos de prova G-BOP padrão e modificado, aqui realizados pelo processo FCAW.

Tabela 4.10 – Resultados da diluição do cordão de solda para o ensaio G-BOP na soldagem FCAW

Modo de construção dos Blocos		ATMOSFERA PROTETORA										
		(C ₂₅): Ar +CO ₂						(H ₂): Ar +CO ₂ +H ₂				
		TIPO DE ARAME										
		(Fc): AWS E81T1 – GM			(Mc): AWS E80C – Ni1 H4			(Fc): AWS E81T1 – GM			(Mc): AWS E80C – Ni1 H4	
	Diluição (%)	Média	δ	Diluição (%)	Média	δ	Diluição (%)	Média	δ	Diluição (%)	Média	δ
B _M	36,5	36,5	2,2	32,4	32,4	3,7	31,2	31,2	1,4	30,9	30,9	2,2
	34,3			28,7			32,6			28,7		
	38,7			36,1			29,8			33,1		
M ₂₀	30,3	30,3	2,7	35,9	35,9	1,14	27,8	27,8	2	33,4	33,4	1,2
	27,6			34,8			29,8			32,2		
	33,0			37,0			25,8			34,6		
M _{X70}	30,8	30,8	1,8	31,5	31,5	1,2	33,5	33,5	2,89	33,9	33,9	1
	29,0			30,3			36,4			32,9		
	32,6			32,7			30,6			34,9		

Valores baixos de diluição são desejáveis para manter a composição química do metal de adição e, conseqüentemente, sua resistência à corrosão (DUPONT & MARDER, 1996).

Estudos realizados por Aghakhani et al. (2011) indicaram que a taxa de alimentação do arame (V_a) e a tensão do arco (V) têm efeito crescente, enquanto a distância bico-peça (DBCP) e a velocidade de soldagem (V_s) têm efeito decrescente na diluição. Nessa pesquisa, todos os parâmetros de soldagem foram mantidos constantes. Apenas um pequeno ajuste na velocidade de soldagem de cada arame foi necessário, para manter também constante a energia de soldagem entre os ensaios.

Na Fig.4.7, que analisa a influência dos gases de proteção na diluição, constata-se, nos ensaios, com o arame Flux cored, uma diferença de 5,2%, no valor médio da diluição, para menor, quando sob atmosfera H_2 , (variando de 32,5% com o C_{25} para 30,8% com o H_2). Quando ensaiado com o arame Metal cored, essa diferença reduziu para 1,8% (variando de 33,3% com o C_{25} para 32,7% com o H_2).

Na Fig.4.8, que analisa a influência do tipo de arame tubular na diluição, constata-se nos ensaios com o gás C_{25} , uma diferença de 2,4%, no valor médio da diluição, para menor, utilizando o arame F_C , (variando de 33,3% com o M_C para 32,5% com o F_C). Quando ensaiado com o gás H_2 , essa diferença aumentou para 5,8% (variando de 32,7% com o M_C para 30,8% com o F_C).

Na Fig.4.9, que analisa a influência do tipo de corpo de prova na diluição, constata-se um comportamento semelhante entre os resultados obtidos para os três tipos de corpos de prova (B_M , M_{20} e M_{X70}), independentemente, do tipo de atmosfera, com médias de 32,9% utilizando o gás C_{25} e 31,8%, utilizando o gás H_2 , para um mesmo desvio padrão ($\delta = 1,7$).

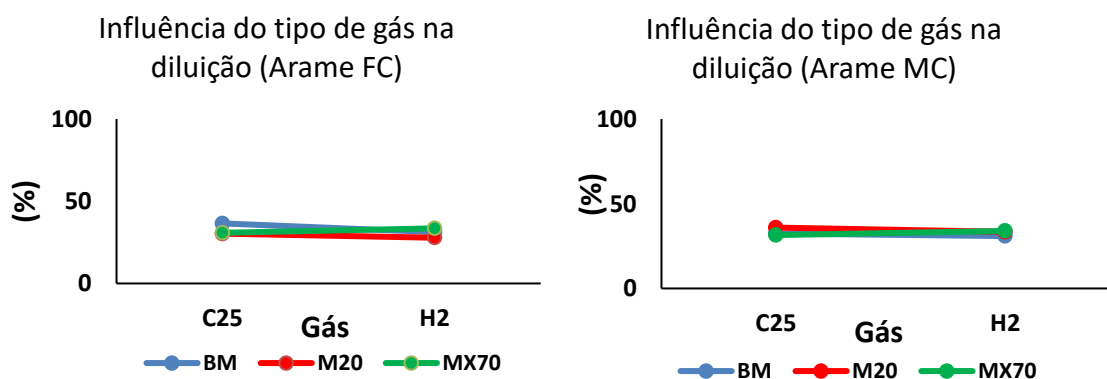


Figura 4.7 – Influência do gás de proteção na diluição

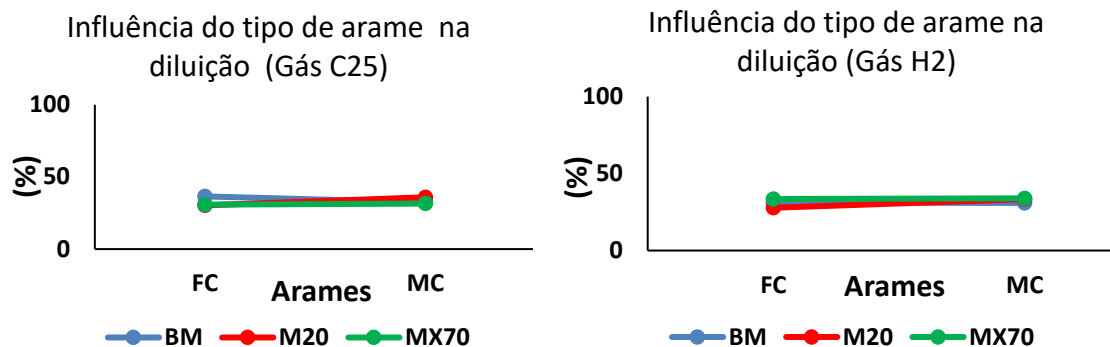


Figura 4.8 – Influência do tipo de arame na diluição

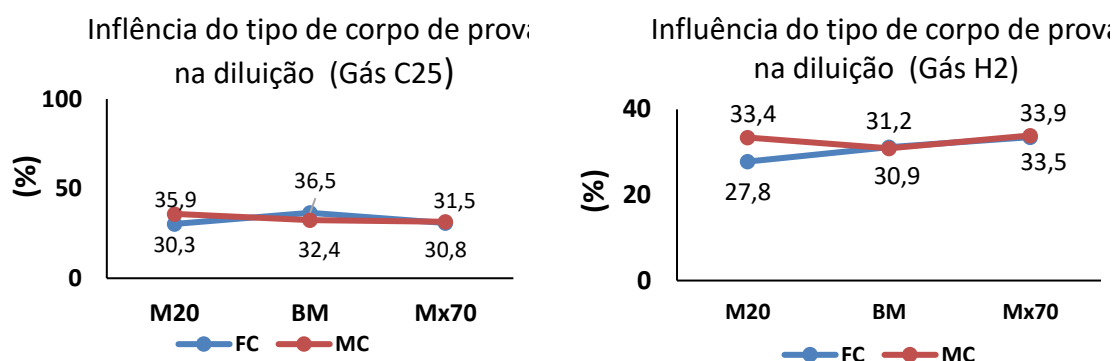


Figura 4.9 – Influência do tipo de corpo de prova na diluição

Mesmo sendo constatada uma baixa variação nos resultados da diluição, influenciadas pelas variáveis de entrada (arame tubular, gás de proteção e modo de construção dos CP), avaliadas isoladamente, ainda assim, faz-se necessário um tratamento estatístico adequado, que possa determinar a influência das variáveis, atuando de forma conjunta, já que essa interação entre as físicas envolvidas no processo pode influenciar durante os ensaios.

Para a análise experimental desse estudo, foi usado o planejamento fatorial (PF). Por se tratar de um modelo de efeitos fixos, os resultados do PF não podem ser transferidos para outros níveis não analisados neste planejamento. O modelo estatístico do PF, bem como os testes de hipóteses aplicados são propostos por Montgomery & Runger (1996).

A análise de variância consiste em calcular, a partir dos resultados obtidos, um fator F para cada uma das variáveis de influência, bem como para as suas interações.

Serão comparados ao valor correspondente da distribuição F estatístico, adotado em função de uma confiabilidade estabelecida $(1-\alpha)\%$, do nível de significância do erro, $(\alpha)\%$, do grau de liberdade da variância do fator analisado e do grau de variância total dos resultados

Quando o valor de F calculado é maior que o valor de F adotado, significa que a variável de influência verificada, ou a interação de duas ou mais variáveis, tem efeito significativo confirmado sobre a diluição estudada. Isso, estatisticamente, é denotado pela expressão: hipótese nula (H_0) rejeitada.

Na Tabela 11 são apresentados os resultados da análise de variância. Constatamos que a hipótese nula (H_0) foi aceita, sempre que o valor do fator F calculado para cada uma das variáveis de influência e suas interações foram menores que o valor de F adotado. Portanto, pode-se afirmar que isoladamente as variáveis analisadas não causaram influências significativas sobre a diluição. Observa-se, na mesma Tabela 4.11 que, apenas as interações do modo de construção dos Blocos com o tipo de atmosfera protetora ou com o tipo de Arame Tubular tiveram efeitos um pouco mais significantes na diluição do metal de base, muito embora aproximados.

Por fim, a interação das três variáveis de influência não se mostraram influentes sobre a diluição, valor de F calculado (0,88) menor do que o valor de F adotado (3,4).

Dessa forma, é possível inferir que não houve discrepâncias significativas na diluição entre as condições de ensaios realizadas. Resultou num valor médio de 32%.

A baixa divergência na diluição, entre as condições de ensaios realizadas, tem relação com a pequena influência das variáveis, constatada pela análise estatística de variância realizada, na confiabilidade de 95%, ou nível de significância do erro adotado em 5%. Foi confirmada na Tab.4.11, a hipótese nula (H_0), aceita para as três variáveis, atuando, isoladamente, A, B, C ou, conjuntamente, (ABC), além da atuação conjunta das variáveis (BC). Mesmo quando se constatou alguma influência, ela não foi forte. Foi a situação das interações AB ou AC, que registraram, respectivamente, intensidades aproximadas de 6,94% e 10,56%, superior ao $F_{\text{Crítico}}$, adotado de 3,4%.

Vista isoladamente, a energia de soldagem, que pode influenciar intensamente nos resultados da diluição, foi tratada aqui como uma variável de controle. Portanto, não alterou os níveis da diluição entre as condições de ensaio, que apresentaram pequena variação. Mesmo não havendo modificação considerável na participação das fases e da composição química das zonas fundidas, ainda assim, demonstraram-se propensas de defeitos decorrentes da microestrutura formada, pela constatação da presença de fases

que favorecem a nucleação de TIH reduzindo a tenacidade da solda. De forma geral, conclui-se que o controle da diluição é de grande importância tendo em vista que a mesma pode influenciar na quantidade das trincas no metal de solda, devido a formação de microestruturas susceptíveis.

Tabela 4.11 – Análise de variância da diluição do metal de base

ANÁLISE DOS EFEITOS PRINCIPAIS DAS VARIÁVEIS DE INFLUÊNCIA					
Variável	Soma dos Quadrados (SQ)	Graus de Liberdades (GL)	Fator F Calculado	Fator F Crítico	Conclusão
Modo de construção dos Blocos (A)	4,98	2	0,56	3,4	H0 aceito
Tipo de atmosfera protetora (B)	11,22	1	2,52	4,26	H0 aceito
Tipo de Arame Tubular (C)	15,60	1	3,51	4,26	H0 aceito
ANÁLISE DOS EFEITOS DAS INTERAÇÕES DAS VARIÁVEIS DE INFLUÊNCIA					
Interação	Soma dos Quadrados (SQ)	Graus de Liberdades (GL)	Fator F Calculado	Fator F Adotado	Conclusão
AB	61,72	2	6,94	3,4	Rejeita H0
AC	93,91	2	10,56	3,4	Rejeita H0
BC	3,06	1	0,69	4,26	H0 aceito
ABC	7,83	2	0,88	3,4	H0 aceito
VARIABILIDADE TOTAL DOS RESULTADOS		VARIABILIDADE DEVIDO AO ERRO			
SS_T	GL	SS_E		GL	
305,05	35	106,72		24	

4.8 NOVA PROPOSTA DE TESTE G-BOP MODIFICADO

Muitos são os testes de soldabilidade utilizados para avaliar a susceptibilidade de juntas às TIH, No entanto o teste Gapped Bead-on-Plate (G-BOP), desenvolvido em 1974 por (McParlan e Graville, 1974), regido pelo padrão US AWS B4.0 da American Welding Society, destaca-se, principalmente, por apresentar baixo custo e simplicidade na quantificação da susceptibilidade da junta (Silva, 2005). Um dos inconvenientes do método é a necessidade de serem utilizadas chapas de grande espessura, o que levou Silva (2005) a propor uma modificação para o teste, visando a investigação do fenômeno das TIH em chapas, nem sempre, disponível na medida especificada pelo teste padrão, a exemplo dos aços ARBL.

A espessura utilizada em 50,8mm é uma das limitações, conforme mostrado na Figura 2.10 (Cap.2, pg.28). Por consequência, deriva-se uma outra limitação; o uso de um único material de base para avaliar diferentes processos de soldagem e metais de adição (Marianetti, 1998). Dessa forma, têm sido avaliados metais de adição em metais de base, muitas vezes inadequadamente. Com ênfase nestas limitações, propostas de avaliação do teste G-BOP foram apresentadas, conforme são citadas nos trabalhos seguintes.

Hart (1986), utilizando a técnica do “amanteigamento” em testes G-BOP, constatou evidências na redução da susceptibilidade das TIH, correlacionada às variações nos níveis de diluição do MB. Segundo o autor, essa técnica possibilita obter um menor percentual de diluição do metal de base no metal de solda, durante o teste, e por consequência da sua influência nos resultados, uma vez que o metal de base, usado no teste nem sempre é o mesmo a ser soldado, posteriormente, com o metal de adição ensaiado.

Silva (2005) propôs o teste G-BOP modificado, que consiste numa junta móvel por parafuso, entre as chapas de aço que se deseja avaliar. Nesse estudo, foi o aço AWS API 5L X70 complementado por chapas de aço AISI 1020. O aço AWS API 5L X70 é o metal de base que soldado com diferentes arames tubulares, produzirá o metal de solda para avaliação das trincas por hidrogênio. Já o aço AISI 1020 tem a função de complementar o aço AWS API 5L X70, formando uma junta móvel com 50,8mm de espessura, semelhante ao teste padrão. Segundo o autor, a grande vantagem desta

modificação é avaliar a susceptibilidade de TIH do metal de adição, no próprio metal de base a ser soldado, posteriormente, pois, nem sempre, este estará disponível na espessura, prevista pelo teste padrão.

A contribuição deste trabalho à proposta modificada sugerida por Silva (2005), foi a verificação da possibilidade de existir alguma influência por parte da restrição apresentada pela junta móvel por parafuso na investigação da susceptibilidade do metal de solda em chapas de menor espessura, quanto ao fenômeno das TIH. Para isso, se buscou comparar dentro de um limite de confiabilidade, os resultados ensaiados com o mesmo metal de base as versões padrão e modificada.

Com essa montagem propõe-se a aplicação do teste G-BOP modificado, ilustrado na Fig. 4.10, flexibilizar a avaliação do fenômeno das TIH em chapas com menor espessura que a evidenciada pelo método padrão. Dessa forma, a espessura da chapa do metal de base deixa de ser um oponente.

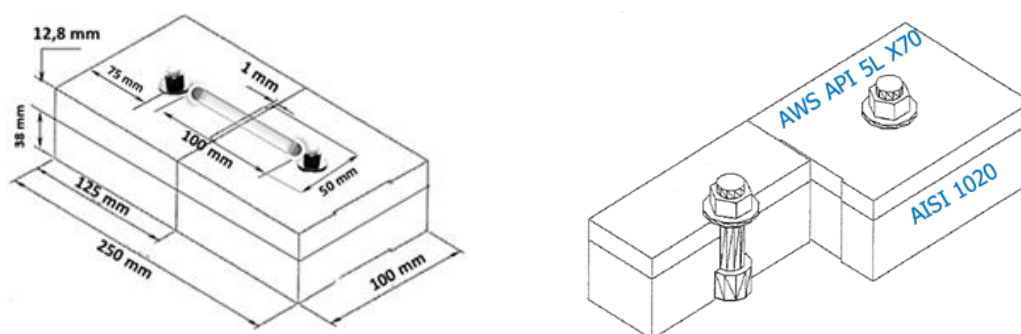


Figura 4.10 – Corpo de prova G-BOP modificado com chapas conjugadas para avaliar o metal de solda no próprio metal de base a ser soldado

Nestas condições propostas, é possível avaliar o fenômeno das TIH no metal de solda para as condições reais de aplicação (metal de adição e metal de base), ao invés de avaliar diversos tipos de processos e metais de adição, utilizando um único tipo de aço como metal de base, na espessura de 50,8 mm.

Por se tratar de uma junta móvel por parafuso, um torquímetro foi utilizado para aplicar e controlar a pressão de contato (torques de 146,5 N.m, na porca) recomendado, conforme discutida neste capítulo (Item 4.3, pg. 69).

CAPÍTULO V

RESULTADOS E DISCUSSÕES DO ESTUDO DAS TIH NO MS

Nessa parte são apresentados e discutidos os resultados das trincas induzidas pelo hidrogênio em metais de solda, obtidos nos ensaios realizados segundo o planejamento experimental apresentado no item 3.2.6 (Cap.3, Pg.48). Os resultados das TIH foram determinados em função das variáveis de influência estabelecidas: Arames tubulares, gases de proteção e variantes do teste G-BOP.

Após apresentação dos resultados, foi realizado um estudo estatístico, por meio de uma análise de variância, com o propósito de identificar quais variáveis de entrada influenciam e quais possuem efeitos expressivos sobre a variável de resposta (TIH).

Em função de cada variável de maior influência sobre a variável de resposta, constatadas estatisticamente, foram discutidos isoladamente os resultados. Essa discussão foi realizada com base na correlação entre a variável de resposta (TIH), as variáveis de influência e os fatores ligados aos fenômenos envolvidos, como:

- A caracterização microestrutural;
- O ciclo térmico dos cordões de solda e taxas de resfriamento;
- Análise da dureza na susceptibilidade das TIH;
- Relação entre TIH e o carbono equivalente.

5.1 Resultados das TIH nos metais de solda

Conforme a metodologia estabelecida no capítulo 3 (item 3.2.6, Pg.48), os resultados obtidos para TIH nos metais de solda são apresentados em função das variáveis de influência e seus respectivos níveis de variação observados abaixo:

- Dois gases de proteção: 25%CO₂ + 75%Ar e 25%CO₂ + 73%Ar + 2%H₂;
- Dois arames tubulares: AWS E81T1-GM e AWS E80C-Ni1 H₄;
- Três variações do teste G-BOP que consistiu em diferentes configurações dos blocos: B_M – Padrão; M₂₀ – Modificado 1020 e M_{X70} – Modificado X70.

De acordo com o planejamento experimental adotado, PF (2² x 3¹), foi gerado um total de 12 condições de ensaio, definidas pelo produto das potências entre as duas variáveis com dois níveis de influência e uma variável em três níveis de influência. Foram realizadas três réplicas para cada condição, obtendo como resultado uma população de 36 ensaios de trincas induzidas por hidrogênio no metal de solda, realizado de forma totalmente aleatorizada.

A Tabela 5.1 apresenta a nomenclatura adotada neste trabalho para cada ensaio e as respectivas variáveis de influência utilizada.

Tabela 5.1 – Caracterização microestrutural do metal de solda

Ensaio	Gás	Arame	Corpo de Prova	Nomenclatura
E ₁	Ar+CO ₂ +H ₂	Flux Cored	1020/1020	H ₂ F _C M ₂₀
E ₂	Ar+CO ₂	Metal Cored	BM/1020	C ₂₅ M _C B _M
E ₃	Ar+CO ₂ +H ₂	Flux Cored	BM/1020	H ₂ F _C B _M
E ₄	Ar+CO ₂	Metal Cored	1020/1020	C ₂₅ M _C M ₂₀
E ₅	Ar+CO ₂	Flux Cored	BM/1020	C ₂₅ F _C B _M
E ₆	Ar+CO ₂	Flux Cored	1020/1020	C ₂₅ F _C M ₂₀
E ₇	Ar+CO ₂ +H ₂	Metal Cored	1020/1020	H ₂ M _C M ₂₀
E ₈	Ar+CO ₂ +H ₂	Metal Cored	BM/1020	H ₂ M _C B _M
E ₉	Ar+CO ₂	Flux Cored	X70/1020	C ₂₅ F _C M _{X70}
E ₁₀	Ar+CO ₂ +H ₂	Flux Cored	X70/1020	H ₂ F _C M _{X70}
E ₁₁	Ar+CO ₂ +H ₂	Metal Cored	X70/1020	H ₂ M _C M _{X70}
E ₁₂	Ar+CO ₂	Metal Cored	X70/1020	C ₂₅ M _C M _{X70}

As Figuras 5.1 e 5.2 apresentam macrografias de corpos de provas para uma réplica de cada condição ensaiada, conforme a atmosfera protetora utilizada.

Observa-se nas Figuras 5.1 e 5.2 que todos os corpos de provas apresentam TIH independentemente das condições ensaiadas. As ocorrências das TIH estão em conformidade com a metodologia prevista inicialmente, ou seja, as condições de soldagem estabelecidas não resultassem em ocorrência extremas de TIH; como a

inexistência ou total trincamento da região do metal de solda, indicador fundamental para avaliar o nível de influência das variáveis estudadas sobre a variável de resposta (TIH).

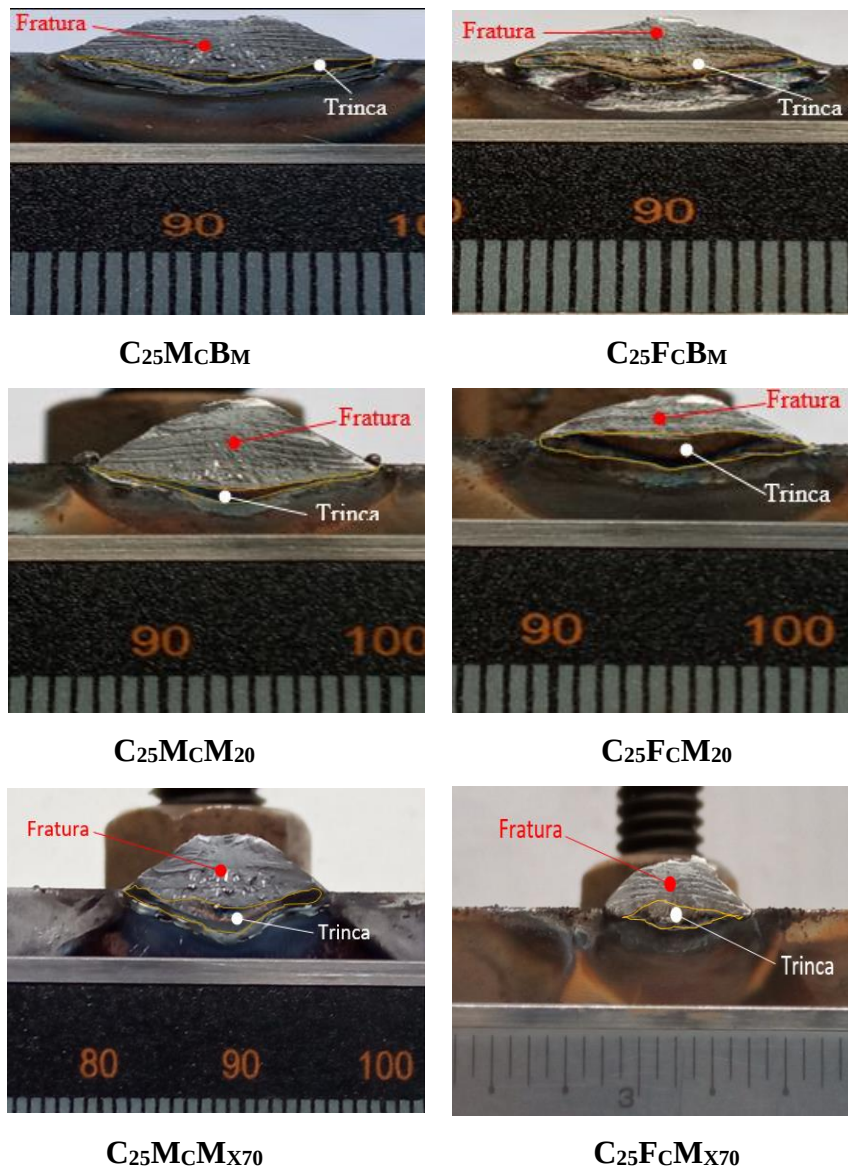


Figura 5.1 – Macrografia das TIH obtidas sob atmosfera do gás C₂₅

Em cada seção transversal dos cordões de solda apresentados nas Figuras 5.1 e 5.2 são observadas regiões com tonalidade colorida identificadas como áreas das trincas induzidas pelo hidrogênio e regiões com tonalidades de fraturas recentes; essas regiões foram medidas e usadas no cálculo das TIH. A área colorida foi revelada pela oxidação da região trincada durante a ação do aquecimento localizado. Esta área, corresponde às trincas de hidrogênio nucleadas e propagadas no metal de solda, pela ação auto restritiva

do teste, somada a presença de hidrogênio e as microestruturas presentes; e uma outra, com aspecto de fratura recente e de aparência mais clara. Esta última área ainda não oxidada, foi resultante da ruptura dos corpos de prova, após sua abertura.

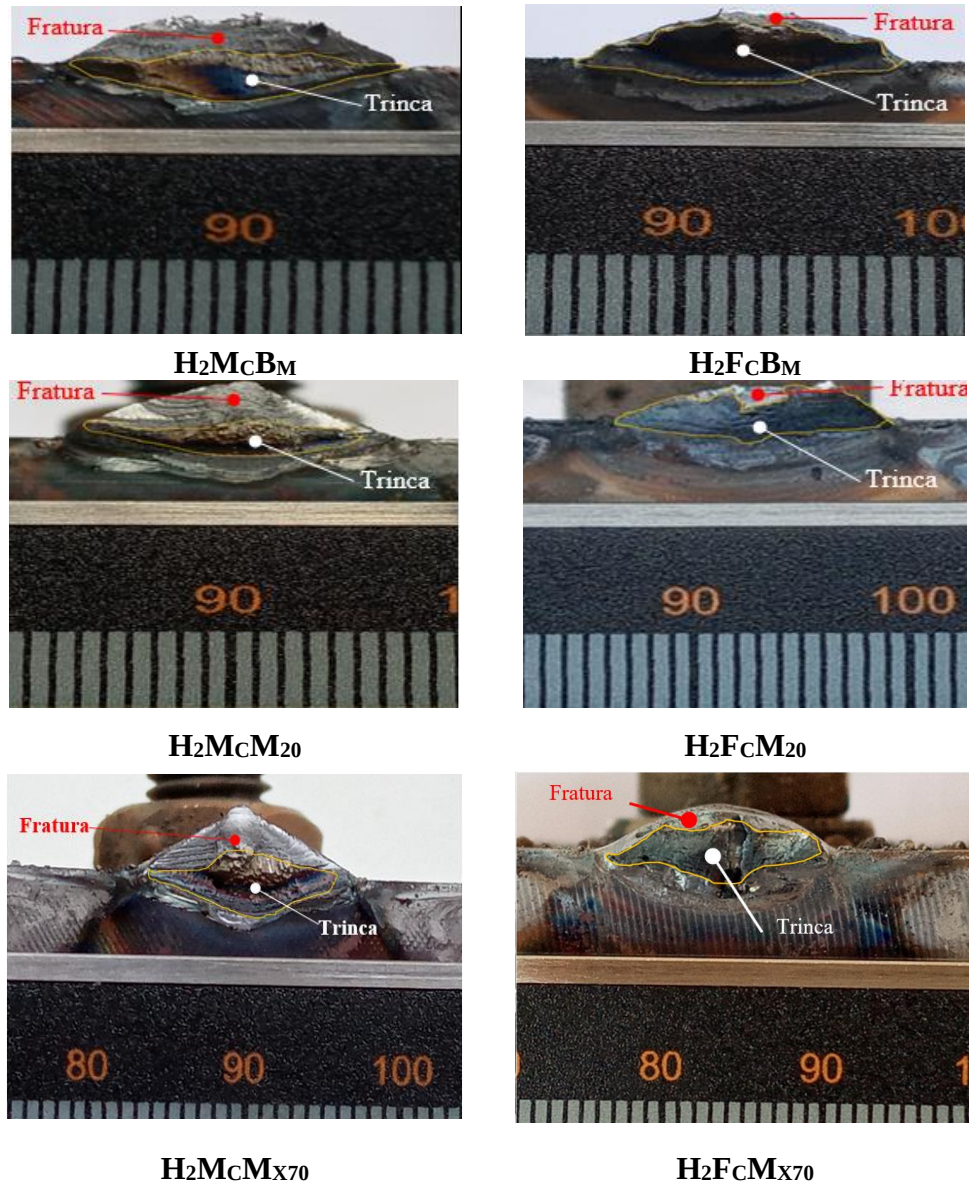


Figura 5.2 – Macrografia das TIH obtidas sob atmosfera do gás H_2

A Tabela 5.2 apresenta todos os resultados de TIH dos ensaios realizados de forma aleatória em função das variáveis de entrada. A sequência de realização dos ensaios está mostrada no ANEXO E.

Tabela 5.2 – Resultados de TIH em função da região trincada e área total do cordão de solda

Modo de construção dos Blocos		ATMOSFERA PROTETORA															
		(C ₂₅): Ar +CO ₂								(H ₂): Ar +CO ₂ +H ₂							
		TIPO DE ARAME															
		(Fc): AWS E81T1 – GM				(Mc): AWS E80C – Ni1 H4				(Fc): AWS E81T1 – GM				(Mc): AWS E80C – Ni1 H4			
	Ordem	Acs (mm ²)	A _{TIH} (mm ²)	TIH (%)	Ordem	Acs (mm ²)	A _{TIH} (mm ²)	TIH (%)	Ordem	Acs (mm ²)	A _{TIH} (mm ²)	TIH (%)	Ordem	Acs (mm ²)	A _{TIH} (mm ²)	TIH (%)	
B _M	7	38,6	11,9	30,8	1	55,8	11,6	20,8	4	39,3	31,4	80	10	48,0	20,5	42,7	
	14	34,9	7,0	20,0	5	47,9	6,8	14,2	15	30,1	29,9	99,3	18	52,1	26,2	50,3	
	23	38,4	16,0	41,7	11	51	8,6	16,9	21	54,6	52,6	96,3	19	50,0	26,1	52,2	
M ₂₀	8	34,4	8,0	23,2	6	46,6	6,7	14,4	2	33,2	28,3	85,2	9	40,2	16,4	40,8	
	13	34,4	5,9	17,2	12	45,1	3,6	8,0	3	33,9	29,6	87,3	17	40,5	14,0	34,6	
	24	33,0	16,6	50,3	22	47,8	4,2	8,8	16	35,4	33,7	95,2	20	41,4	9,4	22,7	
M _{X70}	25	37,0	9,3	25,1	31	51,6	10,0	19,4	27	29,4	26,8	91,2	29	48,8	28,9	59,2	
	26	34,9	11,9	34,1	32	50,9	7,1	13,9	28	32,0	27,4	85,6	30	40,6	12,8	31,6	
	36	33,2	14,3	43,1	33	43,7	7,4	16,9	35	30,2	24,8	82,1	34	43,1	20,0	46,5	

5.1.1 Análise da correlação entre os testes G-BOP convencional e modificado

Para correlacionar os resultados de TIH entre os Testes G-BOP convencional e modificado foi realizado uma análise comparativa dos resultados obtidos com as duas variantes do teste. A Figura 5.3 apresenta gráfico boxplot para analisar os dados quantitativos, dentro de cada condição de ensaio.

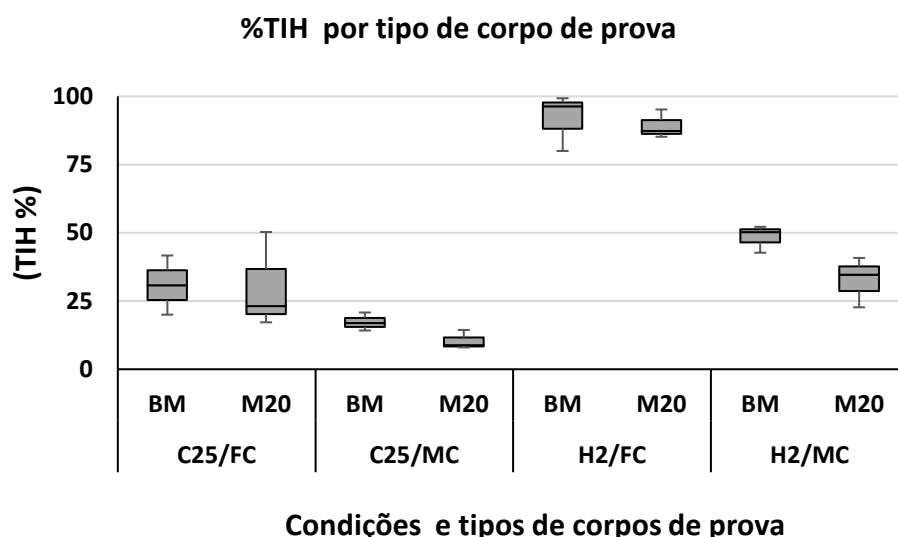


Figura 5.3 – Influência do tipo de CP na variável de resposta (%TIH)

Ao analisar a Figura 5.3 é possível observar:

- Uma baixa diferença interquartil ($Q_3 - Q_1$) das ocorrências, entre os dois tipos de CP (B_M , M_{20}) analisados, onde estão sumarizados 50% dos resultados. Portanto, foram registradas as respectivas variações de 5,7 %; 0,1 %; 4,6 % e 4,3 % entre os CP para cada condição de ensaio (Gás de proteção e Arame tubular). Esses cálculos estão apresentados no APÊNDICE B.
- Uma baixa diferença na concentração dos resultados ocorridos acima do terceiro quartil ($L_{máx} - Q_3$), onde se agrupam apenas 25% das ocorrências, isso para maior parte das condições realizadas. Portanto, foram registradas as respectivas variações 8,10 %; 0,85 %; 2,45 % e 2,15 % entre os CP para cada condição de ensaio.
- Uma baixa diferença na concentração dos resultados abaixo do primeiro quartil ($Q_1 - L_{min}$), onde também se agrupam apenas 25% das ocorrências registrado

para cada condição de ensaio, foram observadas variações de 2,4 %; 0,95 %, 7,1 % e 2,15 %.

De acordo com o gráfico BoxPlot da Figura 5.3 não é possível afirmar que as duas variantes do teste G-BOP (convencional e modificado) são semelhantes para as condições de ensaio analisadas. Isso é notório principalmente pela divergência entre as medidas de tendência central (mediana). A semelhança entre os testes G-BOP convencional e modificado seria melhor observada com uma maior quantidade de ensaios. Por outro lado, se verifica uma tendência de comportamento semelhante para determinados resultados, onde a variável de interesse (TIH) pode ocorrer entre os diferentes tipos de corpos de prova, ensaiados com o mesmo tratamento (arame e gás de proteção). Assim, se faz necessário um tratamento estatístico por meio de uma análise de variância das médias, para avaliar o nível de correlação entre os testes G-BOP.

A Tabela 5.3 apresenta os valores médios dos resultados das TIH mostrados na Tabela 5.2 e a Tabela 5.4 apresenta os resultados de TIH para variantes do teste G-BOP de mesmo metal de base em função do tipo de arame tubular e atmosfera protetora. Os resultados da análise de variância são apresentados na Tabela 5.5.

Nessa análise de variância de uma única variável de influência (fator) com “a” diferentes níveis (ou tratamentos), com n réplicas para cada nível, se busca calcular através dos resultados de TIH um fator F. Esse fator F(calculado) é comparado ao valor F(crítico) adotado correspondente da distribuição, que é obtido em função do nível de significância do erro, do grau de liberdade da variância do fator analisado e do grau de variância total dos resultados. Os testes de hipóteses utilizados são propostos por (MONTGOMERY & RUNGER, 1996).

A hipótese nula que considera as médias iguais, ocorre quando o valor de F(calculado) for menor que o valor de F(crítico). Se a hipótese nula é verdadeira, não há diferença entre as médias dos tratamentos.

A análise de variância apresentada na Tabela 5.5 mostra que os diferentes tipos de corpo de prova ensaiados sobre as mesmas condições (arame e gás de proteção), apresentaram o mesmo comportamento entre os tratamentos para uma confiabilidade de 95%, já que o valor “F” estatístico calculado é menor que o valor “F” adotado e consequentemente as hipóteses nulas foram aceitas. O motivo da significância adotada de 5% para esse estudo em particular, se deve a comparação isolada entre os tratamentos ensaiados com o mesmo metal de base (B_M , B_{20}), correspondendo a uma quantidade abaixo do total de

variáveis presentes no estudo (B_M , B_{20} , M_{X70}), o que aumenta a margem estatística do erro (nível de significância).

A análise da Tabela 5.5 registra que a hipótese nula (H_0) foi aceita em todas as condições, F calculado menor que F adotado. Dessa forma, as evidências constatadas aqui, registram que não existe divergências entre os resultados das TIH ocorridas, quanto ao modo de construção dos corpos de prova padrão (B_M) e modificado (M_{20}), executados sob as mesmas condições, segundo a análise de variância entre às médias para o nível de confiabilidade adotada.

Tabela 5.3 – Resultados de TIH em função das variáveis de entrada

Modo de construção dos Blocos	Atmosfera protetora			
	(C ₂₅): 75%A _R +25%CO ₂		(H ₂): 73%A _R +25%CO ₂ +2%H ₂	
	Tipo de arame			
	AWS E81T1 (F _C)	AWS E80C (M _C)	AWS E81T1 (F _C)	AWS E80C (M _C)
B_M	30,8	20,8	80,0	42,7
	20,0	14,2	99,3	50,3
	41,7	16,9	96,3	52,2
Média	30,8	17,3	91,9	48,4
M₂₀	23,2	14,4	85,2	40,8
	17,2	8,0	87,3	34,6
	50,3	8,8	95,2	22,7
Média	30,2	10,4	89,2	32,7
M_{X70}	25,1	19,4	91,2	59,2
	34,1	13,9	85,6	31,6
	43,1	16,9	82,1	46,5
Média	34,1	16,7	86,3	45,8

Para uma melhor análise e avaliação os resultados da Tabela 5.3 são apresentados na Figura 5.4 na forma de gráficos de barra.

A tendência de susceptibilidade dos corpos de prova B_M imediatamente superior aos M_{20} de mesmo material, pode ser observada na Fig. 5.4 em todas as condições de ensaios realizados. Esse resultado foi favorecido pelo maior nível de tensão

desenvolvido, conforme registrado na Fig.6.12 (Cap. 6, Pg.123). Entre os casos 1 e 2, esse nível imediatamente superior da tensão do caso 1, foi motivado pela maior taxa de resfriamento sofrida pelos corpos de prova (B_M) Tabela 4.8 (Cap.4, Pg.75,), onde a temperatura de pico foi inferior, Figuras 6.7 e 6.8 (Cap 6, Pg.119).

Tabela 5.4 – Resultados de TIH para os testes G-BOP padrão (B_M) e modificado (M_{20}).

Variáveis	Atmosfera protetora											
	(C ₂₅): A _R +CO ₂						(H ₂): A _R +CO ₂ +H ₂					
	Tipo de arame											
	AWS E81T1 (F _C)			AWS E80C (M _C)			AWS E81T1 (F _C)			AWS E80C (M _C)		
B _M	30,8	20,0	41,7	20,8	14,2	16,9	80	99,3	96,3	42,7	50,3	52,2
M ₂₀	23,2	17,2	50,3	14,4	8,0	8,8	85,2	87,3	95,2	40,8	34,6	22,7
Tratamentos	I: (C ₂₅ F _C)			II: (C ₂₅ M _C)			III: (H ₂ F _C)			IV: (H ₂ M _C)		

Tabela 5.5 – Resultado da análise de variância entre as médias para cada tratamento

ANÁLISE DE VARIÂNCIA QUANTO AO TIPO DE CORPO DE PROVA					
Tratamento	Soma dos Quadrados (SQ)	Graus de Liberdades GL (a-1)	Fator F Calculado	Fator F Adotado	Conclusão
I	0,540	1	0,003	7,71	H_0 Aceito
II	71,415	1	6,164	7,71	H_0 Aceito
III	10,402	1	0,153	7,71	H_0 Aceito
IV	369,735	1	6,730	7,71	H_0 Aceito
VARIABILIDADE DEVIDO AO ERRO					
Tratamento	SS_E		GL (n - a)		
I	857,45		4		
II	46,34		4		
III	271,33		4		
IV	219,76		4		

As condições (H_2FCB_M) e ($C_{25}M_C M_{20}$) na Fig. 5.4 se destacaram respectivamente como sendo as de maior e menor susceptibilidade nesse estudo. Isso se justifica respectivamente pela maior e menor presença do hidrogênio, advindo das fontes (arame e gás de proteção).

Entre os corpos de prova com o mesmo modo de construção (M_{20} e M_{X70}), caso II e caso III respectivamente, avaliados na mesma Fig.5.4, se observa para condição (H_2FC) uma maior tendência de susceptibilidade provocada nos corpos de prova M_{20} , diferentemente do que foi observado para as demais condições, onde agora o M_{X70} foi o mais susceptível. Na condição (H_2FC), os corpos de prova caso II sofreram uma taxa de resfriamento de $6^\circ C/s$, imediatamente superior a $5^\circ C/s$ do caso III, no intervalo ($\Delta T_{3-1}/\Delta t$), favorecendo um menor tempo de difusão do hidrogênio da junta soldada, conforme justificado no Item 6.4.2 (Cap 6, Pg.121). Isso, somado a uma maior presença de hidrogênio pelas fontes (arame e gás de proteção), resultou em maior quantidade de hidrogênio sitiado após a transformação da austenita e assim de uma predominância imediatamente superior na susceptibilidade do MS. Nas demais condições, embora os corpos de prova (caso III) tenham sofrido menores taxas de resfriamento, os maiores níveis de tensão desenvolvidos nestes CP, Figura 6.12 (Cap.6, Pg.123), prevaleceram agora sobre as menores quantidade do hidrogênio das fontes (arame e gás de proteção), regendo assim, uma maior predominância na susceptibilidade do MS, nestas outras condições.

5.1.2 Análise dos resultados de TIH para todas as condições de ensaio

Nas Figuras 5.5, 5.6 e 5.7 como gráficos de linhas, os resultados de TIH são correlacionados com cada variável de influência: atmosfera protetora, tipo de montagem dos blocos e tipo de metal de adição, respectivamente. As Figuras 5.5, 5.6 e 5.7 permitem uma análise dos resultados de TIH com cada uma das variáveis de influência isoladamente.

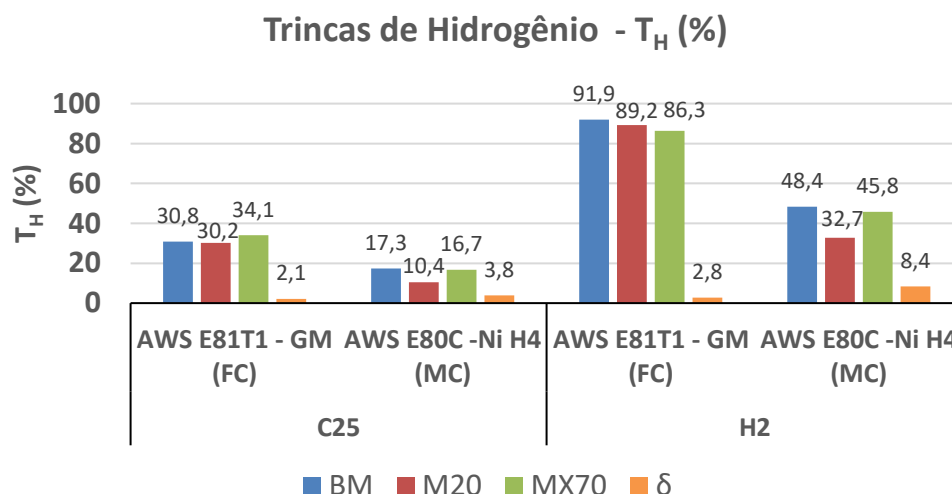


Figura 5.4 – T_H (%) no MS em função das variáveis de influência

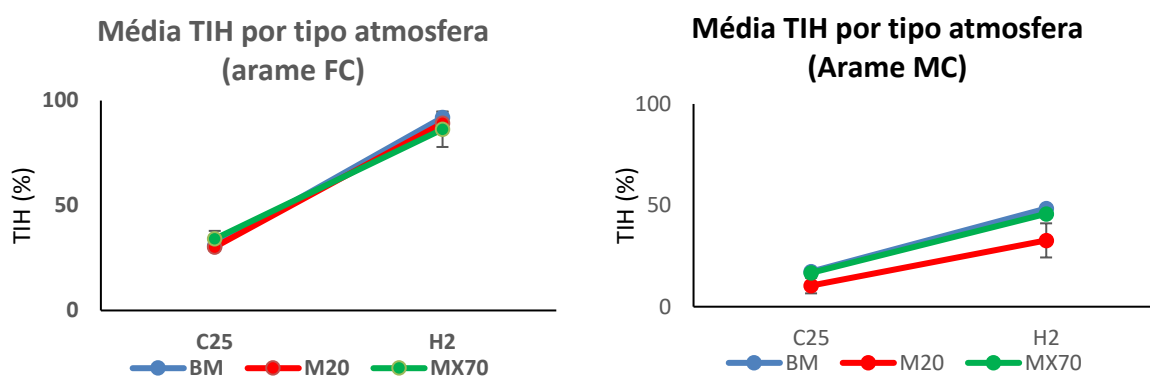


Figura 5.5 – Variação do percentual de T_H (%) em função da atmosfera de proteção

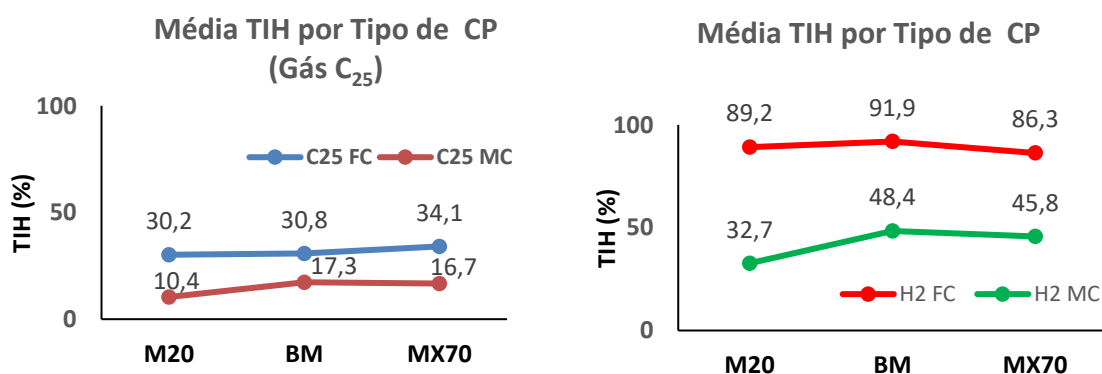


Figura 5.6 – Variação do percentual de T_H (%) em função do Modo de construção dos corpos de prova

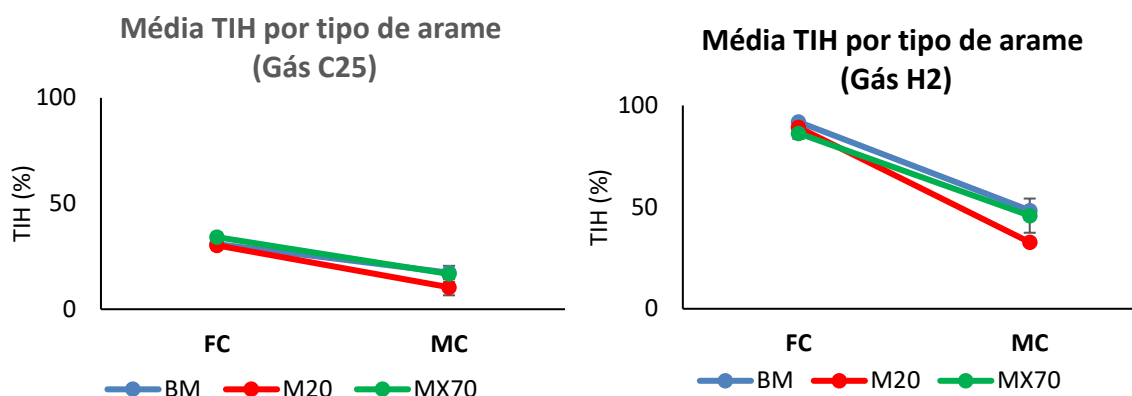


Figura 5.7 – Variação do percentual de TIH (%) em função dos arames tubulares

Da análise das Figuras 5.5, 5.6 e 5.7 é possível constatar uma tendência de maior susceptibilidade do metal de solda obtido com o arame AWS E81T1-GM (F_C), independentemente da atmosferas de proteção e do tipo de montagem dos blocos do Teste G-BOP. Pode-se observar também que a atmosfera protetota contendo o gás H₂ mostra uma tendência de maior fragilidade. Com relação as porpostas do teste G-BOP, a análise das figuras não mostram tendência de diferenças de susceptibilidade para o tipo de montagem dos blocos.

Na Figura 5.5 observa-se um comportamento semelhante na tendência e na margem de variação das TIH. Verifica-se em relação ao valor máximo, uma variação média da ordem de 64,4% utilizando o arame Flux Cored AWS E81T1 (média de trincas para as três configurações de blocos, variando de 31,7 para 89,1%) e 65% utilizando o arame Metal Cored AWS E80C (variando em média de 14,8 para 42,3%). Também é notável nesta mesma Fig.5.5 uma maior tendência de susceptibilidade do metal de solda do arame flux cored (F_C) quando comparada ao arame Metal cored (M_C). Esse comportamento sugere uma possível correlação com a maior quantidade do hidrogênio difusível presente neste arame.

Os resultados obtidos na Tabela 5.3 e plotados na Figura 5.6 registram um valor médio de 31,7% ($\delta = 2,1$) de TIH entre os três tipos de corpos de prova ensaiados na condição C₂₅F_C e de 14,8% ($\delta = 3,8$) para as amostras C₂₅M_C. Já as amostras soldadas nas condições H₂F_C e H₂M_C, sofreram trincamento médio entre os três tipos de corpos de prova de 89,1% ($\delta = 2,8$) e 42,3% ($\delta = 8,4$) respectivamente.

Para uma análise conclusiva dos resultados apresentados é de grande importância realizar uma análise estatística sobre todos os resultados obtidos.

5.1.3. Análise estatística dos resultados de TIH

Os resultados dos percentuais de trincas de hidrogênio registrados na Tabela 5.3 foram submetidos a um tratamento estatístico de análise de variância, com o propósito de quantificar e identificar as variáveis de influência entre as variáveis analisadas.

Foi utilizado um planejamento fatorial (PF) para o desenvolvimento experimental desse estudo. É importante ressaltar que os resultados tem aplicação restrita ao nível analisado neste planejamento, portanto, por ser de efeitos fixos não se estendem a outros níveis. Tanto o modelo estatístico do PF como os testes de hipóteses utilizados foram sugeridos por Montgomery & Runger (1996).

O tratamento estatístico por análise de variância, se propõe a mensurar com base nos resultados das TIH, um fator F estatístico que é calculado para cada uma das variáveis de influência, como também, para as interações entre elas. Este fator estatístico é comparado com um fator F crítico da distribuição, que é obtido com base na confiabilidade adotada, que nesse estudo foi de 90%. Isto significa um nível de incerteza ou significância (α) de 10%.

É conclusivo que uma variável de influência analisada, ou a interação entre elas tem efeito significativo na variável de resposta TIH desse estudo, caso o fator estatístico F calculado seja maior que o fator F crítico, o que significa a rejeição da hipótese nula, ou seja, a variável analisada ou a interação delas provoca um certo nível de influência.

Na Tabela 5.6 são apresentados os resultados da análise de variância. A tabela apresenta que a hipótese nula (H_0) foi rejeitada sempre que o valor do fator F estatístico calculado para cada uma das variáveis de influência e suas interações foi maior que o fator F crítico adotado.

Pode-se afirmar com base na Tabela 5.6 que apenas o tipo de atmosfera protetora e o tipo de arame tubular tiveram influência sobre a incidência de trincas de hidrogênio no metal de solda. Observa-se, na mesma tabela, que apenas a interação do tipo de atmosfera de proteção com o tipo de arame tubular teve efeito significativo sobre as TIH.

Quando são isoladamente avaliadas as variáveis de influência, verifica-se que o modo de construção dos corpos de prova (A) não causou intervenção nas trincas por hidrogênio, conforme o menor valor F calculado de 1,67 contra um valor F adotado de

3,40. Isso reforça a compatibilidade dos resultados obtidos entre os corpos de prova padrão e modificados, registrados na mesma Tab.5.6 de análise da variância das médias das trincas por hidrogênio, nas diferentes condições de ensaio da Tabela 5.3.

Ainda pela análise da Tabela 5.6, observa-se que o efeito da interação do modo de construção dos corpos de prova com as demais variáveis (tipo de atmosfera protetora e/ou tipo de arame) não se mostra influente sobre o TIH, valores de F calculados, menores do que os valores de F adotados. Sendo assim, numa visão generalizada da influência das principais variáveis, através dos resultados estabelecidos pela análise de variância, a metodologia G-BOP modificada, evidencia a possibilidade de se avaliar trincas no metal de solda em chapas com espessuras diferentes da mencionada pelo método G-BOP padrão e dessa forma, possibilitar que seja testado o metal de adição no próprio metal de base, o qual será utilizado.

Quando são avaliadas isoladamente as variáveis de influência, constata-se que o tipo de atmosfera protetora foi a que mais afetou o TIH, com um valor F calculado de 194,96 contra um valor F adotado de 4,26. Na sequência, a segunda variável de influência no TIH foi o tipo de arame tubular, que apresentou um F calculado de 109,98 contra um valor F adotado de 4,26 (Tabela 5.6). E por último, a interação do tipo de arame tubular com a atmosfera de proteção (F calculado de 24,242 contra um valor F adotado de 4,26).

Para um melhor entendimento das causas de influência na variável de resposta (TIH), conforme as condições de soldagem utilizadas nessa pesquisa, se faz necessário uma avaliação de outros parâmetros, que embora específicos, podem explicar melhor as influências de cada variável no fenômeno estudado, para as condições adotadas no estudo.

Por outro lado, a análise de variância apresentada na Tab.5.6 concluiu que não houve influências do modo de construção dos blocos (A) sobre as TIH dos metais de solda, para o nível de confiabilidade adotado (90%). Contudo, o reduzido valor estatístico de “F” calculado para variável (A) comparado ao que foi calculado para as variáveis (B e C) da Tab. 5.6, confirma seu baixo nível de influência nos ensaios de susceptibilidade de TIH no metal de solda. A Figura 5.8 apresenta uma análise estatística para alguns dos níveis de confiabilidade e o respectivo grau de influência da variável tipo de montagem dos blocos do teste G-BOP sobre o resultado de TIH.

Tabela 5.6 – Análise de variância dos resultados de TIH

ANÁLISE DOS EFEITOS PRINCIPAIS DAS VARIÁVEIS DE INFLUÊNCIA					
Variável	Soma dos Quadrados (SQ)	Graus de Liberdades (GL)	Fator F Calculado	Fator F Crítico	Conclusão
Modo de construção dos Blocos (A)	277,76	2	1,67	3,40	H0 Aceito
Tipo de atmosfera protetora (B)	16.213,78	1	194,96	4,26	Rejeita H0
Tipo de Arame Tubular (C)	9.145,73	1	109,98	4,26	Rejeita H0
ANÁLISE DOS EFEITOS DAS INTERAÇÕES DAS VARIÁVEIS DE INFLUÊNCIA					
Interação	Soma dos Quadrados (SQ)	Graus de liberdades (GL)	Fator F Calculado	Fator F Adotado	Conclusão
AB	59,04	2	0,3550	3,40	H0 Aceito
AC	179,22	2	1,0775	3,40	H0 Aceito
BC	2.016,01	1	24,2420	4,26	Rejeita H0
ABC	68,68	2	0,4129	3,40	H0 Aceito
VARIABILIDADE TOTAL DOS RESULTADOS		VARIABILIDADE DEVIDO AO ERRO			
SS_T	GL	SS_E		GL	
29.956,12	35	1.995,88		24	

De acordo com a Figura 5.8, o tipo de montagem dos blocos passa a exercer influência sobre as TIH a partir dos limites de confiabilidade iguais ou inferiores a 75%, quando “F” calculado passa a ser superior a “F” crítico adotado.

Portanto, devido à baixa influência do modo de construção dos corpos de prova na variável de resposta, esse estudo sugere a possibilidade de avaliação da susceptibilidade de TIH no metal de solda em chapas com espessura inferiores a praticada pelo teste G-BOP padrão e assim, possibilitando avaliações entre os próprios materiais de adição e base, muitas vezes impossibilitadas pela restrição da espessura dos CP na metodologia padrão.

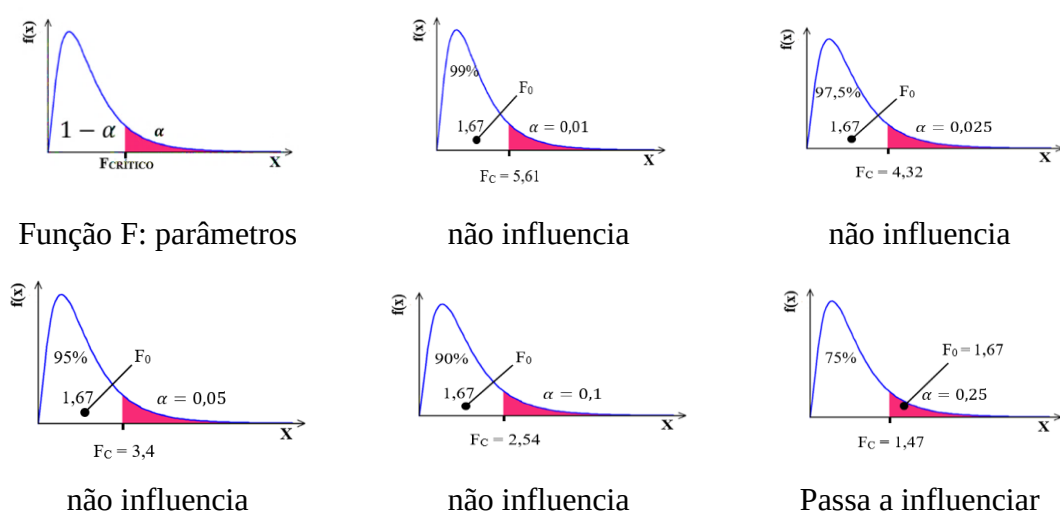


Figura 5.8 – Margem de influência da variável modo de construção dos CP

5.1.4 RELAÇÃO TIH (%) E O CARBONO EQUIVALENTE

Conforme a Tab.4.3 (Cap.4, Pg. 65), os baixos níveis de carbono equivalente sugerem não existir após a soldagem, a presença de microconstituintes frágeis (martensita e bainita) com forte influência sobre a susceptibilidade dos metais de solda às TIH. Já que patamares abaixo de 0,4% para o CE, são pouco sensíveis à fissuração por hidrogênio (AWS, 2011).

A Figura 5.9 apresenta os resultados de TIH com relação aos CE dos metais de adição em todas as condições analisadas. Observa-se na figura que há uma convergência entre os níveis mais severos de TIH com os maiores níveis do carbono equivalente (CE), embora abaixo dos patamares críticos previstos na literatura, resultantes da

soldagem do arame tubular (F_C):AWS E81T1 (com mais hidrogênio difusível) sob a proteção do gás (H_2): $A_R + CO_2 + H_2$ (com 2% a mais de hidrogênio). No outro extremo, se tem os níveis menos críticos de TIH ocorridos, executadas nas condições menos agressiva de arame tubular (M_C): AWS E80C – Ni1 H4 (menor quantidade de hidrogênio difusível) sob a proteção do gás (C_{25}): $A_R + CO_2$ para os menores níveis de carbono equivalente.

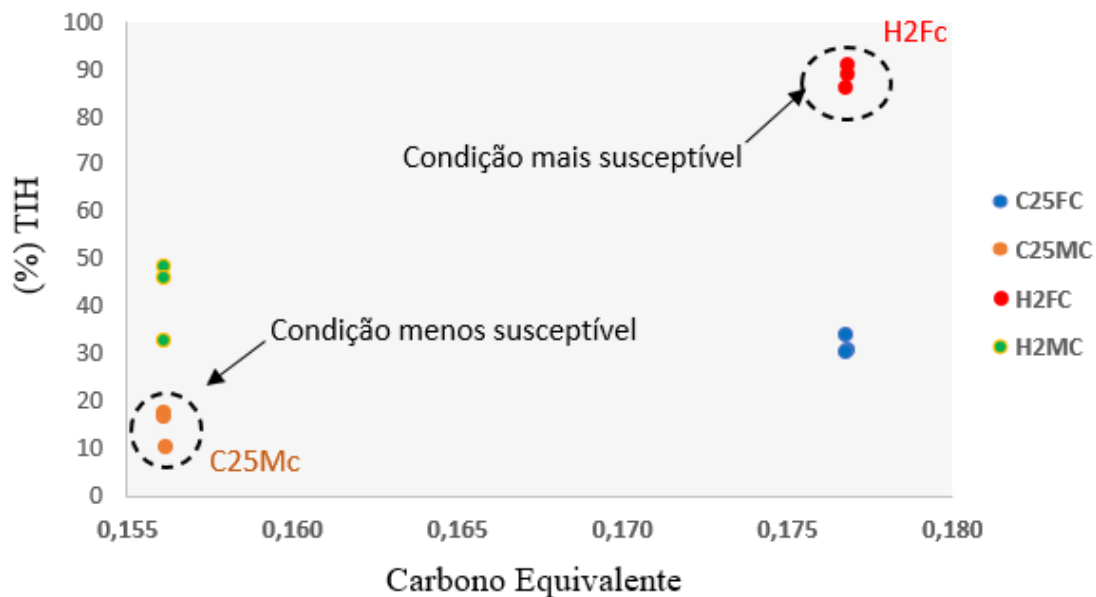


Figura 5.9 – Relação entre o TIH (%) e o CE para diferentes tipos de eletrodos e atmosfera de proteção

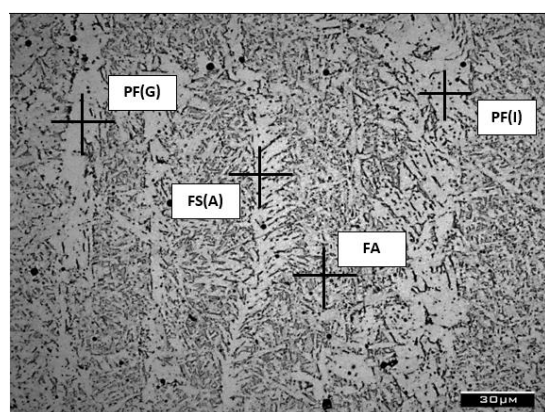
O significativo efeito entre os extremos níveis de fragilização observado na Fig.5.9, pode ser atribuído a maior presença do hidrogênio provenientes da interação mais agressiva do tipo de arame tubular e gás de proteção utilizado. A diferença média entre estas condições extremas de fissuração por hidrogênio foi de 83% (variando do valor médio 14,8 na condição $C_{25}M_C$ para 89,1 na condição H_2F_C).

A baixa variação do carbono equivalente sugere uma semelhança na composição química dos metais de solda entre as condições de soldagens realizadas (APÊNDICE C).

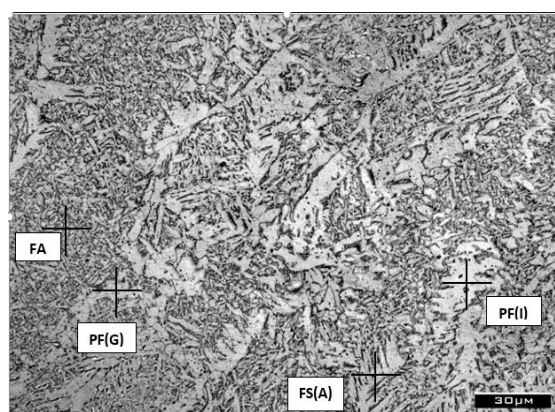
5.2 Análise microestrutural dos metais de solda

A Figura 5.10 apresenta micrografias dos metais de solda e seus respectivos microconstituintes, para uma réplica dos ensaios (E₁ a E₁₂) com ampliação de (500x) atacadas com 2% de Nital.

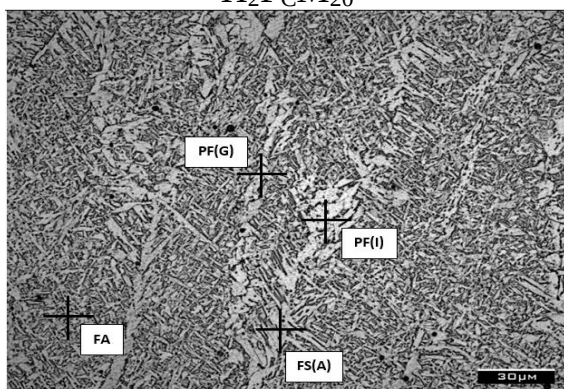
A análise da Figura 5.10 mostra que as microestruturas são semelhantes em todas às condições de ensaios e estão constituídas por: ferrita de contorno de grão - PF(G); ferrita de segunda fase alinhada – FS(A); ferrita acicular - AF, Ferrita intragranular poligonal – PF(I) e agregados de Ferrita-carbono –FC.



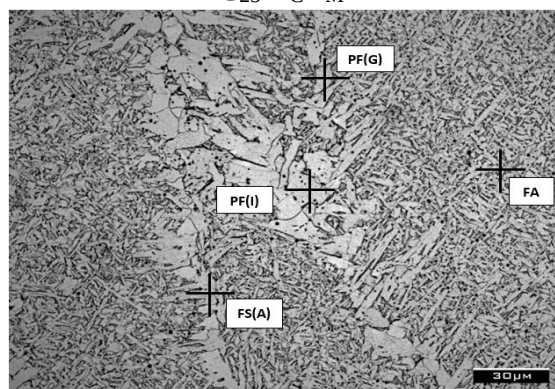
H₂FCM₂₀



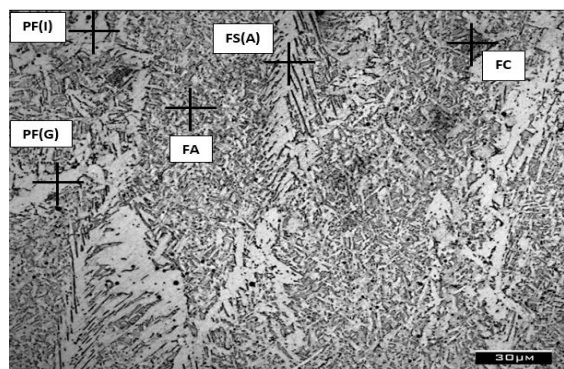
C₂₅MCBM



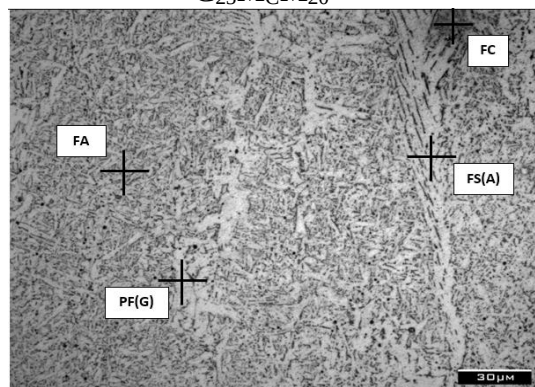
H₂FCBM



C₂₅MC₂₀



C₂₅FCBM



C₂₅FCM₂₀

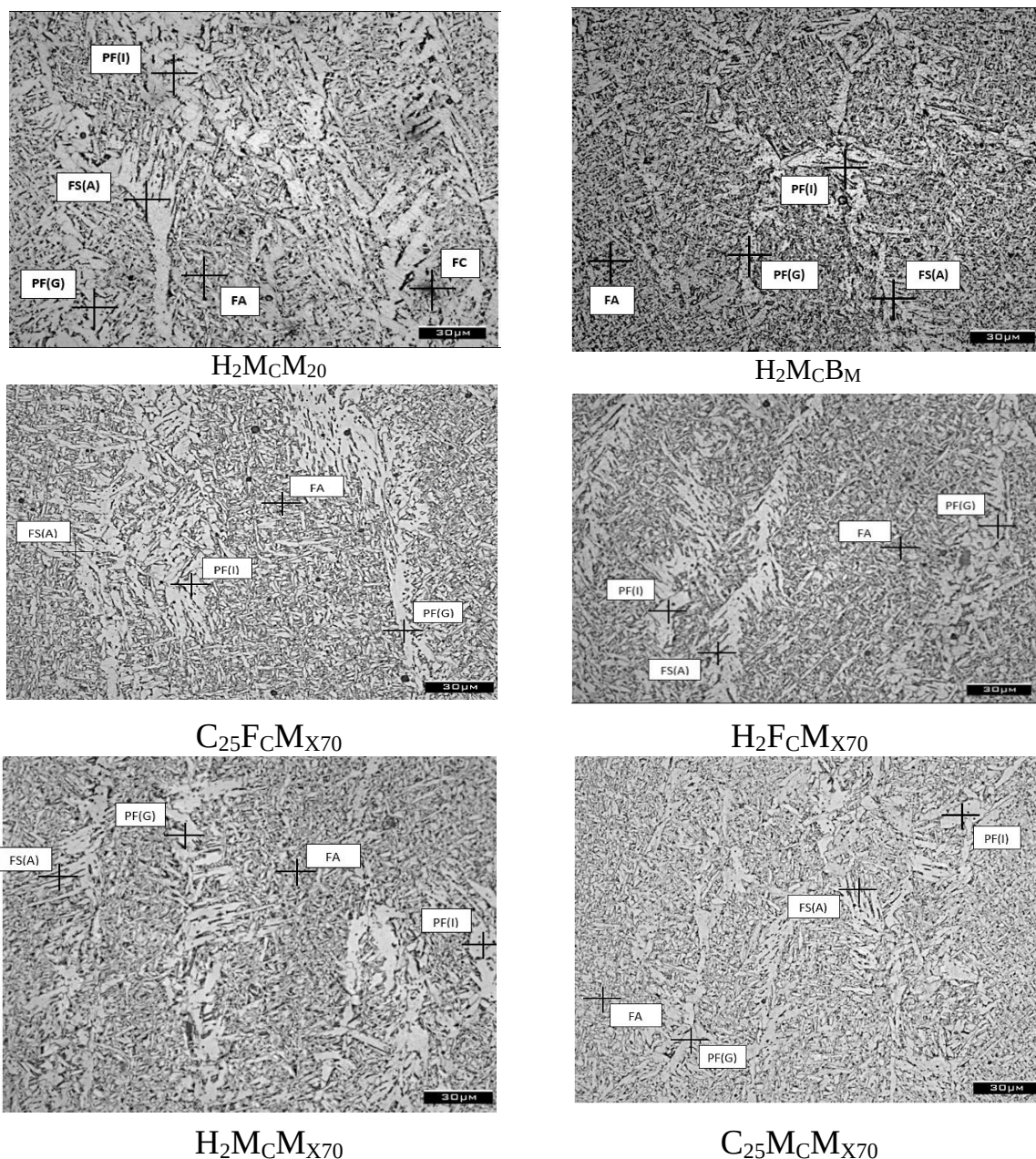


Figura 5.10 – Constituintes resultantes da decomposição da austenita no metal de solda

Entre as microestruturas presentes que não são desejáveis nas regiões de uma junta soldada, por serem frágeis e reduzirem a tenacidade, e consequentemente contribuírem para a nucleação de TIH, destacam-se: A PF(G) – Ferrita de contorno de grão de grande continuidade, como a primeira fase que se forma, também conhecida como alotriomorfa, com aspecto lenticular nos contornos de grãos austeníticos. Essa microestrutura favorece a ocorrência de fraturas frágeis (fratura por clivagem). A motivação de fraturas de acordo com Modenesi (2012), se deve a presença de microconstituintes ricos em carbono e ricos em impurezas que se formam durante a

transformação de fase, como a perlita. Quando ao lado da martensita e bainita a PF(G) é considerado de maior susceptibilidade ao trincamento por hidrogênio (Fals, 1999). Isso justifica ser indesejável essa microestrutura nas soldas.

Por último, a outra microestrutura encontrada que também motiva a nucleação de trincas, segundo (Linnert,1994; Chaveriat, et al., 1987), reduzindo a tenacidade da solda foi a ferrita de segunda fase alinhada – FS(A). Podem se formar nos contornos de grãos da austenita, a qual alguns autores descrevem tanto como “placas laterais de ferrita” como “constituente lamelar” ou a partir de grãos de ferrita de contorno de grão. Apresentam um aspecto semelhante a ferrita de Widmanstattem e a bainita (em geral, bainita superior) (MODENESI, 2012). Embora indesejáveis na solda, a bainita e a FS(A) apresentam compatibilidade no aspecto que só podem ser distinguidas por microscopia eletrônica, através do qual se consegue identificar uma maior densidade de defeitos cristalinos presentes na bainita, além de uma precipitação interna de carbonetos.

Quanto as demais microestruturas, a mais predominante em todas as condições de ensaios foi a ferrita acicular-AF, nucleada no interior dos grãos austeníticos. Esse tipo de constituinte de acordo com Cochrane (1982) apud (Modinesi, 2012), é formado de maneira heterogênea dentro dos grãos da austenita a partir de sítios como inclusões, de precipitados e outras irregularidades presentes nos grãos austeníticos. Os grãos de ferrita acicular tem forma lenticular e elevada razão entre seu comprimento e largura além de uma distribuição com elevada orientação cristalina. Conforme Fleming (1996) apud (Modinesi, 2012) esse constituinte garante uma maior tenacidade a solda, chegando a um limite de escoamento em torno de 500 Mpa. Entretanto, não pode atingir segundo Farrar et al. (1987) limites superiores a 85%, caso contrário a matriz ferrítica pode excessivamente apresentar-se mais endurecida, aumentando a susceptibilidade às trincas a frio.

A ferrita intragranular poligonal – PF(I) também constatada, é formada no interior da austenita, a partir da existência de sítios de nucleação, quando a austenita apresenta um tamanho de grão muito maior que a ferrita que está sendo formada em seus contornos. Já os agregados ferrita – carboneto – FC são formados durante a decomposição da austenita rica em carbono rejeitado pela ferrita transformada em altas temperaturas, representadas pelas áreas escurecidas na microestrutura.

Com base nas análises acima realizadas na seção transversal do metal de solda, mais precisamente investigada a partir da linha de fusão sentido altura do reforço. Foi

constatado de fato a presença de microestruturas susceptíveis a ocorrência de TIH em todas as condições de soldagem ensaiadas. Para todos os testes, foi constatado uma microestrutura da ZF composta basicamente de ferrita de segunda fase alinhada, ferrita acicular, ferrita primária de contorno de grão e ferrita poligonal, com uma possível divergência apenas nas quantidades relativas presente de cada constituinte.

Os resultados sugerem, que a taxa de resfriamento gerada para o nível de energia de soldagem estabelecida (1,6 kJ/mm), foi suficiente apenas para modificar os níveis de tensões residuais dos corpos de prova, que apresentaram pouca variação na formação das microestruturas suscetíveis ao trincamento.

Além de uma microestrutura susceptível, um outro parâmetro a ser considerado como influente na formação das trincas de hidrogênio, são as tensões residuais. No ensaio G-BOP, este já é um fator inerente ao teste, pois o nível de tensões geradas no metal de solda, está diretamente relacionada a condição auto-restritiva imposta pelo ensaio, contribuindo dessa forma, como o segundo requisito para ocorrência de TIH na junta soldada. Esse parâmetro foi confirmado através da simulação pelo MEF no item 6.4.2 (Estimativa de tensões residuais de soldagem e quantificação de TIH) do (Cap.6, Pg.121).

O terceiro parâmetro responsável pela ocorrência das trincas de hidrogênio conforme já mencionado é a presença do hidrogênio residual na junta soldada.

A presença do hidrogênio nos aços, em baixo nível na forma atômica é inevitável segundo McKeown, (1985). Tanto nos substratos como nos consumíveis utilizados em soldagem, o hidrogênio fica sitiado em locais como inclusões e vazios. Altos níveis de hidrogênio residual está associado a um alto nível de hidrogênio depositado no metal de solda, em que uma parte será liberada durante a solidificação e outra será absorvida pela poça de fusão durante a soldagem, ficando uma fração retida (residual) no metal de solda sem desempenhar nenhum papel nas TIH e outra quantidade que será difundida causando a consolidação do fenômeno (Padhy & Komizo, 2013).

A concentração de hidrogênio difusível também pode receber uma grande influência dos processos de soldagem. Conforme Corimaya (2009) os maiores níveis são atribuídos aos processos SMAW e FCW utilizado nesse estudo.

Os parâmetros de soldagem de acordo com DOMINGUES e ROS (1996) também influenciam no nível de hidrogênio difusível, como é o caso da corrente de soldagem e a distância do bico de contato a peça (DBCP). Segundo os autores, o nível

de hidrogênio se eleva com o aumento da corrente; já para maiores valores da DBCP, o teor de hidrogênio da junta é reduzido.

Silva (2005) utilizando o arame tubular AWS E71T – 1 com hidrogênio difusível (dado do fabricante) em 5,6 ml/100g, e energia de soldagem de aproximadamente 2 kJ/mm pode quantificar um valor médio de hidrogênio residual de 2 ppm, através do teste G-BOP com os ensaios realizados na temperatura ambiente.

Fraga (2005) utilizando o mesmo arame tubular AWS E71T – 1, para uma energia de soldagem de aproximadamente 1,6 kJ/mm, pode quantificar um valor médio de hidrogênio residual de 7,25 ppm, através do teste G-BOP, realizado também na temperatura ambiente.

Os arames utilizados nesta pesquisa com (3-5) ml/100g de hidrogênio difusível (dado do fabricante), foram ensaiados com uma energia de soldagem de aproximadamente 1,6 KJ/mm, sob uma mesma temperatura ambiente e semelhantes condições de soldagem. Portanto, em conformidade com estes resultados, são possíveis estimar um teor de hidrogênio residual presente nas amostras da atual pesquisa, o suficiente para a formação e propagação de trincas no cordão de solda.

5.3 Análise da microdureza dos metais de solda

Como complemento da caracterização microestrutural foram realizadas medidas de dureza das diferentes regiões da junta soldada. Os gráficos das Figuras 5.11 e 5.12 apresentam os valores de dureza resultantes das condições analisadas para os metais de solda dos dois tipos de arames tubulares utilizados, conforme metodologia apresentada no item 3.3.4 (Cap.3, Pg.55).

O perfil de dureza indicado nas Figuras 5.11 e 5.12 mostram que a zona afetada pelo calor (ZAC) apresenta resultados de microdureza com tendência superior ao metal de solda (MS) e metal de base (MB). Em contra partida, para todas as condições de ensaio, o MS se manteve acima do que foi registrado no MB, isso pode ser justificada pelas superiores propriedades dos arames utilizados. A região da ZAC onde obteve-se o perfil de dureza foi a região de grãos grosseiros (CGZAC).

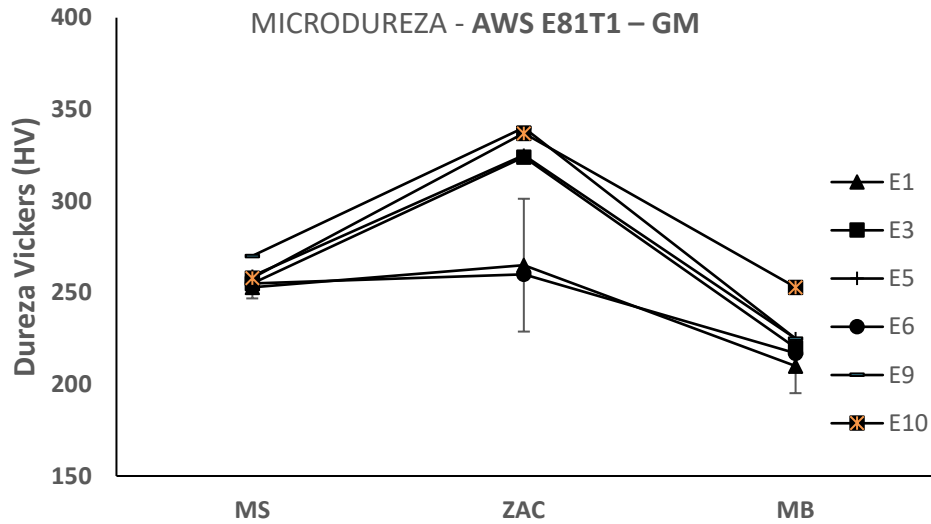


Figura 5.11 – Perfil de dureza das regiões com o arame Flux Cored

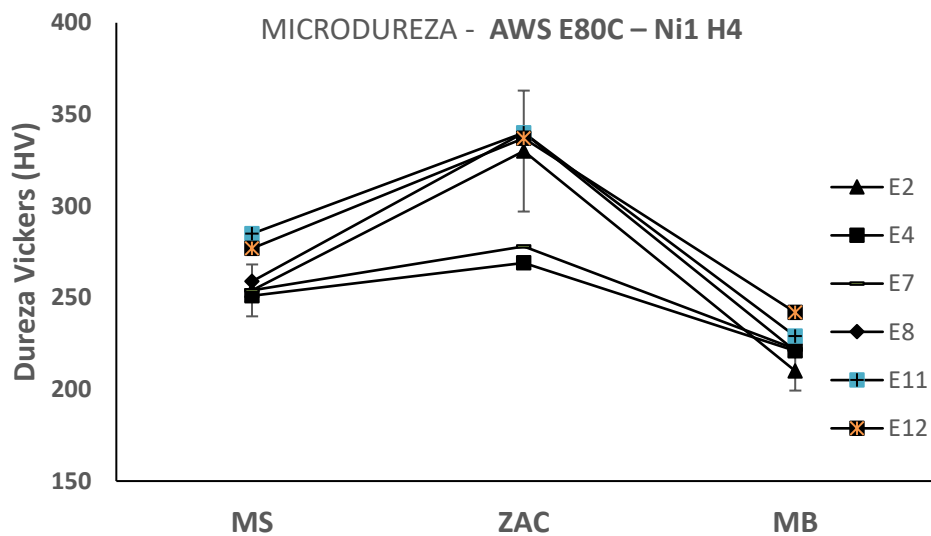


Figura 5.12 – Perfil de dureza das regiões com o arame Metal Cored

A dureza do cordão de solda de acordo com a literatura pode ser um parâmetro analisado para avaliar a susceptibilidade a trinca de hidrogênio (Silva, 2010). Muito embora Yurioka & Suzuki (1990) apud Silva (2010) afirmem que a análise com base na dureza é um índice imperfeito. Na literatura (Fals, 1999) contém indicações com valores de dureza abaixo de 250 HV como limitação para o não aparecimento de trincas por hidrogênio. Contudo, segundo Silva (2010) outros autores registram que dependendo do material esse limite estaria abaixo de 350 HV. Dessa forma fica evidenciado uma faixa crítica de valores para ocorrência ou não do fenômeno (entre 250 e 350 HV). Muito

embora a dureza esteja diretamente relacionada com a taxa de resfriamento da junta soldada, o tipo de material e seu histórico de fabricação. Os valores de dureza registrado para a zona fundida estão situados dentro da faixa de susceptibilidade e promoveram trincas nesta região.

CAPÍTULO VI

SIMULAÇÃO DO TESTE G-BOP POR ELEMENTOS FINITOS

O presente capítulo, tem como objetivo avaliar a capacidade do Método dos Elementos Finitos – MEF de representar os aspectos termomecânicos do teste G-BOP e analisar sua versão modificada por meio de uma abordagem numérico-experimental. Para tal, os aspectos térmico-estruturais do teste foram replicados nas simulações através do software comercial ANSYS®, visando avaliar a capacidade da versão modificada do teste em manter as características principais do teste padrão, comparando o ciclo térmico da soldagem, estimando as tensões residuais de soldagem e verificando os locais onde as tensões se concentram, bem como seu nível. Os resultados corroboram o MEF como um importante aliado nos estudos de TIH, e consolidam o teste G-BOP modificado como capaz de representar o fenômeno estudado no teste padrão.

6.1 SIMULAÇÃO DA SOLDAGEM PELO MEF

Em síntese, as simulações numéricas aqui apresentadas, buscam suplementar os resultados obtidos nos ensaios experimentais do teste G-BOP, atentando para:

- (a) O Comportamento do fluxo de calor, ao longo das espessuras dos corpos de prova entre os modelos padrão e modificado;
- (b) A Localização das posições de maiores tensões residuais, ao longo do cordão de solda;
- (c) A Maneira como ocorre a variação das tensões residuais, ao longo da seção transversal, onde os maiores níveis de tensão devem ser registrados no entalhe.

A observação desses itens permite avaliar se o modelo modificado do teste G-BOP sugerido por Da Silva, Fals e Trevisan (2009) mantém as características

fundamentais do teste padrão, permitindo então avaliar tão bem quanto ao efeito das TIH.

6.2 ANÁLISE EXPERIMENTAL

Para investigar o comportamento dos corpos de prova G-BOP, em sua versão modificada, foram realizadas três análises distintas: o caso 1, com a aplicação original do teste, com o corpo de prova padrão, composto por chapas de aço SAE 1020; o caso 2, com o teste G-BOP modificado, composto por uma junta móvel unida por parafusos, entre duas chapas de menor espessura que o padrão, ambas do mesmo aço SAE 1020, complementando-se na espessura final de 50,8 mm; e o caso 3, com a aplicação do teste G-BOP modificado, composto por uma junta móvel unida por parafusos, entre duas chapas de menor espessura que o padrão, sendo a inferior com o aço SAE 1020 e a superior com aço API 5L X70, complementando-se na espessura final de 50,8 mm, material de interesse do trabalho. A Figura 6.1 mostra o esquema dos 3 casos denominados, respectivamente, por (i, ii e iii), e o modelo real dos corpos de prova padrão e modificado, usado nas análises. Para os casos 2 e 3, as superfícies de contato foram trabalhadas até alcançarem uma rugosidade de $0,65\ \mu\text{m}$, e os parafusos utilizados nessas juntas móveis sofreram um torque de montagem, recomendado pelo fabricante de 146,5 Nm, conforme foi tratado no item 4.3 (Cap.4, Pg. 69).

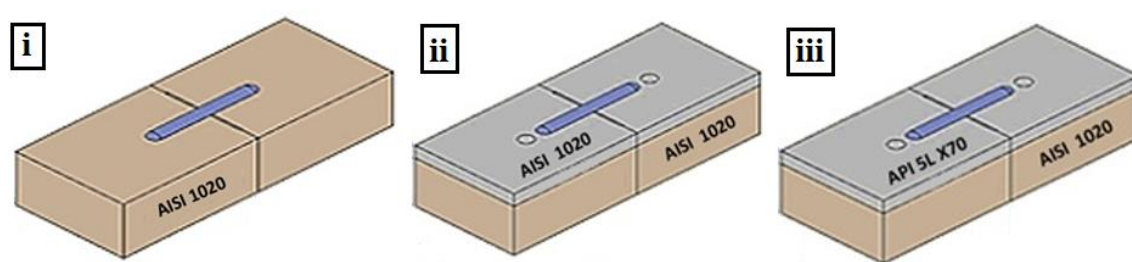


Figura 6.1 – Esquematização dos casos: (i) caso 1, (ii) caso 2 e (iii) caso 3.

Para cada um dos corpos de prova, foi realizada uma solda FCAW automática, seguindo as etapas do teste G-BOP, preconizadas em McParlan & Graville (1974), para os casos modificados, em Da Silva (2008), com os parâmetros de soldagem mostrados

na Tabela 3.6 (Cap.3, Pg. 44) para o arame AWS E81T1 – GM sob a proteção do gás C₂₅.

O ciclo térmico nos corpos de prova foi mensurado durante e após a realização da soldagem, conforme descrito no item 3.2.5 (Cap.3, Pag.47).

6.3 ANÁLISE NUMÉRICA

No presente trabalho, as simulações pelo MEF foram realizadas utilizando ANSYS® para obter o ciclo térmico, nos mesmos pontos observados nas análises experimentais, permitindo validar o procedimento de modelagem para esta aplicação. Posteriormente, o MEF foi utilizado para estimar o nível e a distribuição das tensões residuais de soldagem no cordão de solda dos corpos de prova G-BOP, condição essencial para o fenômeno TIH. A Figura 6.2 mostra as malhas MEF utilizadas, destacando que os casos 2 e 3 possuíam a mesma malha, após a opção de refinamento, aplicada no cordão de solda e sua verificação por meio de ensaios de convergência.

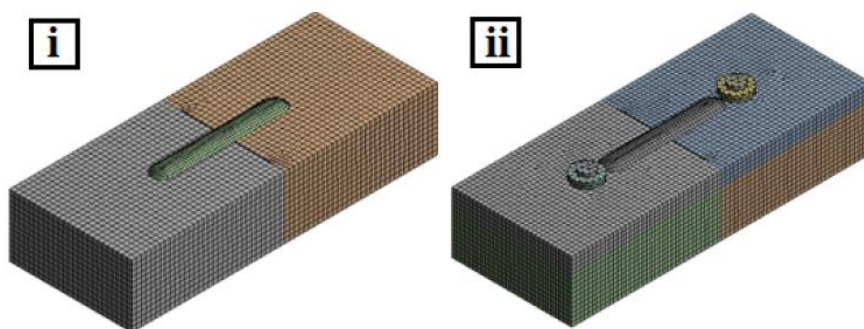


Figura 6.2 – Malhas dos corpos de prova G-BOP padrão (i) e modificado (ii)

No que diz respeito à multifísica do problema, foi empregado o método de acoplamento oneway. A forte influência do ciclo térmico sobre as tensões residuais de soldagem, com mínima dependência reversa, explica esta escolha. Os efeitos microestruturais são representados pela descrição precisa das propriedades termomecânicas e suas variações com a temperatura, conforme ilustrado na Figura 6.3 para o aço AISI 1020 (Teng TL, 2003) e na Figura 6.4 para o API 5L X70 (Nobrega JA et al., 2016), que são, fundamentalmente, regidas pelas transformações microestruturais.

Esta abordagem foi usada em muitos outros estudos (CAÑAS J, 1996, CHANG K, 2010).

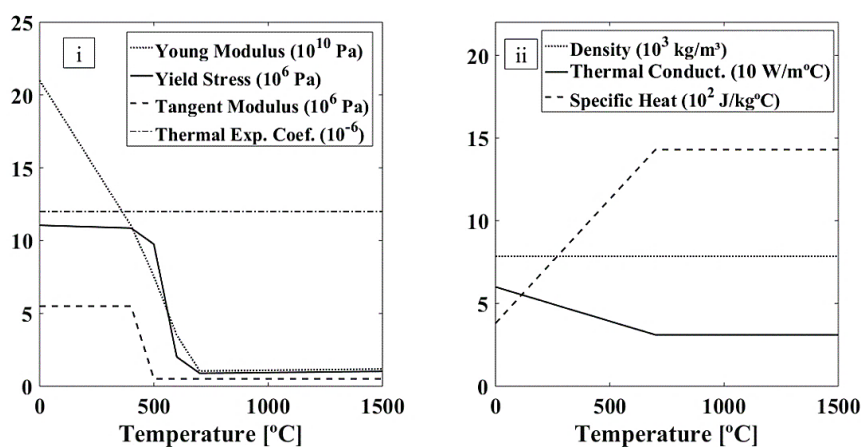


Figura 6.3 – Propriedades térmicas (i) e mecânicas (ii) do Aço AISI 1020.

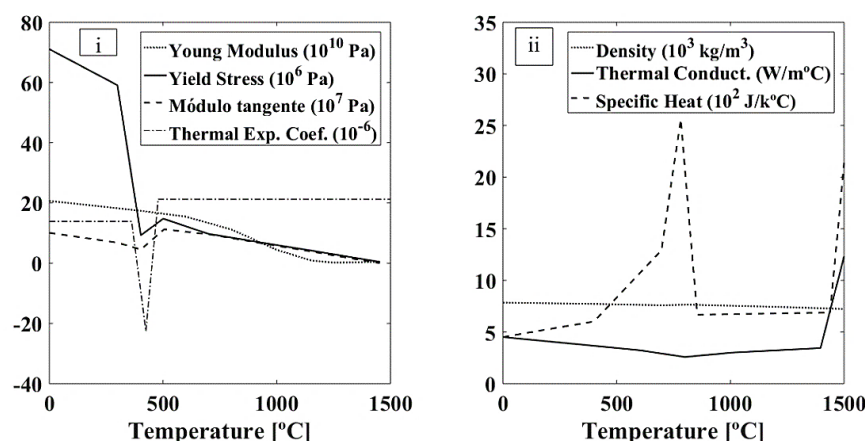


Figura 6.4 – Propriedades térmicas (i) e mecânicas (ii) do aço API 5L X70.

6.3.1 Condições gerais para simulação

O eletrodo utilizado foi o arame fluxado AWS E81T1, adequado para soldagem de aço API 5L X70. As propriedades mecânicas, descritas pelo fabricante, foram implementadas, com tensão de escoamento de 566 MPa, resistência máxima de 635 MPa, alongamento de 22%, e as propriedades térmicas foram replicadas do aço API 5L X70.

Na análise térmica, o modelo de fonte de calor utilizado foi o hemisférico (Chang K. et al. 2010, Goldak, et. al 1984), implementando os parâmetros de soldagem da Tabela 3.6 (Cap. 3, Pg. 44), uma eficiência de 0,75 e parâmetros geométricos reunidos por medidas do cordão de solda na análise experimental como a largura de 15 mm, conforme feito em Hu J. et. al, (2006). As condições de contorno foram convecção e radiação aplicada às superfícies externas do corpo de prova, exceto para aquelas contidas pelo grampo “C”. O coeficiente convectivo h e a emissividade ε (épsilon) foram, respectivamente, $25 \text{ W/mm}^2 \text{ }^\circ\text{C}$ e 0,5, seguindo o abordado em (KERN, 1975).

Para estimar a condutância média de contato térmico da interface para os casos 2 e 3, um teste simplificado que aproxima a amostra de teste G-BOP modificada de uma parede composta, com uma fonte de energia térmica conhecida, atuando na superfície superior da amostra, e um dissipador de calor, mantido na temperatura de fusão de água, na superfície inferior, foi realizado. As temperaturas nas superfícies foram monitoradas e, com as conhecidas propriedades geométricas e térmicas dos materiais, possibilitaram o cálculo da propriedade. O esquema é apresentado, na Figura 6.5, e os valores de $3,64 \text{ kW / m}^2 \text{ }^\circ\text{C}$, para o caso 2 e $7,03 \text{ kW / m}^2 \text{ }^\circ\text{C}$, para o caso 3, foram obtidos, conforme a Equação 2.5 (Cap.2, Item 2.8, pag. 34) e implementados nas simulações dos respectivos casos.

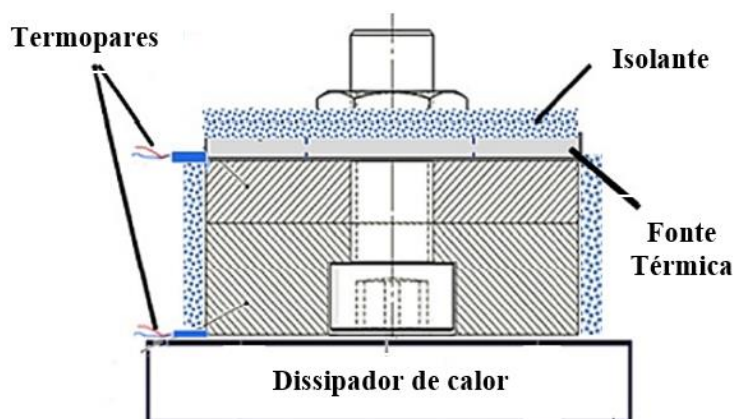


Figura 6.5 - Teste de condutância térmica de contato

Para a análise estrutural, a consideração de um coeficiente de atrito igual a 0,15 para superfícies de rosca e colar, conforme sugerido em Budynas R. et. al (2014), permite calcular as pré-cargas (F_i) dos parafusos pela Equação 4.2 (Cap.4, Pg.70). Portanto, o referido torque de montagem de 146, 5 Nm, nos casos 2 e 3, produz uma

carga de 58,6 kN, no conjunto aparafusado, conforme foi tratado no item 4.3 (Cap.4. Pag. 69).

Uma análise estrutural estática com as pré-cargas dos parafusos foi realizada para obter a distribuição de tensões, resultante em todos os corpos de prova, conforme mostrado na Figura 6.6, para sua seção transversal e sua variação em uma linha central da interface entre as chapas da junta móvel. Os resultados dos casos 2 e 3, como verificação adicional do modelo, são apresentados no gráfico. Esse mesmo comportamento da tensão de compressão entre as chapas, foi observado por Norton (2013, p. 896), que, conforme o esperado, é mais alta diretamente sob o parafuso e cai à medida que nos afastamos lateralmente da sua linha de centro.

Em seguida, foram impostas, no modelo, as restrições do grampo C, a qualquer movimento do corpo livre, e realizada uma análise estrutural transitória, com a distribuição estática das tensões produzida a partir da análise estática e os deslocamentos nodais da análise térmica como cargas corporais.

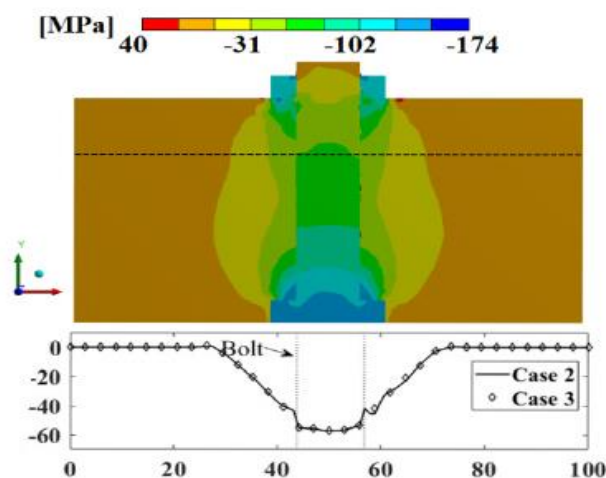


Figura 6.6 - Distribuição normal de tensão da pré-carga dos parafusos na seção transversal. (Fonte: Autor)

6.4 Resultados dos ciclos térmicos

Os ciclos térmicos, obtidos na análise experimental utilizando o termopar, conforme descrito no item 3.2.5 (Cap.3, Pg.46), são apresentados com suas contrapartidas numéricas nas Figuras 6.7, 6.8 e 6.9.

É possível observar uma boa concordância entre os resultados das análises experimentais e numéricas quanto ao aspecto térmico da soldagem. A maior discrepância entre os picos de temperatura está no caso 2, que tem chapa de aço AISI 1020 mais fina (superior) e chapa de aço AISI 1020 mais grossa (inferior), de, aproximadamente, 4,9% para menos. A tendência da linha isotérmica também é bem capturada por simulações em todos os casos.

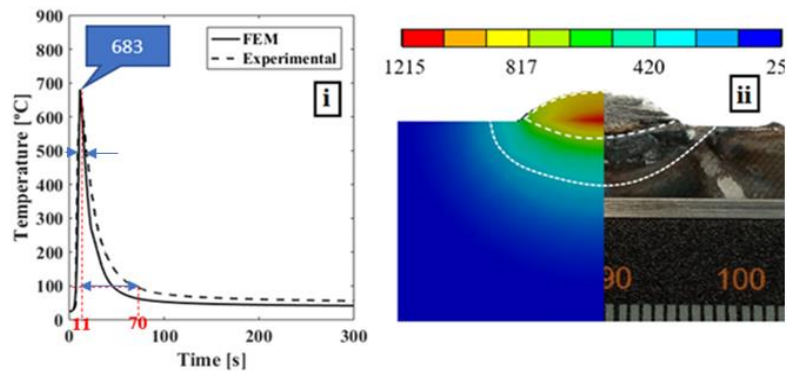


Figura 6.7 –Ciclo térmico na posição do termopar (i) e da seção transversal do cordão de solda (ii) para o teste G-BOP padrão no caso 1.

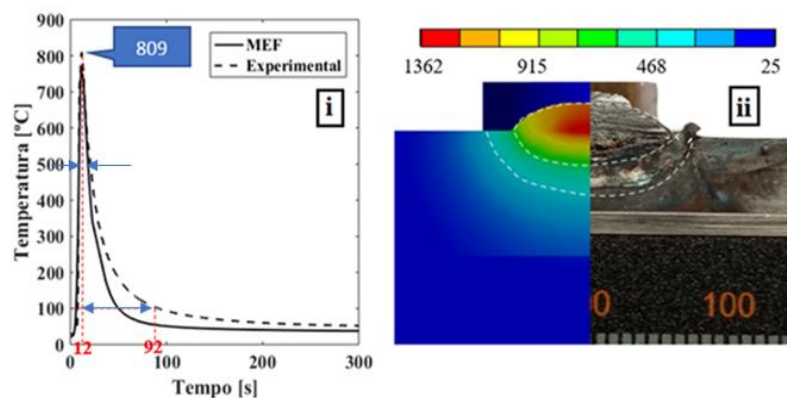


Figura 6.8 – Ciclo térmico na posição do termopar (i) e da seção transversal do cordão de solda (ii) para o teste G-BOP modificado no caso 2.

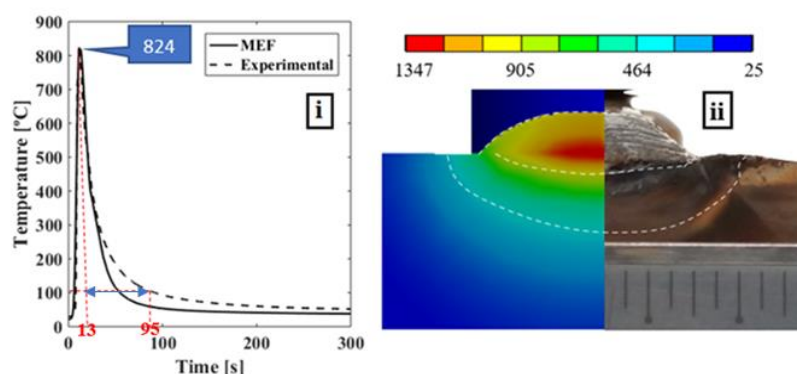


Figura 6.9 – Ciclo térmico na posição do termopar (i) e da seção transversal do cordão de solda (ii) para o teste G-BOP modificado no caso 3.

6.4.1 Taxas de resfriamento

Conforme Nevasma (2003), a formação de microestruturas suscetíveis ao trincamento é afetada pela taxa de resfriamento entre as temperaturas de 800 e 500°C ($T_{8-5}/\Delta t$). Por outro lado, o tempo disponível para a difusão do hidrogênio na junta soldada é influenciado pela taxa de resfriamento entre as temperaturas de 300 e 100°C ($T_{3-1}/\Delta t$), por isso, este intervalo de temperatura é bastante utilizado nos estudos de TIH (CHAKRAVARTI e BALA, 1989; NEVASMA, 2003).

Analisando as Figuras 6.7 e 6.8 se observa um maior intervalo no tempo de resfriamento para o caso II (M_{20}) em relação ao caso I (B_M), o que significa uma menor taxa de resfriamento para o caso II.

Segundo Liu e Indacochea (2005) apud Mattioli (2018), as mudanças são praticamente imperceptíveis nas regiões da junta soldada que apresentam temperatura de pico inferior a 727°C, conforme ocorrido no corpo de prova BM (caso I), que atingiu 683 °C. No caso II, a temperatura de pico foi de 809 °C, a taxa de resfriamento entre as temperaturas de 800 e 500 °C ($\Delta T_{8-5}/\Delta t$) foi de 14,5 °C/s. Já para o caso III, com temperatura de pico 824 °C, foi de 11,9 °C/s.

Fraga (2005), estudando a susceptibilidade do MS, através do teste G-BOP, no aço comercial ASTM A-285, com a mesma energia de soldagem, aqui praticada de 1,6 kJ/mm e realizando ensaios, na temperatura ambiente, obteve os mesmos tipos de microestruturas suscetíveis ao trincamento, para uma taxa de resfriamento de 36,9 °C/s no intervalo ($\Delta T_{8-5}/\Delta t$).

Entre as temperaturas de 300°C e 100 °C ($\Delta T_{3-1}/\Delta t$), as taxas de resfriamento foram de 11°C/s para o (caso I), 6°C/s para o (caso II) e 5°C/s para o (caso III). Isso resultou para o (caso I) em menor tempo de difusão do hidrogênio da junta soldada, favorecendo maior susceptibilidade nestes corpos de prova, Figura 5.4 (Cap. 5, Pg.99). Em relação aos casos II e III, a taxa de resfriamento, neste mesmo intervalo, foram semelhantes.

Embora a taxa de resfriamento seja um diferencial na formação de microestruturas susceptíveis e na difusão do hidrogênio, ela não invalida, nem afeta a qualidade do teste, mas indica a necessidade de um limite mínimo para espessura da chapa a ser utilizada, na avaliação da susceptibilidade a TIH em metais de solda.

6.4.2 Estimativa de tensões residuais de soldagem e quantificação de TIH

As tensões residuais de soldagem, como um dos elementos centrais do TIH, foram estimadas por simulação numérica. A Figura 6.10 apresenta o panorama geral das tensões residuais transversais, mais comumente analisadas em trabalhos semelhantes de Cañas et al (1996) e Chang et al (2010), para os três casos, destacando que os maiores níveis de tensões, juntamente com suas variações mais acentuadas, estão concentrados na área do cordão de solda.

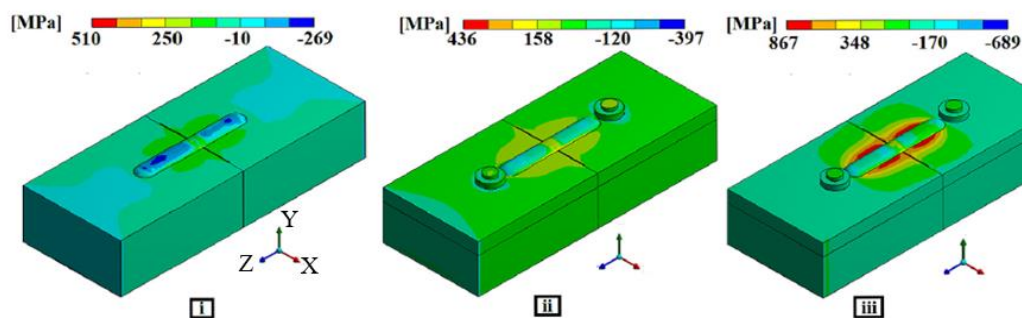


Figura 6.10 – Distribuição geral das tensões residuais de soldagem transversal para os casos 1 (i), 2 (ii) e 3 (iii).

É consenso, na literatura (Linert, 1994; Kou, 1987; Hart, 1986), que as reduções na taxa de resfriamento podem provocar tanto alterações microestruturais como redução do teor de hidrogênio residual e níveis de tensões no conjunto soldado.

A Figura 6.12 apresenta, em seus três itens, a variação da tensão normal nos três eixos do sistema, mostrados na Figura 6.11, no comprimento que a fonte de calor percorreu para produzir a extensão longitudinal do cordão de solda, em linha que passa pelo centro geométrico da seção transversal do metal de solda, respectivamente. As tensões normais apresentadas no item (i) da mesma Figura 6.12 são as mais críticas para o fenômeno TIH; pois promovem o aparecimento e propagação de trincas durante a infiltração de hidrogênio nas descontinuidades cristalinas. De acordo com as tensões observadas, é claro que a configuração geométrica do corpo de prova G-BOP, seja no padrão seja no teste modificado, concentra as tensões de pico e suas principais variações na área do entalhe de maior interesse, onde o corpo de prova é rompido.

O item (ii) da Fig. 6.12 apresenta as tensões residuais transversais, através de uma linha na direção do comprimento do entalhe (direção Z na Fig.6.11). Também mostra as tensões de alto nível na área do cordão de solda. Por fim, o gráfico (iii) da Figura 6.12 apresenta a variação das tensões residuais na direção vertical (direção Y da Fig.6.11 e sentido ascendente do metal de solda, na área do entalhe, sendo possível observar que os níveis das tensões residuais diminuem de baixo para cima nessa região. O que concorda com o fato de que o TIH, geralmente, ocorre na área inferior do MS, conforme mostrado na Figura 6.13. Além disso, é importante notar que as curvas entre os casos 1 e 2 são muito semelhantes na forma, para todos os gráficos apresentados, o que corrobora que a configuração modificada para o teste G-BOP mantém um comportamento proporcional nas características do teste padrão quanto às tensões residuais de soldagem.

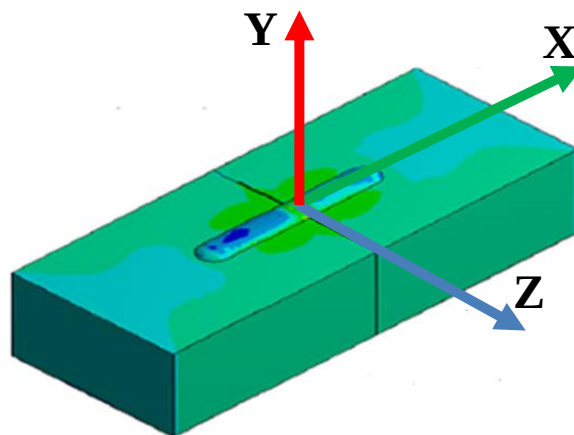


Figura 6.11 – Variação da tensão normal nos três eixos do sistema

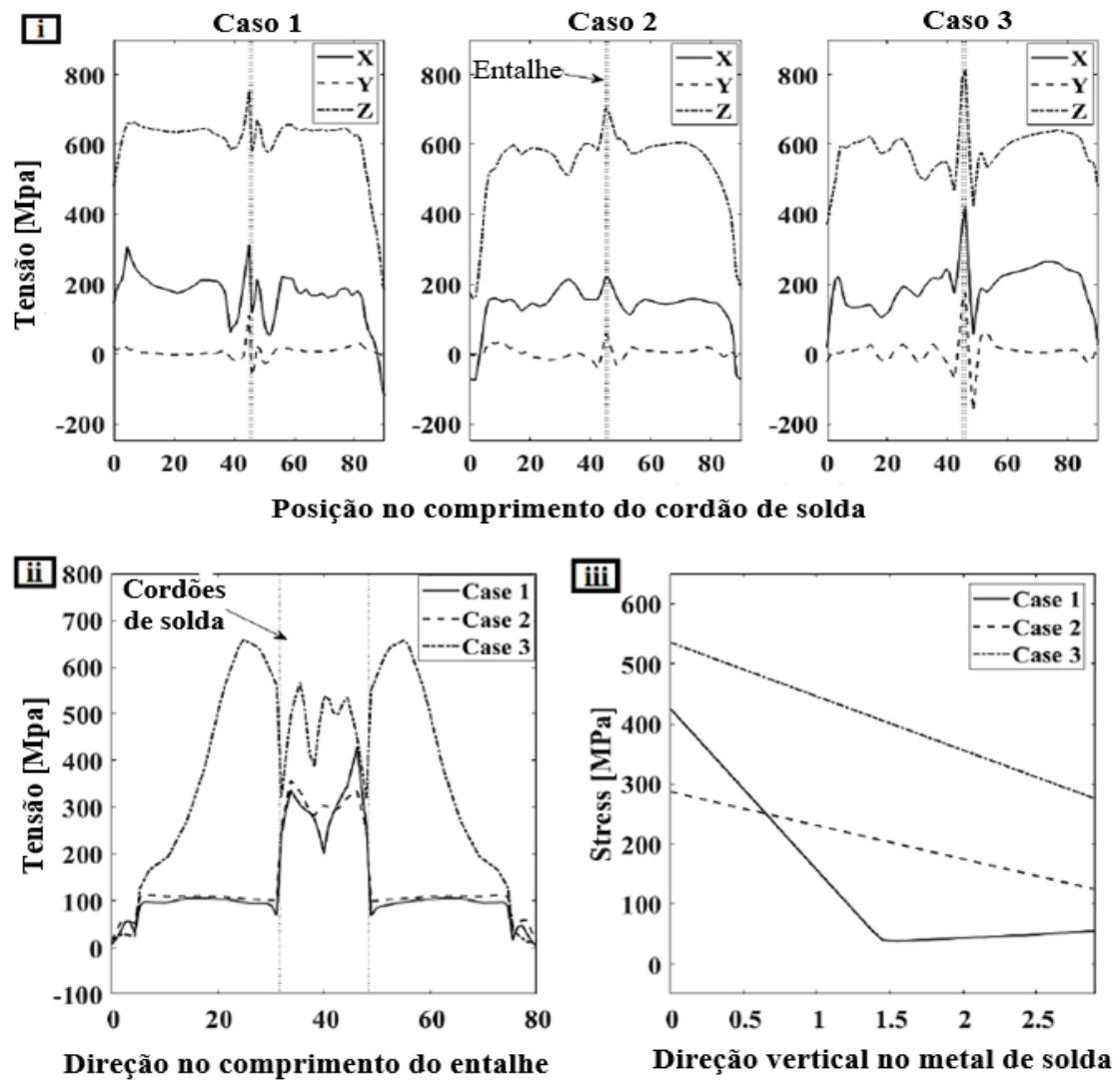


Figura 6.12 – Tensões residuais triaxiais, ao longo do comprimento do cordão de solda, em seu centro geométrico para os três casos (i), perfil de tensão residual transversal ao cordão de solda, na área do entalhe (ii), e tensão residual perpendicular ao cordão de solda, no meio do entalhe, no sentido ascendente (iii).

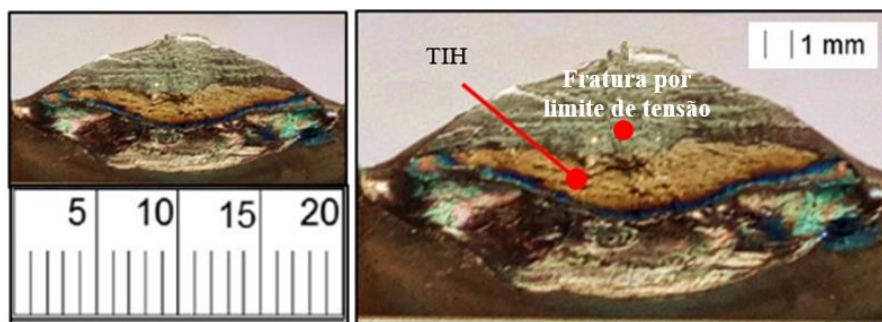


Figura 6.13 – Representação da área de TIH.

Os níveis de tensões residuais, observados na Figura 6.12, são comparáveis entre os casos 1 e 2. São semelhantes quanto aos materiais de base utilizados e diferentes na configuração do teste G-BOP, pois, nenhuma variação substancial é registrada para os resultados de TIH, ensaiados para uma mesma condição de arame e gás de proteção, conforme pode ser observado na Tabela 6.1.

Tabela 6.1 – (%) TIH nos três casos observados sob uma mesma condição de gás e arame AWS E81T1 (F_C)

Caso 1(C ₂₅)			Caso 2(C ₂₅)			Caso 3(C ₂₅)		
*R.1(%)	R.2(%)	R.3(%)	R.1(%)	R.2(%)	R.3(%)	R.1(%)	R.2(%)	R.3(%)
30,8	20	41,7	23,2	17,2	50,3	25,1	34,1	43,1
Média		30,8	Média		30,2	Média		34,1
Desvio padrão		10,9	Desvio padrão		17,6	Desvio padrão		9,0
Caso 1(H ₂)			Caso 2(H ₂)			Caso 3(H ₂)		
R.1(%)	R.2(%)	R.3(%)	R.1(%)	R.2(%)	R.3(%)	R.1(%)	R.2(%)	R.3(%)
80,0	99,3	96,3	85,2	87,3	95,2	91,2	85,6	82,1
Média		91,9	Média		89,2	Média		86,3
Desvio padrão		10,4	Desvio padrão		5,3	Desvio padrão		4,6

*R_i – Réplicas 1,2 e 3.

Em relação ao caso 3, os resultados obtidos mostram grande concordância com o esperado para o teste G-BOP modificado e observado para os casos anteriores. Ele solidifica a capacidade do MEF de fornecer informações relevantes para o estudo de TIH, especialmente, aliado ao teste G-BOP. Tais resultados podem, eventualmente, ser

estendidos para estabelecer uma correlação entre as tensões residuais e sua influência nos fenômenos TIH para a relação metal de base e metal de adição específicos.

O teste G-BOP, pela sua inerente simplicidade e praticidade na avaliação da suscetibilidade à TIH, destaca-se como uma ferramenta fundamental para a investigação do referido fenômeno. A necessidade de observar, adequadamente, o comportamento metal de adição com seu metal de base indicado, somada à dificuldade de encontrar chapas comerciais viáveis de aços ARBL, na espessura necessária para o ensaio, trouxe a necessidade de uma modificação de ensaio, conforme proposto por Da Silva, Fals e Trevisan (2009). Seus resultados, juntamente com os resultados numérico experimentais apresentados neste trabalho, estabelecem que a versão modificada permite uma representação adequada das características fundamentais que conferem ao teste G-BOP padrão à capacidade de fornecer informações relevantes sobre TIH. Dentre essas características, destacam-se a permanência da concentração de tensões na região do entalhe, com comportamentos similares, ainda que os níveis dependam, obviamente, dos metais de base e adição utilizados.

As diferenças observadas, entre os casos 1 e 2, principalmente em relação ao componente de tensão Normal Y, não são muito significativas, logo indica que a carga nos parafusos da versão modificada do teste, nos níveis indicados pelo fabricante dos parafusos, exerce baixa interferência para os resultados de teste modificados. Além disso, de acordo com a comparação numérica experimental dos resultados térmicos, a resistência térmica de contato é pouco expressiva para o fluxo de calor durante a soldagem, apresentando baixa influência na precisão do ensaio.

Para trabalhos futuros, são sugeridos o uso de simulações para determinar a espessura ideal da chapa do metal de base a ser avaliado pelo teste G-BOP modificado, e a investigação dos efeitos do torque excessivo na montagem. São questões interessantes a serem abordadas.

CAPÍTULO VII

7. CONCLUSÕES E SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

Os objetivos propostos, a metodologia experimental desenvolvida e os resultados obtidos e discutidos concretizaram esta pesquisa.

7.1 Conclusões

Às propostas de variantes do teste G-BOP, para estudar a susceptibilidade ao fenômeno de trincas induzidas pelo hidrogênio no metal de solda, permitem que as seguintes conclusões possam ser pressupostas;

- A variante proposta para o teste G-BOP induziu a formação de trincas e demonstrou satisfatória acurácia entre os resultados avaliados da susceptibilidade ao fenômeno trincas induzidas pelo hidrogênio no metal de solda, para os diferentes arames tubulares depositados nos corpos de prova das versões padrão e modificada.
- As variantes do teste G-BOP não influenciaram a susceptibilidade dos metais de solda ao trincamento induzido pelo hidrogênio e se mostraram promissoras para aplicação de chapas com espessura menor que a adotado na versão padrão, na avaliação de TIH pelo teste G-BOP.

Referente às variáveis de influência, pode ser concluído que:

- O arame tubular AWS E81T1-GM foi mais susceptível ao trincamento induzido pelo hidrogênio do que o arame AWS E80C-Ni1 H4, para todas as condições ensaiadas.
- O teor de 2 % de hidrogênio, presente no gás de proteção, aumentou a susceptibilidade dos metais de solda ao fenômeno TIH, independentemente das condições ensaiadas.

➤ Para todas as variantes do teste G-BOP analisadas, a condição mais crítica registrada ocorreu para os metais de solda executados com o gás de proteção $73\%A_r + 25\%CO_2 + 2\%H_2$ e o arame tubular do tipo Flux Cored AWS E81T1 e a de menor susceptibilidade foi verificada com o gás de proteção $75\%A_r + 25\%CO_2$ e o arame tubular do tipo Metal Cored AWS E81T1-GM.

Referente à aplicação do método dos elementos finitos (MEF) no mapeamento das variantes do teste G-BOP, é possível concluir que:

➤ O método dos elementos finitos – MEF apresentou grande capacidade de simulação numérica para capturar os ciclos térmicos nos corpos de prova do teste G-BOP, com a discrepância máxima, observada no valor máximo das temperaturas, para o caso 2, que tem chapa de aço AISI 1020 mais fina (superior) e chapa de aço AISI 1020 mais grossa (inferior), de aproximadamente 4,9% para menos.

➤ A variante modificada do teste G-BOP permitiu uma representação adequada das características fundamentais, que conferem ao teste G-BOP padrão, a capacidade de fornecer informações relevantes sobre TIH, como a permanência da concentração de tensões na região do entalhe, com comportamentos similares, ainda que os níveis dependam, obviamente, dos metais de base e adição utilizados.

➤ Não foi significativa a diferença na componente de tensão normal Y entre os casos 1 e 2 (mesmo metal base), mostrando, que a carga nos parafusos na versão modificada do teste, nos níveis indicados pelo fabricante, exerce baixa interferência para os resultados de teste modificado.

➤ A resistência térmica de contato é pouco expressiva para o fluxo de calor durante a soldagem, apresentando baixa relevância à acurácia do teste.

7.2 Sugestões para trabalhos futuros

Em função dos resultados encontrados na pesquisa, as principais sugestões selecionadas para futuros trabalhos, aplicando a mesma metodologia relacionada ao tema, são:

➤ Usar simulações para determinar a espessura ideal da chapa do metal de base a ser avaliado pelo teste G-BOP padrão e modificado.

- Investigar os efeitos do torque excessivo de montagem, quanto à sua influência na resultante da componente de tensão normal Y .
- Investigar os efeitos na resistência térmica de contato devido ao nível de rugosidade das superfícies.

CAPÍTULO VIII

REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

AGHAKHANI, M., MEHRDAD, E., HAYATI, E. (2011), Parametric Optimization of Gas Metal Arc Welding Process by Taguchi Method on Weld Dilution. International Journal of Modeling and Optimization, Vol. 1, No. 3, August 2011.

AGOSTINHO, O., RODRIGUES, A., & LIRANI, J., 1995. Tolerâncias, ajustes, desvios e análise de dimensões. São Paulo: Edgard Blücher.

AMERICAN PETROLEUM INSTITUTE – API 1104. Welding Pipelines and Related Facilities. Washington, 1999.

AMERICAN PETROLEUM INSTITUTE. API 5L: Specification for Line Pipe. 42nd ed. Washington, January 2000. 153 p.

AMERICAN PETROLEUM INSTITUTE. Specification for line pipe steel API 5L. 43rd ed. New York: API; 2012.

ARAÚJO, LÍVIA CARLA SILVA de et al. Avaliação da Influência de Tratamentos Térmicos Pós-Soldagem Sobre a Microestrutura e Propriedades Mecânicas de Juntas de um Aço API 5L X70Q. Soldagem & Inspeção. 2015; 20(2):171-179. <http://dx.doi.org/10.1590/0104-9224/SI2002.05>

ATKINS, G. et al. 2002. Welding process effects in weldability testing of steel. Welding Journal, 81 (4), p. 61s-68s, April.

ATKINS, G., THIESSEN, D., NISSLEY, N., ADONYI, Y.: Welding process effects in weldability testing of steel. Weld. J. 11, 61s–68s (2002).

ATTARHA MJ, SATTARI-FAR I (2011) Study on welding temperature distribution in thin welded plate through experimental measurements and finite element simulation. J Mater Process Tech, 211:688–694. <https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2010.12.003>

AWS – Welding Handbook - Materials and Applications, American Welding Society, vol. 2, 8 ed, Miami, USA, 2011. v. 4. Cap 1. 9th ed.

AWS – Welding Handbook. American Welding Society – Welding Technology. Miami: AWS. 2001. v. 1. Caps 1 e 7. 9th ed.

BARBOSA, LEONARDO G. et al., 2014. Microstructure and mechanical properties of two API steels for Iron ore pipelines. Journal of Universidade Federal de ouro Preto, MG, Brazil, Materials Research. 17, 1516 – 1639.

BATHE, K. J. Finite Element Procedures in Engineering Analysis, Prentice-Hall, Englewood Cliffs, New Jersey, 1982.

BHADESHIA, H. K. D. H. Bainite in Steels. 2.ed. Londres: IOM Communications Ltd, 2001, 454p.

BOULTON, N. S., MARTIN, H. E. L., 1937. Temperature Distribution During Welding. A Review of the Literature. Welding Journal, 16 (9), 4-10.

BUDYNAS R, NISBETT J, SHIGLEY J (2014) Shigley's mechanical engineering design. McGraw-Hill, Chicago

BUSCHINELLI, AUGUSTO JOSÉ DE ALMEIDA, 2017, Trincas a frio induzidas pelo hidrogênio - métodos para determinação do pré-aquecimento, Disponível em: <http://ftp.demec.ufpr.br/disciplinas/EME733/Arquivos%20da%20disciplina/Buschinelli%20-%20Trinca%20Fr>, Acesso em 11/ Novembro /2017.

CALDEIRA, E.A.; Processamento de um Aço ARBL no Laminador de Tiras a Quente da CST visando atender a Norma API 5L, Grau X70. Dissertação de mestrado. Universidade Federal de Minas Gerais. 98p. 2006.

CAÑAS J, PICÓN R, PARÍS F et al (1996) A simplified numerical analysis of residual stresses in aluminium welded plates. Comput Struct 58:59–69.

CARVAJAL FALS, H. D. 1999. Proposta de um ensaio para avaliação das trincas induzidas por hidrogênio em juntas soldadas assistida por emissão acústica. Campinas, SP: Faculdade de Engenharia Mecânica, Universidade Estadual de Campinas, 203p. Tese (Doutorado).

CARVALHO, ÍCARO ZANETTI de. 2012. Fragilização por hidrogênio nos aços AISI 4340 (AMS 6414K e AMS 6415S) temperados e revenidos. Campinas, SP: [s.n.].

CASTRO, ELIANA CHRISTINA DE JESUS. 2015. Avaliação de soldas produzidas por arames tubulares fabricados em laboratório do tipo básico com adição de polímero como ingredientes de fluxo. Dissertação (Mestrado). Engenharia de materiais – Belo Horizonte.

CHAKRABORTY, G., REJEESH, R., ALBERT, S.K. (2016). Study on hydrogen assisted cracking susceptibility of HSLA steel by implant test. Defence Technology. Vol 12, is 6, december, <https://doi.org/10.1016/j.dt.2016.09.003>.

CHAKRAVARTI, A. P.; BALA, S. R.1989. Evaluation of weld metal cold cracking using G-BOP test. Welding World, 68 (1), p. 1s-8s, January /1989.

CHANG K, LEE C, PARK KT et al (2010) Analysis of residual stress in stainless steel pipe weld subject to mechanical axial tension loading. Int J Steel Struct 4:411–418. <https://doi.org/10.1007/BF03215848>

CHAUVERIAT et al. Low Carbon Steel Weld Metal Microstructures: The Role Oxygen and Manganese. In: Metallography and Interpretation of Weld Microstructures. 1ª ed. USA: ASM International, 1987. Cap. 7, p. 195-226.

CHEN, LIANG; 2000. Characterisation of transverse cold cracking in weld metal of a high strength quenched and tempered steel, Doctor of Philosophy thesis, Department of Materials Engineering, University of Wollongong, <http://ro.uow.edu.au/theses/1485>.

COLPAERT, H., Metalografia dos Produtos Siderúrgicos Comuns, 3ª. ed. São Paulo, Edgard Blucher, 1974.

COLPAERT, HUBERTUS. 2008. Metalografia dos produtos siderúrgicos comuns. 4ª edição – São Paulo: Blucher.

CORDEIRO, R., 2014. Influência da Rugosidade na Resistência Térmica de Contato de Materiais Colados. Rio de Janeiro: CEFET-RJ.

CORIMAYA, RODRIGO LUIS PEREA. Adequação do ensaio TEKKE para a avaliação de trincas em soldas de aço API X-80. Campinas, SP: [s.n.], 2009.

CRUZ NETO, RUBELMAR M. DE A., 2018. Taxa de resfriamento na soldagem: um novo entendimento., Tese (Doutorado), Escola Politécnica da Universidade de São Paulo. Depto. de Engenharia Metalúrgica e de Materiais. 326 p.

CUNHA, M. D., 2012. Análise da influência da taxa de deslocamento no comportamento das juntas de cisalhamento. Niterói: Universidade Federal Fluminense.

DA SILVA, J. H. F., FALS, H. C., & da Exaltação Trevisan, R. (2009). Proposal of a New G-BOP Test to Evaluate Cracks in Weld Beads in Thin Sheets. Journal of Failure Analysis and Prevention, 9(1), 74–80. doi:10.1007/s11668-008-9199-5

DAVIDSON, J.L. Hydrogen – induced cracking of low carbon – low alloy steel weldments. Materials forum, v. 19, pp. 35 – 51, 1995.

DI-JING, X., HONG, Q., JIANMING, J. Investigation on susceptibility to hydrogen assisted cracking in HSLA steel weldments; Welding Journal, 73 (12), pp. 285-s – 290-s, December, 1994.

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

DOMINGUES, J. R., ROS, D. A. Fatores que afetam o teor de hidrogênio difusível na soldagem com arame tubular. In: Encontro de Tecnologia da Soldagem, 22, 1996, Blumenau, SC. Anais... Associação Brasileira de Soldagem, Julho, 1996, p. 815-822.

DUPONT JN. MARDER, AR. Dilution in single pass arc welds. Metallurgical and Material Transaction B. 1996;27(3):481-489.

EASTERLING, K. E. Introduction to the physical metallurgy of welding. 1st ed. Butterworths & Co Ltd, 1983. Cap 3 and 4.

FARRAR R. A., HARRINSON P. L. (1987). Acicular Ferrite in Carbon-Manganese Weld Metals. Overview. Journal of Materials Science 22, 3812-3820.

FEDELE, R. Soldagem em Tubulações: Metalurgia, Procedimentos e Desafios. Metalurgia & Materiais, v.58, n.521, 2002.

FRAGA, FRANCISCO EDSON NOGUEIRA. 2005. Variáveis de influência do teste G_BOP. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) – Universidade Estadual de Campinas, SP.

FUNDERBURK, R. S. Welding Innovation 1998; 15 (2): (2pages).

GODINHO, I O. Parametrização para a soldagem do aço API 5L X70 pelo processo arame tubular com proteção gasosa [monografia]. Vitória: Universidade Federal do Espírito Santo; 2014. 53 p.

GOLDAK, J., CHAKRAVARTI, A., BIBBY, M. A new finite element model for welding heat sources. Metallurgical Transactions B, v. 15B, pp. 299-305, 1984.

GRANJON, H. International Symposium on Cracking and Fracture in Welds, Conference Proceedings Japan Welding Society, (1971), IB, 1.1

GRONG. Metallurgical modelling of welding. London: H. K. D. H. Bhadeshia, University of Cambridge, 1994; 581p.

HAQ, A.J.; MUZAKA, K.; DUNNE, D.P.; CALKA, A.; PERELOMA, E.V. Effect of microstructure and composition on hydrogen permeation in X70 pipeline steels. International Journal of Hydrogen Energy. 38. 2013. p.2544-2556.

HART, P. H. M. Resistance to Hydrogen cracking in steel weld metals. Welding Journal, 65 (1), pp. 14-s – 22-s; January 1986.

HORNBERGER, R. Welding Journal 2007; 86 (4): 104-107.

HU J, YANG J, FANG H et al (2006) Numerical simulation on temperature and stress fields of welding with weaving. Sci Tech Weld Joi 11:358–365. <https://doi.org/10.1179/174329306X124189>

INCROPERA ET AL., F., 2008. Fundamentos da Transferência de Calor e Massa. Rio de Janeiro: LTC.

J. CARON, ET AL. Welding Journal 2010; 89(7):151s-160s

J. DU PLESSIS, M.Sc Thesis 2006, University of Pretoria, South Africa.

JOSSO, BRUNO; BURTON, DAVID R.; LALOR, MICHAEL J. Frequency normalised wavelet transform for surface roughness analysis and characterisation. *Wear*, v. 252, n. 5, p. 491-500, 2002.

JUNIOR, J. CASA NOVA SOEIRO., ROCHA, D. B., BRANDI, S. D., 2013, Uma Breve Revisão Histórica do Desenvolvimento da Soldagem dos Aços API para Tubulações, *Soldagem e Inspeção*, v. 18, n.02 (Jun), pp. 176-195.

KERN, D.Q. *Process Heat Transfer*. McGraw-Hill Book Company, 1965.

KIM, JAE HAK., SEO, JUN SEOK., KIM, HEE JIN., RYOO, HOI SOO., KIM, KA HEE., HUH, MOO YOUNG., 2008. effect of weld metal microstructures on cold crack susceptibility of fcaw weld metal. *metals and materials international*, vol. 14, no. 2 pp. 239-245.

KOU, S *Welding Metallurgy*, 2nd Edition, John Wiley & Sons, Inc., New York, 2002.

KOU, S. *Welding Metallurgy*. New York: John Willey & Sons, 2003. 2ed. p.33.

KOU, S. *Welding Metallurgy*. Wisconsin: John Wiley & Sons, 1987. Cap. 11, p. 211-236.

LINNERT, G. E. *Welding Metallurgy – Carbon and Alloy Steels*. 4th ed. Miami: American Welding Society, 1994. Vol. 1, Chapter 7 and 9.

LIU, W., MA, J., KONG, F., LIU, S., KOVACEVIC, R. Numerical Modeling and Experimental Verification of Residual Stress in Autogenous Laser Welding of High-Strength Steel. *Lasers Manuf. Mater. Process.*, v. 2, pp. 24-42, 2015.

MACHADO, I. G., *Condução de Calor na Soldagem: Fundamentos & Aplicações*, Imprensa Livre Editora, Porto Alegre, 2000, 119p.

MALCOLN, J. G., *A Guide for Understanding & Specifying Chemical Composition of High Strength Linepipe Steels*. Companhia Brasileira de Metalurgia e Mineração. 37 (Relatório Técnico). 2007.

MARIANETTI, B.S.C. 1998. The development of the G-BOP test and the assessment of weld metal hydrogen cracking. Ohio, USA: The Ohio State University, 184p. Theses (Master).

MAROEUF, D. L. OLSON, M. EBERHART, G. R. EDWARDS, *International Materials Reviews*. 2002; 47 (4): 191-223.

MARQUES, P. V; MODENESI, P. J; *Algumas Equações Úteis em Soldagem; Soldagem e Inspeção*: 2014. São Paulo, Vol. 19, Nº. 01, p.091-102.

MASUBACHI, K. *Analysis of Welded Structures: Residual Stresses, Distortion and their Consequences*. 1st ed. Massachusetts: Pergamon Press, 1980.

MATSUDA, F., NAKAGAWA, H., SHINOZAKI, K., MORIMOTO, H., SANEMATSU, Y., Transactions of JWRI, 1983; 12 (2): 75-85.

MATTIOLI, CAMILA GOES. 2018. Fissuração pelo hidrogênio em um aço API 5L X70 soldado com eletrodos celulósicos de diferentes níveis de resistência. Dissertação (Mestrado) – Universidade Federal de Minas Gerais, 83 p.

McKEOWN, D. Hydrogen and its control in weld metal. Metal construction. P. 655, October, 1985.

McPARLAN, M., GRAVILLE, B. A. 1974. Development of the G-BOP test for weld metal cracking. IIW Doc. N. IX-922. 12p.

McPARLAN, M., GRAVILLE, B. A. 1975. Development of the G-BOP test for weld.

MCPARLAN, M., GRAVILLE, B. A. Hydrogen cracking in weld metals. Welding Journal, 55 (4), pp. 95-s – 102s, 1976.

MENEZES, THIAGO DE PAIVA., 2016, Estudo da adição de hidrogênio em gases de proteção convencionais na soldagem GMAW de aço de baixo carbono, UENF., Campos dos Goytacazes – RJ.

MIRANDA, P.E.V., RODRIGUES, J.A. 1994. Gases em Metais e Ligas – Fundamentos e Aplicações em Engenharia, 1 ed., Rio de Janeiro, Editora Didática Científica Ltda., pp.291-353.

MODENESI, P. J. 2012. Soldabilidade dos Aços Transformáveis. Universidade Federal de Minas Gerais-UFMG. Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais.

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

MONTE, ISABEL ROCHA DO. 2013, Caracterização microestrutural do aço API 5L X65 soldado por feixe de elétrons com diferentes aportes térmicos, Lorena, SP: Engenharia de Materiais, Universidade de São Paulo, 90 p. Dissertação (Mestrado).

MONTES, O.F.; GARCÉS, R.S.; REYES, F.A.; ROBLEDO, P.C.Z.; LÓPEZ, F.H.E.; CALDERÓN, F.A. Comportamiento a la Corrosión del Acero API X70 Soldado por el Proceso de Doble Arco Sumergido Inmerso en Diferentes Medios Corrosivos. Soldagem & Inspeção. 21(2):p172-184. 2016.

MONTGOMERY, D. C. RUNGER, G. C. 1996. Applied statistics and probability for engineers. New yory, John Wiley e Sons.

N. JENKINS, P. H. M. HART, D.H. PARKER, Welding Journal 1997; 76(1): 1s-10s.

NETO, NORIVAL FERREIRA DOS SANTOS. 2003. Caracterização de soldas em aços API 5L com diferentes arames tubulares e temperaturas de preaquecimento, Campinas, SP: Engenharia Mecânica, Universidade Estadual de Campinas, 84 p. Dissertação (Mestrado).

NEVASMA A, P. Predictive model for the prevention of weld metal hydrogen cracking in high-strength multipass welds. Oulu, Finland: Department of Mechanical Engineering, University of Oulu, 2003, 245p.

NOBREGA JA et al. (2016) Numerical Evaluation of Temperature Field and Residual Stresses in an API 5L X80 Steel Welded Joint Using the Finite Element Method. Met. <https://doi.org/10.3390/met6020028>

OMALE, J. I., 2016. Microstructure and Mechanical Properties of Welds in Pipeline Steel, 18-21, 28-31, 100-116. M.SC Thesis, University of Saskatchewan.

PADHY, G. K.; KOMIZO, Y. Diffusible hydrogen in steel weldments. JWRI. Joining and welding research institute, Osaka University, v.42, n.1, 2013.

PAQUIN, MATHIEU, 2014, Essais de fissuration à froid appliqués aux métaux d'apport Inoxydables martensitiques 410nimo, maîtrise en génie mécanique m. ing., École de technologie supérieure université du québec, Montréal, França.

PARK, D.Y.; AMIRKHIZ, B.S.; GRAVEL, J.P.; WANG, Y.; LI, L.; ZAVADIL, R.; LIANG, J.; LIU, P.; HE, A.; ARAFIN, M. Effects of Heat-Affected Zone Microstructure on Fracture Toughness of Two X70 Pipe Girth Welds. Metallurgical And Materials Transactions A. V.48A, p.3248-3260, JULY. 2017

PERDIGÃO, S. C., Ciclos térmicos de soldagem, Metalurgia ABM, 38 (295), Jun 1982, pp.349-353.

PEREIRA, ALDO SANTOS., BUSCHINELLI, AUGUSTO J. A., NIÑO, CARLOS E., et al., 2012. Soldagem em Operação de Dutos de Alta Resistência e Baixa Espessura com Ênfase nas Trincas a Frio, Vol.17, Nº. 2, p.088-095.

PEREIRA, H.A.S., RODRIGUES, M.C., FIRMINO, J.V.L.C.: Implementation of weave patterns by path parameterization in the simulation of welding processes by the finite element method. International Journal of Advanced Manufacturing Technology, v 104, is 1-4, p477-487, Set 2019. DOI: 10.1007/s00170-019-03861-5

PLAUT, R. L.; GORNI, A. A.; NAKASHIMA, J. T.; PEREIRA, M. M.; SILVEIRA, J. H. D. Estudo das propriedades mecânicas do aço API X70 produzido por laminação controlada. Tecnologia em Metalurgia, Materiais e Mineração, São Paulo, v. 6, n. 1, p. 7-12, jul.-set. 2009

PLESSIS, J. DU, THESIS, M.SC. 2006, University of Pretoria, South Africa.

PRESSOURYE, G. M., BERNSTEIN, I. M., Metallurgical Transactions A, 1978, Vol. 9, No.11, 1571-1580.

QUARESIMIN, M., & RICOTTA, M., 2006. Fatigue behaviour and damage evolution of single lap bonded joints in composite material. Compos Sci Technol, 621-632.

QUEIROZ, VANESSA FELICIANO MARTINS DE. 2016. Estudo dos Efeitos da Permeação do Hidrogênio em Aços 9Ni. Rio de Janeiro: UFRJ/COPPE.

R. K. DAYAL, Sadhana 2003; 28 (3/4): 431-451

REDDY, J. An Introduction to the Finite Element Method. 3rd Ed. McGraw-Hill Book Co., 2006.

ROSENTHAL, D., 1935. Etude theorique du régime thermique pendant la soudure à la arc. Congrès National des Sciences, Compters Rendus, vol. 2, pp. (1277-1292). Bruxelas, Bélgica.

ROSENTHAL, D., SCHMERBER, H., 1938. Thermal Study of Arc Welding. Experimental Verification of Theoretical Formulas. Welding Journal, 17 (4), 2-8.

S. S. GLICKSTEIN, Welding Journal 1997; 55(8):222s-229s

SAWHILL Jr., M.; DIX, A. W.; SAVAGE, W. F. Modified implant test for studying delayed cracking Welding Journal, p. 554s-559s, December 1974.

SHARMA e MAHESHWARI, A review on welding of high strength oil and gas pipeline steels. Journal of Natural Gas Science and Engineering, v.38. p.203-217. 2016.

SILVA, HEBERT ROBERTO DA., 2010, Metodologia para análise de trincas de hidrogênio em soldas através de ensaios destrutivos e emissão acústica, Tese, Universidade Federal de Sta. Catarina, SC, Brasil. Dissertação de mestrado.

SILVA, JOSÉ HILTON FERREIRA DA., 2005, Proposta de um Novo Ensaio para Avaliar a Susceptibilidade de Metais de Solda ao Fenômeno de Trincas Induzidas pelo Hidrogênio em Diferentes Ambientes. Campinas, SP: Engenharia Mecânica, Universidade Estadual de Campinas, 155 p. Tese (Doutorado).

SILVA, W. C. D. DA., BRACARENSE, A. Q., PESSOA, E. C. P., 2012, Efeito da Profundidade de Soldagem no Hidrogênio Difusível de Soldas Molhadas, Vol. 17, Nº. 4, p.298-305.

STERJOVSKI, Z., ITRUN, M., NOLAN, D., DUNNE, D., NORRISH, J., 2006. Artificial neural networks for predicting diffusible hydrogen content and cracking susceptibility in rutile flux-cored arc welds. Journal of Materials Processing Technology 184 (2007) 420–427.

SVENSSON; L. E. 1994, Control of Microestrutres and Properties in Steel arc Welds. The ESAB Group, Esab AB, Gothenburg, Sweden: CRC Pres, Inc. 240p.

TAWENGI, A.S.; SEDMAK, A.; GRABULOV, V. Cold Weld Cracking Susceptibility Of High Strength Low Alloyed (Hsla) Steel Nionikral 70. Metalurgija v.53, n.4, p.624-626. 2014.

TENG TL, CHANG PH, TSENG WC (2003) Effect of welding sequences on residual stresses. Comput Struct 81:273-286. [https://doi.org/10.1016/S0045-7949\(02\)00447-9](https://doi.org/10.1016/S0045-7949(02)00447-9)

TORRES, L. F. L., 2011, Influência da microestrutura na interação do hidrogênio com o aço 2,25Cr-1Mo envelhecido. Tese de D.Sc., COPPE/UFRJ, Rio de Janeiro, RJ, Brasil.

TSUBOI, K., YATABE, H., YAMADA, K., (1996). Hydrogen induced cracking in high strength steel. Mater. Sci. Technol. 12, 400.
<https://doi.org/10.1179/026708396790165876>

VENTRELLA, V.A.; Soldagem Do Aço Api 5LX-Grau 70 Com Arame Tubular Aws E-81t1-Ni1 E Eletrodo Revestido AWS E-8010-G. XXX CONSOLDA. Rio de Janeiro, 2004.

W. F. SAVAGE, E. F. NIPPES, Y. TOKUNAGA, WeldingJournal 1978; 57(4): 118s-126s

WELDING JOURNAL – Smaw Best Praticice – v.85 nº 5 maio 2006.

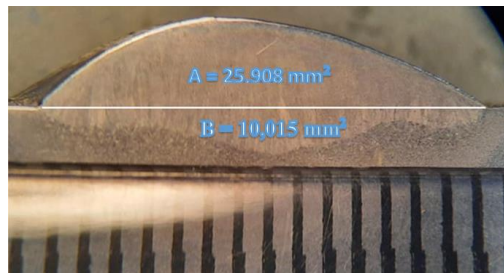
WIDGERY, D. – Linepipe welding beyond, 2000, Svetsaren, vol. 54, 1999, pp. 8 – 10.

YURIOKA, N.; SUZUKI, H. Hydrogen assisted cracking in C-Mn and low alloy steel weldments. Internacional materials review. V.35, n4, pp. 217-252, 1990.

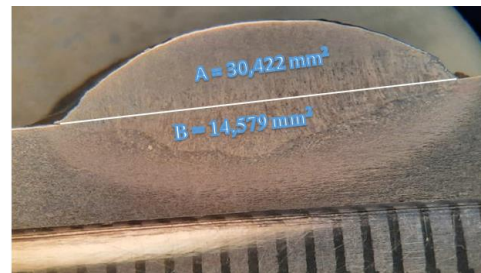
Z. GAO, O. A. OJO, Journal of Materials ScienceResearch 2012; 1(2): 42-55

APÊNDICES

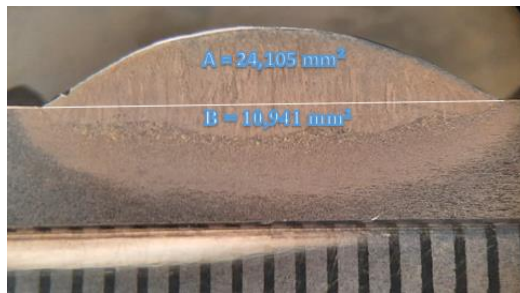
APÊNDICE A – Vetorização das regiões transversais dos cordões de solda para o cálculo de diluição



E1: H2FCM20



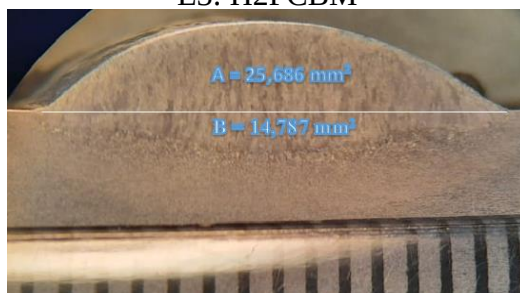
E2: C25MCBM



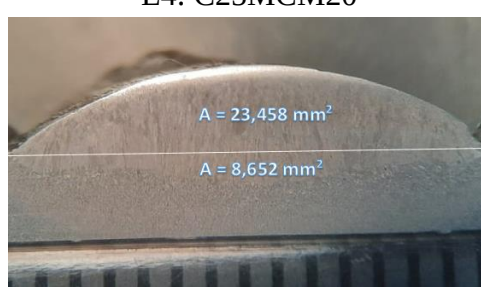
E3: H2FCBM



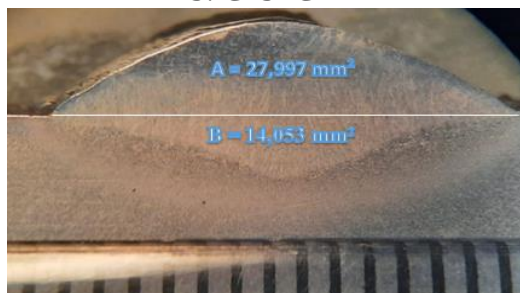
E4: C25MCM20



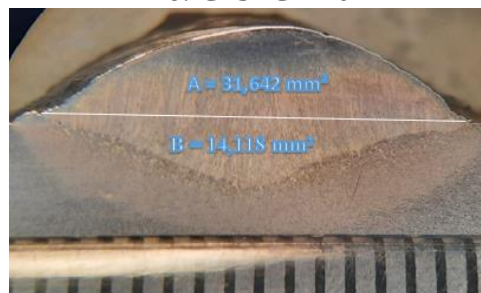
E5: C25FCBM



E6: C25FCM20



E7: H2MCM20



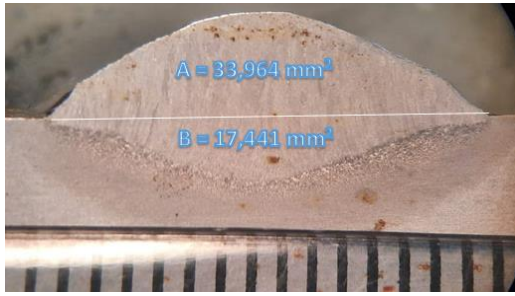
E8: H2MCBM



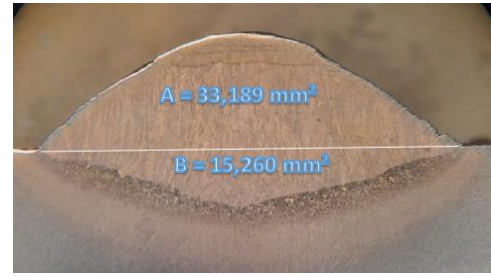
E9: C25FCMX70



E10: H2FCMX70



E11: H2MCMX70



E12: C25MCMX70

APÊNDICE B – Análise comparativa visual da posição, dispersão, simetria, caudas e valores discrepantes (outliers) das TIH entre os modos de construção dos corpos de prova padrão (B_M) e modificado (M₂₀). (Gráfico boxplot).

Linha	B	C	D	E	F	G	H	I
	C25/FC		C25/MC		H2/FC		H2/MC	
coluna	BM	M20	BM	M20	BM	M20	BM	M20
23	30,8	23,2	20,8	14,4	80	85,2	42,7	40,8
24	20	17,2	14,2	8	99,3	87,3	50,3	34,6
25	41,7	50,3	16,9	8,8	96,3	95,2	52,2	22,7

		C25/FC		C25/MC		H2/FC		H2/MC	
		BM	M20	BM	M20	BM	M20	BM	M20
MÍNIMO (B23:B25)	mínimo	20,0	17,2	14,2	8,0	80,0	85,2	42,7	22,7
QUARTIL.INC (B23:B25;1)	Quartil 1	25,4	20,2	15,6	8,4	88,2	86,3	46,5	28,7
QUARTIL.INC (B23:B25;2)	Quartil 2 ou mediana	30,8	23,2	16,9	8,8	96,3	87,3	50,3	34,6
QUARTIL.INC (B23:B25;3)	Quartil 3	36,3	36,8	18,9	11,6	97,8	91,3	51,3	37,7
MAIOR (B23:B25;1)	Máximo	41,7	50,3	20,8	14,4	99,3	95,2	52,2	40,8
	Dif. Inter Quartil (3-1)	10,9	16,6	3,3	3,2	9,6	5,0	4,8	9,1
Quartil 1	Box1	25,4	20,2	15,55	8,4	88,15	86,25	46,5	28,65
Quartil 2 - Quartil 1	Box2	5,4	3	1,35	0,4	8,15	1,05	3,8	5,95
Quartil 3 - Quartil 2	Box3	5,45	13,55	1,95	2,8	1,5	4,0	0,95	3,1
Máximo - Quartil 3	Limite superior	5,4	13,55	1,95	2,8	1,5	4,0	0,95	3,1
Quartil 1 - mínimo	Limite inferior	5,4	3	1,35	0,4	8,15	1,05	3,8	5,95

APÊNDICE C – Composição química e (C_{eq}) do metal de solda para cada condição de ensaio.

Ensaio	E1	E2	E3	E4	E5	E6	E7	E8	E9	E10	E11	E12
Elemento	H ₂ FcM ₂₀	C ₂₅ McB _M	H ₂ FcB _M	C ₂₅ McM ₂₀	C ₂₅ FcB _M	C ₂₅ FcM ₂₀	H ₂ McM ₂₀	H ₂ McB _M	C ₂₅ FcMx ₇₀	H ₂ FcMx ₇₀	H ₂ McMx ₇₀	C ₂₅ McMx ₇₀
C	0,070	0,060	0,070	0,060	0,070	0,070	0,060	0,060	0,070	0,070	0,060	0,060
Si	0,360	0,400	0,360	0,400	0,360	0,360	0,400	0,400	0,360	0,360	0,400	0,400
Mn	1,609	1,166	1,609	1,166	1,609	1,609	1,166	1,166	1,609	1,609	1,166	1,166
P	0,012	0,012	0,012	0,012	0,012	0,012	0,012	0,012	0,013	0,013	0,012	0,012
S	0,020	0,024	0,020	0,024	0,020	0,020	0,024	0,024	0,020	0,020	0,024	0,024
Cr	0,000	0,000	0,000	0,000	0,000	0,000	0,000	0,000	0,000	0,000	0,000	0,000
Mo	0,000	0,100	0,000	0,100	0,000	0,000	0,100	0,100	0,000	0,000	0,100	0,100
V	0,000	0,010	0,000	0,010	0,000	0,000	0,010	0,010	0,000	0,000	0,010	0,010
Ti	0,000	0,000	0,000	0,000	0,000	0,000	0,000	0,000	0,000	0,000	0,000	0,000
Ni	0,848	0,847	0,847	0,847	0,847	0,848	0,847	0,847	0,847	0,847	0,847	0,847
Cu	0,000	0,050	0,000	0,050	0,000	0,000	0,050	0,050	0,000	0,000	0,050	0,050
CE	0,177	0,156	0,177	0,156	0,177	0,177	0,156	0,156	0,177	0,177	0,156	0,156

ANEXOS

ANEXO A – Análise química quantitativa por espectrometria de emissão óptica (OES)
dos metais de base.



LABORATÓRIO DO CENTRO DE TECNOLOGIAS DO GÁS E ENERGIAS RENOVÁVEIS-LTG-ER
LABORATÓRIO DE ENSAIOS DE MATERIAIS

Av. Cap. Mor Gouveia, 2770 - Lagoa Nova CEP: 59064-164 - Natal/RN.

Fone: 55(0xx84) 3204-8091

<http://www.ctgas.com.br>

RELATÓRIO DE ANÁLISE Nº 00.039/18 - LABEMAT

amostra, embutimento a quente, lixamento, polimento e ataque químico com Nital 2%. Para visualização da microestrutura foi utilizado um microscópio óptico *Olympus BX 60M* com câmera acoplada e software de aquisição e análise de imagens. O ensaio de Dureza Brinell foi realizado em um Durômetro PANTEC modelo RASN RSD utilizando o procedimento do ensaio de acordo com a norma ISO 6506-1.

1.2. RESULTADOS

A Tabela 01 apresenta o resultado da análise química da amostra e do ensaio de dureza Brinell. De acordo com a composição química e a dureza do material analisado, pode-se dizer que o mesmo pode ser enquadrado como um aço API 5L Gr X70.

Tabela 01. Composição química e dureza HB da amostra, comparada com o aço API 5L Gr X70.

Material	C	Si	Mn	P	S	V	Nb	Ti	Ni	Cr	Mo	Fe	HB
Amostra	0,13	0,29	1,36	0,013	0,004	0,05	-	0,004	0,015	0,043	0,07	Bal.	196
API 5L Gr X70	0,26	-	1,65	0,030	0,030	a	a	a	-	-	-	-	-

(*) Valores máximos aceitáveis;

(a) Nb + V + Ti ≤ 0,15 %;

Natal, 15 de junho de 2018.

Cláudio Fernandes da Silva
Responsável Técnico
CREA – 210074266-3

Demmys Kelsen Florentino de Sousa
Técnico Executor

RELATÓRIO DE ANÁLISE Nº 2789/20 - LABEMAT

1.2. RESULTADOS

1.2.1. Aço comum

A Tabela 01 apresenta a composição química em percentuais em peso (WT%) obtidos para a amostra do aço comum em análise.

Tabela 01. Composição química do aço comum.

Material	C	Si	Mn	P	S	Cu	Ni	Cr	Mo	Fe
Aço comum	0,14	0,38	1,39	0,0040	0,0046	0,019	0,019	0,025	0,009	Bal.

(*)Valores máximos onde não for indicada a faixa.

Natal, 30 de Outubro de 2020.

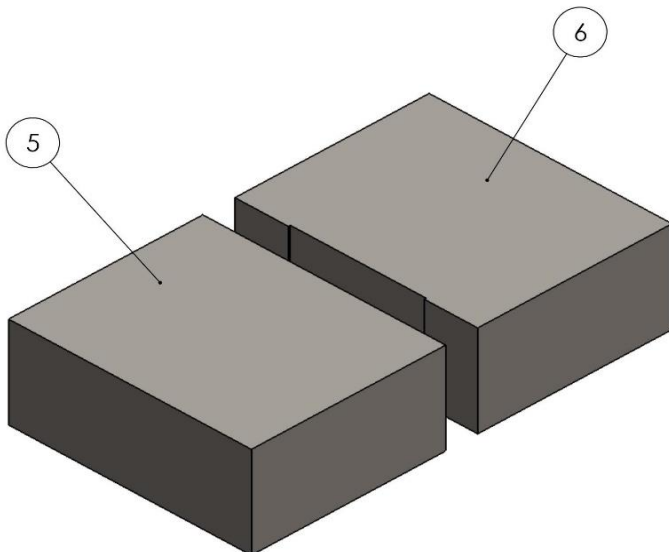


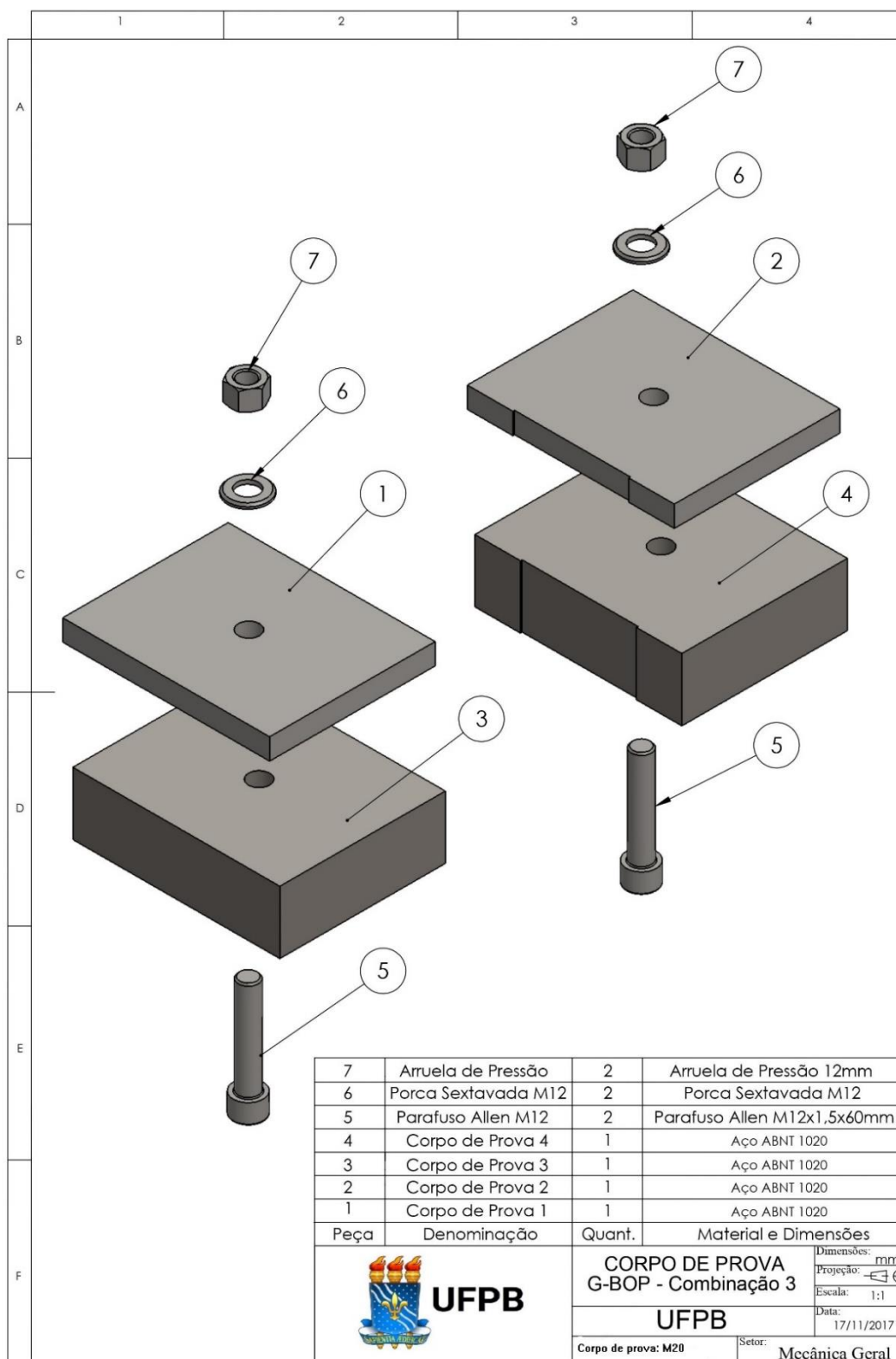
Claudio Fernandes da Silva
Responsável Técnico
CREA – 210074266-3

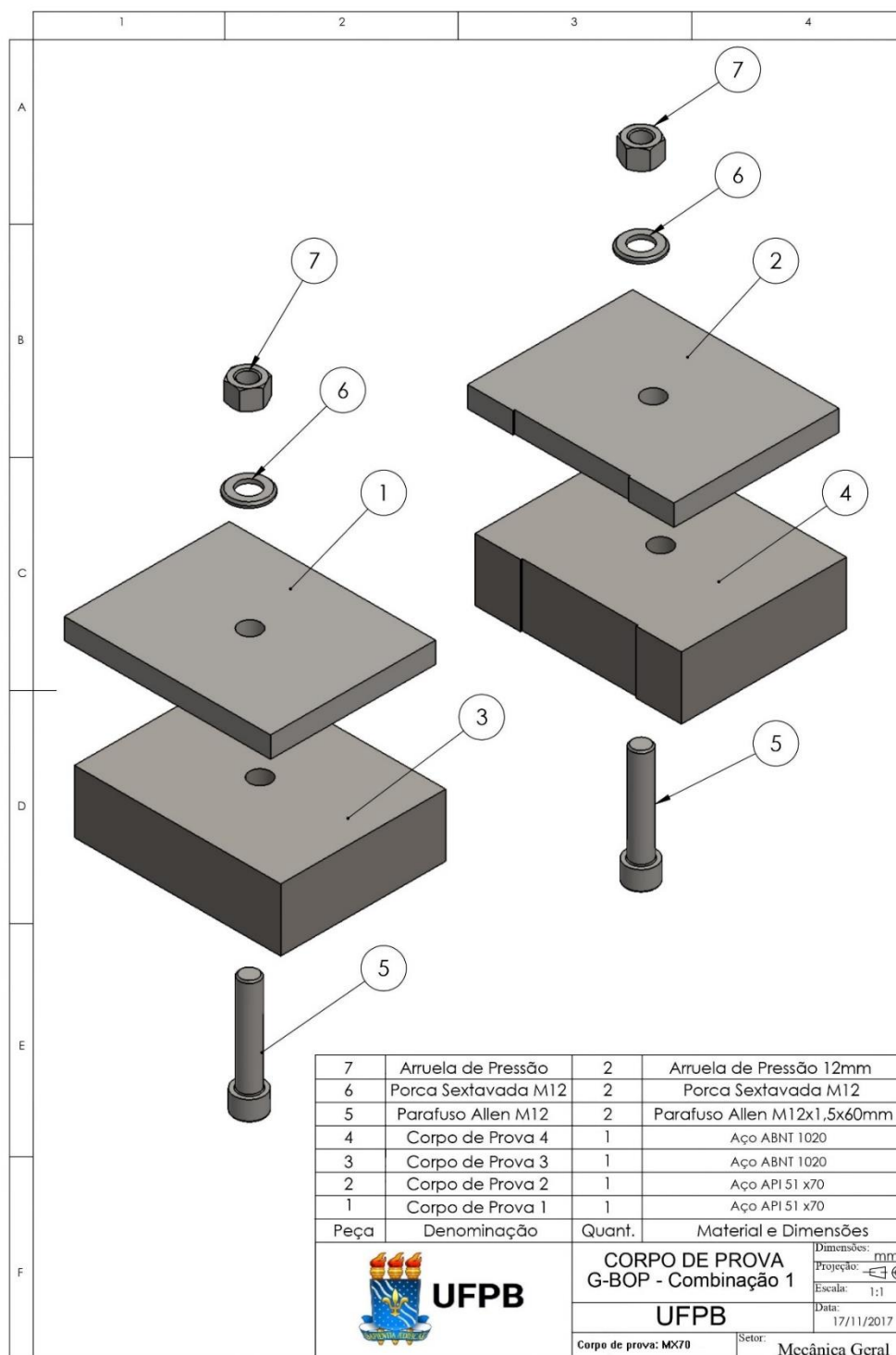


Demmys Kelsen Florentino de Sousa
Técnico Executor

ANEXO B – Corpos de prova g -bop

	1	2	3	4																						
A	UFPB																									
B																										
C																										
D																										
E																										
F	<table><tr><td>6</td><td>Corpo de Prova 6</td><td>1</td><td>Aço ABNT 1020</td></tr><tr><td>5</td><td>Corpo de Prova 5</td><td>1</td><td>Aço ABNT 1020</td></tr><tr><td>Peça</td><td>Denominação</td><td>Quant.</td><td>Material e Dimensões</td></tr><tr><td colspan="2" rowspan="2"> UFPB </td><td colspan="2">CORPO DE PROVA G-BOP - Combinação 2</td></tr><tr><td colspan="2">UFPB</td></tr><tr><td colspan="2">Corpo de prova: BM</td><td colspan="2">Setor: Mecânica Geral</td></tr></table>				6	Corpo de Prova 6	1	Aço ABNT 1020	5	Corpo de Prova 5	1	Aço ABNT 1020	Peça	Denominação	Quant.	Material e Dimensões	UFPB		CORPO DE PROVA G-BOP - Combinação 2		UFPB		Corpo de prova: BM		Setor: Mecânica Geral	
6	Corpo de Prova 6	1	Aço ABNT 1020																							
5	Corpo de Prova 5	1	Aço ABNT 1020																							
Peça	Denominação	Quant.	Material e Dimensões																							
UFPB		CORPO DE PROVA G-BOP - Combinação 2																								
		UFPB																								
Corpo de prova: BM		Setor: Mecânica Geral																								





ANEXO C – Orientações do fabricante lincoln electric company

THE LINCOLN ELECTRIC COMPANY

GAS-SHIELDED FLUX-CORED (FCAW-G) WIRE

Pipeliner® 81M

AWS E81T1-GM



PIPELINER

Pipeliner® 81M is a gas-shielded, flux-cored wire designed for hot, fill and cap pass welding on up to X70 grade pipe. Optimized for automated and semi-automatic pipe welding applications, Pipeliner® 81M has a consistent arc and fast freezing slag to maintain a flat bead shape all around the pipe. The electrode is capable of producing Charpy V-Notch Impact properties of 66 - 131 J (49 - 97 ft•lb) @ -40°C (-40°F). For an electrode that meets the demands of automated and semi-automatic pipe welding on up to X70 grade pipe – choose Pipeliner® 81M.

KEY FEATURES

- ▶ **Consistent Arc** – Designed for optimal performance in automated pipe welding applications where a consistent arc length is critical.
- ▶ **Flat Bead Shape** – Fast freezing slag provides consistent puddle support all the way around the pipe.
- ▶ **Impact Toughness** – Capable of producing weld deposits with Impact toughness exceeding 27 J (20 ft•lb) at -40°C (-40°F).
- ▶ **Q2 Lot® Control and Tested** – Certificate showing actual deposit chemistry and mechanical properties per lot available online.
- ▶ **ProTech® Packaging** – Hermetically sealed packaging for moisture resistance.

WELDING POSITIONS

All

APPLICATIONS

- ▶ Hot, fill and cap pass welding on up to X70 grade pipe
- ▶ Fully automated pipe welding
- ▶ Semi-automatic pipe welding
- ▶ Meets requirements for NACE applications

CONFORMANCES

AWS A5.29/A5.29M: 2010 E81T1-GM

ASME SFA-5.29 E81T1-GM

ISO 17632: 2006 ISO 17632-B-T554T1-1MA-N1-UH5

SHIELDING GAS

75 - 85% Argon/Balance CO₂
Flow Rate: 40 - 50 CFH

TYPICAL OPERATING PROCEDURES

Diameter, Polarity Shielding Gas	CTWD ¹⁾ mm (in)	Wire Feed Speed m/min (in/min)	Voltage (volts)	Approx. Current (amps)	Melt-Off Rate kg/hr (lb/hr)
1.2 mm (0.045 in), DC+, 75-85% Argon / Balance CO ₂	19 (3/4)	4.4 - 10.2 (175 - 400)	23 - 30	130 - 275	1.8 - 4.1 (3.9 - 9.0)

¹⁾ Typical all weld metal. ²⁾ Measured with 0.2% offset. ³⁾ See test results disclaimer below. ⁴⁾ In order to meet the requirements of the G group, the undiluted weld metal shall have not less than the minimum specified for one or more of the elements listed.

⁵⁾ Strength and elongation properties were obtained from a 0.500 in. tensile specimen artificially aged at 104°C (220°F) for 48 hours as permitted by AWS A5.29:2010.

NOTE: This product contains micro-alloying elements. Additional information available upon request.

ANEXO D – Informações técnicas do fabricante ciser.

Informações técnicas - Uso orientativo
 Informaciones técnicas - Uso orientativo
 Technical information - Orientative use



3. Momentos torçores (Torques) / Esfuerzo de torsión (Torques) / Tightening torque

3.1. Torques para parafusos série métrica rosca normal - MA (N.m) Torque para los tornillos métricos con rosca gruesa (N.m) / Tightening torque for metric coarse series bolt (N.m)						
Rosca Thread	Classe de resistência / Clase de resistencia / Property class					
	4.8	5.8	8.8	9.8	10.9	12.9
M3	0,7	0,9	1,4	1,6	2,0	2,3
M3,5	1,1	1,4	2,1	2,4	3,0	3,6
M4	1,7	2,1	3,2	3,6	4,6	5,3
M5	3,3	4,1	6,2	6,9	8,9	10,4
M6	5,7	7,0	10,6	12,0	15,3	17,9
M7	9,3	11,4	17,4	19,4	24,8	28,9
M8	13,8	16,8	25,6	28,8	36,8	42,9
M10	27,4	33,5	51,2	57,3	73,1	85,6
M12	47	57	88	98	125	146,5
M14	74	91	138	155	198	232,3
M16	112	138	210	235	300	350,9
M18	156	192	302	—	418	488,7
M20	220	269	425	—	586	687,6
M22	298	365	578	—	801	934,4

www.ciser.com.br

ANEXO E – Planejamento aleatório dos ensaios G-BOP

SEQUÊNCIA E DATA DE REALIZAÇÃO								
GÁS	ARAME TUBULAR	CORPOS DE PROVA	ENSAIOS					
			Réplica 1		Réplica 2		Réplica 3	
C₂₅	M_C	B_M	2	09/09/20	5	14/09/20	11	22/09/20
		M₂₀	6	14/09/20	12	22/09/20	21	05/10/20
		M_{X70}	31	09/12/20	32	09/12/20	33	14/12/20
	F_C	B_M	7	16/09/20	13	22/09/20	23	13/10/20
		M₂₀	8	16/09/20	14	22/09/20	24	13/10/20
		M_{X70}	25	07/12/20	26	07/12/20	36	14/12/20
H2	M_C	B_M	9	16/09/20	17	29/09/20	19	05/10/20
		M₂₀	10	16/09/20	18	29/02/20	20	05/10/20
		M_{X70}	29	09/12/20	30	09/12/20	34	14/12/20
	F_C	B_M	4	14/09/20	15	29/09/20	22	05/10/20
		M₂₀	1	09/09/20	3	14/09/20	16	29/09/20
		M_{X70}	27	07/12/20	28	07/12/20	35	14/12/20