

**UNIVERSIDADE FEDERAL DE CAMPINA GRANDE
CENTRO DE CIÊNCIAS E TECNOLOGIA
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM CIÊNCIA E
ENGENHARIA DE MATERIAIS**

**AVALIAÇÃO DA SUSCEPTIBILIDADE À FRAGILIZAÇÃO POR HIDROGÊNIO
DE JUNTAS SOLDADAS DE AÇO API5L-X80 COM DIFERENTES
COMBINAÇÕES DE CONSUMÍVEIS**

Emanuel Pereira Soares

**Campina Grande
Dezembro/2011**

**UNIVERSIDADE FEDERAL DE CAMPINA GRANDE
CENTRO DE CIÊNCIAS E TECNOLOGIA
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM CIÊNCIA E
ENGENHARIA DE MATERIAIS**

**AVALIAÇÃO DA SUSCEPTIBILIDADE À FRAGILIZAÇÃO POR HIDROGÊNIO
DE JUNTAS SOLDADAS DE AÇO API5L-X80 COM DIFERENTES
COMBINAÇÕES DE CONSUMÍVEIS**

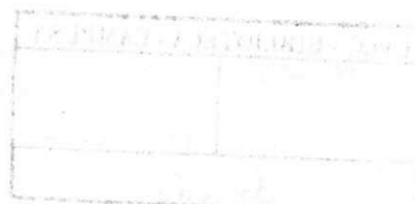
Emanuel Pereira Soares

Dissertação apresentada ao Programa de Pós-Graduação em Ciência e Engenharia de Materiais como requisito parcial à obtenção do título de MESTRE EM CIÊNCIA E ENGENHARIA DE MATERIAIS.

Orientador: D.Sc Theophilo Moura Maciel

Campina Grande
Dezembro/2011

567/2011





FICHA CATALOGRÁFICA ELABORADA PELA BIBLIOTECA CENTRAL DA UFCC

S676a Soares, Emanuel Pereira
Avaliação da susceptibilidade à fragilização por hidrogênio de juntas soldadas de aço API5L-X80 com diferentes combinações de consumíveis / Emanuel Pereira Soares. – Campina Grande, 2012.
99 f.: il. col.

Dissertação (Mestrado em Ciência e Engenharia de materiais) – Universidade Federal de Campina Grande, Centro de Ciências e Tecnologia.

Orientador: Prof. Dr. Theophilo Moura Maciel.
Referências.

1. Aço API 5L X80. 2. Juntas Soldadas. 3. Fragilização por Hidrogênio. 4. Microestrutura. 5. Microdureza. I. Título.

CDU 658.5 (043)

“...Você que tem idéias tão modernas é o mesmo homem que vivia nas cavernas...”
(Humberto Gessinger)

DEDICATÓRIA

Dedico este trabalho a Deus por todas as maravilhas realizadas em minha vida.

VITAE DO CANDIDATO

- Engenheiro Mecânico pela Universidade Federal de Campina Grande (2008).

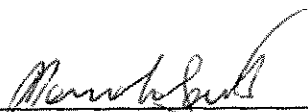
**AVALIAÇÃO DA SUSCEPTIBILIDADE À FRAGILIZAÇÃO POR HIDROGÊNIO
DE JUNTAS SOLDADAS DE AÇO API5L-X80 COM DIFERENTES
COMBINAÇÕES DE CONSUMÍVEIS..**

Emanuel Pereira Soares

Dissertação Aprovada em 09/12/2011 pela banca examinadora constituída dos seguintes membros:



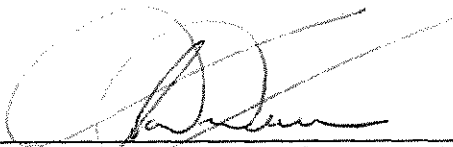
Dr. Theophilo Moura Maciel
(Orientador)
UAEM/UFCG



Dr. Marco Antônio dos Santos
(Examinador Interno)
UAEM/UFCG



Dr. Walman Benício de Castro
(Examinador Interno)
UAEM/UFCG



Dr. Ricardo Artur Sanguinetti Ferreira
(Examinador Externo)
UFPE

AGRADECIMENTOS

Agradeço a Deus em primeiro lugar e acima de tudo;

A minha esposa Amanda por todo seu amor, compreensão e dedicação;

A toda minha família, em especial a minha mãe que sempre incentivou meus estudos.

Ao professor Theophilo Moura Maciel pela orientação, pelo conhecimento passado e pela confiança em meu trabalho;

A Unidade Acadêmica de Engenharia de Materiais, em especial ao professor Marcus Vinícius Lia FooK pela compreensão e apoio;

Ao Professor Eudésio Oliveira Vilar pelo seu apoio, colaboração e orientação;

À profesora Daisy Martins de Almeida pelo seu apoio, colaboração e orientação;

Aos amigos do Laboratório de Soldagem, em especial a Bruno Allison Araújo pelo apoio, colaboração e principalmente pela amizade;

Ao soldador do SENAI de Campina Grande Ewerton, pelos serviços prestados com qualidade e dedicação;

A oficina mecânica da UAEM – UFCG, pelo trabalho heróico e o esforço dos que a compõem;

A Usiminas e a ESAB pela colaboração e incentivo a pesquisa;

E a todos que colaboraram direta e indiretamente com a realização deste trabalho.

AVALIAÇÃO DA SUSCEPTIBILIDADE À FRAGILIZAÇÃO POR HIDROGÊNIO DE JUNTAS SOLDADAS DE AÇO API5L-X80 COM DIFERENTES COMBINAÇÕES DE CONSUMÍVEIS

RESUMO

Neste trabalho apresenta-se um estudo da susceptibilidade à fragilização pelo hidrogênio de juntas soldadas de aço API 5L X80, avaliando-se a influência dos procedimentos, processo e consumíveis de soldagem. Foram utilizados os processos ao Arco Elétrico com Eletrodo Revestido (SMAW), com Eletrodo de Tungstênio e Proteção de Gás Inerte (GTAW ou TIG) e com Arame Tubular (FCAW). Com relação aos consumíveis foram utilizados os eletrodos AWS E6010 para o passe de raiz e os eletrodos AWS E8010, E 9010, E8018 e E9018-G para os passes quentes e de enchimento no processo SMAW com eletrodos retirados da estufa e diretamente da caixa. O processo GTAW foi utilizado apenas para a soldagem do passe de raiz utilizando como consumível o arame AWS ER70S-3. No processo FCAW foram utilizados os consumíveis AWS E91T8-K8 autoprotégido e AWSE91T1-G este último com proteção gasosa constituída de (Ar25). Os testes de fragilização por hidrogênio foram realizados de acordo com a norma ASTM G129-2006 com uma solução aquosa (solução A - NACE TM0177/2005), porém utilizando microadições de tiosulfato de sódio ($\text{Na}_2\text{S}_2\text{O}_3$) em substituição ao borbulhamento de H_2S . De acordo com valores de alongamento, redução de área e tempo de ruptura, foi possível observar que todas as juntas foram susceptíveis ao fenômeno de fragilização por hidrogênio. Além do mais, todas as juntas apresentaram mudança nítida no modo de fratura em tração e apresentaram trincamento secundário sobre a superfície do corpo de prova. Estes resultados ainda foram associados à caracterização microestrutural do metal de solda e ao levantamento do perfil de dureza de cada junta; o que possibilitou avaliar o grau de influência da mudança de consumíveis sobre o fenômeno de fragilização por hidrogênio. Ao final dos resultados pode-se constatar que todas as fraturas ocorreram nos metais de solda, e que a junta que obteve o melhor resultado nos testes de fragilização; foi aquela soldada utilizando o processo GTAW no passe de raiz com o consumível AWS ER70S-3, o processo SMAW no passe quente com o consumível AWS E8010 e o processo FCAW nos passes de enchimento e acabamento, utilizando como consumível o arame AWSE91T1-G com proteção gasosa. Esta condição de soldagem apresentou para a região central do metal de solda o maior percentual de ferrita acicular (AF)-(43%), o menor valor de dureza (147,6HV) e o melhor resultado para a Razão de Redução de Área (RRA)-(0,59), o que a identifica como sendo a junta soldada menos susceptível ao fenômeno de fragilização por hidrogênio.

Palavras-chave: Aço API 5L X80; Juntas Soldadas; Fragilização por hidrogênio, microestrutura, microdureza.

ASSESSMENT OF SUSCEPTIBILITY TO HYDROGEN EMBRITTLEMENT OF WELDED JOINTS OF STEEL API5L-X80 WITH DIFFERENT COMBINATIONS OF CONSUMABLE

ABSTRACT

This work presents a study of susceptibility to hydrogen embrittlement of API 5L X80 steel welded joints, evaluating the influence of procedures, process and welding consumables. Shielded Metal Arc Welding (SMAW), Gas Tungsten Arc Welding (GTAW) and Flux Cored Arc Welding (FCAW) process were used. For SMAW AWS E6010, AWS E 8010, E 9010, E8018 and E9018-G electrodes were used. For FCAW AWS E91T8-K8 self-protected and AWSE91T1-G wire protected with Ar25 and for GTAW ER70S AWS-3 wire were used as consumable. The GTAW process was used only for root pass. The hydrogen embrittlement tests were performed according to ASTM G129-2006 with an aqueous solution (solution A - TM0177/2005 NACE), but small additions using sodium thiosulfate ($\text{Na}_2\text{S}_2\text{O}_3$) to replace the bubbling of H_2S . According to values of elongation, area reduction and breakthrough time, it was observed that all joints were susceptible to the phenomenon of hydrogen embrittlement. In addition, all joints showed distinct change in fracture mode in tension and showed secondary cracking on the surface of the specimen. These results have been linked to the weld metal microstructural characterization and hardness making it possible to assess the degree of influence of change of consumables on the phenomenon of hydrogen embrittlement. The results showed that all fractures occurred in the weld metals, and that the joint obtained using GTAW for the root pass, SMAW process with E8010 AWS for the hot pass and FCAW using AWSE91T1-G for the filling and finishing passes had the best result in embrittlement tests. This weld condition presented to the central region of the weld metal the highest percentage of Acicular Ferrite (AF) - (43%), the lowest hardness (147.6 HV) and the best result for the Reduction of Area Ratio (RAR) - (0.59), which identifies as this welded joint as the less susceptible to the phenomenon of hydrogen embrittlement.

Keywords: API 5L X80 Steel, Welded Joints, hydrogen embrittlement, microstructure, microhardness.

PUBLICAÇÕES

SOARES, E. P.; et al. **Avaliação do nível de tensões residuais de diferentes juntas soldadas de aço API 5LX80.** 06° Congresso Brasileiro de Engenharia de Fabricação – Caxias do Sul, RS-Brasil, Abril de 2011.

SOARES, E. P.; et al. **Avaliação da Susceptibilidade à Fragilização por Hidrogênio de Juntas Soldadas do Aço API 5LX80.** 37° Congresso Nacional de Soldagem – Natal, RN-Brasil, Outubro de 2011.

SUMÁRIO

	Pag.
AGRADECIMENTOS	i
RESUMO	ii
ABSTRACT	iii
PUBLICAÇÕES	iv
SUMÁRIO	v
ÍNDICE DE TABELAS	vii
ÍNDICE DE FIGURAS	viii
SÍMBOLOS E ABREVIATURAS	ix
1 - INTRODUÇÃO	1
2 - REVISÃO BIBLIOGRÁFICA.....	5
2.1 - Aços ARBL para dutos.....	5
2.1.1 - Aços ARBL.....	5
2.1.2 - Aços API.....	8
2.2 - Soldagem.....	13
2.2.1 - Soldabilidade	14
2.2.2 - Parâmetros de Soldagem.....	16
2.2.2.1 - Energia de Soldagem.....	17
2.2.3 - Regiões da Junta Soldada.....	18
2.2.3.1 - Microestrutura no Metal de Solda.....	18
2.2.3.2 - Microestrutura na Zona Termicamente Afetada.....	22
2.2.4 - Processos de Soldagem.....	24
2.2.4.1 - Soldagem ao Arco Elétrico com Eletrodo Revestido	
– SMAW.....	24
2.2.4.2 - Soldagem a arco elétrico com eletrodo de	
tungstênio – GTAW.....	26
2.2.4.3 - Soldagem ao arco elétrico com arame tubular –	
FCAW	28
2.3 - Fragilização por Hidrogênio.....	30
2.3.1 - Definição	30
2.3.2 - Efeito do Hidrogênio na Estrutura dos Metais e o	
Mecanismo da FPH.....	33
2.3.3 - Danos Causados por Hidrogênio em Juntas Soldadas.....	36
2.3.4 - Meio corrosivo na FPH.....	38
2.4 - Ensaio de Tração de Baixa Velocidade de Deformação.....	39
3 - MATERIAIS E MÉTODOS	43
3.1. - Materiais.....	43
3.1.1 - Metal de Base.....	43
3.1.2 - Consumíveis de Soldagem.....	44
3.2 - Métodos.....	46
3.2.1 - Soldagem das Chapas.....	46
3.2.2 - Equipamentos	50
3.2.3 - Parâmetros de Soldagem.....	50
3.2.4 – Metalografia.....	53

3.2.4.1 – Macrografia.....	53
3.2.4.2 – Micrografia.....	54
3.2.4.2.1 - Identificação e Quantificação de	
Microconstituintes no MS	55
3.2.5 - Composição Química da Junta Soldada	56
3.2.6 - Perfil de Dureza	56
3.2.7 - Ensaio BTB	57
3.2.8 - Caracterização Fractográfica	61
4 - RESULTADOS E DISCUSSÃO.....	62
4.1. - Metal de Base	62
4.2 - Análise e Quantificação Microestrutural do Metal de Solda.....	62
4.3 - Análise Química.....	67
4.4 - Perfil de Dureza.....	68
4.5 - Ensaio de Tração BTB.....	75
4.6 – Análise Fractográfica.....	84
5 - CONCLUSÕES	90
6 - SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS.....	92
7 - REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS	93

ÍNDICE DE TABELAS

	Pag.
TABELA 2.1 - Propriedade dos aços mais utilizados para fazer tubos.....	10
TABELA 3.1 - Composição do aço X-80 cedido pela USIMINAS.....	43
TABELA 3.2 - Propriedades Mecânicas do aço X-80 cedido pela USIMINAS.....	43
TABELA 3.3 - Especificação dos consumíveis utilizados.....	45
TABELA 3.4 - Composição química dos consumíveis utilizados.....	45
TABELA 3.5 - Combinações de eletrodos utilizados.....	46
TABELA 3.6 - Parâmetros de Soldagem da condição A1.1.....	51
TABELA 3.7 - Parâmetros de Soldagem da condição A1.2.....	51
TABELA 3.8 - Parâmetros de Soldagem da condição A2.0.....	52
TABELA 3.9 - Parâmetros de Soldagem da condição A3.0.....	52
TABELA 3.10 - Parâmetros de Soldagem da condição A4.0.....	52
TABELA 4.1 - Percentual em volume dos microconstituintes na região central da junta soldada.....	66
TABELA 4.2 - Valores médios das energias de soldagem em KJ/cm.....	67
TABELA 4.3 - Valores da Composição química dos passes quente e de enchimento.....	67
TABELA 4.4 - Valores de P_{cm} das juntas soldadas.....	68
TABELA 4.5 - Valores de dureza ao longo das linhas analisadas.....	72
TABELA 4.6 - Valor médio de dureza na região central dos metais de solda das juntas soldadas.....	73
TABELA 4.7 - Valores médios das energias de soldagem em KJ/cm por passe de soldagem.....	74
TABELA 4.8 - Média dos resultados obtidos no ensaio BTM.....	79

ÍNDICE DE FIGURAS

	Pag.
Figura 2.1 - Ciclo de Laminação Controlada de tempo versus temperatura.....	7
Figura 2.2 - Desenvolvimento dos aços API ao longo dos anos.....	9
Figura 2.3 - Aumento da Tenacidade associado ao tipo de microestrutura presente.....	12
Figura 2.4 - Evolução do ganho de material dos aços API5L.....	13
Figura 2.5 - Regiões da Junta Soldada.....	18
Figura 2.6 - Microestrutura do metal de solda com indicação dos constituintes.....	21
Figura 2.7 - Representação das regiões da ZTA.....	22
Figura 2.8 - Soldagem por Eletrodo Revestido (SMAW).....	25
Figura 2.9 - Soldagem TIG (GTAW).....	26
Figura 2.10 - Soldagem com arame tubular (FCAW).....	28
Figura 2.11 - Princípio do Mecanismo de Fragilização por hidrogênio.....	34
Figura 2.12 - Influência da Velocidade de deformação sobre o coeficiente de estricção.....	40
Figura 2.13 - Influência do meio corrosivo sobre deformação de um aço laminado: (a) medida no ar (b) medido sobre meio agressivo rico em hidrogênio.....	41
Figura 3.1 - Configuração da junta do aço API 5L-X80.....	44
Figura 3.2 - Estimativa do teor de umidade absorvida pelos eletrodos de baixo hidrogênio.....	48
Figura 3.3 - (a) Lixamento das chapas (b) Soldagem das chapas.....	49
Figura 3.4 - Aspecto final e seqüência de passes de soldagem.....	49
Figura 3.5 - Fontes utilizadas na soldagem: (a) Aristopower 460 (b) HELEARC-225AC/DC.....	50
Figura 3.6 - Perfil da junta soldada.....	53
Figura 3.7 - Microscópio OLYMPUS BX51M.....	54
Figura 3.8 - Procedimento de Medição dos microconstituintes do MS.....	55
Figura 3.9 - Distribuição e Localização dos pontos de medição da composição química.....	56
Figura 3.10 - Representação dos pontos de dureza medidos na junta soldada.....	57
Figura 3.11 - Região de retirada dos corpos de prova para ensaio de tração.....	58
Figura 3.12 - Dimensões dos corpos de prova para ensaio de tração.....	58
Figura 3.13 - Esquema proposto pela norma para confecção da célula de fragilização.....	59
Figura 3.14 - Arranjo da célula de fragilização na máquina de tração.....	60
Figura 4.1 - Microestrutura do metal de base (Aço API 5L-X80).....	62
Figura 4.2 - Microestrutura da Região Central do MS (MO-500X-Nital1%).....	63
Figura 4.3 - Microestrutura da Região Central do MS (MEV-1.500X-Nital2%).....	64
Figura 4.4 - Localização dos pontos de medição de Dureza na junta	

soldada.....	68
Figura 4.5 - Comparação do perfil de dureza da linha 1 para as condições de soldagem.....	69
Figura 4.6 - Comparação do perfil de dureza da linha 2 para as condições de soldagem.....	69
Figura 4.7 - Comparação do perfil de dureza da linha 3 para as condições de soldagem.....	70
Figura 4.8 - Comparação do perfil de dureza da linha 4 para as condições de soldagem.....	70
Figura 4.9 - Comparação do perfil de dureza da linha 5 para as condições de soldagem.....	71
Figura 4.10 - Curvas representativas tração x deformação obtidas nos ensaios BTM: (a) A1.1, (b) A1.2, (c) A2.0, (d) A3.0 e (e) A4.0.....	76
Figura 4.11 - Curva tração x deformação obtidas nos ensaios BTM ensaiados ao ar.....	77
Figura 4.12 - Curva tração x deformação obtidas nos ensaios BTM ensaiadas em solução.....	78
Figura 4.13 - Gráfico de barras dos resultados de tração das condições de soldagem.....	80
Figura 4.14 - Gráfico de barras dos resultados de alongação das condições de soldagem.....	80
Figura 4.15 - Gráfico de barras dos resultados do tempo de ruptura das condições de soldagem.....	81
Figura 4.16 - Gráfico de barras dos resultados de redução de área das condições de soldagem.....	82
Figura 4.17 - Corpo de Prova rompido no Metal de Solda.....	84
Figura 4.18 - Amostra ensaiada ao ar, aspecto "taça-cone" (presença de dimples).....	85
Figura 4.19 - Dimples de Rasgamento - 1.000X.....	86
Figura 4.20 - Amostra ensaiada ao ar apresentando as regiões características da fratura dúctil.....	86
Figura 4.21 - Modo de fratura predominante nos testes de fragilização: (a) Junta A1.1 e Junta A2.0.....	87
Figura 4.22 - Amostra ensaiada em solução com características de fratura mista.....	88
Figura 4.23 - Trincamento secundário na junta A2.0 próximo da linha de fusão.....	89
Figura 4.24 - Trincamento secundário encontrado nos corpos de prova ensaiados em solução: (a) A1.1 próximo à superfície de fratura e (b) A1.2 afastado da superfície de fratura.....	89

LISTA DE SIGLAS, SÍMBOLOS E ABREVIACÕES

A - Amperes

Ar1 – Temperatura de transformação eutetóide de aços hipoeutetóides

Ar3 - Temperatura abaixo da qual a ferrita pró-eutetóide inicia sua formação a partir da austenita

AF – Ferrita Acicular

AH – Ataque por Hidrogênio

Al – Alumínio

API - American Petroleum Institute

Ar – Argônio

ARBL – Alta Resistência e Baixa Liga

ASTM – American Society for Testing and Materials

AWS – American Welding Society

B – (1) Bainita, (2) Boro

BF – Bainita/Ferrita

BTD – Baixa Taxa de Deformação

°C – Medida de temperatura em Celsius

C – Carbono

CCT – Centro de Ciências e Tecnologia

C.E. – Carbono Equivalente

CH₃COOH – Ácido acético

CO₂ – Dióxido de Carbono

Cr – Cromo

Cu – Cobre

CSTS - Corrosão sob tensão por Sulfetos

EDX – Espectroscopia de Dispersão de Raio-X

EL – Elongação

EPS - Especificação de Procedimento de Soldagem

ESAB - Elektriska Svetsnings Aktie Bolaget

FC - Agregado Ferrita/ Carbonetos
FCAW – Flux Cored Arc Welding
FeS – Sulfeto de Ferro
FS (A) - Ferrita com segunda fase alinhada
FS (NA) - Ferrita com segunda fase não alinhada
FW – Ferrita de widmanstätten
FPH – Fragilização por Hidrogênio

gf – Grama Força
GF – Ferrita Granular
GTAW – Gas Tungsten Arc Welding

h - horas
H₂ - Gás Hidrogênio
H₂S – Gás Sulfídrico
HV – Dureza Vickers
HIC - Hydrogen Induced Cracking
HSC - Hydrogen Stress Cracking
H₊ - Hidrogênio Iônico
H_{ads} – Hidrogênio Adsorvido

IIW - International Institute of Welding
I – Corrente

J – Joule

K – Kelvin
K_A - Coeficiente de estricção
Ksi – Medida de pressão (sistema Inglês)
Kgf – Quilograma Força

LABSOL – Laboratório de Soldagem da UFCG

LB - bainita inferior
LE – Limite de Escoamento
LF – Linha de Fusão
LR – Limite de Resistência

M - Martensita
M-A - Microconstituente Austenita-Martensita
MB – metal de base
MEV – Microscópio Eletrônico de Varredura
min – minuto
mm – milímetro
Mn – manganês
Mo – Molibdênio
MO – Microscópio Óptico
MPa – Mega Pascal
MS – Metal de Solda

NACE – National Association of Corrosion Engineers
 $\text{Na}_2\text{S}_2\text{O}_3$ - Tiosulfato de sódio
N - Nitrogênio
Nb – Nióbio
Ni – níquel
 η – Rendimento térmico

\emptyset – Diâmetro

P – (1) Fósforo, (2) Perlita
 P_{cm} - Weld Cracking Parameter
PF (I) - Ferrita Poligonal Intragranular
PF(G) – Ferrita Primária de Contorno de Grão
pH – Indicação da acidez ou da basicidade
PSL - Product Specification Levels

RGG – Região de grãos grosseiros

RGF – Região de grãos finos

RIC – Região intercrítica

RSC – Região subcrítica

RA – Redução de área

RRA – Razão de redução de área

s – Segundo

S - Enxofre

Si - Silício

SMAW – Shielded Metal Arc Welding

SMYS – Specifield Minimum Yeld Strenght

SSC - Sulfide Stress Cracking

SSCC - Sulfide Stress Corrosion Cracking

T - Temperatura

Ti – Titânio

TM - Termomecânico

TMCP – Thermomechanical Controled Process

TMCR – Thermomechanical Controled Rolling U – Tensão

TIH - Trincamento Induzido pó Hidrogênio

TR – Tempo de Ruptura

UAEM – Unidade Acadêmica de Engenharia Mecânica

UB - Bainita Superior

UFCG – Universidade Federal de Campina Grande

USIMINAS - Usinas Siderúrgicas de Minas Gerais S/A

V – (1) Vanádio, (2) Volts

v - Velocidade de soldagem

ZTA – Zona Termicamente Afetada

ZTA GF – Zona Termicamente Afetada de Grãos Finos

ZTA GG – Zona Termicamente Afetada de Grãos Grosseiros

1 - INTRODUÇÃO

Nos últimos anos vem se observando um aumento considerável na demanda de petróleo e seus derivados, como também uma grande busca por novas reservas e um crescimento considerável dos investimentos para o desenvolvimento de novas tecnologias de exploração e extração destes recursos. Isto vem desencadeando um maior rigor nas exigências das especificações das estruturas e equipamentos utilizados na indústria do petróleo. A transmissão e o transporte destes recursos naturais são de extrema importância para a sobrevivência de um país e estes são normalmente realizados através de sistemas integrados, compostos por dutos e tubulações.

Com a necessidade cada vez maior de explorar petróleo em grandes profundidades e em ambientes cada vez mais agressivos, surgiu a necessidade de melhor conhecer as propriedades mecânicas dos aços que compõe os dutos e tubulações, tais como: resistência mecânica, soldabilidade, tenacidade à fratura e ductilidade, além de outras como: resistência à corrosão e à fragilização pelo hidrogênio. Este conhecimento permite que se possa fazer previsões mais seguras com relação à integridade dos mesmos, isto facilita nas decisões tomadas pela indústria de petróleo, com relação à seleção dos melhores aços para confeccionar estas tubulações, sempre levando em consideração as operações e aplicações dos mesmos.

Com isto, a soldagem surge como um ponto fundamental neste panorama, pois é o processo de fabricação mais empregado na montagem de dutos e tubulações. Porém, mesmo considerando toda a experiência e conhecimento já adquiridos, a tecnologia de soldagem de dutos e tubulações encontra-se em constante desenvolvimento, atualizando-se para atender aos requisitos de soldabilidade de novos materiais e as crescentes necessidades de aplicações em condições adversas. Para este caso, o estudo do comportamento dos novos aços e a compreensão da metalurgia da soldagem tornam-se fatores essenciais, possibilitando o desenvolvimento de metais de adição compatíveis, elaboração de procedimentos de soldagem adequados às condições impostas e o estudo do comportamento da solda em relação à

fenômenos degradativos. Tudo isto leva à redução de custos, ao aumento da segurança do sistema e também enorme ganhos tecnológicos da indústria petrolífera nacional.

Os aços tipicamente utilizados para confecção de dutos e tubulações da indústria do petróleo são os aços de Alta Resistência e Baixa Liga (ARBL), em particular os aços classificados segundo a norma API 5L (*American Petroleum Institute*). A norma API 5L de 2000 estabelece que esses aços para serem enquadrados como um aço ARBL, devem preencher uma série de requisitos que vão desde a composição química definida até valores pré-estabelecidos para certas propriedades mecânicas. Dentre as principais características destes aços podemos citar a sua elevada resistência mecânica, alta tenacidade e boa soldabilidade.

Atualmente no Brasil os aços ARBL mais empregados pela indústria do petróleo e gás na produção de dutos e tubulações são os aços API 5L X65 e X70. Entretanto, o aço API 5L-X80 vem sendo cada dia mais pesquisado e utilizado devido ao seu limite de escoamento superior associado com uma elevada tenacidade que é proporcionada por sua microestrutura refinada. O mesmo é produzido a partir de uma combinação apropriada de composição química e condições otimizadas de laminação controlada; por enquanto o mesmo tem demonstrado possuir propriedades mecânicas que atendem as exigências da especificação antes mencionadas (ROCHA, 2010).

A fabricação de tubos para dutos com este tipo de aço no Brasil, apresentou um importante avanço a partir do final dos anos 80 e começo dos anos 90, em decorrência das mudanças no processamento dos aços antes realizado com tratamento térmico convencional; com a introdução das novas técnicas processamento termomecânico de laminação controlada foi possível um melhor controle do processo de fabricação. Desde então, o uso deste aço tem apresentado bons resultados também quando à melhoria de custos já que devido à sua maior resistência ocorre redução na espessura do tubo, reduzindo a quantidade de aço exigida e o custo no transporte e construção das tubulações devido à redução de peso.

É importante mencionar que a soldagem dos aços de ARBL envolve sempre recomendações especiais, principalmente em relação à integridade da junta soldada; uma vez que esta região torna-se mais propícia a uma série de problemas degradativos. Uma das grandes preocupações existentes em estudos de soldabilidade em uma junta soldada é o seu comportamento em relação ao fenômeno de degradação das propriedades causadas pelo hidrogênio. Nos aços, particularmente em juntas soldadas, os danos induzidos por hidrogênio podem ocorrer durante: execução da soldagem na forma de trincamento à frio (*Cold Cracking*); e em operação em ambiente corrosivo na forma de fragilização por hidrogênio (*Hydrogen Embrittlement*), trincamento induzido por hidrogênio (*Hydrogen Induced Cracking*) ou corrosão sob tensão intensificada por hidrogênio (*Hydrogen Enhanced Stress Corrosion Cracking*) (GEMELLI, 2001).

A fragilização pelo hidrogênio em juntas dos aços ARBL caracteriza-se por ser um fenômeno de deterioração das suas propriedades mecânicas, principalmente a perda de ductilidade através da propagação de trincas. A difusão do hidrogênio pela rede cristalina é favorecida devido a este elemento químico ser de diâmetro muito pequeno e de fácil mobilidade, através de difusão no estado sólido (Siquara, 2006). A junta soldada, dependendo do conjunto de procedimentos adotados, não mantém a mesma resistência do metal de base devido a mudanças metalúrgicas devido ao ciclo térmico de soldagem. Neste caso o desafio é manter a resistência sem prejuízo da tenacidade, uma vez que o procedimento de soldagem envolvido na união dos dutos, além de introduzir uma região fundida com diferentes morfologias de grão e composição química modifica a microestrutura da região vizinha ao metal de solda (Zona Termicamente Afetada) da junta soldada com relação ao restante do material (Metal de Base), modificando as propriedades mecânicas destas regiões podendo torná-las susceptível ao fenômeno de fragilização, em especial à fragilização por hidrogênio (Fedele, 2002).

No caso da soldagem é de se considerar que na relação entre microestrutura e susceptibilidade a fragilização pelo hidrogênio é importante avaliar a influência dos parâmetros de soldagem sobre o metal de base, bem como a combinação adequada de processos de soldagens na confecção das

juntas, uma vez que estes parâmetros definem as propriedades mecânicas da junta, como por exemplo, a dureza, resistência mecânica, etc.(Ballesteros, 2009).

A importância do estudo da ocorrência do fenômeno da Fragilização por hidrogênio (FPH) principalmente em meio contendo H_2S em juntas soldadas de aços de alta resistência e baixa liga (ARBL) especialmente os API5L-X80, se deve primeiramente ao empenho por parte da sociedade científica e técnica de todo o mundo no sentido de entender, monitorar e controlar os mecanismos que dão origem às falhas induzidas pelo Hidrogênio, em seguida vem o interesse da Indústria Petrolífera Nacional na aplicação deste material, visando um cenário de crescimento no que se refere à extração e exploração de petróleo, além do que o H_2S é um contaminante muito presente no petróleo brasileiro. Uma vez que a fabricação e a utilização deste aço ainda é muito recente no Brasil, não se possui total compreensão do comportamento microestrutural quando submetidos a processos de soldagem, bem como um melhor conhecimento sobre a elaboração de práticas preventivas na soldagem referentes ao fenômeno da fragilização por hidrogênio, tais como: Escolha adequada dos processos e consumíveis de soldagem empregados, condicionamento apropriado dos consumíveis e o controle dos parâmetros de soldagem, principalmente a energia de soldagem. Saber como estas variáveis podem influenciar na maneira que o material irá se comportar frente ao fenômeno da FPH pode trazer uma série de benefícios que vão desde a elevação da produtividade até a prevenção de acidentes

Desta forma, este trabalho tem como objetivo estudar a susceptibilidade à fragilização pelo hidrogênio em presença de H_2S , em juntas soldadas do aço API 5L X80 nacional, avaliando e comparando a influência das combinações de consumíveis e procedimentos de soldagem utilizados.

2 - REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

A presente revisão bibliográfica busca abordar os principais aspectos que envolvem a soldagem dos aços API5L-X80, destacando os processos com eletrodo revestido (SMAW - Shielded Metal Arc Welding), arame tubular (FCAW - Flux Cored Arc Welding) e TIG (GTAW - Gas Tungsten Arc Welding); fazer considerações sobre o fenômeno de fragilização por hidrogênio e por fim, realizar um breve comentário sobre os ensaios de tração a baixa taxa de deformação.

2.1 - Aços ARBL para dutos

2.1.1 - Aços ARBL

Aços carbono de alta resistência e baixa liga (ARBL) são aqueles que possuem baixo teor de carbono (entre 0,05 até 0,25%) e pequenas adições de elementos de liga, tais como o cromo, níquel, molibdênio, cobre, vanádio, nióbio, titânio e zircônio que são utilizados em diversas combinações, dificilmente excedendo 0,1% de cada uma, obtendo-se assim aços com limites de escoamento acima de 40ksi (276MPa), na condição laminado, tendo também como principal característica uma boa relação entre a resistência mecânica e a tenacidade, quando comparados com os aços convencionais. Esses tipos de aço foram inicialmente projetados para atender às necessidades da indústria de gás e petróleo, embora o bom desempenho industrial tenha incrementado seu uso em outros tipos de indústria como a automotiva e a de estruturas (ORDÓÑEZ, 2004).

As características mecânicas destes aços são devidas à sua granulação fina (6-7 μ m), e a fenômenos de precipitação resultantes da composição química e do processo de fabricação (BALLESTEROS, 2009). Dentre as

práticas utilizadas na fabricação dos aços ARBL, a mais difundida tem sido a laminação controlada seguida de resfriamento acelerado, onde combinações diversas entre temperatura e quantidade de deformação a quente objetivam elevados valores de resistência e tenacidade. Para se obter estas propriedades é necessário ter muita atenção especial no controle do processo de laminado a quente dando ênfase à temperatura e à deformação durante as etapas finais e as condições de resfriamento depois da última laminação. Para a elaboração das chapas dos aços ARBL, que serão utilizadas na fabricação dos tubos, podem ser empregados dois processos de laminação a quente que são (GORNI, 2009):

- A laminação convencional controlada ou TMCR - (*Thermomechanical Controlled Rolling*): Este processo consiste em obter um refino de grão e aumento da resistência através da adição de uma maior quantidade de elementos de liga, tais como níquel e molibdênio nos aços ligados originalmente ao nióbio e vanádio, seguido de um refinado processo de laminação e resfriamento convencional.
- A laminação controlada seguida de resfriamento acelerado ou TMCP - (*Thermomechanical Controlled Process*): Este processo consiste em resfriar o material rapidamente após a etapa final de laminação, de 800°C a 500°C. Após atingir esta temperatura o resfriamento é feito ao ar para que haja a formação de bainita. Utilizando-se desta técnica é possível obter uma microestrutura com grãos refinados dependente da composição química, espessura da chapa e das propriedades mecânicas requeridas para o material.

A partir desses dois processos, se consegue o refinamento do tamanho de grão que é o fator mais importante nos aços ARBL, porque contribui para o incremento do limite de escoamento e da tenacidade (ver Figura 2.1).

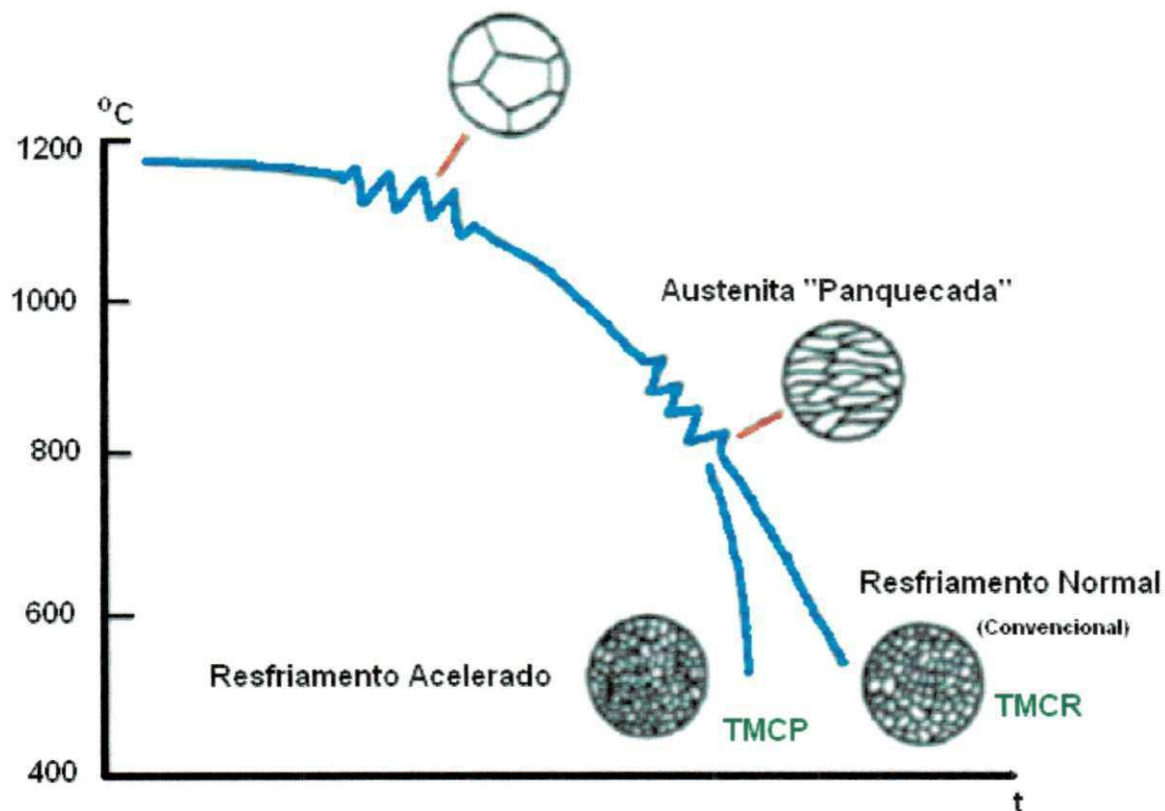


Figura 2.1 – Ciclo de Laminação Controlada de tempo versus temperatura.
 [Adaptado de ROCHA, 2010]

Existem basicamente três classificações ou famílias de aços ARBL. A primeira e mais comum é a dos aços microligados, chamados assim porque contêm determinados elementos químicos (Cr, Ni, Mo, Cu, V, Nb, etc) em quantidades muito pequenas. A segunda é a dos aços ARBL com microestrutura ferrita acicular, os quais contêm menos do que 0,1% de carbono com adições de manganês, molibdênio e boro atuando como elementos de liga principais. A terceira classificação é a dos aços ARBL dupla-fase, cuja microestrutura consiste de pequenas ilhas de martensita com alto conteúdo de carbono e uniformemente distribuídas numa matriz de ferrita. Aqui, a martensita tipicamente encontra-se ocupando quase 20% do volume (ORDÓÑEZ, 2004).

2.1.2 - Aços API

Os aços da classificação API (American Petroleum Institute) são considerados aços ARBL, com características de elevada resistência, aliada à boa soldabilidade na fabricação de aços para produção de dutos e tubos. Os aços utilizados para confeccionar os dutos e tubulações utilizados na indústria do petróleo são geralmente classificados segundo a norma API em função de sua aplicação e resistência mecânica. Esta especificação refere-se diretamente a tubos com e sem costura.

A API surgiu no ano de 1919, para prover a necessidade de se normalizar as especificações de engenharia referentes à perfuração e equipamentos de produção. Com o decorrer dos anos este Instituto se tornou a maior associação de negócios relacionados ao petróleo de todo os Estados Unidos, representando todos os setores da indústria petrolífera. (ALBUQUERQUE, 2010).

A norma API 5L de 2000, exige que esses aços sejam elaborados com as melhores práticas para a produção de aços limpos. Para tanto os tubos para serem classificados pela norma API5L, devem atender aos requisitos de propriedades mecânicas, composição química, peso; etc. Exige também a formação de grãos finos que diminuem a temperabilidade com uma boa combinação de resistência mecânica e tenacidade. Isto assegura sua aplicação para estes fins, onde a tenacidade é um requisito fundamental. A finalidade de todas estas especificações é fornecer padrões para dutos e tubulações adequados ao transporte de gás, óleo e água, nas indústrias de petróleo e gás natural.

Na busca de aços API para a construção de dutos, cada vez mais resistentes, pesquisadores e produtores vem nas últimas décadas desenvolvendo novos aços desta categoria, dentre estes se destacam desde os anos oitenta os aços ARBL para dutos da classe API5L-X80. Nos últimos 60 anos, foram feitas várias modificações nas técnicas de fabricação destes aços com o intuito de compreender os fatores que controlam a resistência e a tenacidade destes materiais. Desde então, com o desenvolvimento de

avançados microscópios e com a utilização de processo de laminação controlada e resfriamentos acelerado, consegue-se aços com ótimas combinações de propriedades mecânicas. Observa-se o desenvolvimento dos aços API ao longo dos anos segundo a Figura 2.2.

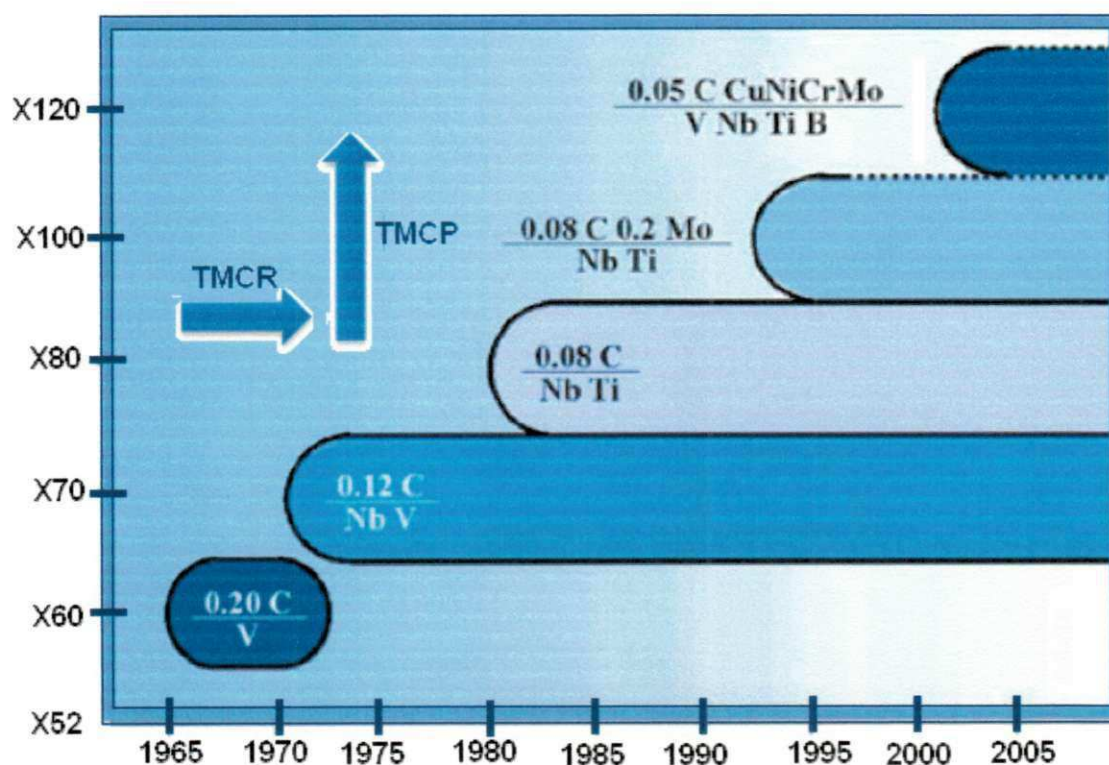


Figura 2.2 – Desenvolvimento dos aços API ao longo dos anos.
[Adaptado de ALBUQUERQUE, 2010]

Observa-se na Figura 2.2 um resumo cronológico do desenvolvimento dos aços API; onde se destaca, a partir de 1970, a utilização do processo termomecânico (TMCP) e mais recentemente, o emprego do resfriamento acelerado. Também pode-se verificar a influência da adição de determinados elementos de liga na composição destes aços, o que contribuiu para melhorias nas propriedades de resistência e tenacidade.

A propriedade que determina o grau do tubo é o limite de escoamento em Ksi, podendo ser classificado como A25, A, B e X. Os graus A25 e X são seguidos de dois dígitos que determinam o valor mínimo de escoamento

(SMYS – Specifield Minimum Yeld Strenght). Os graus X abrangidos pela norma API são X42, X46, X52, X56, X60, X65, X70, X80 e graus intermediários, conforme a tabela abaixo (BALLESTEROS, 2009). Desta forma, o grau X-80 apresentará uma tensão mínima de escoamento de 80ksi (550MPa).

Tabela 2.1 - Propriedades dos aços mais utilizados para fazer tubos. [FEDELE, 2002].

Classificação do Aço	LE (mínimo)	LR (mínimo)	Alongamento
API 5L	(N/mm²)	(N/mm²)	(%)
A	207	331	28
B	241	413	23
X42	289	313	23
X46	317	434	22
X52	358	455	21
X56	386	489	20
X60	413	517	19
X65	448	530	18
X70	482	565	18
X80	550	620	18

LE= Limite de Escoamento/ LR = Limite de Resistência.

A composição química dos aços API para dutos e tubulações, pode sofrer variações conforme a necessidade de fornecer propriedades específicas ao fornecedor. Teores máximos e mínimos para alguns elementos (Mn, Co, V, etc.) são descritos nas especificações (BALLESTEROS et al. 2010). Embora as condições de fornecimentos dos tubos sejam estabelecidas pela norma, estas podem também ser negociadas diretamente com o cliente e o fornecedor.

Existem, provavelmente, diversas opções para o processamento metalúrgico de aços para tubulações classe X80 e superiores, que envolvem tanto alterações sutis de composição química, como rotinas diversas de processamento a quente por laminação controlada (SILVA, 2009). Como já visto, do ponto de vista metalúrgico, há duas alternativas plausíveis para a produção deste tipo de aços com elevada resistência e tenacidade. A primeira alternativa refere-se ao processo TMCP; por deste método é possível produzir o aço grau X80 com a adição de nióbio e titânio em conjunto com teor reduzido de carbono, mesmo sem a adição de elevados teores de elementos de liga caros, tais como níquel e molibidênio, proporcionando desta maneira, excelente soldabilidade. A segunda alternativa é o processo TMCR neste caso, a classe de aços X80 é obtida pela adição de uma quantidade maior de elementos de liga, seguido de um processo de laminação apurado. Esta maior quantidade de elementos de liga é prejudicial, pois afeta a soldabilidade, já que esta é influenciada pelo valor do carbono equivalente e pela microestrutura resultante (ROCHA, 2010).

A produção nacional dos aços para tubo API 5L-X80 utiliza o processo TMCR, ou seja, usa a adição de elementos microligantes e técnicas de laminação controlada, com o objetivo de obter a microestrutura desejada. Este foi o caminho adotado pela indústria nacional, devido a limitações operacionais e a falta de conhecimento. Este aço apresenta um baixo teor de carbono sendo microligado ao nióbio, vanádio e titânio. Os elementos cromo e o molibidênio também são adicionados com a finalidade de formar bainita, manter o teor de carbono e manganês em níveis baixos e prevenir a formação de segregação. Para fins de desoxidação silício e alumínio são adicionados. Cálcio é adicionado para promover a globulização de inclusões. O aço X80 nacional, possui um teor de carbono entre 0,04 a 0,08% e de manganês entre 1,59 a 1,86%; com uma microestrutura com morfologia acicular com predominância de bainítica, ferrita primária e pequena quantidade de micro-constituente MA (Martensita-Austenita) o que possibilita ao mesmo boas propriedades de resistência e tenacidade (ROCHA, 2010). Observa-se na Figura 2.3 o aumento da tenacidade associado diretamente com o tipo de microestrutura presente, decorrência do processo de fabricação utilizado na confecção destes aços.

GRAU - API

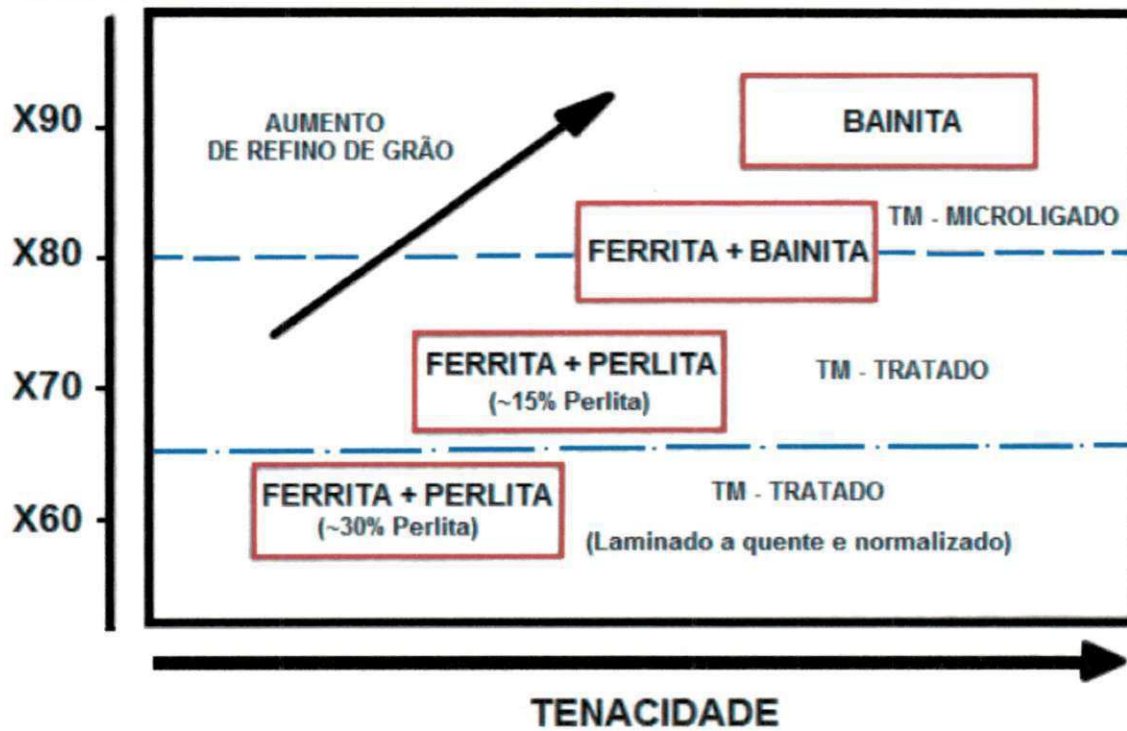
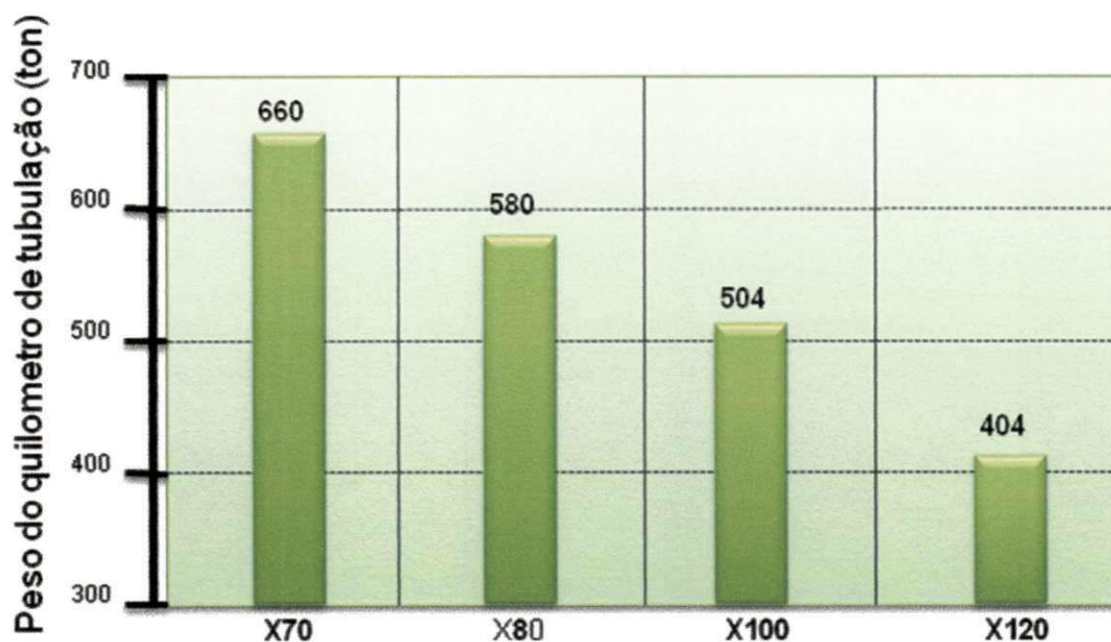


Figura 2.3 – Aumento da Tenacidade associado ao tipo de microestrutura presente.
[Adaptado de ROCHA, 2010]

É importante mencionar que a soldagem dos aços API5LX80 requer uma série de cuidados, principalmente com o grau de endurecimento da junta, pois o mesmo pode provavelmente definir futuros defeitos presentes na mesma e principalmente fenômenos degradativos envolvendo o hidrogênio. Neste caso uma boa soldabilidade esta ligada aos efeitos de vários elementos químicos presentes na liga, ou melhor, ao Carbono Equivalente (C.E.) do aço, que nada mais é do que um índice que indica o efeito da composição química na temperabilidade da junta. Desta forma, pode-se afirmar que a soldabilidade destes aços aumenta com a diminuição do teor de carbono e do valor do Carbono Equivalente.

Por fim, pode-se mencionar que uma das principais vantagens da utilização deste aço para a indústria de petróleo e gás está na redução dos custos totais de material, isto baseado no fato de que aumentando o limite de

custos totais de material, isto baseado no fato de que aumentando o limite de escoamento do material, a espessura necessária para o duto suportar determinada pressão seria reduzida, diminuindo-se assim a quantidade de material e facilitando a logística de transporte e fabricação (RAMIREZ, 2003). Exemplo disto é redução do peso por quilometro de tubulação obtida com a evolução dos aços API 5L (Figura 2.4).



2.4 – Evolução do ganho de material dos aços API5L.
[Baseado em dados de KALWA et al, 2002]

2.2 - Soldagem

A soldagem pode ser definida como o processo de união de materiais usados para obter a coalescência (união) localizada de metais e não-metais, produzida por aquecimento até uma temperatura adequada, com ou sem a utilização de pressão e/ou material de adição (AWS- American Welding Society). A soldagem pode também ser definida como a operação que visa

obter a união de duas ou mais peças, assegurando na junta a continuidade das propriedades físicas e químicas necessárias ao seu desempenho.

2.2.1 - Soldabilidade

A soldabilidade pode ser definida como uma medida da resistência intrínseca do aço (material) para aceitar um passe de soldagem sob dadas condições de aporte de calor sem que ocorra trincas ou que produza uma estrutura susceptível à trincas quando sob condições de tensões resultantes da manipulação do material. Já de acordo com a definição da AWS (American Welding Society), a soldabilidade corresponderia à capacidade de um material ser soldado sob as condições impostas de fabricação em uma estrutura específica e convenientemente projetada, de modo a executar satisfatoriamente o serviço pretendido (ROCHA, 2010).

A soldabilidade pode indicar como estes aços são preferencialmente soldado, sem defeitos de soldagem e, conseqüentemente, com melhor desempenho da junta soldada em serviço (YURIOKA, 2001). Soldabilidade não é um parâmetro fixo para cada material, mas dependerá dos detalhes das juntas, das exigências em serviço, dos processos de soldagem e características do material.

A soldabilidade dos aços, de um modo geral, é extremamente dependente da composição química e das condições térmicas que determinam a microestruturas da junta soldada (PINTO, 2006). Assim, pode-se dizer que os fatores mais importantes que influenciam na soldabilidade são:

- As transformações produzidas na ZTA;
- A composição química do metal de base e do consumível;
- As tensões residuais geradas durante a soldagem;
- O procedimento de soldagem empregado.

Geralmente um aço apresentará boa soldabilidade se depois de soldado possuir boa tenacidade e o metal de solda não se torna frágil.

Um dos critérios mais empregados que relaciona o grau de soldabilidade é a utilização do índice chamado carbono equivalente (C.E.). Como o carbono é o elemento que mais influencia na temperabilidade e na dureza final do aço, tem se considerado o Carbono equivalente como um índice que possibilita correlacionar a composição química do aço com sua tendência a apresentar estruturas frágeis quando este é submetido a um processo de soldagem; porém atualmente existe uma tendência de reduzir a quantidade de carbono nos aços como o mostrado nos aços ARBL, onde essa redução tem um efeito benéfico nas propriedades da junta soldada principalmente na tenacidade.

Atualmente existem duas fórmulas mais comumente utilizadas para o cálculo do C.E., ambas são apresentadas abaixo (MALCOLN, 2007):

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

$$P_{cm} = C + \frac{Si}{30} + \frac{Mn}{20} + \frac{Cu}{20} + \frac{Ni}{60} + \frac{Cr}{20} + \frac{Mo}{15} + \frac{V}{10} + 5B \quad (2.2)$$

A primeira equação (2.1) é conhecida como fórmula do carbono equivalente do IIW (International Institute of Welding). Ela foi desenvolvida por volta da década de 40 para aços normalizados que apresentavam alto teor de carbono, entretanto pela sua vasta aplicação ainda é especificada e recomendada pela API5L. Valores abaixo de 0,45 indicam uma boa soldabilidade dos aços, enquanto valores acima deste requerem alguns cuidados quando da soldagem. Aços da classe API5L modernos possuem o valor do carbono equivalente calculado com esta fórmula em torno de 0,35 ou menos. Alguns aços X80 possuem valores entre 0,40 e 0,45.

A segunda equação (2.2) é conhecida como parâmetro do carbono equivalente ou fórmula de Ito-Bessyo. Foi desenvolvida na década de 60 no Japão especificamente para os novos aços com teor de carbono mais baixo. Valores entre 0,18 a 0,20 são compatíveis com o valor 0,40 da fórmula anterior. (ROCHA, 2010).

Nas duas equações anteriores, os elementos aparecem em porcentagem de peso. A equação 2.1 é empregada para aços com alto conteúdo de carbono, superior a 0,12%, já a equação 2.2 é empregada somente para aços com baixo conteúdo de carbono, igual ou inferior a 0,12% (ORDÓÑEZ, 2004).

Segundo a norma API 5L de 2000, é recomendado que o valor máximo para o P_{cm} não ultrapasse 0,25%; quanto menor o valor de P_{cm} melhor a soldabilidade do aço. Desta forma, a soldabilidade destes aços aumenta com a diminuição do teor de carbono e do valor do carbono equivalente.

2.2.2 - Parâmetros de Soldagem

A qualidade, a produtividade e a confiabilidade de uma junta soldagem estão diretamente relacionadas aos parâmetros de soldagem envolvidos durante a execução do processo de soldagem. Estes parâmetros são de grande valor para a compreensão das alterações microestruturais e conseqüentemente das propriedades mecânicas da junta.

Segundo GODOY (2008), o processo de soldagem se caracteriza por uma grande quantidade de parâmetros operacionais envolvidos, os quais devem apresentar valores definidos dentro de faixas que possibilitem a melhoria no rendimento do processo e na qualidade desejada ao cordão de solda. O conhecimento dos efeitos desses parâmetros, sobre as propriedades finais da junta soldada possibilita o ajuste mais efetivo e o controle de seus valores de forma a se obter uma melhor utilização do mesmo. Os principais parâmetros de soldagem são a temperatura de pré-aquecimento e a energia de soldagem.

2.2.2.1 - Energia de Soldagem

A quantidade de calor adicionada a um material, por unidade de comprimento linear, é o que se chama energia de soldagem, ou aporte térmico, ou mesmo "heat input", geralmente representada pelas letras E ou H e cuja unidade usual é KJ/mm, sendo também apresentada em KJ/cm ou J/mm (INFOSOLDA, 2010). Para o processo de soldagem que utiliza arco elétrico o valor da energia de soldagem, em J/mm, é bem conhecido e dado pela fórmula:

$$E = \eta \frac{V \cdot I}{v} \quad (2.3)$$

Onde:

- E – Energia de Soldagem (J/mm);
- η – Rendimento térmico (A.D);
- V – Tensão (Volts);
- I – Corrente (Ampéres);
- v – Velocidade de Soldagem (mm/min).

É de se observar que a energia de soldagem depende muito do processo de soldagem (através de η e das faixas de V e I) e da técnica que se utiliza (através de v, podendo variar muito dependendo da oscilação do arco).

A energia de soldagem é um parâmetro de grande importância para o estudo da soldagem, pois influencia nas propriedades mecânicas dos conjuntos soldados, devido às variações que podem provocar no ciclo térmico de soldagem, alterando a morfologia do cordão de solda (penetração, largura e altura do reforço) e as transformações de fase durante a soldagem, influenciando na microestrutura e nas propriedades resultantes tanto do metal de solda como na zona termicamente afetada da junta soldada (NETO, 2003).

Por isso, quando se pretende estudar os efeitos metalúrgicos por diferentes procedimentos de soldagem em uma junta, é importante caracterizar

muito bem a energia de soldagem, assim como entender e registrar os outros fatores que podem contribuir para modificar os ciclos térmicos impostos à junta soldada.

2.2.3 - Regiões da Junta Soldada

Uma junta soldada é formada por três regiões bem distintas, são elas:

- Metal de Base (MB): Região mais afastada da solda que não foi alterada pelo ciclo térmico;
- Metal de Solda (MS): Região onde o material foi fundido durante a soldagem e caracterizado por temperaturas de pico superiores à sua temperatura de fusão;
- Zona Termicamente Afetada (ZTA): Região não fundida do metal base, mas cuja microestrutura e/ou propriedades foram alteradas pelo ciclo térmico de soldagem. Figura 2.5

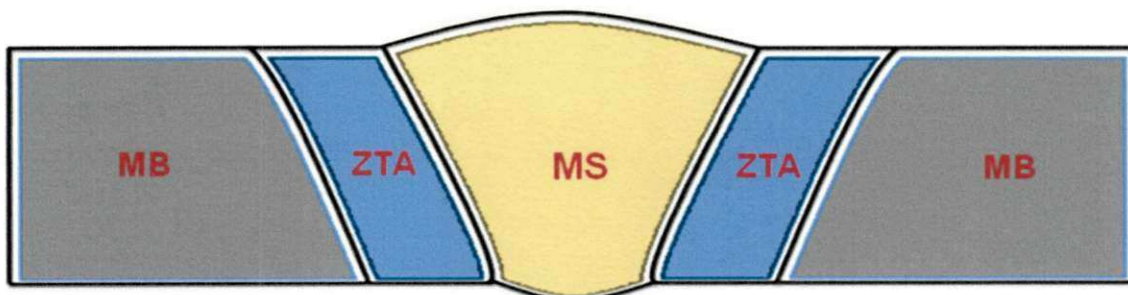


Figura 2.5 – Regiões da Junta Soldada.

2.2.3.1 - Microestrutura no Metal de Solda

Com o término da soldagem, o metal de solda apresentará uma microestrutura complexa que é bem distinta da que se encontra no metal de base. Esta microestrutura será função da velocidade de resfriamento (ciclo

térmico) da junta e da composição química dos consumíveis e do metal de base. Para o caso de soldas com múltiplos passes, devido à deposição de passes subseqüentes certas regiões da microestrutura do metal de solda serão reaquecidas, nessas regiões, devido à temperatura ficar pouco acima da temperatura de recristalização, ocorrem processos de transformação de fases que geralmente ocorrem no estado sólido e na recristalização. Como conseqüência, haverá um aumento da heterogeneidade microestrutural e das propriedades mecânicas resultantes. Sendo assim a microestrutura final é composta por passes contendo regiões não afetadas pelo passe subseqüente de característica colunar, seguidas de regiões reaquecidas que foram recristalizadas com diferentes granulometrias em função da distância ao passe subseqüente.

As terminologias utilizadas para a identificação dos microconstituintes do metal de solda foram propostas e adotadas pelo Instituto Internacional de Soldagem (*Internacional Institute of Welding – IIW-1988*). Este sistema de classificação foi desenvolvido pela falta que se observava de uma padronização na terminologia dos constituintes do metal de solda. Pois, até então, diversos autores adotavam terminologias próprias, diferentes e conflitantes para descrever uma mesma microestrutura. Desta forma, em 1988, o IIW desenvolveu um sistema de classificação para normalizar internacionalmente a nomenclatura dos mesmos, se baseado na observação realizada com o auxílio da microscopia óptica. De acordo com o IIW, os microconstituintes mais comuns do metal de solda são:

1. A Ferrita primária (FP): que pode ocorrer sob duas formas bem distintas de constituintes, que são:
 - A Ferrita de contorno de grão ou alotriomórfica – FP (G): É o constituinte de mais fácil identificação no metal de solda pelo seu aspecto claro e liso. Apresenta-se na forma de veios finos delineando o contorno de grão colunar da austenita prévia. Sua formação é favorecida por baixa taxa de resfriamento, pelo pequeno tamanho de grão austenítico e por baixo teor de elementos de liga.
 - A Ferrita poligonal intragranular ou idiomórfica – FP (I): Caracterizam-se como grãos de ferrita normalmente na forma

poligonal, encontrados no interior dos grãos da austenita anterior, mas com dimensões superiores ao triplo da largura média das ripas da ferrita acicular ou da ferrita com segunda fase, que as circundam.

Sua formação acontece com taxas de resfriamento muito lentas.

2. Ferrita com segunda fase (FS): Pode ocorrer sob as formas computadas como constituintes distintos, são elas:
 - Ferrita com segunda fase alinhada – FS (A): Apresenta-se em forma de placas ou agulhas que nucleiam a partir da ferrita de contorno de grão - FP (G) ou diretamente a partir dos contornos de grãos da austenita anterior. A relação comprimento/largura da FS (A) é superior a 4:1 e estão orientadas para o interior do grão austenítico.
 - Ferrita com segunda fase não alinhada – FS (NA): O constituinte FS (NA) aparece circundando ripas de ferrita acicular ou outros microconstituintes que se apresentem com forma equiaxial (carbonetos ou o constituinte austenita-martensita – (AM)). Apresenta-se em forma não paralela.
3. Ferrita acicular (AF): A ferrita acicular nucleia geralmente em inclusões não-metálicas dentro dos grãos da austenita através de taxas de resfriamento mais elevadas quando comparados com a ferrita primária. É, portanto, um constituinte intragranular de grãos finos, com uma morfologia de emaranhado e com grãos se entrecruzando, separados por contornos de alto ângulo e razão de aspecto variando de 3:1 até 10:1. A FA é normalmente observada em metais de solda de baixa liga, nos quais uma fina dispersão de inclusões de óxidos promove locais favoráveis para sua nucleação heterogênea. Microconstituintes como a cementita e constituintes A-M também podem ser observados nas interfaces entre grãos de FA adjacentes Este microconstituinte torna-se bastante favorável no aumento da tenacidade no metal de solda de aços ARBL.
4. Agregado ferrita-carboneto (FC): Apresenta uma estrutura fina de ferrita e carbonetos, incluindo a perlita e a ferrita com carbonetos interfásicos. Este constituinte é formado no interior dos grãos da austenita, afastados

dos contornos de grão. Caso o agregado seja claramente identificado pelo observador como perlita, então poderá ser distinguido como FC (P).

5. **Martensita (M):** A martensita é o constituinte que se forma como produto final de transformação da austenita em condições de altas taxas de resfriamento. Podendo ocorrer em soldagem com baixo aporte de calor e/ou em metais de solda com elevados teores de elementos de liga. A transformação da austenita em martensita pode não se dar completamente e ainda existir austenita retida ao final do processo, formando ilhas de austenita com martensita que, apesar de ser uma microfase, é normalmente denominada de constituinte austenita-martensita – (AM). A identificação de constituinte normalmente não é possível de ser realizada utilizando-se apenas de técnicas de microscopia ótica.

A Figura 2.6 apresenta os principais microconstituintes encontrados no metal de solda.

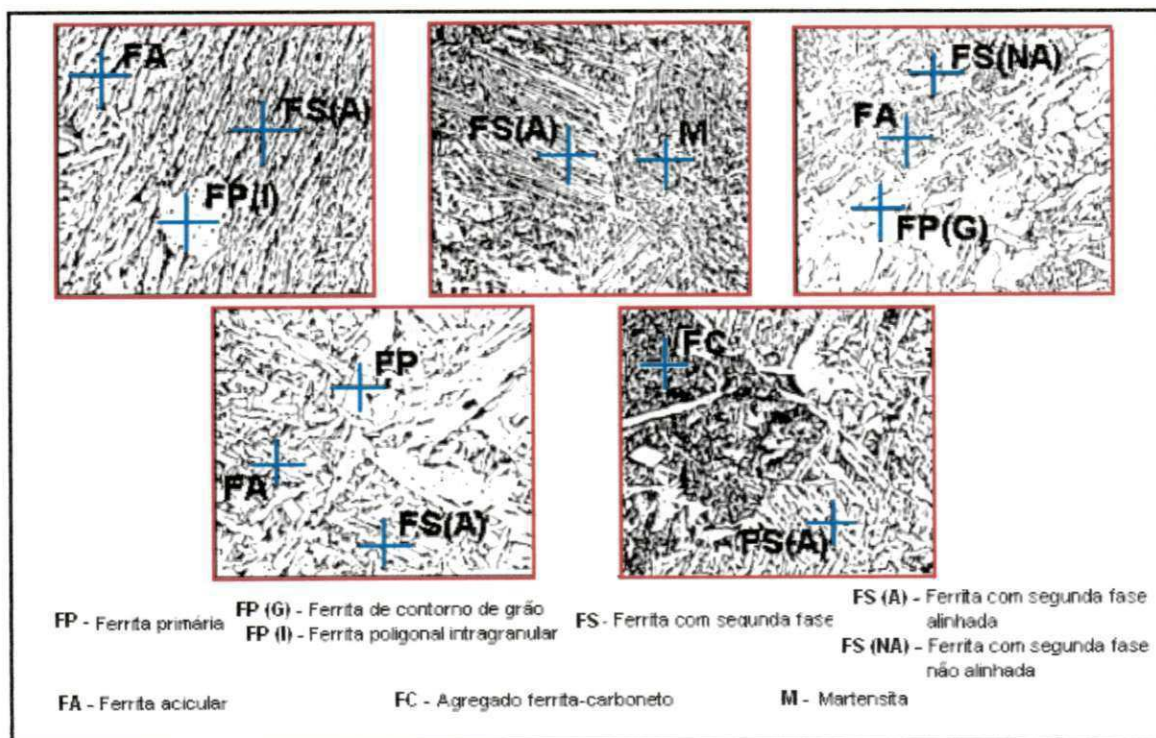


Figura 2.6 – Microestrutura do metal de solda com indicação dos constituintes.
 [WELDING IN THE WOLRD, 1991]

2.2.3.2 - Microestrutura na Zona Termicamente Afetada

A Zona Termicamente Afetada (ZTA) comumente tem propriedades mecânicas diferente do metal de solda devido a microestruturas desfavoráveis, decorrente de um rápido ciclo térmico de aquecimento e resfriamento durante o processo de soldagem.

A extensão da ZTA depende da geometria da junta, espessura da chapa, propriedades térmicas do material, temperatura de preaquecimento e principalmente do processo e respectivos parâmetros de soldagem.

A ZTA geralmente é subdividida em função da temperatura atingida durante o ciclo térmico de soldagem em quatro regiões, a Figura 2.7 ilustra um desenho esquemático com as regiões (zonas) de soldagem. A ZTA é normalmente subdividida em quatro regiões:

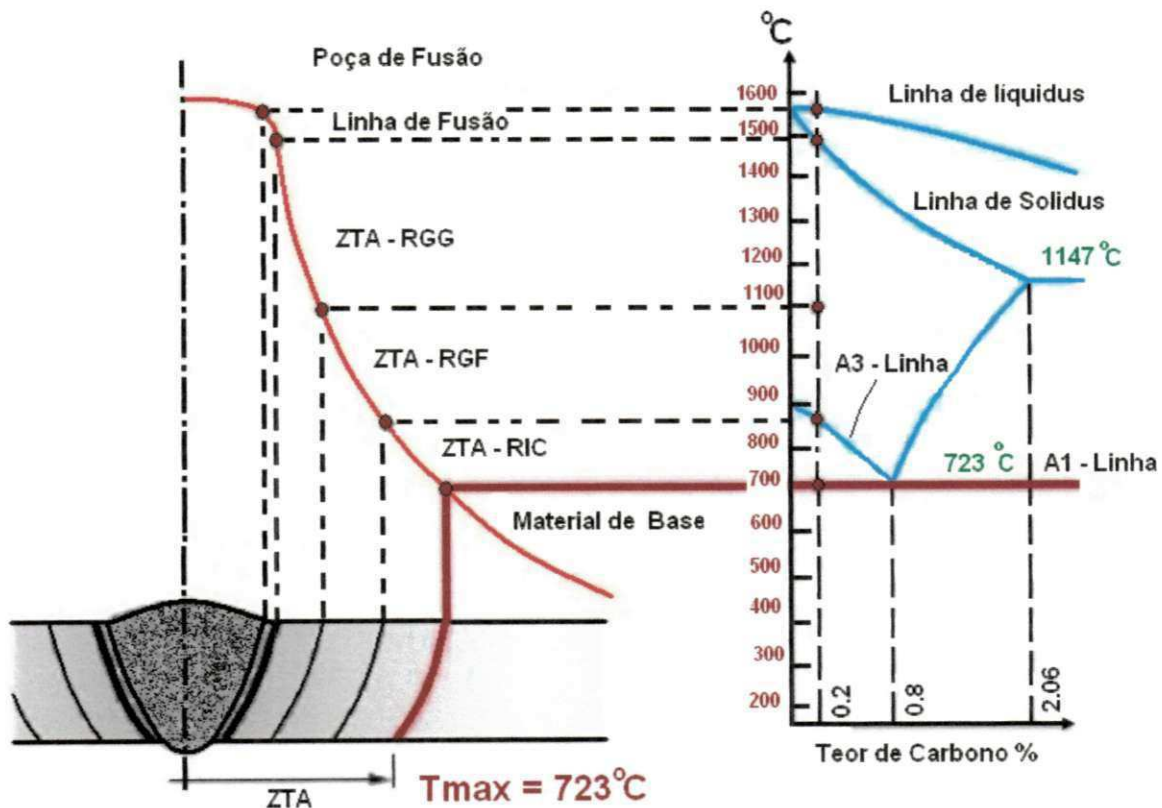


Figura 2.7 – Representação das regiões da ZTA.
[Adaptado de EASTERLING, 1983].

- Região de grão grosseiro (RGG): Caracterizada por uma temperatura de pico entre 1100 – 1450 °C. Esta faixa de temperatura é suficiente para iniciar o processo de crescimento do grão austenítico, sendo portanto, uma região de baixa. Dependendo da taxa de resfriamento as fases observadas nesta região incluem ferrita poligonal, ferrita de Widmanstätten, ferrita bainítica, e martensita em ripas. Além disso, as fases enriquecidas em carbono ou fases secundárias podem transformar-se em perlita, carbonetos ou constituinte AM.
- Região de grão fino (RGF): É a região onde a temperatura do ciclo térmico se encontra entre Ar3 – 1100 °C, não sendo portanto suficiente para proporcionar crescimento de grão austenítico, apenas o refino do grão do metal de base. A grande área de contorno de grão tende a promover a nucleação de ferrita, sendo que a austenita enriquecida remanescente no centro do grão pode transformar-se em perlita.
- Região intercrítica (RIC): Nesta região, a temperatura que atinge a ZTA esta entre Ar1 –Ar3, a qual é uma região relativamente estreita, em que as transformações da perlita ocorrem parcialmente. Durante o resfriamento, a austenita enriquecida em carbono e manganês rejeitadas pela ferrita, poderá transformar-se em uma grande variedade de microestruturas como perlita, bainita superior, martensita auto-revenida ou martensita de alto carbono, de acordo com o seu percentual de C e da taxa de resfriamento de junta.
- Região subcrítica (RSC): Esta região estará a uma temperatura menor que Ar1, portanto não estará sujeito à mudança nas morfologias dos microconstituintes. Entretanto, o efeito combinado do aquecimento e da tensão residual pode causar envelhecimentos dinâmicos, levando a uma fragilização da estrutura.

Tem-se verificado que a fragilidade da ZTA pode ocorrer em todas as regiões, dependendo do tipo do aço e do processo de soldagem. Entretanto devido à sua granulometria e altas taxas de resfriamento, a RGG é aquela que sempre tem apresentado a maior fragilidade dentre as demais regiões da ZTA (PINTO, 2006).

2.2.4 - Processos de Soldagem

A norma API 1104 define como principais processos utilizados na soldagem transversal de dutos, os processos ao Arco Elétrico: Eletrodo Revestido (SMAW-Shielded Metal Arc Welding), Eletrodo de Tungstênio e proteção gasosa (GTAW - Gas Tungsten Arc Welding) também conhecido como TIG (Tungsten Inert Gas) e Arame Tubular (FCAW - Flux Cored Arc Welding)

2.2.4.1 - Soldagem ao Arco Elétrico com Eletrodo Revestido - SMAW

O processo SMAW é definido como um processo de soldagem por fusão a arco elétrico que utiliza um eletrodo consumível, no qual o calor necessário para a soldagem vem da energia liberada pelo arco formado entre a peça a ser soldada e o referido eletrodo (Figura 2.8). O arco funde simultaneamente o eletrodo e a peça. O metal fundido do eletrodo é transferido para a peça, formando uma poça fundida que é protegida da atmosfera pelos gases de combustão do revestimento. O metal depositado e as gotas do metal fundido que são ejetadas, recebem uma proteção adicional através do banho de escória, que é formada pela queima de alguns componentes do revestimento (INFOSOLDA, 2010).

Para obtenção de uma junta soldada de qualidade, além da técnica de manipulação do eletrodo; é necessário levar em consideração outros fatores como: tipo e diâmetro do eletrodo; tipo, polaridade e valor da corrente de soldagem; tensão e comprimento do arco e também da velocidade de soldagem. Todas as características apresentadas acima fazem parte da Especificação do Procedimento de Soldagem (EPS). O bom controle dos parâmetros de soldagem e o cumprimento final da EPS são necessários para a execução de uma junta soldada de qualidade (ALBUQUERQUE, 2009).

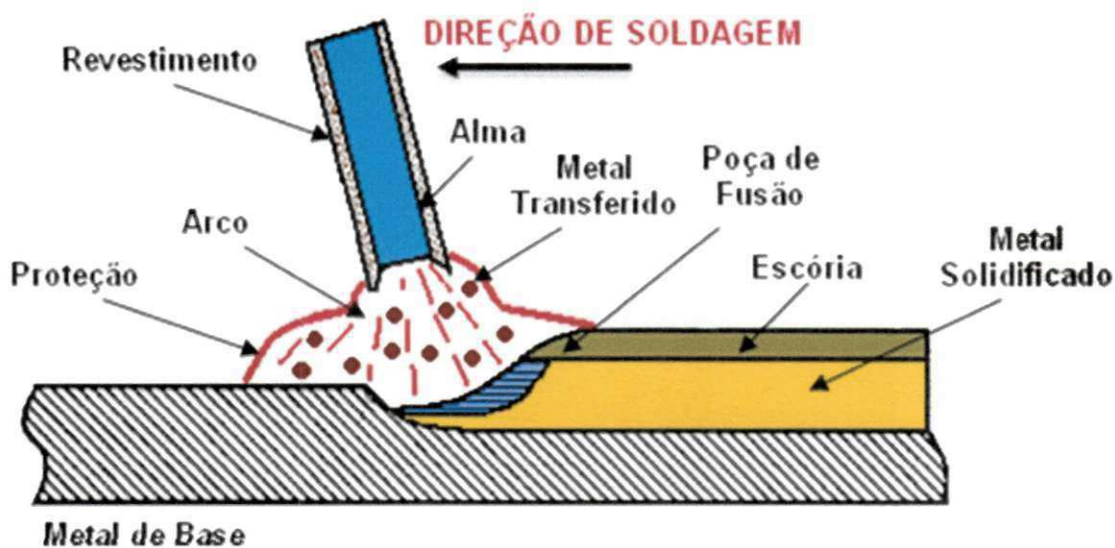


Figura 2.8 – Soldagem por Eletrodo Revestido (SMAW).

A soldagem com eletrodo revestido foi o principal processo de soldagem usado industrialmente até os anos 60. A principal característica deste processo é a possibilidade de inúmeras formulações para o revestimento o que explica a principal característica deste processo que é sua grande versatilidade em termos de ligas soldáveis, operacionalidade e características mecânicas e metalúrgicas do metal depositado. O custo relativamente baixo e a simplicidade do equipamento necessário, comparados com outros processos, bem como a possibilidade de uso em locais de difícil acesso ou abertos, sujeitos à ação de ventos, são outras características atrativas do processo. O processo é usado basicamente como uma operação manual, sendo muitas vezes chamado simplesmente de soldagem a arco manual (WAINER, 1995).

Quando comparada com outros processos, particularmente com a soldagem com eletrodo consumível e proteção gasosa ou com a soldagem a arco submerso, a soldagem com eletrodos revestidos apresenta como principal limitação uma baixa produtividade, tanto em termos de taxa de deposição (entre 1,5 e 5 kg/h para eletrodos de aço carbono), como em termos de ocupação do soldador, geralmente inferior a 40%. Outras limitações são a necessidade de um treinamento específico, que é demorado e oneroso, particularmente para certas aplicações de maior responsabilidade, necessidade

de cuidados especiais para os eletrodos, principalmente com os do tipo básico (baixo Hidrogênio), e o grande volume de gases e fumos gerados no processo, que são prejudiciais à saúde, particularmente em ambientes fechados (NERIS, 2008).

Entretanto, ainda nos dias atuais, mesmo quando materiais mais sofisticados e técnicas mais produtivas e mais econômicas estão à disposição dos usuários, o processo SMAW ainda permanece como um processo favorável para a soldagem de tubulações (ESAB-HANDBOOK, 2003).

2.2.4.2 - Soldagem a arco elétrico com eletrodo de tungstênio - GTAW

O processo GTAW, também conhecido como processo TIG é um processo de soldagem por fusão, a arco elétrico que utiliza o calor gerado pelo arco formado entre o eletrodo de tungstênio não consumível e a peça que se deseja soldar. A proteção da poça de fusão é conseguida com a adição de um gás inerte ou mistura de gases inertes sobre ela, sendo que o gás também tem a função de transmitir a corrente elétrica quando ionizado durante o processo e ainda auxiliar a resfriar o eletrodo; a soldagem pode ser realizada com ou sem metal de adição (Figura 2.9).

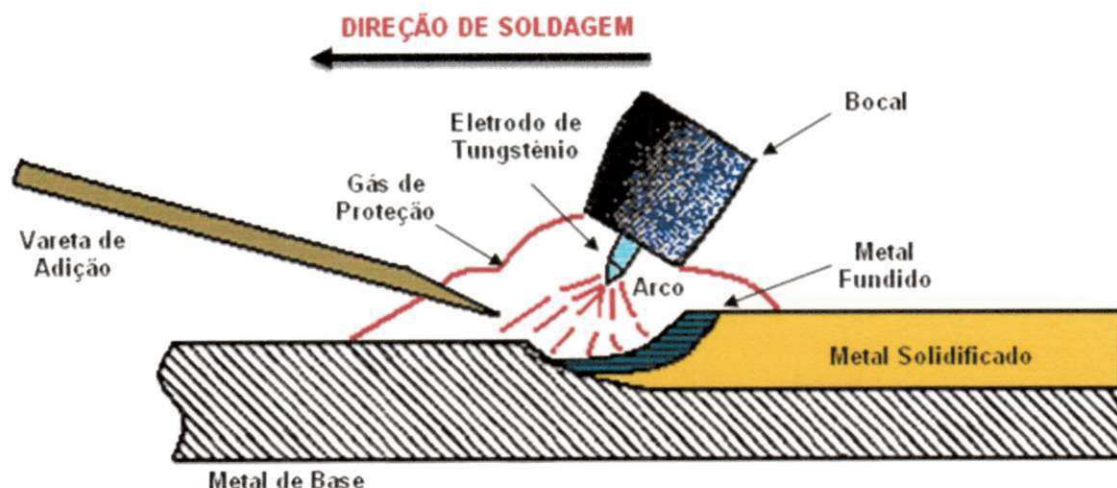


Figura 2.9 - Soldagem TIG (GTAW).

A abertura do arco pode ser facilitada pela sobreposição de uma corrente de alta frequência, para evitar que se tenha de riscar a peça com o eletrodo de tungstênio. O arco inicial, obtido pela corrente de alta frequência, ioniza o gás possibilitando a abertura do arco principal. No processo, pode-se utilizar ou não (solda autógena), metal de adição na forma de varetas de adição.

O seu grande desenvolvimento deveu-se à necessidade de disponibilidade de processos eficientes de soldagem para materiais de difícil soldabilidade, como o alumínio e magnésio, notadamente na indústria da aviação no começo da Segunda Grande Guerra Mundial. Assim, com o seu aperfeiçoamento, surgiu um processo de alta qualidade e relativo baixo custo, de uso em aplicações diversas (BRACARENSE et al. 2009).

O processo GTAW caracteriza-se por ser um processo lento, usualmente manual, podendo ser automatizado (taxas de 0,2 a 2 kg/h) e as soldas produzidas são de excelente qualidade; não produz escória, gera poucos respingos, pouca fumaça, pequena ZTA com poucas deformações e pode ser utilizado em todas as posições. Os cordões de solda são de ótimo acabamento, uniformes, geralmente não requerendo nenhum procedimento de acabamento ou limpeza posterior. Permite também a soldagem de materiais de difícil soldabilidade com ótimos resultados, devido à eficiente proteção contra a contaminação (MARQUES et al., 1998).

Este processo é bastante apropriado para espessuras finas, pois possibilita o perfeito controle da fonte de calor, sendo que muitas vezes ela é utilizada sem metal de adição, somente caldeando-se as bordas do metal a ser soldado. É muito comum, também utilizá-lo para o passe de raiz na soldagem de peças espessas e de grande responsabilidade. O processo GTAW requer muita habilidade do soldador, uma limpeza perfeita dos metais a serem soldados, além de emitir grande quantidade de radiação ultravioleta.

2.2.4.3 - Soldagem ao arco elétrico com arame tubular - FCAW

O processo FCAW é definido como sendo um processo de soldagem por fusão, onde o calor necessário à ligação das partes é fornecido por um arco elétrico estabelecido entre a peça e um arame tubular alimentado continuamente. É um processo semelhante ao processo GMAW (MIG/MAG), diferindo deste pelo fato de possuir um arame no formato tubular, que possui no seu interior um fluxo composto por materiais inorgânicos e metálicos que possuem várias funções, entre as quais a melhoria das características do arco elétrico, a transferência do metal de solda, a proteção do banho de fusão e em alguns casos a adição de elementos de liga, além de atuar como formador de escória (Figura 2.10).

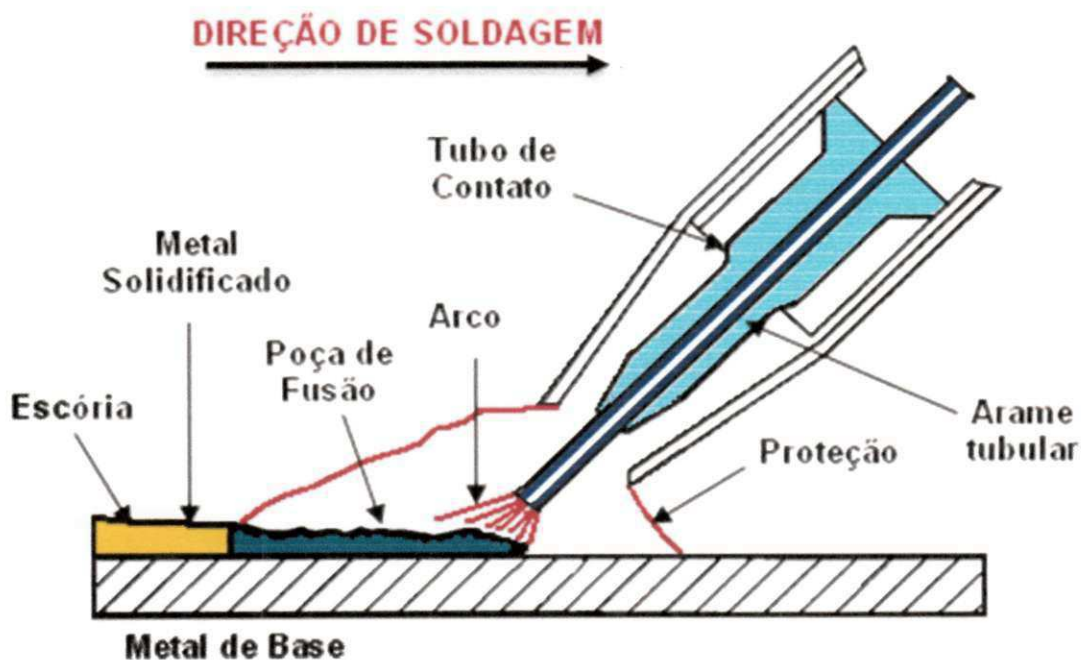


Figura 2.10 - Soldagem com arame tubular (FCAW).

A soldagem por arame tubular foi desenvolvida visando unir as vantagens do processo GMAW com as do processo eletrodo revestido. Deste modo, o arame eletrodo maciço no processo GMAW é substituído pelo arame

tubular com alma de fluxo fusível. Logo é um processo semi-automático e muito semelhante ao processo a arco com proteção por gás e eletrodo consumível (GMAW), no que diz respeito a equipamentos e princípios de funcionamento. Por outro lado, o processo também se assemelha à soldagem a arco com eletrodos revestidos (SMAW), do ponto de vista metalúrgico. Assim, a soldagem FCAW é um processo que acumula as principais vantagens da soldagem GMAW, como alto fator de trabalho do soldador, alta taxa de deposição, alto rendimento, resultando em alta produtividade e qualidade da solda produzida, bem como as da soldagem SMAW, como alta versatilidade, possibilidade de ajustes da composição química do cordão de solda e facilidade de operação em campo (ORDÓÑEZ, 2004).

Este processo possui duas variações, pode ser auto-protegido (FCWA-G) ou com proteção gasosa adicional, a qual pode ser um gás inerte, gás ativo ou mistura destes (FCWA-S). A escolha do tipo de arame vai depender das propriedades mecânicas desejadas, da disponibilidade, assim como do tipo da união. Geralmente o processo FCAW-S substitui o eletrodo revestido, e o FCAW-G naquelas aplicações onde selecionaria o processo GMAW (BALLESTEROS, 2009).

Existem duas variáveis características muito importantes neste processo, as altas taxas de deposição atingidas em comparação com as obtidas em outros processos e o nível de qualidade do cordão de solda. (BRACARENSE et al, 2004). Comparado a outros processos de elevada taxa de deposição tais como arco submerso, eletroescória e eletrogás o Arame Tubular apresentam ainda uma grande vantagem, uma vez que não apresenta limitação quanto à posição de soldagem e espessura mínima a ser soldada e, apresentando ainda, juntas soldadas com menores dimensões da zona termicamente afetada. A utilização de Arame Tubular proporciona uma alta qualidade ao metal de solda depositado, excelente aparência ao cordão de solda, boas características de arco, além de diminuir o número de respingos e possibilita a soldagem em todas as posições, tendo ganhado popularidade para soldagem de aços carbono e baixa liga, em chapas de espessura grossa e fina. Muitas vezes vem sendo utilizado em tubulações onde a geometria de junta e

posição de soldagem não permitia a aplicação de outros processos de alto rendimento tal como arco submerso ou eletroescória (FEDELE, 2002).

Os materiais normalmente soldados por este processo são os aços ao carbono; baixa liga; inoxidáveis e ligados, além de diversos tipos de revestimentos protetores, de maneira semiautomática, a mais usual, ou completamente mecanizada.

2.3 - Fragilização por Hidrogênio

2.3.1 - Definição

A ruptura por fragilização pelo hidrogênio (FPH) é uma ruptura do material metálico provocada pela ação combinada do hidrogênio dissolvido no material e de uma tensão de tração. A FPH pode se manifestar também na ausência de tensões externas, através da presença de defeitos internos no material (microtrincas, poros, etc.), que agem como concentradores de tensão. (LOWE e POCIANO, 2000). Em termos mais objetivos, pode-se definir a FPH como sendo um tipo de falha que ocorre nos metais e em suas ligas em resposta à presença de hidrogênio em sua estrutura atômica e à simultânea aplicação de tensões de tração (que também podem ser tensões residuais), podendo ter por conseqüência a ocorrência de uma fratura frágil catastrófica, à medida que as trincas crescem e se propagam rapidamente. A FPH caracteriza-se por uma série de fatores que conduzem a uma fratura frágil com valores de tensão bem inferior a tensão de escoamento do metal:

- Diminuição da ductilidade em tração;
- Tendência a mudar a morfologia da fratura de dúctil para frágil;
- Redução da tenacidade à fratura;

Este tipo de fratura é mais crítica em situações de baixa taxa de deformação, a temperaturas entre -100°C e 200°C , podendo haver uma maior chance de acontecimento do fenômeno em temperaturas próximas à ambiente.

Para isso, é necessário que o hidrogênio já absorvido pelo metal esteja submetido a tensões tratativas locais, seja devido à formação de moléculas, forças externas ou tensões residuais. (SIQUARA, 2006)

Este fenômeno ocorre quando o hidrogênio penetra no material e interage com o mesmo modificando suas propriedades mecânicas e tornando-o mais frágil. Como materiais frágeis não suportam grandes deformações plásticas caracterizadas pela movimentação e interação de discordâncias, fundamentais para que um defeito ou trinca existente no material se acomode ou mesmo se propague em baixa taxa, são considerados perigosos do ponto de vista de aplicação mecânica por poderem sofrer fratura catastrófica após a iniciação ou nucleação de um defeito. Como este tipo de falha pode gerar danos irreparáveis ao homem ou ao meio ambiente, sem falar das perdas materiais, surge a necessidade de se estudar e investigar o fenômeno (GIRELLI, 2006).

De modo geral, o hidrogênio presente na superfície do metal pode provir de diversos processos químicos (eletroquímico) e físicos. Entre eles se destacam:

- Tratamentos químicos ou eletroquímicos de superfície (decapagem, fosfatização, etc.);
- Eletrodeposição de metais;
- Reações de corrosão em meios ácidos;
- Durante a soldagem de Metais;
- Situações onde há a presença de gás sulfídrico (H_2S) e seu contato com regiões de união estrutural, tais como juntas soldadas, etc. (GEMELLI, 2001).

Uma das grandes dificuldades em se entender os mecanismos existentes de fragilização por hidrogênio, está na grande quantidade de terminologias usadas para descrevê-lo. Pequenas diferenças de um mecanismo para outro fazem autores darem nomes completamente diferentes aos fenômenos e uma classificação geral padronizada em nível mundial ainda não está disponível na literatura. As terminologias mais comuns empregadas aos mecanismos relacionados à FPH são:

- Corrosão sob tensão por Sulfetos (CSTS) ou “Sulfide Stress Corrosion Cracking” (SSCC), algumas vezes referenciando apenas “Sulfide Stress Cracking” (SSC);
- Trincamento Induzido por Hidrogênio (TIH) ou “Hydrogen Induced Cracking” (HIC), que é subdividido em Empolamento por Hidrogênio (Hydrogen Blistering), Trincamento em Degraus (Stepwise Cracking) e Trincamento Induzido pelo H e Orientado pela Tensão (Stress Oriented Hydrogen Induced Cracking – SOHIC); há ainda quem mencione esse mecanismo por Trincamento sob Tensão pelo Hidrogênio (“Hydrogen Stress Cracking” – HSC).
- Ataque por Hidrogênio (Hydrogen Attack); (LOWE e POCIANO, 2000).

Para facilitar o entendimento, todos os mecanismos são considerados como FPH.

Pode-se distinguir duas grandes classes de modalidades pelas quais o hidrogênio fragiliza os metais, e que são denominadas irreversível e reversíveis:

- A *fragilização irreversível* inclui os casos em que a presença de hidrogênio conduz à danificação da estrutura do metal comprometendo sua resistência mecânica, mesmo que todo o hidrogênio seja eliminado posteriormente. Deste modo, pode-se dizer que a fragilização é irreversível, podendo ocorrer quando a exposição ao hidrogênio é tanto anterior quanto simultânea à aplicação da tensão.
- A *fragilização reversível* caracteriza-se por exigir a presença simultânea de tensões e de hidrogênio. A eliminação do hidrogênio antes da aplicação de tensão restaura a ductilidade do metal. A fragilização aumenta com a diminuição da velocidade de deformação, isto é, exige-se a ação conjunta de tensão e hidrogênio durante algum tempo para que a fratura ocorra. Por este motivo, muitas vezes o fenômeno é chamado de fratura retardada (GENTIL, 1996).

2.3.2 - Efeito do Hidrogênio na Estrutura dos Metais e o Mecanismo da FPH

O hidrogênio iônico (H⁺) contido no meio ao qual o metal está exposto se reduz e se adsorve sobre a superfície do metal em forma atômica, de acordo com o equilíbrio:



O hidrogênio adsorvido pode se dissolver no metal em forma atômica (H_{ads}) ou se dissolver no eletrólito em forma molecular (H₂). Essa competição depende da solubilidade do hidrogênio no metal e da pressão parcial de hidrogênio gasoso na superfície do metal (GEMELLI, 2001). Por ser um elemento químico de raio atômico muito pequeno, o hidrogênio na sua forma atômica (H_{ads}, em contraste a sua forma molecular, H₂), produzido eletroquimicamente, assim como aquele resultante de outras formas de contaminação, podem entrar na rede cristalina e se difundir intersticialmente pela rede cristalina do metal.

Os átomos de hidrogênio tendem a se concentrar em diversos tipos de imperfeições cristalinas (discordâncias, lacunas, etc.), bem como em imperfeições na microestrutura (contornos de grãos, interfaces de inclusões e de precipitados puros, etc.) e ainda em outras imperfeições que serão criadas pelo próprio hidrogênio absorvido (aprisionadores) (DORIGON, 2003). O acúmulo de hidrogênio nestes "sítios" da rede pode enfraquecer as ligações metálicas e nuclear uma trinca, a qual, sob condições apropriadas, se propagará e levará à fratura dos componentes metálicos contaminados. Os metais, em especial alguns aços, experimentam uma redução significativa na sua ductilidade e no seu limite de resistência à tração quando hidrogênio atômico (H_{ads}) penetra no interior do material. O resultado disto é a falha catastrófica e prematura de componentes no ambiente de serviço com tensões aplicadas inferiores às de projeto, ou seja, a fragilização pelo hidrogênio, que é caracterizada por fratura de modo intergranular (SIQUARA, 2006).

A Figura 2.11 representa a base do princípio do mecanismo de FPH em um material metálico submetido a um meio agressivo rico em hidrogênio. A trinca se propaga por sucessivas rupturas frágeis devidas ao hidrogênio na zona de tensão máxima, na frente da fissura. Três processos reativos determinam a velocidade de acúmulo de hidrogênio nessa zona e, portanto, a velocidade de propagação de fissuras (GEMELLI, 2001):

- Adsorção de hidrogênio (H_{ads}),
- Dissolução de hidrogênio atômico adsorvido no metal (H_m),
- Difusão de hidrogênio dissolvido para a zona de tensão máxima.

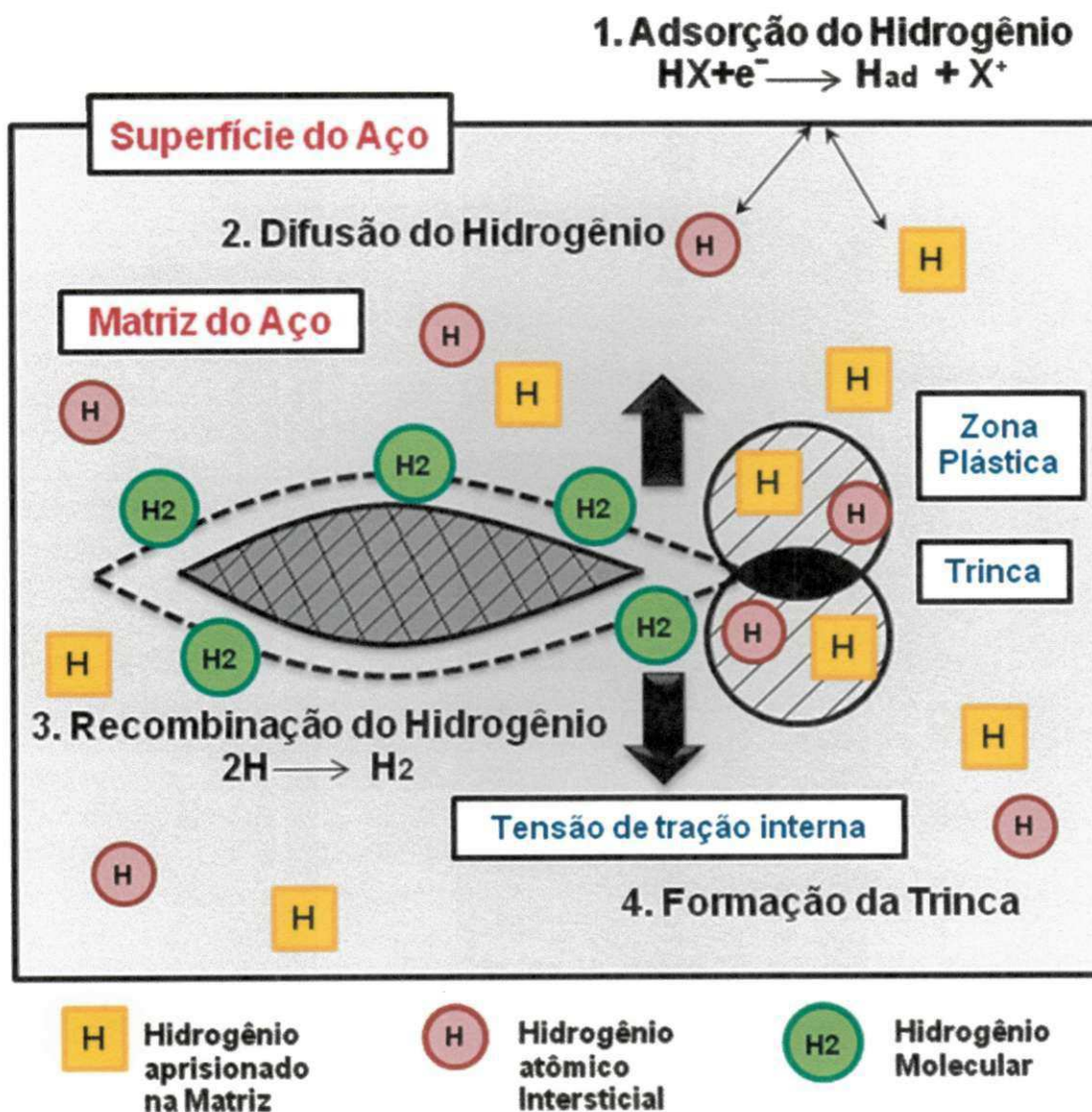


Figura 2.11 - Princípio do Mecanismo de Fragilização por Hidrogênio.

Alguns fatores contribuem para aumentar ou diminuir a facilidade com que o hidrogênio solubiliza-se e difunde-se em materiais metálicos sólidos à temperatura ambiente: Composição química, estrutura cristalina, microestrutura, taxa de deformação, presença de óxidos na superfície dos metais e temperatura. O hidrogênio dissolvido no metal se difunde para a zona de deformação plástica, na frente da ponta da fissura. A velocidade de difusão depende do gradiente de concentração de hidrogênio entre a superfície e a zona plástica. Com pequeno volume atômico o hidrogênio é capaz de se difundir rapidamente na malha cristalina, mesmo a temperaturas relativamente baixas. Na frente da fissura o hidrogênio pode provocar ruptura local do metal, através da influencia do mesmo sobre o mecanismo de mobilidade das discordâncias. A tensão local de um material frágil é inversamente proporcional à distância da ponta da fissura. No caso de um metal dúctil, o valor da tensão é limitado pela deformação plástica, porém, a presença do hidrogênio pode levar a redução e até extinguir a zona de deformação plástica; então a tensão na ponta da fissura pode facilmente exceder a tensão crítica de ruptura (GEMELLI, 2001).

Este hidrogênio dissolvido também pode interagir com as lacunas, acelerar a mobilidade superficial, ou reduzir a energia de ligação entre os átomos metálicos. Em todos os casos a propagação da fissura é intermitente e segue a seguinte ordem:

- Ruptura frágil da região fragilizada com avanço da fissura;
- Formação de uma nova zona de deformação plástica na frente da fissura;
- Difusão do hidrogênio e fragilização localizada na ponta da fissura;
- Nova ruptura da zona fragilizada.

Até o momento não foi proposta uma teoria única e geral capaz de explicar o mecanismo da FPH, por isto, vários mecanismos foram formulados para explicar o fenômeno da fragilização pelo hidrogênio; a maioria desses mecanismos está baseada na interferência que o hidrogênio dissolvido apresenta em relação ao movimento das discordâncias. Também pode interagir com as lacunas, acelerar a mobilidade superficial, ou reduzir a energia de ligação entre os átomos metálicos. (PARVATHAVARTHINI, 2003).

2.3.3 - Danos Causados por Hidrogênio em Juntas Soldadas

Danos causados pelo hidrogênio têm sido associados muitas vezes com a falha prematura de componentes soldados, ajudam a iniciação de trincas que podem levar à fratura frágil destes componentes. Sabe-se que a diferença entre as propriedades do metal de base e da região da solda depende principalmente das características dos materiais envolvidos, do processo de soldagem, do procedimento operacional e da sua execução; desta forma estes fatores influenciam diretamente na maneira que a junta responderá ao ataque causado pelo hidrogênio. (SILVA, 2011).

Em juntas soldadas de aços, os danos causados por hidrogênio podem acontecer tanto durante a execução da soldagem na forma de trincamento à frio (*Cold Cracking*) quanto em operação em ambiente agressivo na forma direta de fragilização por hidrogênio (*FPH*) ou como trincamento induzido por hidrogênio (*HIC*) (SILVA et al, 2004).

Durante a soldagem, o hidrogênio é absorvido pela poça de fusão; o mesmo é oriundo da atmosfera e de outras fontes, tais como revestimento orgânico dos eletrodos, da umidade do fluxo, da umidade do ar, gordura, graxa, óleos, compostos orgânicos, tintas e contaminações da superfície. Assim, é importante manter os eletrodos armazenados em lugares adequados e secos, promovendo a secagem em estufa dos mesmos antes de utilizá-los. Após ser absorvido pela poça de fusão o hidrogênio é transferido, por difusão, para a ZTA e para o MS.

A maior chance da ocorrência do trincamento a frio é quando a temperatura está próxima da temperatura ambiente, já que estas ocorrem algumas horas após o término da soldagem. É possível evitar trincas a frio em uma microestrutura suscetível realizando medidas preventivas que possam reduzir a taxa de resfriamento, como é caso do preaquecimento ou também mantendo a temperatura suficientemente elevada pelo pós-aquecimento até que uma quantidade suficiente de hidrogênio já tenha difundido para fora da solda. (INFOSOLDA, 2010).

Já em operação, as juntas soldadas dos aços estarão submetidas ao fenômeno de FPH ou HIC. Sabe-se que nos processos de soldagem, a composição do metal de solda vai depender das reações químicas que ocorrem na poça fundida e é influenciada diretamente pelas características dos metais de adição (composição do consumível, fluxo ou gases de proteção), pela composição química do metal base, pelas condições operacionais do processo aplicado, etc. Por causa da complexidade que envolve todo o processo de soldagem torna-se difícil de prever o comportamento da junta soldada ao fenômeno da FPH (SILVA et al, 2004).

O trincamento Induzido por hidrogênio ocorrerá em estágios avançados de carregamento do hidrogênio, por tempo de exposição ou por taxa de carregamento, em ambientes muito corrosivos. Inicialmente, tais fissuras podem ocorrer ao longo de inclusões não metálicas no interior da junta. Primeiro ocorre o descolamento da interface da inclusão junto o restante da estrutura do material, em seguida há a expansão de microvazios devido às elevadas pressões geradas pelo H_2 que ali se encontra, formando as trincas; o que leva ao colapso da estrutura soldada (LOWE e POCIANO, 2000).

A fratura frágil por FPH ocorrerá sob ação conjunta de tensão de tração e ação deletéria na presença de hidrogênio. A FPH pode-se iniciar na superfície do aço em zonas localizadas de alta dureza, no metal de solda e na Zona Termicamente Afetada. É um fenômeno comum em juntas soldadas de aços de Alta Resistência e Baixa Liga, principalmente em cordões de solda circunferencias, apresentando com mais frequência trincas transversais ao cordão. Uma maior resistência tende a aumentar a susceptibilidade do material a FPH (CALLISTER, 2006); considerando o fato de que a soldagem leva a alterações na microestrutura e conseqüentemente nas propriedades ao longo da junta, pode-se presumir que isto tem tornará a junta soldada em um dos lugares mais propícios à ocorrência da FPH, contando também como facilitador para tal, a influência das tensões residuais resultantes da própria soldagem nestas regiões. (DEMET, 2010).

2.3.4 - Meio Corrosivo na FPH

Em relação ao meio corrosivo ou solução, diversos são os fatores que influenciam a FPH, dentre eles a composição química, concentração, pressão, temperatura, quantidade de oxigênio dissolvido, pH, etc.

A composição química, como já se sabe, dita as reações que determinam o processo corrosivo. Essas reações muitas vezes são responsáveis pela geração de hidrogênio atômico (ou iônico) que, pelos diversos mecanismos e modelos mencionados, podem promover a FPH no material. Não apenas a natureza, mas também a quantidade (concentração) dos elementos presentes na solução irá influenciar o grau de fragilização. Alguns elementos podem retardar o processo ou acelerá-lo e a cinética depende das diferentes interações possíveis entre eles, o material e ainda os subprodutos gerados (óxidos, etc). Tudo isso, ainda, para dadas condições descritas por outras variáveis (temperaturas, pressão, etc) (LOWE e POCIANO, 2000).

Dentre os principais problemas encontrados na indústria petroquímica destacam-se a presença de contaminantes nas reservas como o gás carbônico (CO₂) e o gás sulfídrico (H₂S). O H₂S, em sua maior parte, é oriundo da diretamente da carga ou gerado durante o processo de refino a partir da decomposição de compostos de enxofre, ácidos orgânicos sulfurados e enxofre elementar (JAMBO & FÓFANO, 2008). O gás sulfídrico se destaca por seus efeitos extremamente nocivos às tubulações, este caráter deletério é devido à suas características ácida e também à sua capacidade hidrogenante. (CARVALHO, 2007).

A presença de gás sulfídrico no meio, por exemplo, o torna bastante propenso a degradar aços pela ocorrência de FPH. Esse gás reage com o ferro, formando películas de sulfeto de ferro (FeS) e liberando hidrogênio atômico que pode penetrar no material.



Quanto maior a concentração desse gás (ou sua pressão parcial, no caso de sistemas puramente gasosos), maior o grau de ataque pelo hidrogênio. A situação piora na presença de elementos como cianeto, arsênio, selênio, fósforo e antimônio, que retardam a passagem de hidrogênio atômico para molecular, aumentando a possibilidade de penetração no material. Havendo presença de ácido cianídrico, este reage com a camada de sulfeto de ferro, danificando-a e regenerando H_2S que torna a atacar o ferro exposto. (GIRELLI, 2006).

Os danos provocados pela presença desta substância no óleo ou gás ácido podem ser manifestados como fragilização por hidrogênio em meio aquoso contendo H_2S como também trincamento induzido pelo hidrogênio. (CARVALHO, 2007).

2.4 - Ensaio de Tração de Baixa Velocidade de Deformação

Os ensaios a baixa velocidade de deformação (Slow Strain Rate Test) permitem uma avaliação rápida da sensibilidade de um material à corrosão sob tensão e à fragilização pelo hidrogênio. O método baseia-se na suposição de que a influência da corrosão sobre o comportamento à ruptura depende mais da velocidade de deformação do que da intensidade de tensão na ponta da trinca. A intensidade de tensão influenciaria diretamente provocando uma deformação (FERNANDES, 2010).

Este tipo de teste é amplamente empregado para avaliar a susceptibilidade à FPH, sendo uma importante ferramenta para investigar possíveis materiais a serem empregados na indústria de óleo e gás, podendo ser realizados um número relativamente satisfatórios de testes dentro de um tempo relativamente curto (BOOT, et al., 2005).

Os ensaios são realizados em uma máquina de tração. Para cada ensaio mantém-se a velocidade de deformação e registra-se a curva $\sigma = f(\epsilon)$ até a ruptura. Em seguida mede-se a estrição (redução de área - R.A.%) ou o *coeficiente de estrição* K_A na seção de ruptura através da expressão 2.6:

$$K_A = \frac{A_0 - A}{A_0} \quad (2.6)$$

Em que A_0 e A representam a área inicial e área estrita após a ruptura do corpo de prova, respectivamente. Para um material frágil praticamente não há variação de seção e $K_A = 0$. Ao contrário, a área na ruptura de um material dúctil é menor que a área inicial, e o coeficiente de estrição varia entre $0 < K_A < 1$. Para avaliar a influência da corrosão, comparam-se os valores de K_A obtidos em um meio agressivo e um meio inerte. A corrosão sob tensão e a fragilização pelo hidrogênio provoca uma diminuição de K_A . A Figura 2.12 mostra a influência da velocidade de deformação sobre o coeficiente de estrição.

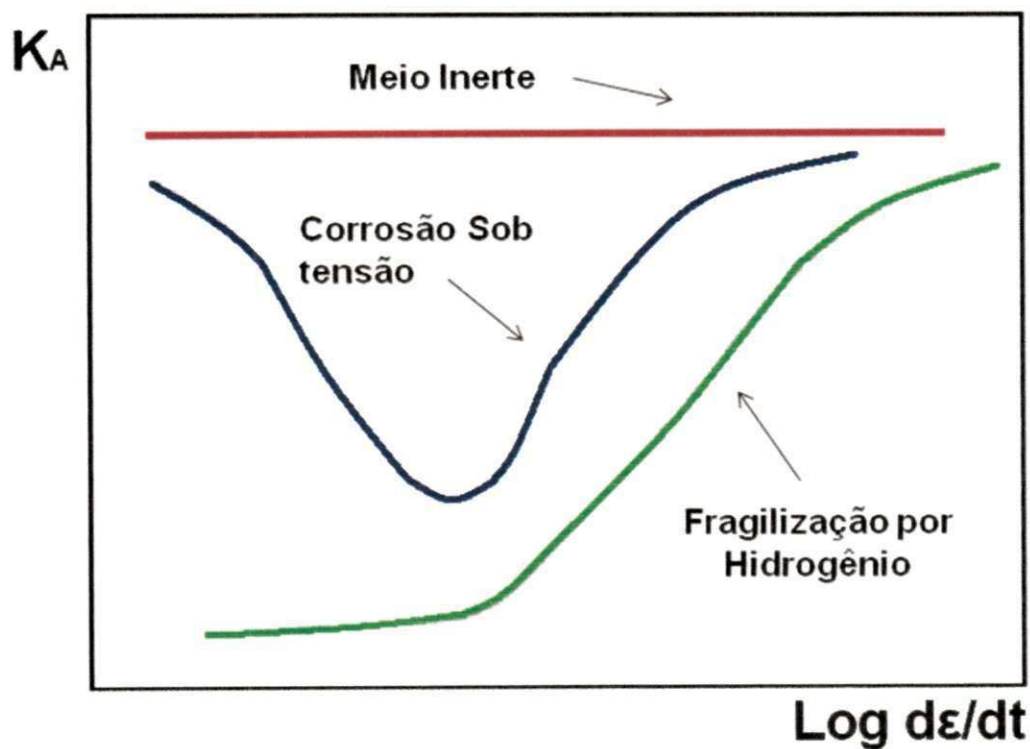


Figura 2.12 - Influência da Velocidade de deformação sobre o coeficiente de estrição [GEMELLI, 2006].

A importância relativa desses dois efeitos depende da velocidade de deformação. Na prática, utiliza-se uma velocidade de deformação de 10^{-6} s^{-1} . Se a velocidade de deformação é muito alta, a corrosão não tem tempo para atuar e o material se comporta como se não houvesse meio agressivo. Por outro lado, se a velocidade de deformação é muito baixa, a corrosão na ponta da trinca torna-se suficientemente intensa a ponto de aumentar o raio da ponta da trinca. A intensidade de tensão diminui e a propagação da trinca pode ficar comprometida. A figura 2.13 mostra a influência do meio corrosivo sobre a deformação de um aço laminado. Observa-se que o meio agressivo diminui o módulo de tenacidade (área da zona plástica) e o alongamento do material. (GEMELLI, 2001).

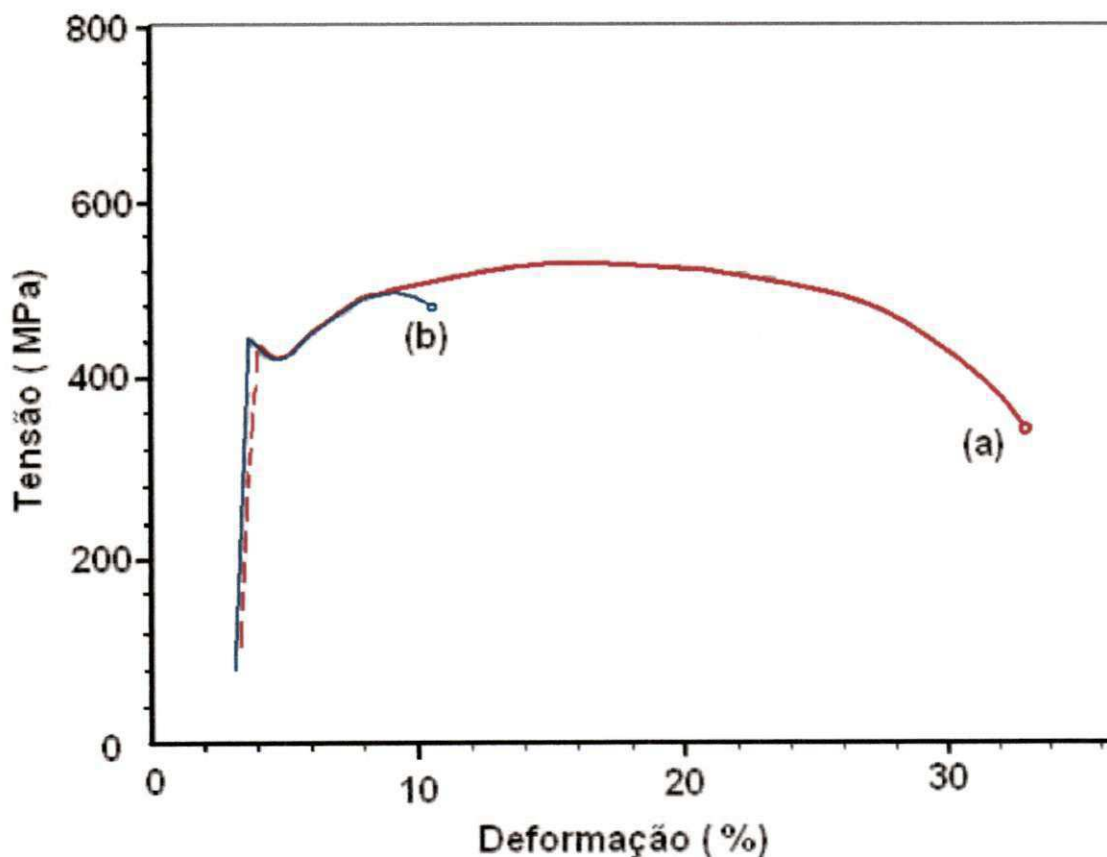


Figura 2.13 - Influência do meio corrosivo sobre deformação de um aço laminado: (a) medida no ar e (b) medida sobre meio agressivo rico em hidrogênio [GEMELLI, 2006].

Como visto anteriormente, a averiguação da existência de condições propícias para a FPH é particularmente difícil. O fenômeno de fragilização pelo hidrogênio, em geral, só é verificado em ensaios de tração quando estes são executados com taxas de deformação extremamente reduzidas ou em ensaios quase estáticos de longa duração. De particular valor para a avaliação do tipo de fratura e verificação da fragilização provocada pelo hidrogênio é a observação da superfície de fratura no microscópio eletrônico de varredura, onde a característica dúctil ou frágil pode ser reconhecida e, em alguns casos, associada à existência do hidrogênio (GENTIL, 1996).

3 - METODOLOGIA

3.1- Materiais

3.1.1 - Metal de Base

O material utilizado no presente trabalho foi uma chapa de aço de alta resistência e baixa liga API 5L-X80, produzido e cedido pela USIMINAS, cuja composição química encontra-se na tabela 3.1.

Tabela 3.1 - Composição do aço API5L-X80 cedido pela USIMINAS.

Elemento	C	Si	Mn	P	S	Cr
(%)	0,084	0,23	1,61	0,011	0,011	0,135
Elemento	Ni	Mo	V	Al	Cu	Fe
(%)	0,011	0,17	0,015	0,035	0,029	97,66

Fonte: USIMINAS.

Na Tabela 3.2 apresentam-se as propriedades mecânicas do aço API 5L-X80.

Tabela 3.2 - Propriedades Mecânicas do aço API5L-X80 cedido pela USIMINAS.

Propriedades Mecânicas		
Limite de Escoamento – $L_{E(0,5)}$ (MPa)	Limite de Resistência – L_R (MPa)	
561	683	
Alongamento – ϵ (%)	Dureza (HV-10)	Tenacidade -20°C(J)
34	206	143

Fonte: USIMINAS.

Pode-se observar o baixo teor de carbono, característica principal destes aços, assim como a conformidade com os requisitos da norma API 5L (2004) em termos de composição química e propriedades mecânicas.

O mesmo foi disponibilizado em forma de chapa com medidas de 1000 mm X 1000 mm X 18 mm, as quais foram cortadas e chanfradas conforme Figura 3.1.

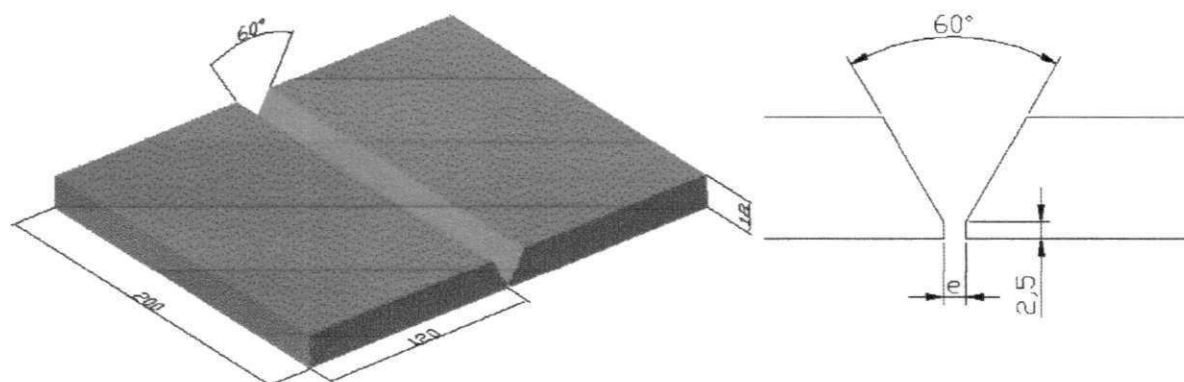


Figura. 3.1 – Configuração da junta do aço API 5L-X80.

A configuração do chanfro é aquela utilizada na soldagem transversal de dutos para transporte de petróleo.

3.1.2 - Consumíveis de Soldagem

Os consumíveis de soldagem utilizados neste trabalho foram cedidos pela ESAB. A escolha dos mesmos teve como referência a norma API1104 e a literatura vigente. Fatores como a semelhança da composição química com o material de base e propriedades mecânicas oferecidas pelo fabricante, também foram considerados. O diâmetro dos consumíveis foi escolhido o mais similar possível, para se obter número de passes iguais e similares. As especificações

dos consumíveis utilizados encontram-se na tabela 3.3; e na tabela 3.4 as suas composições químicas fornecidas pelo fabricante.

Tabela 3.3 - Especificações dos consumíveis utilizados.

Processo de Soldagem	Classificação AWS – (Eletrodos)			
	SMAW	Celulósicos	E6010 (Ø- 3,25mm)	E8010 (Ø- 4,00mm)
Básicos		E8018-G (Ø- 4,00mm)	E9018-G (Ø- 4,00mm)	-----
GTAW	ER70S-3 (Ø- 2,00mm)			
FCAW	E91T8-K8 (Ø- 1,60mm)			
	E91T1-G (Ø- 1,20mm)			

Tabela 3.4 - Composição química dos consumíveis utilizados.

Eletrodo	Elemento (% em peso)									
	C	Mn	Si	P	S	Ni	Mo	Al	Cr	V
E6010	0,09	0,35	0,15	0,01	0,01	-	-	-	-	-
E8010	0,07	0,60	0,13	-	-	0,70	0,30	-	-	-
E9010	0,10	0,90	0,20	0,02	0,01	0,80	0,50	-	0,015	0,008
E8018-G	0,06	1,10	0,40	-	-	1,65	-	-	-	-
E9018-G	0,05	1,10	0,50	-	-	1,60	0,20	-	-	-
ER70S-3	0,10	1,10	0,60	-	-	-	-	-	-	-
E91T8-K8	0,06	1,92	0,17	-	-	0,83	-	0,90	-	-
E91T1-G	0,06	1,20	0,40	-	-	0,85	0,15	-	-	-

Fonte: ESAB

3.2 - Métodos

3.2.1 - Soldagem das Chapas

Segundo a norma API 1104, todos os passes necessários para a realização da soldagem de dutos e tubulações (passe de raiz, quente, enchimento e acabamento) podem ser executados por um único processo ou por uma combinação de processos, podendo o método de aplicação ser manual, semi-automático ou automático.

Para o caso da soldagem das chapas do aço API5L-X80 foi utilizado a combinação de três processos de soldagem diferentes: ao Arco Elétrico com Eletrodo revestido (SMAW), com Arame Tubular (FCAW-G) e com Eletrodo de Tungstênio (GTAW), para os quais foram realizadas cinco diferentes juntas soldadas. A combinação de eletrodos das cinco condições de soldagem das chapas encontra-se na tabela 3.5.

Tabela 3.5 – Combinações de eletrodos utilizados.

Amostras	Passe de Raiz	Passe Quente	Passe Enchimento	Passe Acabamento
A1.1	E6010	E8010	E8018-G	E8018-G
A1.2	E6010	E8010	E8018-G	E8018-G
A2.0	E6010	E9010	E9018-G	E9018-G
A3.0	E6010	E8010	E91T8-K8	E91T8-K8
A4.0	ER70S-3	E8010	E91T1-G	E91T1-G

Para as quatro primeiras condições de soldagem foi escolhido o processo SMAW utilizando-se eletrodo AWS E-6010 para o passe de raiz. A escolha do eletrodo celulósico para o passe de raiz é natural devido à sua maior penetração e o limite de escoamento inferior à 60Ksi, permitindo que o cordão se deforme com uma maior facilidade, absorvendo boa parte das

tensões residuais resultantes neste passe da junta soldada. Já para a última condição de soldagem optou-se pela mudança do processo de soldagem para GTAW com a consequência substituição do consumível, pelo arame AWS E70S-3 com o objetivo de avaliar a influência da eficiência da proteção do gás inerte e da maior homogeneidade do cordão na susceptibilidade à FPH.

Na execução dos passes quentes, utilizou-se novamente o processo SMAW com os eletrodos AWSE8010 e AWS E9010 com limites de resistência mais elevados e compatíveis com os do metal de base que atendem aos requisitos mecânicos do aço em estudo (PINTO, 2006); já que a partir deste passe o volume de metal depositado é significativamente maior necessitando, portanto de um metal de solda com estas características. A utilização de eletrodos com diferentes valores de limite de resistência teve como objetivo avaliar a influência desta variável na susceptibilidade à FPH.

Para os passes de enchimento e acabamento utilizou-se tanto o processo SMAW como o processo FCAW, com a finalidade de avaliar a eficiência deste último processo com relação também a susceptibilidade à FPH. Com relação aos consumíveis optou-se pelos eletrodos básicos AWS E9018-G e AWS 8018-G (processo SMAW), por estes proporcionarem um metal depositado com maior resistência associado a baixa presença de hidrogênio necessária na soldagem de aços para tubulações. A utilização de eletrodos com diferentes limites de resistência teve o mesmo objetivo utilizado para os eletrodos celulósicos. Com relação a escolha dos consumíveis utilizados no processo FCAW forma utilizados o arame AWS E91T8-K8 do tipo auto-protegido, e o arame AWS E91T1-G com proteção gasosa (75%Ar-25%CO₂), que teve como finalidade comparar estas duas variáveis do processo FCAW, avaliando o grau de influência da proteção da poça de fusão com relação à susceptibilidade à FPH da junta soldada, já que em princípio o processo com a proteção gasosa externa proporciona um menor risco de fragilização, enquanto o processo auto-protegido dispensa a utilização do gás, tornando-se mais atrativo para a soldagem das tubulações em campo. A utilização de uma técnica de soldagem para tubulações de aço API5L-X80 que empregasse múltiplos processos de soldagem foi aplicada na prática pela primeira vez na construção do gasoduto

alemão Werne-Schlüchtern (1992-1993), tendo aproximadamente 250 km de extensão (FEDELE, 2002).

É importante mencionar que as condições A1.1 e A1.2 possuem a mesma combinação de eletrodos, porém a diferença entre elas está no fato de que no primeiro caso o eletrodo de baixo hidrogênio foi retirado diretamente da embalagem, enquanto no segundo caso estes eletrodos passaram pelo processo de secagem e conservação em estufa. Isto foi feito com o objetivo de avaliar a influência do manuseio e da conservação dos eletrodos nos resultados das juntas. No caso dos eletrodos que passaram pelo processo de ressecagem o tempo de exposição à umidade fora da embalagem foi de aproximadamente 24hs

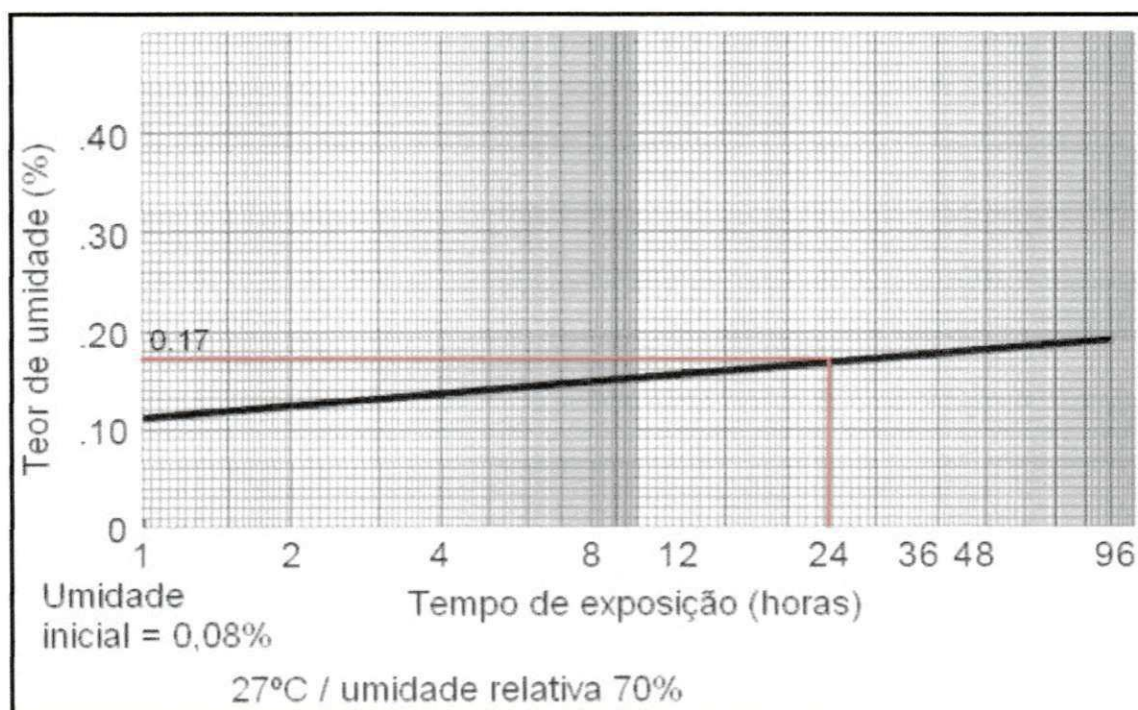
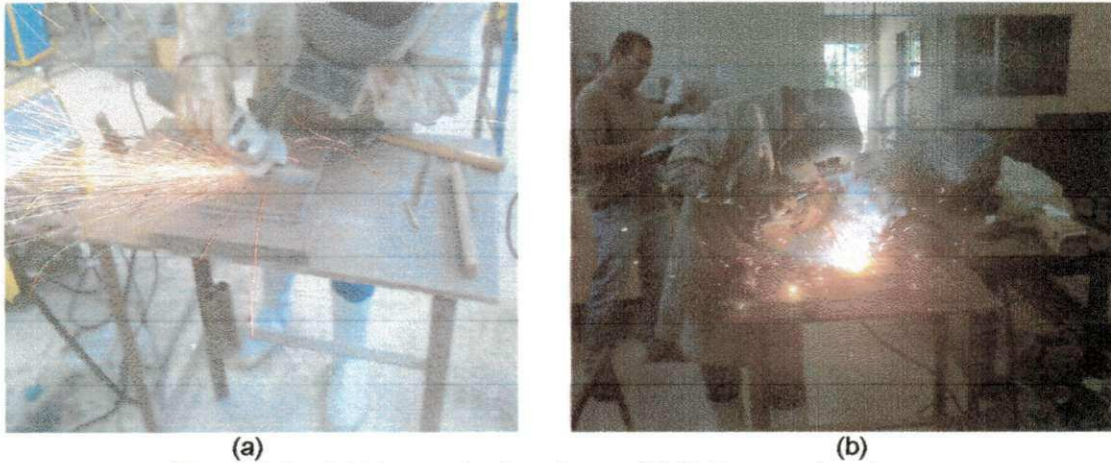


Figura. 3.2 – Estimativa do teor de umidade absorvida pelos eletrodos de baixo hidrogênio. [ESAB].

Antes das soldagens as juntas foram preparadas e os resíduos superficiais foram eliminados por meio de lixamento mecânico, conforme Figura 3.3.

Antes do início do processo de soldagem as chapas foram pré-aquecidas a 100°C, com uma chama de gás oxiacetilêno para remover a umidade. Um pirômetro a laser foi utilizado com a finalidade de controlar a temperatura de preaquecimento. A temperatura de interpasso foi de 175°C e as soldas foram executadas com as chapas sem restrição.



(a) (b)
Figura 3.3 – (a) Lixamento das chapas (b) Soldagem das chapas.

A figura 3.4 mostra de uma forma esquemática o aspecto final e a seqüência de passes de soldagem que foram executados (oito passes). As condições A3.0 e A4.0 possuem um passe de acabamento a menos.

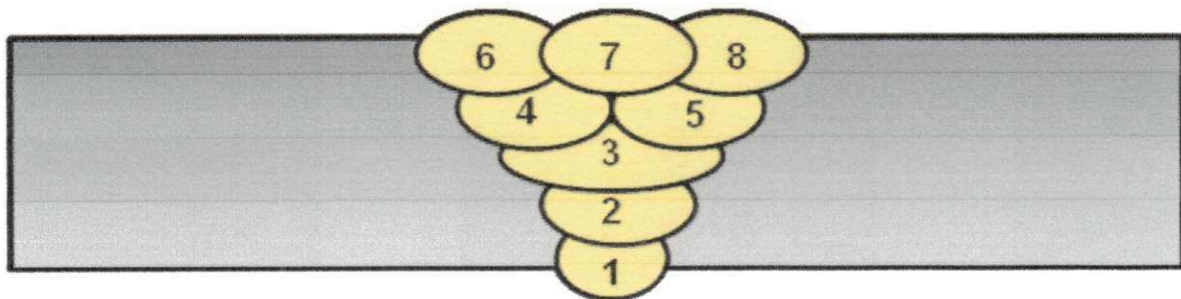


Figura 3.4 - Aspecto final e seqüência de passes de soldagem.

3.2.2 - Equipamentos

A fonte de energia utilizada na soldagem pelos processos SMAW e FCAW é denominada comercialmente como Aristopower 460 fabricada pela ESAB. É uma fonte de corrente constante (CC:10-500A) e tensão constante (CV:80V), trifásica com uma potencia aparente de 29KVA. Para as soldagens realizadas com o processo GMAW foi utilizada uma fonte comercialmente denominada HELIARC-255 AC/DC também fabricada pela ESAB. É uma fonte de corrente constante nominal de 250A com uma tensão em vazio de 80V /AC e de 72V/DC, trifásica com uma potencia aparente de 27KVA.(Figura 3.5)

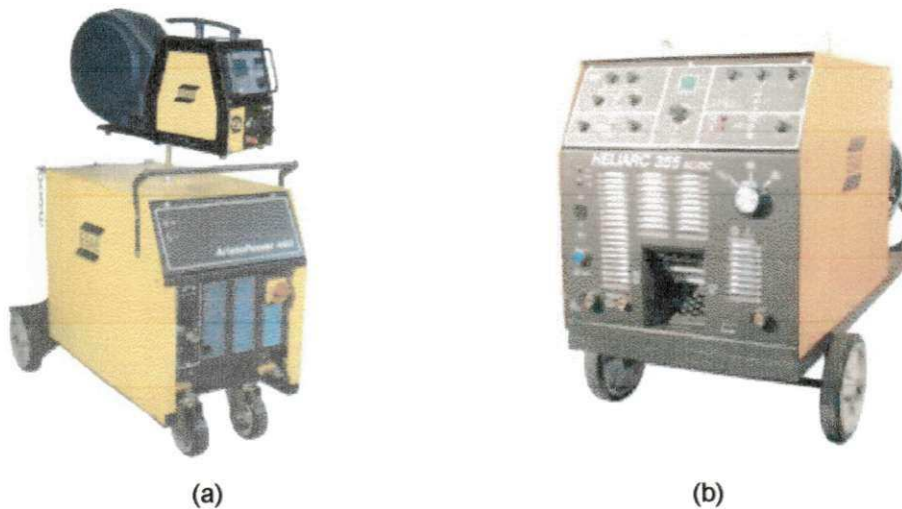


Figura 3.5 – Fontes utilizadas na soldagem: (a) Aristopower 460 (b) HELEARC-255AC/DC.

3.2.3 - Parâmetros de Soldagem

Todos os parâmetros de soldagem (Tensão, Corrente, Velocidade de Soldagem, etc.) foram mensurados e calculados direta e indiretamente. Os parâmetros de soldagem empregados em cada combinação de soldagem estão nas Tabelas 3.6 a 3.10. Todo o processo de soldagem das chapas foi realizado no laboratório de Soldagem (LAbSOL) da UAEM/CCT/UFCG.

Após o processo de união por soldagem, as chapas foram cortadas com serra mecânica, para evitar alterações ao longo das regiões de soldagem; depois de cortadas foram separadas e preparadas para metalografia e confecção dos corpos de prova para ensaio de tração.

Tabela 3.6 – Parâmetros de Soldagem da condição A1.1.

Passes	I (A)	V (V)	H (KJ/cm)	v (mm/s)
1 Raiz	49,5	33,45	9,75	1,28
2 Quente	82,6	34,95	12,82	1,68
3 Enchimento	110,7	24,01	18,60	1,06
4 Enchimento	132,9	21,26	12,52	1,68
5 Enchimento	125,4	22,85	12,08	1,77
6 Acabamento	137,0	20,01	10,87	1,88
7 Acabamento	135,7	19,65	11,02	1,80
8 Acabamento	134,4	20,28	8,02	2,53

*Para SMAW ($\eta=0,75$) - [Recomendado pelo fabricante].

Tabela 3.7 – Parâmetros de Soldagem da condição A1.2.

Passes	I (A)	V (V)	H (KJ/cm)	v (mm/s)
1 Raiz	53,2	32,61	8,85	1,47
2 Quente	75,3	33,57	11,55	1,64
3 Enchimento	120,7	20,17	14,1	1,29
4 Enchimento	120,7	19,71	8,10	2,20
5 Enchimento	120,9	19,95	9,82	1,84
6 Acabamento	120,9	19,64	9,07	1,96
7 Acabamento	120,6	20,36	8,50	2,16
8 Acabamento	120,7	19,82	7,05	2,53

*Para SMAW ($\eta=0,75$) - [Recomendado pelo fabricante].

Tabela 3.8 – Parâmetros de Soldagem da condição A2.0.

Passes	I (A)	V (V)	H (KJ/cm)	v (mm/s)	
1	Raiz	58,4	31,27	12,5	1,46
2	Quente	95,4	35,54	18,9	1,79
3	Enchimento	115,4	22,25	22,0	1,16
4	Enchimento	120,7	21,63	12,0	2,17
5	Enchimento	120,3	21,96	10,6	2,50
6	Acabamento	120,4	19,50	11,5	2,04
7	Acabamento	120,6	21,70	11,0	2,38
8	Acabamento	120,4	20,98	8,1	3,12

*Para SMAW ($\eta=0,75$) - [Recomendado pelo fabricante].

Tabela 3.9 – Parâmetros de Soldagem da condição A3.0.

Passes	I (A)	V (V)	H (KJ/cm)	v (mm/s)	
1	Raiz	58,2	33,98	12,67	1,17
2	Quente	76,8	35,53	9,12	2,24
3	Enchimento	224,4	17,72	17,65	1,69
4	Enchimento	248,7	17,83	11,16	2,98
5	Enchimento	228,3	17,67	12,25	2,47
6	Acabamento	239,2	17,73	11,56	2,75
7	Acabamento	242,9	17,90	18,11	1,80

*Para SMAW ($\eta=0,75$) e FCAW ($\eta=0,75$) - [Recomendado pelo fabricante].

Tabela 3.10 – Parâmetros de Soldagem da condição A4.0.

Passes	I (A)	V (V)	H (KJ/cm)	v (mm/s)	
1	Raiz	141,6	11,10	7,87	0,70
2	Quente	85,0	31,51	10,97	1,83
3	Enchimento	228,8	21,91	13,92	2,70
4	Enchimento	232,7	21,91	10,32	3,70
5	Enchimento	234,5	21,85	6,15	6,25
6	Acabamento	230,1	21,82	9,40	4,01
7	Acabamento	230,5	21,85	9,44	4,00

*Para SMAW ($\eta=0,75$); GMAW ($\eta=0,35$) e FCAW ($\eta=0,75$) - [Recomendado pelo fabricante].

3.2.4 - Metalografia

Todas as amostras das juntas soldadas foram preparadas para metalografia, sendo cortadas e lixadas mecanicamente (granulometria de 100 a 1200), posteriormente polidas e atacadas quimicamente com solução de 1% a 2% de ácido nítrico em álcool (Nital). Esta preparação foi realizada no laboratório de metalografia da UAEM/CCT/UFCG.

3.2.4.1 - Macrografia

A macrografia das amostras foi realizada para visualizar o perfil da seção transversal da junta soldada. Com este procedimento também foi possível observar e analisar a ocorrência de porosidades, da falta de penetração e de fusão, entre outros possíveis defeitos de soldagem. Esta análise foi realizada através de observação direta e com auxílio de câmera digital. A Figura 3.6 mostra um perfil da junta soldada.

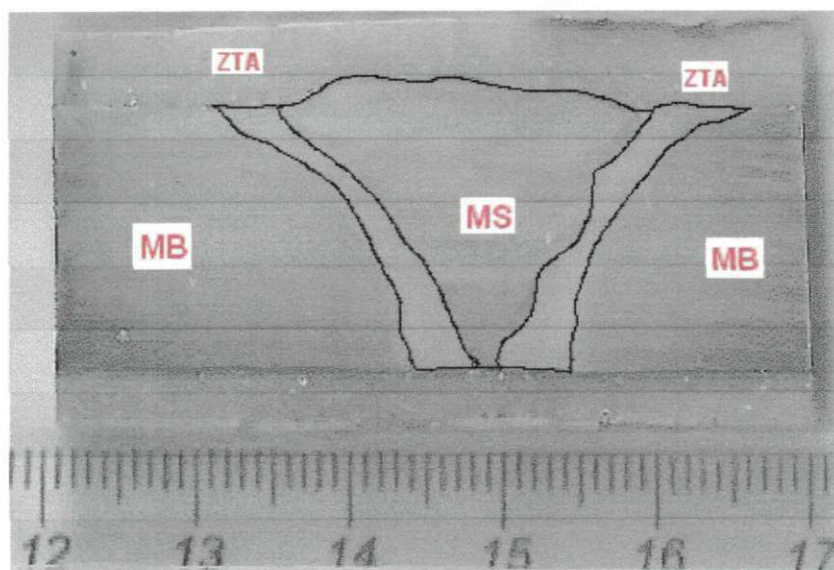


Figura 3.6 – Perfil da junta soldada.

3.2.4.2 - Micrografia

Para a realização da micrografia das amostras foi utilizado um microscópio ótico OLYMPUS BX 51M, interligado a um computador contendo o programa MSQ® analisador de imagens microestruturais (Figura 3.7). Um microscópio eletrônico de varredura SHIMADSU modelo SSX-550 interligado a um computador analisador de imagens foi utilizado para analisar as micrográficas com aumentos superiores a 1000X. Para observação no microscópio ótico o ataque químico utilizado foi Nital 1% e Nital 2% para o microscópio eletrônico de varredura. A caracterização metalográfica feita neste trabalho teve como objetivo principal avaliar qualitativamente a microestrutura da região central da junta soldada.



Figura 3.7 - Microscópio OLYMPUS BX51M.

3.2.4.2.1 - Identificação e Quantificação de Microconstituintes no MS

A identificação e quantificação dos microconstituintes nos metais de solda foram realizadas segundo a norma ASTM E 562 (2002). Nesta análise também foi utilizada a terminologia de padronização proposta pelo IIW - Instituto Internacional de Soldagem. Este método estabelece um procedimento sistêmico de contagem manual de pontos para estimativa estatística da fração volumétrica de uma fase ou constituinte identificável de seções, através da microestrutura por meio de uma grade de pontos.

Para determinação das frações volumétricas dos microconstituintes da região central do metal de solda foram utilizadas seis malhas de 10x10 (cada malha com 100 quadros). Esta malha de pontos foi sobreposta à imagem produzida pelo microscópio em um aumento fixo de 500X, conforme Figura 3.8. O número de pontos do ensaio que incluïrem a fase ou constituinte de interesse são contados e divididos pelo número total de pontos da grade produzindo uma fração de pontos.

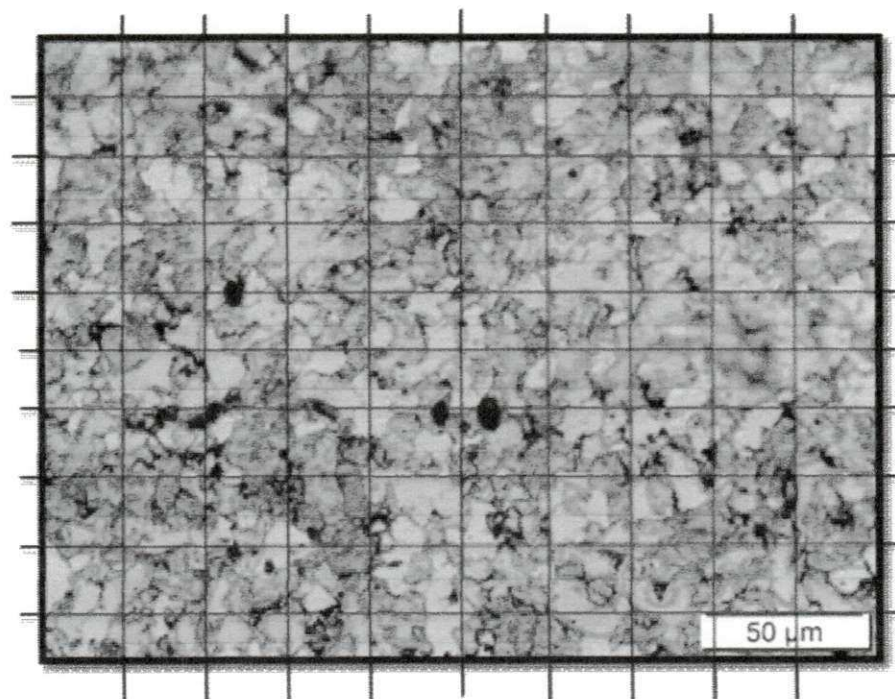


Figura 3.8 – Procedimento de medição dos microconstituintes do MS.

3.2.5 - Composição Química da Junta Soldada

A estimativa da composição química da região central de junta soldada (Passe Quente e Passe de Enchimento) foi obtida através de Espectroscopia de Dispersão de Raio-X (EDX). O instrumento de microanálise semi-quantitativa é da marca SHIMADZU, modelo EDX-70 RAY-NY.

Foi realizada uma única medição na região central das juntas (Passe Quente e Passe de Enchimento), a localização do mesmo encontra-se na Figura 3.9.

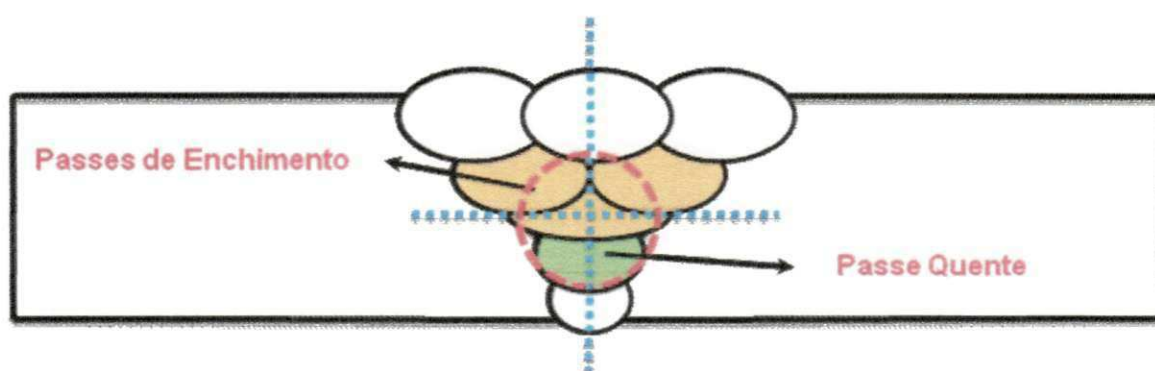


Figura 3.9 – Distribuição e Localização dos pontos de medição da composição química.

3.2.6 - Perfil de Dureza

Testes de dureza foram realizados nas juntas soldadas de acordo com a norma N-133 Petrobrás. A figura 3.10 apresenta a região e o espaçamento dos pontos medidos. A norma recomenda que o método de medição de dureza na qualificação do procedimento de soldagem deva ser Vickers e que a carga a ser utilizada nesse método seja de 5 Kgf. Optou-se por acrescentar algumas linhas (L2, L3 e L4) para análise de dureza na região central da junta soldada, conforme proposto por Rocha (2010). Para o tipo de análise proposta neste trabalho isto se fez necessário, pois quando os corpos de prova são usinados para a realização dos testes de fragilização por hidrogênio, as regiões dos

passos de raiz e acabamento são removidas, permanecendo apenas a região de passe quente e enchimento. Desta forma se faz necessário analisar a região central da junta soldada para que esses resultados possam ser avaliados posteriormente com os resultados dos testes de fragilização por hidrogênio. Para a medição dos pontos de dureza foi utilizado um durômetro marca GNEHN-HURGEN modelo OM-150.

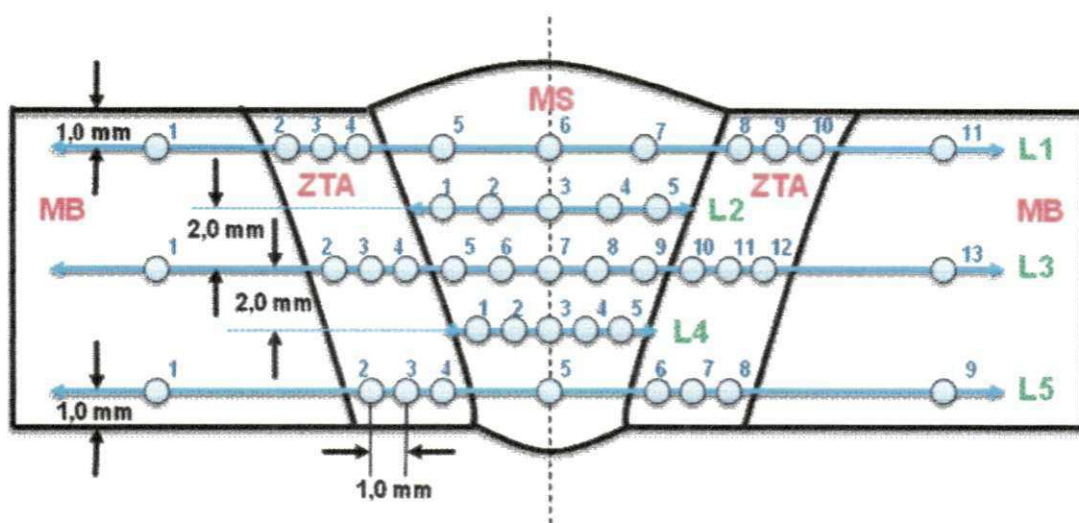


Figura 3.10 – Representação dos pontos de dureza medidos na junta soldada.

3.2.7 - Ensaio BTB

Para a realização dos ensaios de susceptibilidade à fragilização por hidrogênio, foi utilizado o método de ensaio de tração sob baixa taxa de deformação (BTB) de acordo com a norma ASTM G129-00 - 2006. Os ensaios foram executados no Laboratório Multidisciplinar de Materiais e Estruturas Ativas (LaMMEA-UFCG) da UAEM/CCT/UFCG, utilizando-se uma máquina de tração Instron modelo 5582. O ensaio foi desenvolvido a uma taxa de deformação de $2,5 \times 10^{-5} \text{s}^{-1}$, tanto ao ar como em solução fragilizante, ambos em temperatura ambiente. Foram feitos três ensaios para cada condição de soldagem. Os corpos de prova para o ensaio de tração BTB, foram retirados

das chapas de maneira que o cordão de solda passasse centralizado ao mesmo, ver figura 3.11.

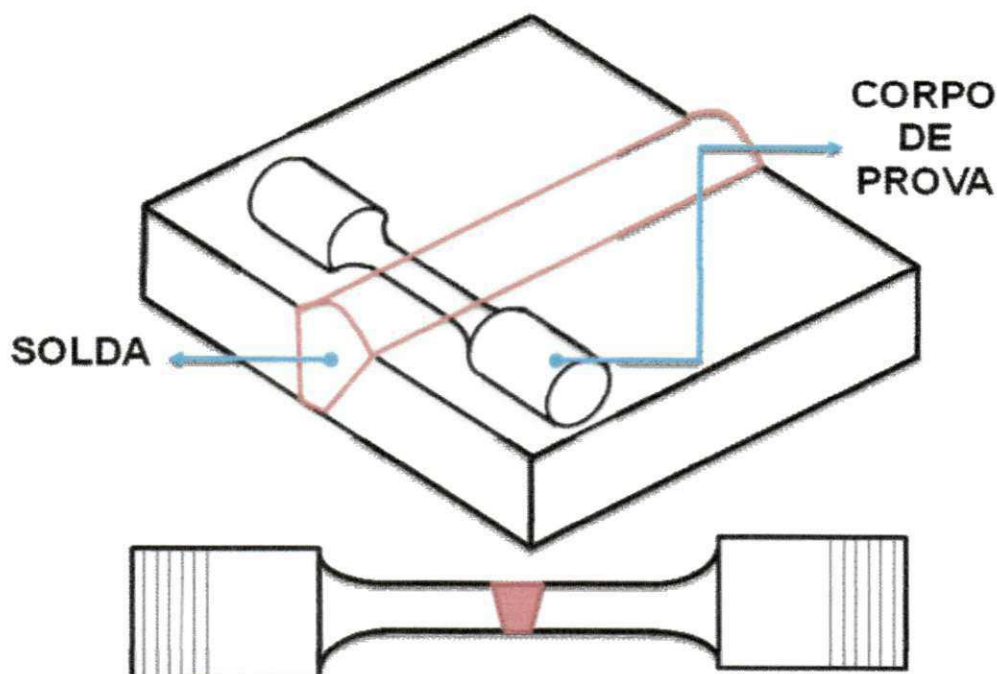


Figura 3.11 - Região de retirada dos corpos de prova para ensaio de tração.

Os corpos de prova cilíndricos foram usinados conforme as dimensões apresentadas pela norma ASTM E8M - 2009. Para que fosse possível colocar os corpos de prova dentro da célula de fragilização e garantir a estanquidade da mesma, foram realizadas adaptações às medidas originais do desenho, conforme permitido pela norma, ver figura 3.12.

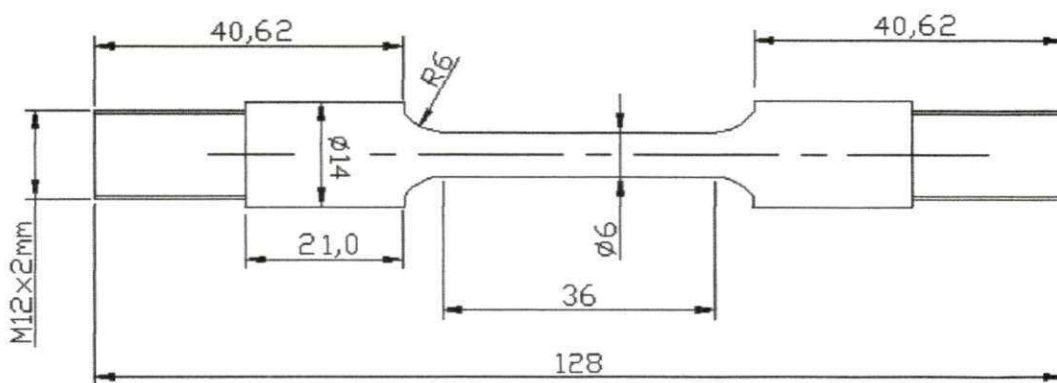


Figura 3.12 - Dimensões dos corpos de prova para ensaio de tração [ASTM E8M - 2009].

Antes dos ensaios, os corpos de prova foram lixados (n°100 a 600), lavados com acetona P.A. e álcool etílico, e por fim secados em fluxo de ar quente antes do início do teste.

Para que fosse possível a realização deste teste, fez-se necessário projetar e confeccionar uma célula de fragilização adaptada às condições da máquina de tração disponível e que a mesma permitisse a observação do fenômeno. A célula de fragilização utilizada nos ensaios foi projetada e confeccionada segundo a norma NACE TM0177 – 2005 atendendo a todas as exigências da mesma (Figura 3.13).

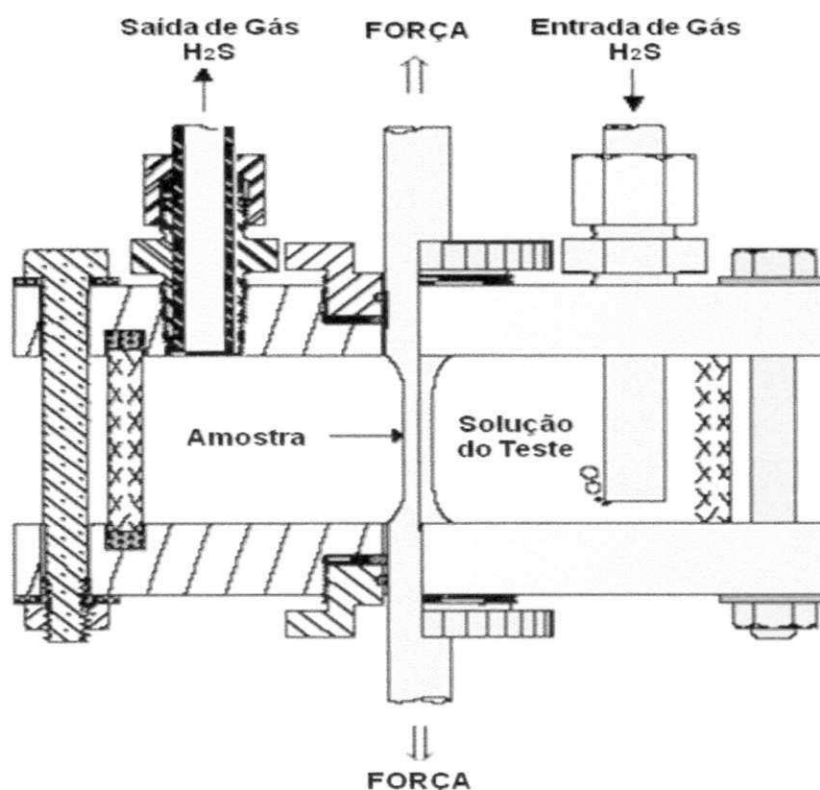


Figura 3.13 – Esquema proposto pela norma para confecção da célula de fragilização. [NACE TM0177 – 2005]

A célula de fragilização para realização dos ensaios de Baixa Taxa de Deformação é apresentada na figura 3.14, onde são mostrados os detalhes de montagem da mesma na máquina de tração.

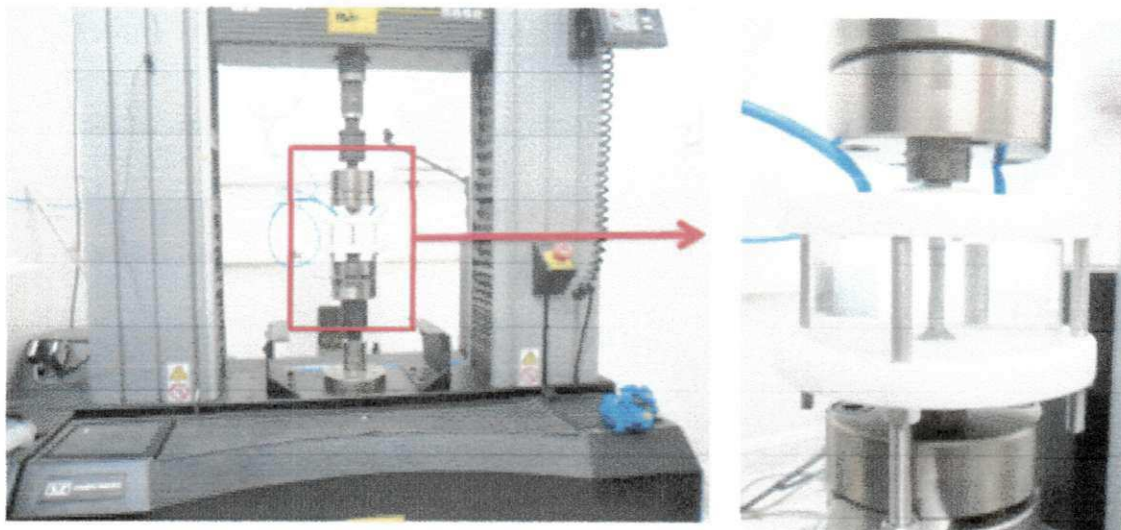


Figura 3.14 – Arranjo da célula de fragilização na máquina de tração.

A solução utilizada para simular o ambiente fragilizante foi a mesma sugerida por TSUJIKAWA et al (1993), que consiste na mesma composição da solução-A recomendada pela norma NACE TM077- 2005 onde se substitui o borbulhamento de H_2S por adição de tiosulfato de sódio, com o objetivo de simular baixos teores de H_2S . TSUJIKAWA et al propôs esta alteração como alternativa às soluções que são sugeridas pela NACE que são consideradas severas e altamente agressivas. Além disso, sabe-se que o gás sulfídrico é bastante tóxico e nocivo ao homem e os custos com equipamentos de segurança para a realização destes ensaios são bastante elevados

Para o caso dos testes em aços de alta resistência mecânica e baixa liga (ARBL), esta solução é empregada em ensaios à temperatura ambiente, tendo um pH em torno de 2,8 (onde o H_2S é estável numa ampla faixa de potenciais). A mesma é constituída por 5% de cloreto de sódio (NaCl); 0,5% de ácido acético (CH_3COOH) e uma adição de 10^{-3} mol/l de tiosulfato de sódio ($Na_2S_2O_3$). Quando o corpo de prova é imerso nesta solução, H_2S é gerado sobre sua superfície e segundo Tsujikawa et al esta solução pode gerar H_2S numa faixa significativa por 24 horas.

3.2.8 - Caracterização Fractográfica

A preparação das amostras fractográficas foram realizados no Laboratório de Engenharia Eletroquímica (LEEq) da UAEQ/CCT/UFCG. As superfícies de fraturas dos corpos-de-prova, foram analisadas com o auxílio de Microscopia Óptica (MO) e Microscópio Eletrônico de Varredura (MEV). As fraturas dos corpos de prova foram analisadas para caracterizar os aspectos topográficos, a origem das trincas e os efeitos do fenômeno de fragilização.

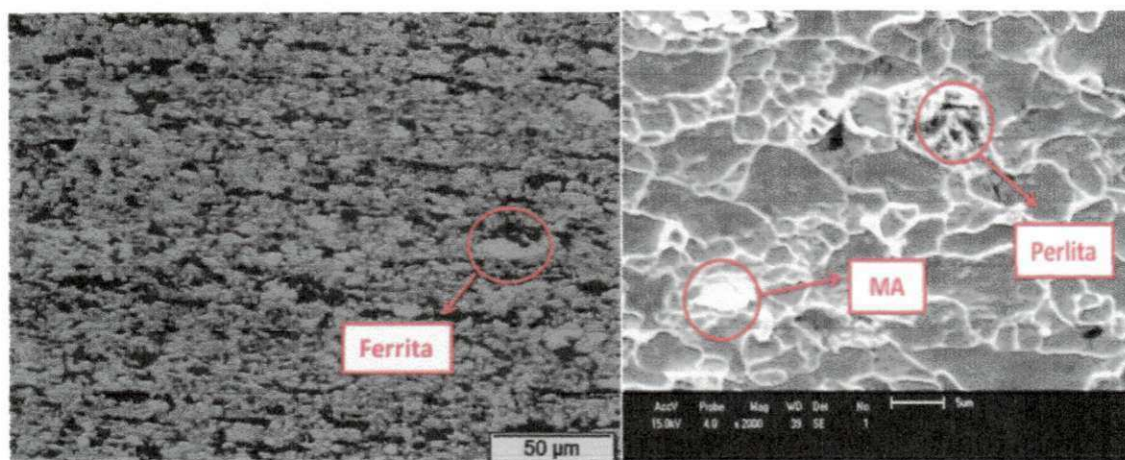
Para o exame das superfícies de fratura dos corpos-de-prova, em MEV, foram feitas alguns procedimentos preliminares para a sua utilização. No intuito de retirar camadas de sulfeto ou de óxido que porventura, se formaram durante o ensaio, realizou-se as seguintes etapas:

- Limpeza das superfícies de fratura com escova de cerdas de nylon, água e detergente;
- Ataque da superfície com Nital a 1%, por tempos variando de 60 a 120 segundos;
- Nova Limpeza das superfícies através de escovamento com água e detergente, posteriormente imersas em acetona P.A e submetidas à ultrassom durante 10 minutos.
- Por fim, as superfícies de fratura foram limpas com álcool isopropílico, recobertas com uma fina camada de ouro (melhora contraste- MEV).

4 – RESULTADOS E DISCUSSÃO

4.1 - Metal de Base

A figura 4.1 apresenta a microestrutura do metal de base no microscópio óptico e no microscópio eletrônico de varredura. Como pode ser observado, a microestrutura apresenta-se refinada contendo ferrita e agregados eutetóides tais como a perlita, bem como a presença de constituinte M-A. Estas são características típicas do aço API 5LX-80 nacional.



4.1 – Microestruturas do metal de base (Aço API 5L-X80).

4.2 - Análise e Quantificação Microestrutural do Metal de Solda

Foi realizada a caracterização microestrutural do metal de solda considerando-se as regiões referentes aos passes de raiz e enchimento (região central do metal de solda), uma vez que na confecção dos corpos de prova para os ensaios BTDR os passes de Raiz e Acabamento são praticamente removidos. As imagens das microestruturas encontram-se na figura 4.2 e na figura 4.3

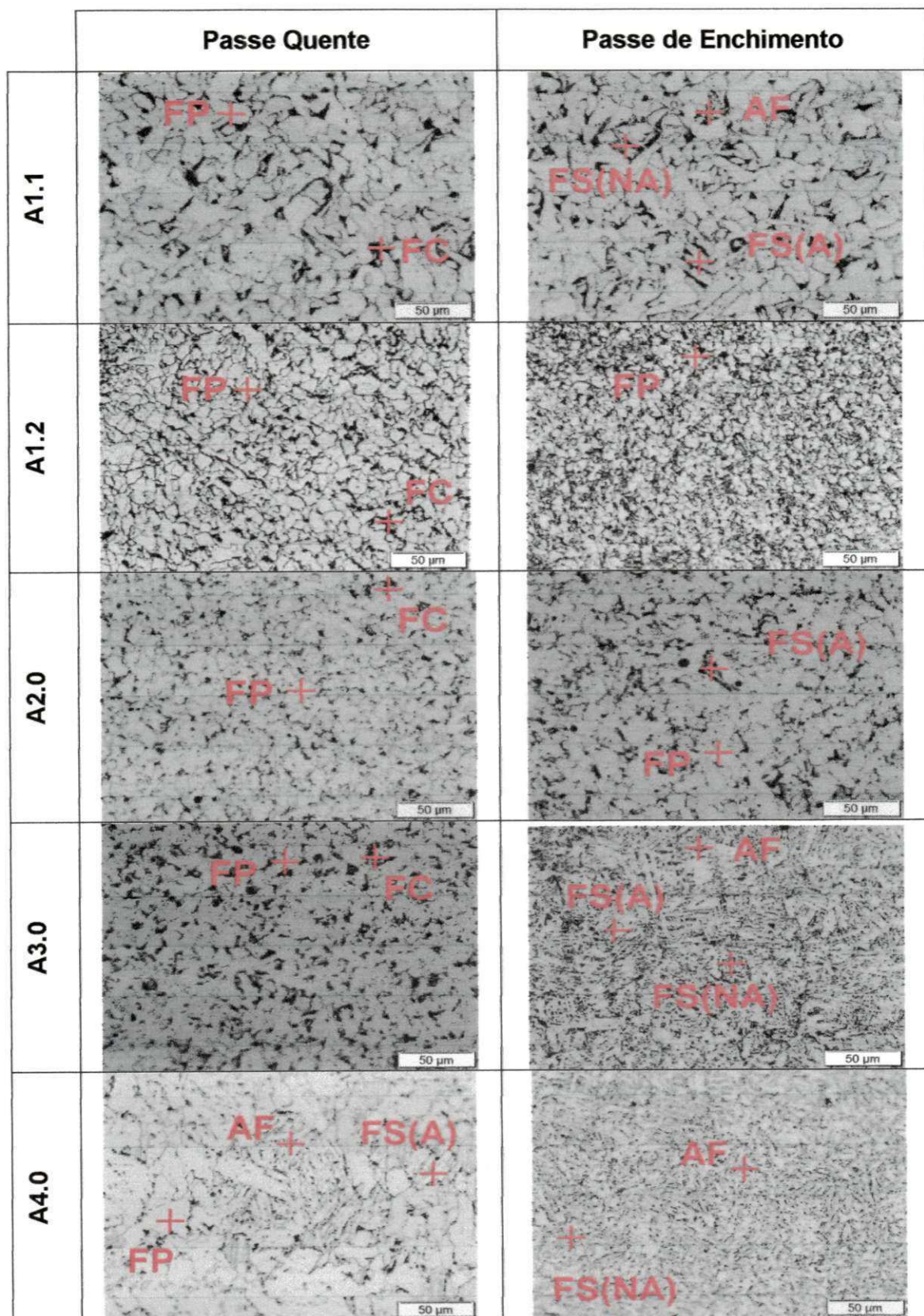


Figura 4.2 – Microestrutura da Região Central do MS (MO -500X-Nital1%).

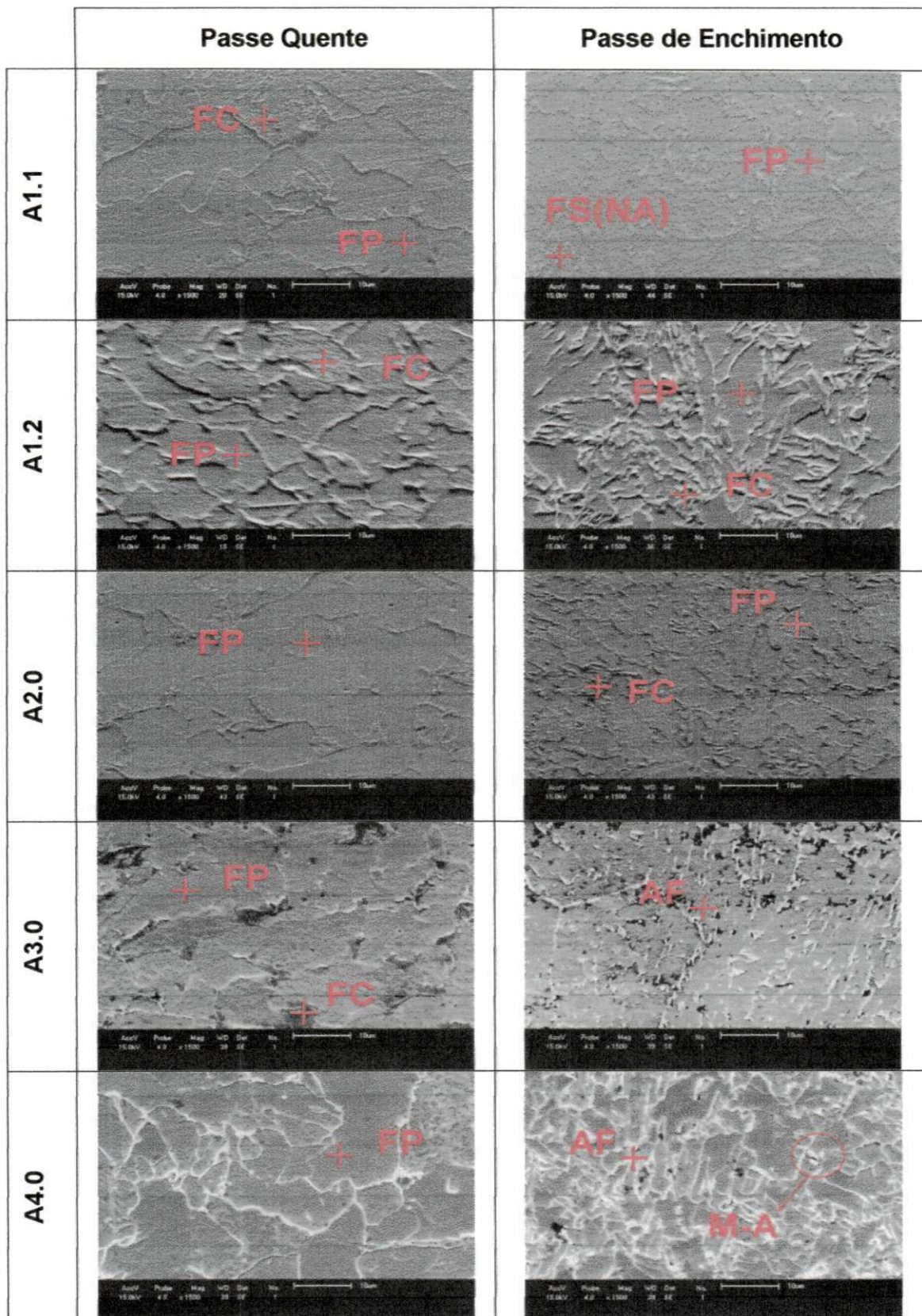


Figura 4.3 – Microestrutura da Região Central do MS (MEV -1.500X-Nital2%).

De acordo com a figura 4.2 e 4.3 no passe quente de todas as condições foi verificada a presença de carbonetos finamente dispersos na matriz ferrítica, salvo a condição A4.0 que chegou a apresentar estruturas diferentes, tais como a ferrita acicular (AF); apesar das condições apresentarem praticamente o mesmo consumível (AWS E8010) devido às mudanças de aporte térmico e principalmente a influência de sobreposição de passes ocorreu mudanças na microestrutura do passe quente, exemplo disto está no fato das condições A1.1 e A1.2 apresentarem a mesma combinação de consumíveis e apresentarem microestruturas diferentes. É importante mencionar que nas regiões das soldas de múltiplos passes, as diferentes microestruturas são reaquecidas em temperaturas ligeiramente superiores à temperatura de recristalização, durante a deposição dos passes posteriores. Estas regiões são submetidas a processos de transformação de fase no estado sólido e o resfriamento dessas regiões causa o refinamento de grãos, além disso, a presença de tensões residuais. Em decorrência disto ocorre um aumento da heterogeneidade microestrutural resultante. A microestrutura final será composta por passes contendo regiões como depositada seguidas de regiões reaquecidas, e isso, conseqüentemente, interfere nos resultados obtidos de propriedades mecânicas.

Para o passe de enchimento, as condições que utilizaram o processo com arame tubular (A3.0 e A4.0) produziram uma microestrutura do metal de solda muito mais refinada que a microestrutura nesta mesma região para o processo com eletrodo revestido (A1.1, A1.2 e A2.0). Esta microestrutura é basicamente composta por ferrita com segunda fase não alinhada (FS (NA)) e ferrita acicular (AF). A condição A4.0 chega a apresentar o constituinte M-A. Estas características de formação destas microestruturas na utilização do processo com arame tubular na soldagem de aços ARBL, também foram observadas por PINTO (2006) e CAMPOS (2005).

Estas diferenças microestruturais estão diretamente ligadas à mudanças decorrentes das alterações dos consumíveis e do aporte térmico de soldagem empregados (taxas de resfriamento) em cada combinação de soldagem; os quais irão refletir nas alterações das propriedades mecânicas desta região. Na Tabela 4.1 é apresentada a quantificação em percentuais de volume dos

microconstituintes presentes na região central dos metais de solda de cada condição de soldagem.

Tabela 4.1. Percentual em volume dos microconstituintes na região central da junta soldada.

Junta	PF(I)%	PF(G)%	FS(A)%	FS(NA)%	AF%	FC%
A1.1	81,0	4,0	0,5	4,5	2,5	7,5
A1.2	72,0	1,2	0,0	7,0	4,8	15,0
A2.0	84,0	1,6	0,4	1,6	1,0	11,4
A3.0	41,5	0,2	1,5	6,8	40,0	10,0
A4.0	40,5	2,5	0,9	12,6	43,0	0,5

Conforme observado na tabela 4.1, as condições A1.1, A1.2 e A2.0 apresentam um percentual elevado de ferrita primária (FP) quando comparado aos demais. É importante observar que a condição A1.2 apresenta um percentual maior de Ferrita Acicular (4,8%) e FC (15%), quando comparada as outras condições que utilizam o processo de soldagem SMAW. Isto pode ter sido favorecido pelo menor aporte térmico de soldagem e pela composição química dos consumíveis utilizados nesta condição (Tabela 4.2). A FS (A) foi muito pouco identificada nestas amostras, constituindo uma fração volumétrica que atingiu no máximo 1,5%.

Como já mencionado, existe uma predominância da AF nas condições A3.0 (40%) e A4.0 (43%), que foram soldadas com processos SMAW e FCAW. Este fato pode ser atribuídos à maior proporção de elementos de liga tais como Mn e Ni (%) presentes nos metais de solda. A Ferrita Acicular é o microconstituente mais desejável para a obtenção de uma boa tenacidade; no entanto, este fato por si só não garante a aquisição das melhores características mecânicas no metal de solda. Nas soldas em questão constatou-se a redução na proporção de AF quando se aumentava o aporte térmico, isto pode ser observado na Tabela 4.2. Por exemplo, a condição A3.0 possui um aporte térmico maior que o da condição A4.0, portanto a condição A4.0 possui um percentual de AF (43%) maior do que a condição A3.0 (40%) .

Esta tendência foi observada por GODOY (2008). Na condição A4.0 é observado a presença de constituinte M-A. Este microconstituente pode gerar regiões críticas que levam à redução da tenacidade da junta soldada. A formação deste microconstituente nesta condição de soldagem pode ter sido favorecida pelo baixo aporte térmico (maior velocidade de resfriamento) e pelo maior teor de carbono presente nesta condição (CAMPOS 2005) (Tabela 4.3).

Tabela 4.2 – Valores médios das energias de soldagem em kJ/cm .

A1.1	A1.2	A2.0	A3.0	A4.0
11,96±3,1	9,63±2,2	13,32±4,6	13,21±3,3	9,72±2,2

4.3 - Análise Química

A análise química do metal de solda foi realizada considerando-se as regiões referentes aos passes quentes e de enchimento. Os valores obtidos para as cinco condições de soldagem encontram-se na tabela 4.3 a

Tabela 4.3 – Valores da composição química do passe quente e do passe de enchimento.

Junta	Elemento (%)								
	C	Mn	Si	Ni	Cr	Mo	Al	Cu	V
A1.1	0,04	1,48	0,23	0,15	0,17	0,12	-	-	-
A1.2	0,03	1,54	0,25	0,10	0,18	0,13	-	-	-
A2.0	0,08	0,98	0,34	0,46	0,11	0,20	0,17	-	-
A3.0	0,07	1,17	0,20	0,33	0,11	0,11	0,40	-	-
A4.0	0,09	0,85	0,33	0,45	0,11	0,20	0,23	-	-

Sabe-se que o P_{cm} é um índice que possibilita correlacionar a composição química do material à sua tendência de apresentar a formação de constituintes duros na microestrutura. Na tabela 4.4 são apresentados os valores de P_{cm} para as condições de soldagem.

Tabela 4.4 – Valores de P_{cm} das juntas soldadas.

JUNTA	P_{cm}
A1.1	0,14
A1.2	0,13
A2.0	0,16
A3.0	0,15
A4.0	0,17

Todos os P_{cm} 's dos metais de solda estão dentro do valor indicado pela norma API 5L (2000), onde estabelece que o valor máximo de P_{cm} não deve ultrapassar 0,25. Entretanto, observa-se que os melhores resultados (menores valores de P_{cm}) são apresentados pelas juntas A1.1 e A1.2.

4.4 - Perfil de Dureza

Os perfis de dureza ao longo das juntas soldadas e nos metais de solda correspondentes a cada linha apresentada na figura 4.4, estão apresentadas nas figuras 4.4 a 4.9, enquanto que a tabela 4.5 apresenta os valores ao longo das linhas.

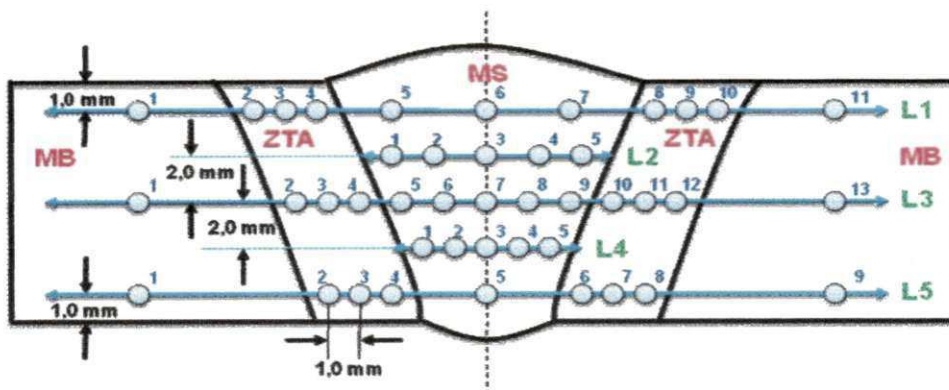


Figura 4.4 – Localização dos pontos de medição de Dureza na junta soldada.

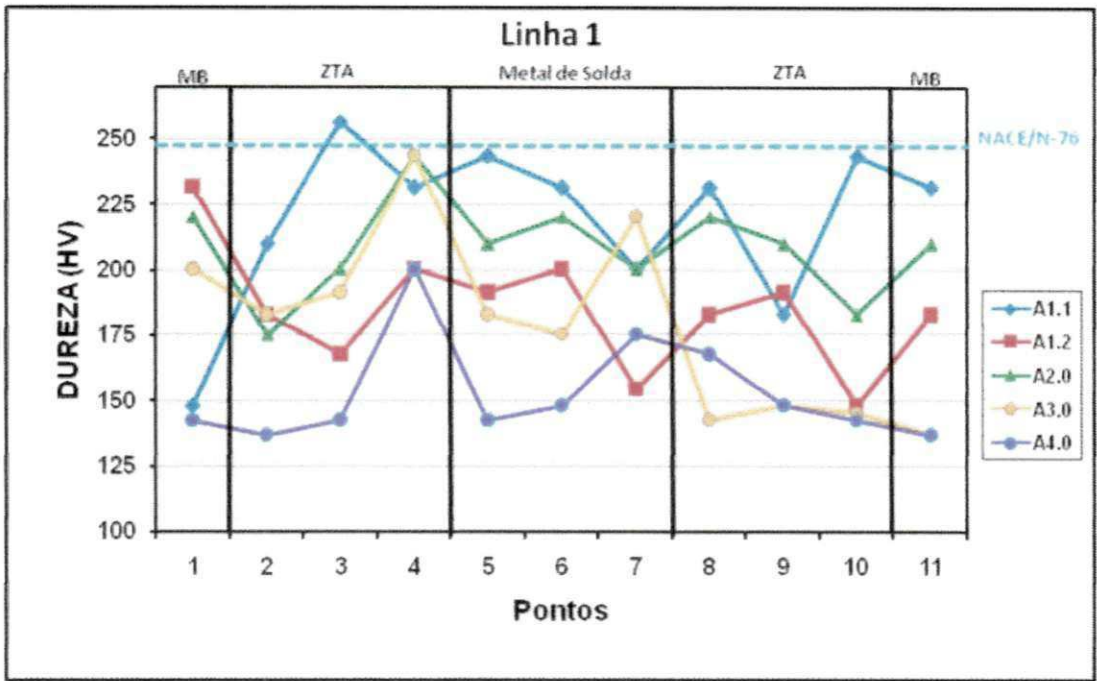


Figura 4.5– Comparação do Perfil de Dureza da linha 1 para as combinações de soldagem.

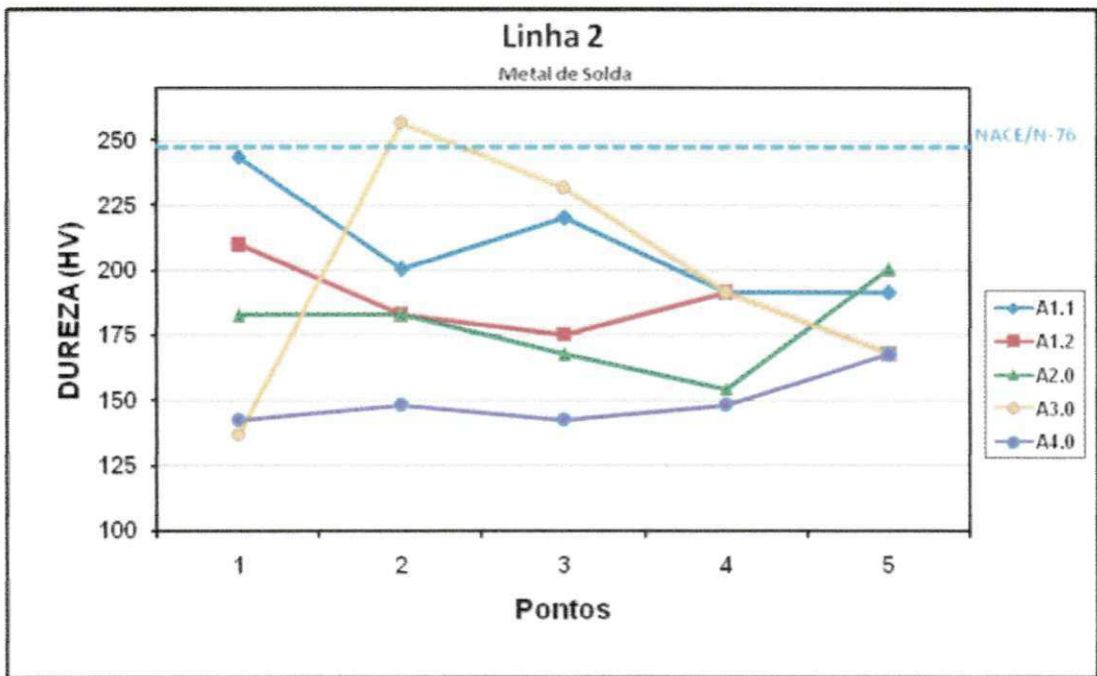


Figura 4.6– Comparação do Perfil de Dureza da linha 2 para as combinações de soldagem

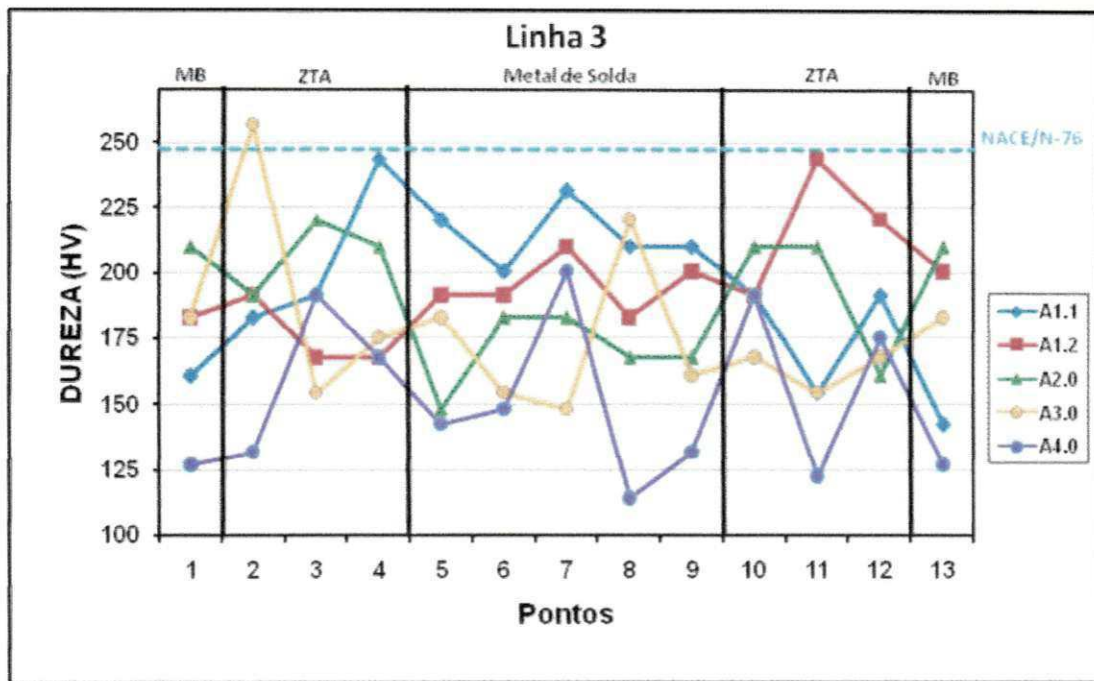


Figura 4.7– Comparação do Perfil de Dureza da linha 3 para as combinações de soldagem

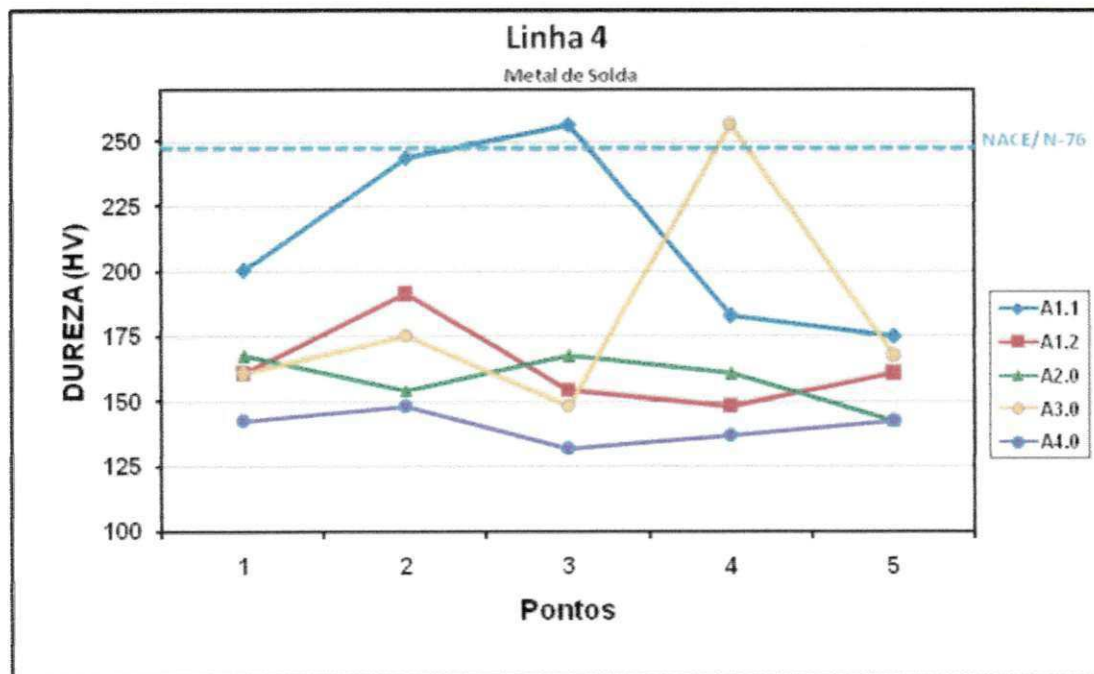


Figura 4.8– Comparação do Perfil de Dureza da linha 4 para as combinações de soldagem

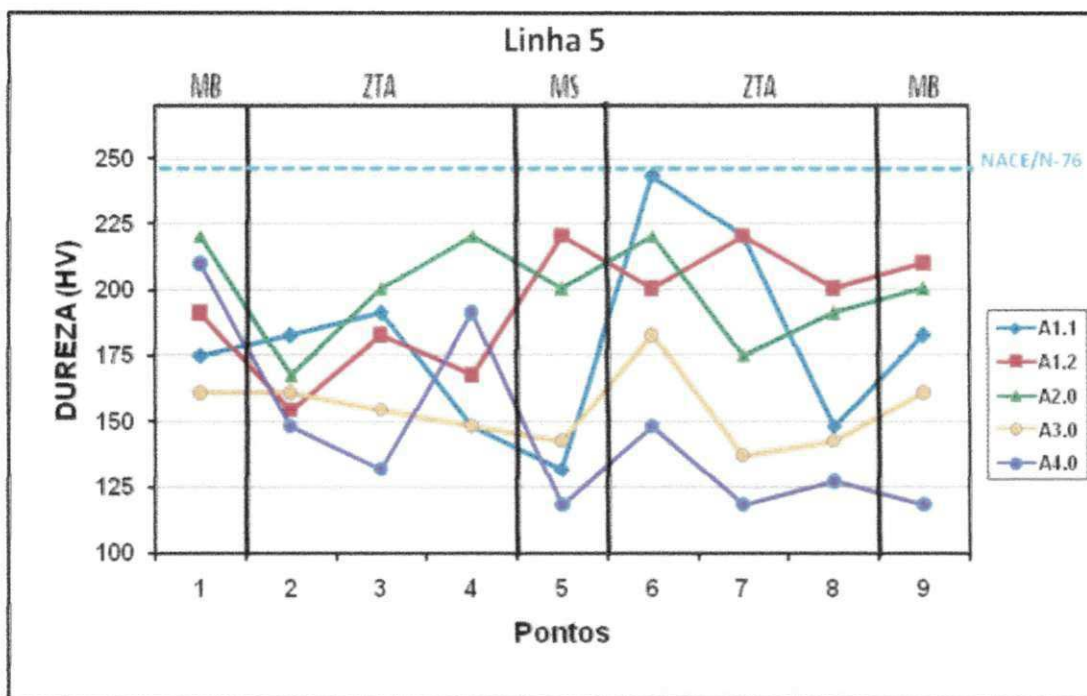


Figura 4.9– Comparação do Perfil de Dureza da linha 5 para as combinações de soldagem

Como pode ser observado não existe uma tendência evidente no comportamento do perfil de dureza, na região central do metal de solda (Linha 2, 3 e 4).

Pelos gráficos apenas as linhas 2, 4 e os pontos 5, 6, 7, 8 e 9 da linha 3 correspondem aos valores de dureza do metal de solda isoladamente. A existência de grandes variações nos valores de dureza podem ser atribuídas à heterogeneidade microestrutural, consequência da influência do aporte térmico dos passes subseqüentes sobre o seu antecessor e também das diferentes combinações de consumíveis utilizados nas soldagens das juntas.

Entretanto, pode-se perceber que as condições A1.1 (linha4-figura4.7) e A3.0 (linha 2 – figura 4.5) apresentaram maiores valores de dureza.

Tabela 4.5 - Valores de dureza ao longo das linhas analisadas.

Junta	Linha	Pontos de Medição (HV)												
		1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11	12	13
A1.1	1	148	210	257	232	244	232	201	232	183	244	232	-	-
	2	244	201	221	192	192	-	-	-	-	-	-	-	-
	3	161	183	192	244	221	201	232	210	210	192	154	192	143
	4	201	244	257	183	175	-	-	-	-	-	-	-	-
	5	175	183	192	148	132	244	221	148	183	175	183	192	148
A1.2	1	232	183	168	201	192	201	154	183	192	148	183	-	-
	2	168	168	168	168	168	-	-	-	-	-	-	-	-
	3	183	192	168	168	192	192	210	183	201	192	244	221	201
	4	161	192	154	148	161	-	-	-	-	-	-	-	-
	5	192	154	183	168	221	201	221	201	210	-	-	-	-
A2.0	1	221	175	201	244	210	221	201	221	210	183	210	-	-
	2	183	183	168	154	201	-	-	-	-	-	-	-	-
	3	210	192	221	210	148	183	183	168	168	210	210	161	210
	4	168	154	168	161	143	-	-	-	-	-	-	-	-
	5	221	168	201	221	201	221	175	192	201	-	-	-	-
A3.0	1	201	183	192	244	183	175	221	143	148	145	137	-	-
	2	137	257	232	192	168	-	-	-	-	-	-	-	-
	3	183	257	154	175	183	154	148	221	161	168	154	168	183
	4	161	175	148	257	168	-	-	-	-	-	-	-	-
	5	161	161	154	148	143	183	137	143	161	-	-	-	-
A4.0	1	143	137	143	201	143	148	175	168	148	143	137	-	-
	2	143	148	143	148	168	-	-	-	-	-	-	-	-
	3	127	132	192	168	143	148	201	114	132	192	123	175	127
	4	143	148	132	137	143	-	-	-	-	-	-	-	-
	5	210	148	132	192	118	148	118	127	118	-	-	-	-

Em soldas de tubulações (material A106 ou API 5L) que trabalham com H₂S, conforme mencionada pelas normas da Petrobras N-76-2001 e NACE TM0177 – 2005, a dureza da junta soldada não deve ultrapassar o valor limite de 248HV para não ser considerada susceptível a fragilização por hidrogênio. Conforme observado nas imagens anteriores em geral a dureza foi inferior ao limite apresentado e em alguns poucos pontos este valor foi ultrapassado.

De maneira que fosse possível observar e comparar o comportamento do perfil de dureza das juntas na região central do metal de solda, foi montada a tabela 4.6 com os valores médios de dureza desta região.

Tabela 4.6. Valor médio de dureza na região central dos metais de solda das juntas soldadas.

	Junta A1.1	Junta A1.2	Junta A2.0	Junta A3.0	Junta A4.0
Linha 2	210	186	178	197	150
Linha 3(5-9)	215	196	170	173	148
Linha 4	212	163	159	182	141
MÈDIA	212,3	181,6	169,0	184,0	146,3

A partir dos resultados obtidos nas Figuras 4.4, 4.5, 4.6, 4.7 e 4.8, juntamente com os valores da Tabela 4.6 é possível verificar que os valores de dureza da condição A1.1 foram maiores na região central da junta soldada (Linhas 2, 3 e 4), quando comparados às demais condições.

A variação de dureza abrupta ocorrendo na região das linhas 2 e 4 para a junta A1.1 com relação ao restante das condições de soldagem, pode ser esclarecido pelo fato da localização dessas linhas nas demais juntas terem ocorrido junto as regiões e/ou intersecções dos passes quente e de raiz e no passe de enchimento respectivamente, o que justifica os seus menores valores em relação à junta A1.1, que foi realizado na região de passe de enchimento(Linha 4) e acabamento (Linha2).

Mesmo apresentando condições favoráveis para maiores durezas ao longo das linhas 2, 3 e 4, as juntas A2.0 apresentaram menores valores de dureza quando comparados às outras condições que utilizaram o processo SMAW. Este resultado pode ser atribuído à maior redução da taxa de resfriamento, proporcionada pelas condições de maior energia de soldagem, no passe de acabamento (Tabela 4.7), que proporciona a formação de microestruturas menos dúcteis e que apresentam maior tamanho dos grãos nos passes subseqüentes, conseqüentemente influenciando na redução da dureza. Isto pode ser confirmado através do que foi apresentado também na

tabela 4.1, onde a mesma apresenta o maior percentual de PF e o menor percentual de AF.

Tabela 4.7 – Valores médios das energias de soldagem em kJ/cm por passe de soldagem.

Passe	A1.1	A1.2	A2.0	A3.0	A4.0
Raiz	9,75	8,85	12,5	12,67	7,87
Quente	12,82	11,55	18,9	9,12	10,97
Enchimento	14,4	10,67	14,86	13,68	10,13
Acabamento	9,97	8,20	10,2	14,83	9,42

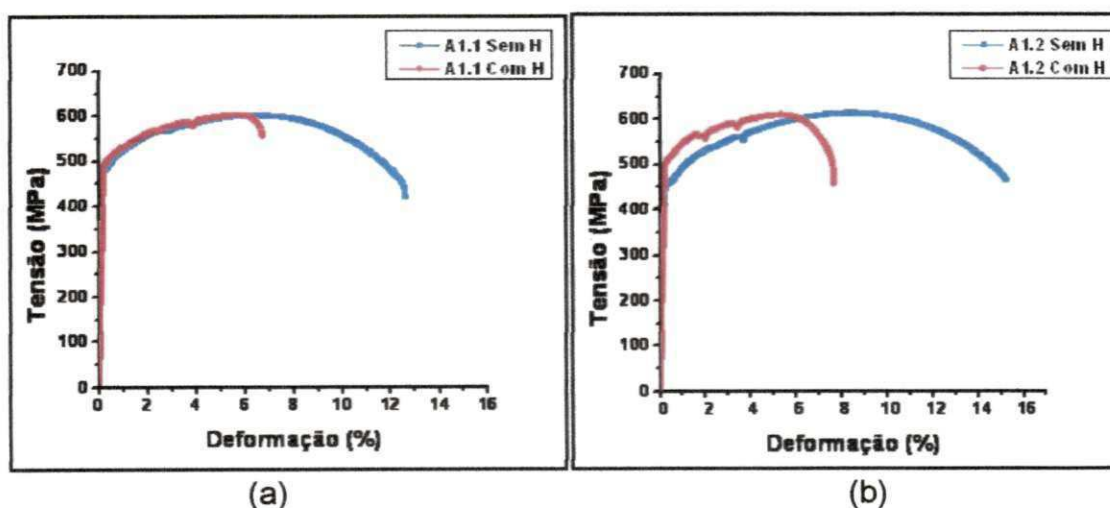
Avaliando-se as condições A3.0 e A4.0 que utilizaram os processos SMAW e FCAW nos passe quente e de enchimento, percebe-se que mesmo a condição A3.0 apresentando valores de aporte térmico maior, mostra valores de dureza superiores aos apresentados pela condição A4.0 que possui valores menores de aporte térmico. Para estes casos o fator composição química tornou-se mais significativa. Por exemplo, observa-se na tabela 4.3 que a junta A3.0 possui um percentual maior de Mn(1,17) e de Al (0,40) do que as demais juntas. Estes elementos químicos favorecem o aumento localizado da dureza, tanto na formação de microconstituintes com maior dureza como também na dissolução de elementos desfavoráveis à dureza (ROCHA, 2010). BHADESHIA (2001) analisou o efeito do manganês em metais de solda e concluiu que aumentando a quantidade deste elemento, na faixa de 0,6 a 1,8% em peso, aumenta-se a quantidade de AF e diminui a quantidade de FP. Verificou, também, que os maiores valores de dureza foram alcançados com aproximadamente 1,2% em peso de manganês. A presença da microestrutura ferrita acicular, em cordões de solda é sempre desejável em virtude de sua alta tenacidade, sendo assegurada por altas taxas de resfriamento (baixo aporte térmico) e também pela presença de elementos de liga tais como Mn, Ni, Mo, etc. No entanto, estes mesmos fatores, conferem maior temperabilidade aos cordões de solda, favorecendo a formação do constituinte M-A, o que poderá vir a anular o efeito benéfico da ferrita acicular, devido a redução pontual da

tenacidade (SAUER e REBELLO, 1996). Desta forma, a presença deste microconstituente espalhado na microestrutura do metal de solda pode ter influenciado nos baixos valores de dureza na condição A4.0

É importante mencionar que microestruturas de elevada dureza na região da solda aumentam a chance de fragilização por hidrogênio, em aços ARBL para fabricação de dutos (OMWEG et al (2003)). Além de apresentar menores valores de ductilidade, estas microestruturas diminuem a capacidade de acomodação das tensões nesta região, ao contrário de estruturas mais dúcteis capazes de permitir, sem trincar, uma maior quantidade de hidrogênio que as mais duras.

4.5 - Ensaio de Tração BTB

A figura 4.10 apresenta as curvas tensão X deformação representativa obtidas nos ensaios BTB realizados. Cada gráfico apresenta apenas duas curvas onde se pode observar o comportamento de cada condição ao ar comparada ao respectivo ensaio em solução.



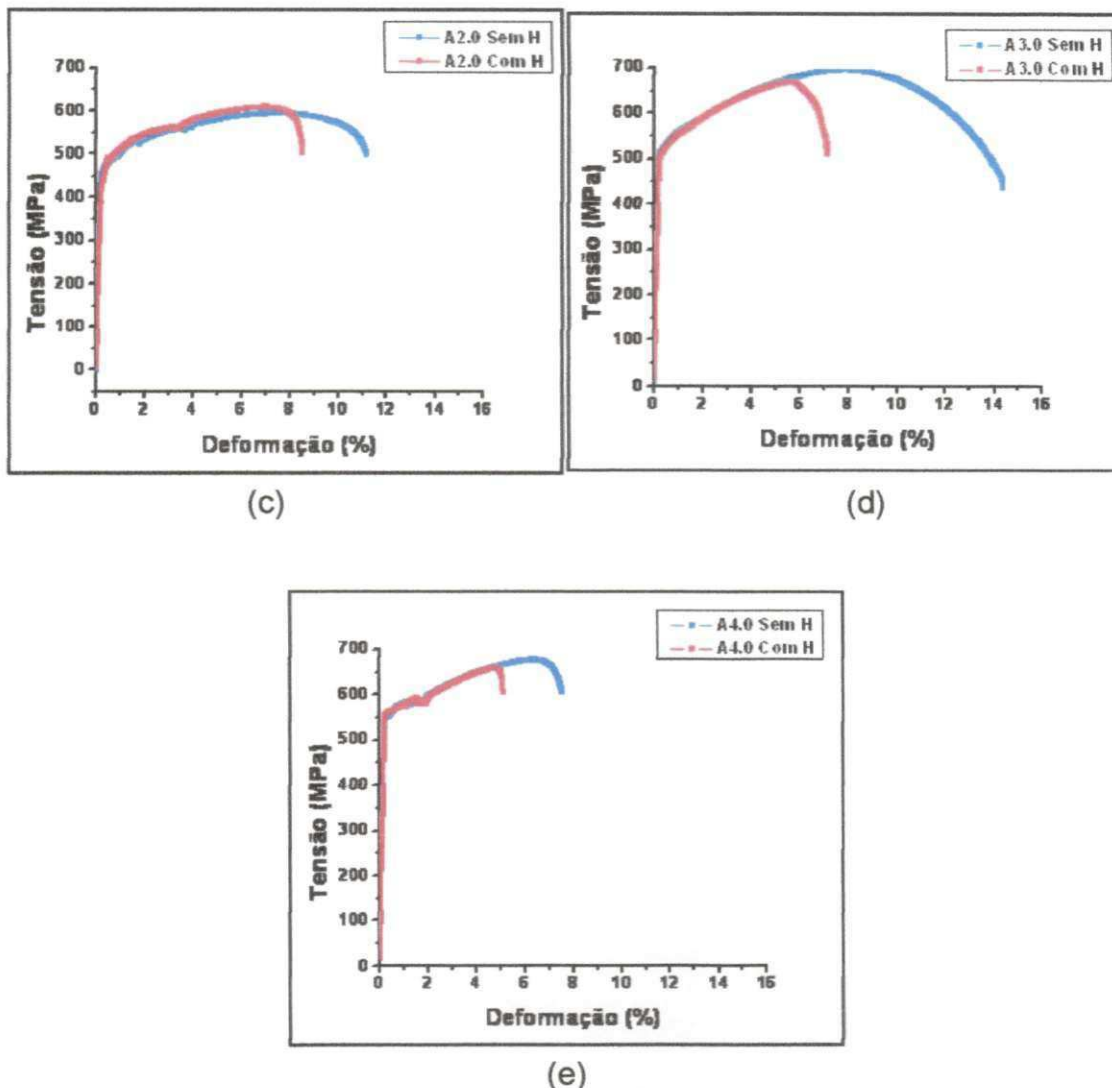


Figura 4.10 - Curvas representativas tração x deformação obtidas nos ensaios BTD: (a) A1.1, (b) A1.2, (c) A2.0, (d) A3.0 e (e) A4.0.

É claramente visível que em todas as condições de soldagem ensaiadas houve uma considerável diminuição de ductilidade (encurtamento nas curvas de tração) quando comparamos os ensaios em solução com os ensaios ao ar. Esta redução de área sob a curva de tração representa uma redução nas energias absorvidas até a fratura pelos materiais, o que dá uma indicação dos mesmos terem sofrido dano oriundo da ação do meio durante o tempo de execução dos ensaios. Pode ser observado também que a maioria das curvas das juntas expostas à solução praticamente acompanham o mesmo perfil das curvas das juntas ensaiadas ao ar. Outro ponto importante de ser mencionado

é que todos os corpos de prova ensaiados romperam no metal de solda ou próximo a linha de fusão.

Para efeito comparativo das tendências e características de cada curva, as figuras 4.11 e 4.12 apresentam apenas as curva de tração x deformação para cada condição de ensaio (ao ar e em solução).

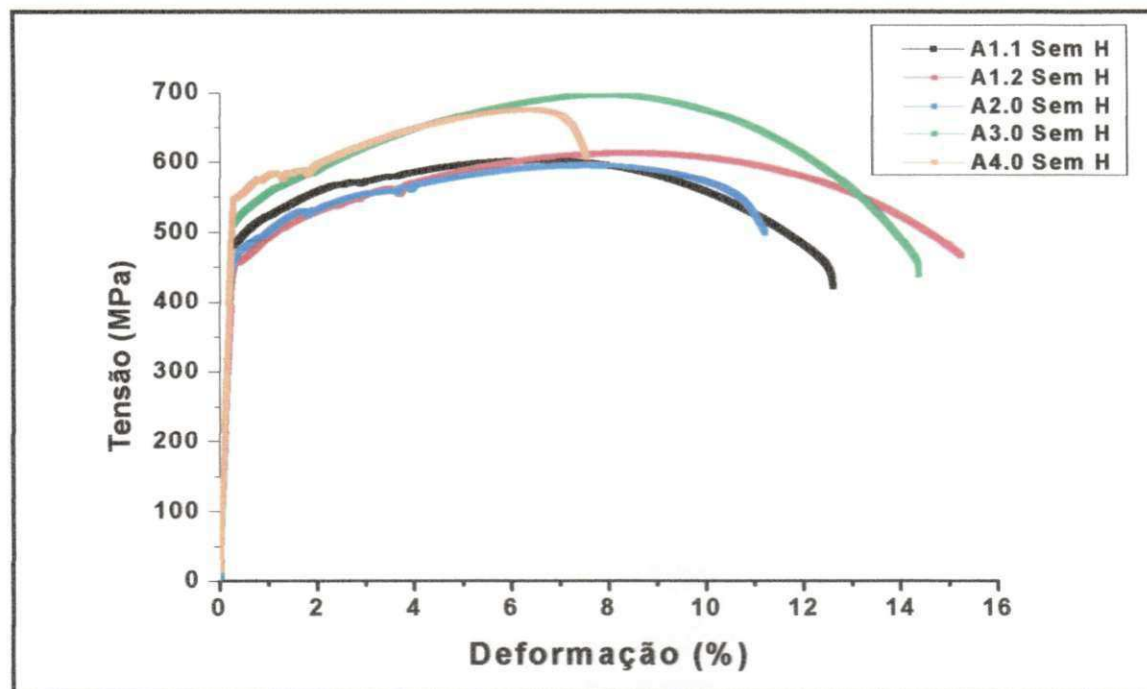


Figura 4.11 - Curvas tração x deformação obtidas nos ensaios BTD ensaiadas ao ar.

Quando comparadas separadamente as curvas de tração para cada condição, observamos que as condições A1.2 e A3.0 apresentaram maior deformação plástica ou seja os metais de solda apresentaram maior ductilidade quando comparados ao restante das condições. As condições A2.0 e A4.0 apresentam menor ductilidade.

é que todos os corpos de prova ensaiados romperam no metal de solda ou próximo a linha de fusão.

Para efeito comparativo das tendências e características de cada curva, as figuras 4.11 e 4.12 apresentam apenas as curva de tração x deformação para cada condição de ensaio (ao ar e em solução).

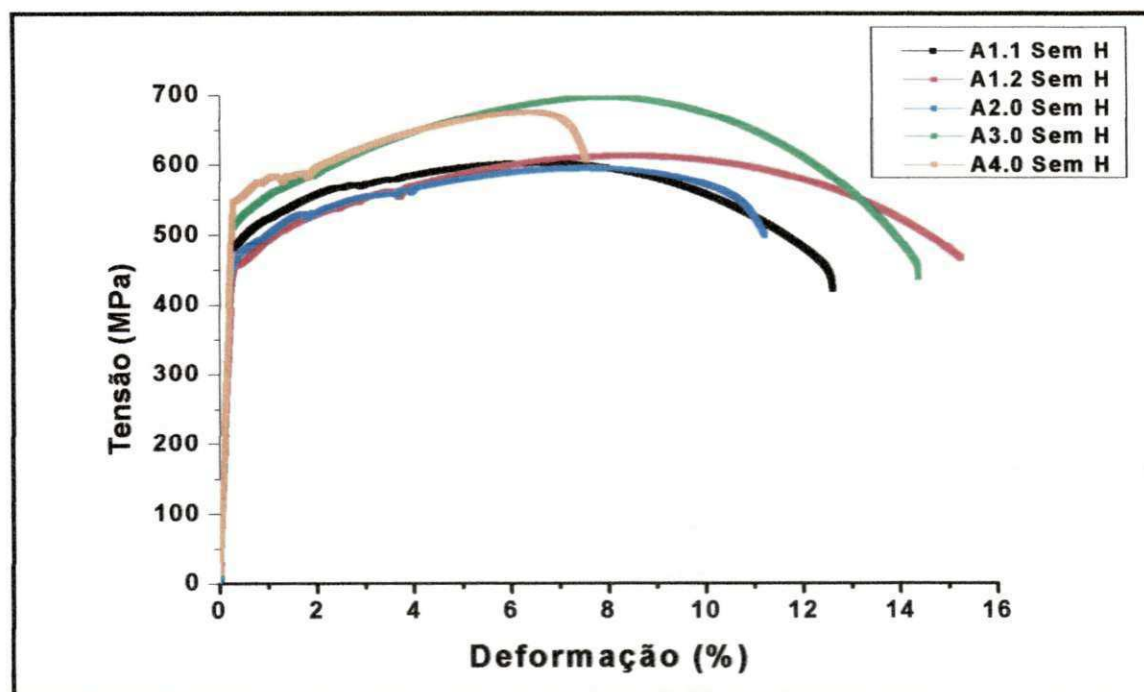


Figura 4.11 - Curvas tração x deformação obtidas nos ensaios BTB ensaiadas ao ar.

Quando comparadas separadamente as curvas de tração para cada condição, observamos que as condições A1.2 e A3.0 apresentaram maior deformação plástica ou seja os metais de solda apresentaram maior ductilidade quando comparados ao restante das condições. As condições A2.0 e A4.0 apresentam menor ductilidade.

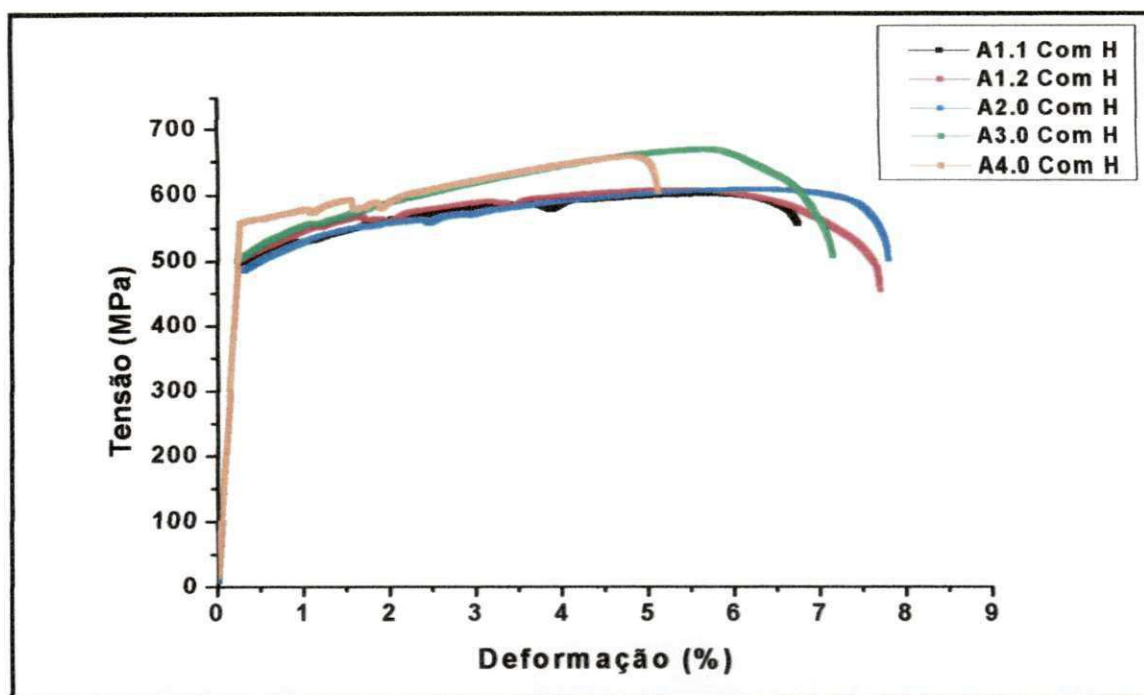


Figura 4.12 - Curvas tração x deformação obtidas nos ensaios BTd ensaiadas em solução.

Para as curvas dos ensaios expostos ao meio agressivo as curvas apresentam comportamento muito similar com relação aos valores de ductilidade, salvo a condição A4.0 que se apresenta como a menos dúctil.

A susceptibilidade à fragilização por hidrogênio dos materiais ensaiados a baixa taxa de deformação pode ser avaliada de acordo com a razão de redução de área (RRA) através da equação (4.1), onde os valores para RA_1 são obtidos em meio agressivo e os valores RA_2 são obtidos nos ensaios realizados ao ar (GEMELLI, 2001):

$$RRA = \frac{RA_1}{RA_2} \quad (4.1)$$

A tabela 4.8 apresenta os valores médios dos resultados obtidos para as cinco condições de soldagem onde é possível comparar os valores de limite de escoamento (σ_{LE}), limite de resistência à tração (σ_{RT}), alongamento (El), tempo de ruptura (TR) e redução de área (RA), dos testes ensaiados ao ar com os respectivos testes de fragilização.

Tabela 4.8 - Média dos resultados obtidos no ensaio BTB

Condição de Soldagem	$\sigma_{LE(0,5\%)}$ (MPa)	σ_{RT} (MPa)	EI (%)	TR(h)	RA (%)	RRA
A1.1 sem H	490	602	16,3	1,66	65,9	-----
A1.1 com H	507	610	9,0	1,10	21,9	0,33
A1.2 sem H	458	614	16,6	2,06	63,7	-----
A1.2 com H	495	598	9,1	1,01	23,4	0,36
A2.0 sem H	462	585	10,8	2,46	32,2	-----
A2.0 com H	496	600	10,0	1,03	14,4	0,44
A3.0 sem H	529	698	16,4	1,87	53,3	-----
A3.0 com H	522	669	9,5	1,10	15,0	0,28
A4.0 sem H	563	676	9,9	1,04	30,2	-----
A4.0 com H	564	659	8,8	0,85	18,0	0,59

A figura 4.13 apresenta o gráfico de barra com os resultados médios obtidos no ensaio de tração. Pode-se observar que as juntas soldadas apresentam valores de limite de escoamento e de limite de resistência muito próximos ao recomendado pela norma API 1104. As juntas A3.0 e A4.0 foram as que apresentaram melhor resultado. A junta A4.0 foi a única que apresentou resultados de acordo com a norma. Estes resultados também mostram que a integridade das juntas soldadas, foi prejudicada, pois todos os corpos de prova romperam no metal de solda com tensão máxima de tração abaixo do valor estipulado pela norma. Normalmente as juntas soldadas quando submetidas ao ensaio de tração fraturam na ZTA.

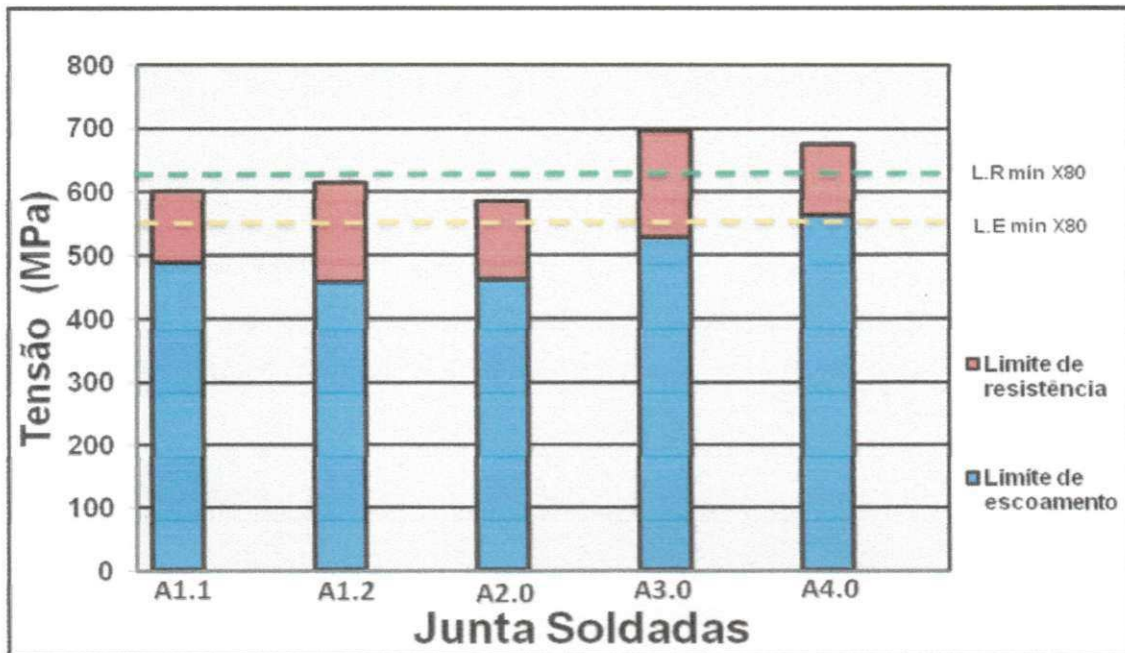


Figura 4.13 – Gráfico de barras dos resultados de tração das condições de soldagem.

As figuras 4.14, 4.15 e 4.16 mostram os gráficos de barras dos dados de alongação, redução de área e tempo de ruptura obtida para cada junta soldada nas diferentes condições de ensaio.

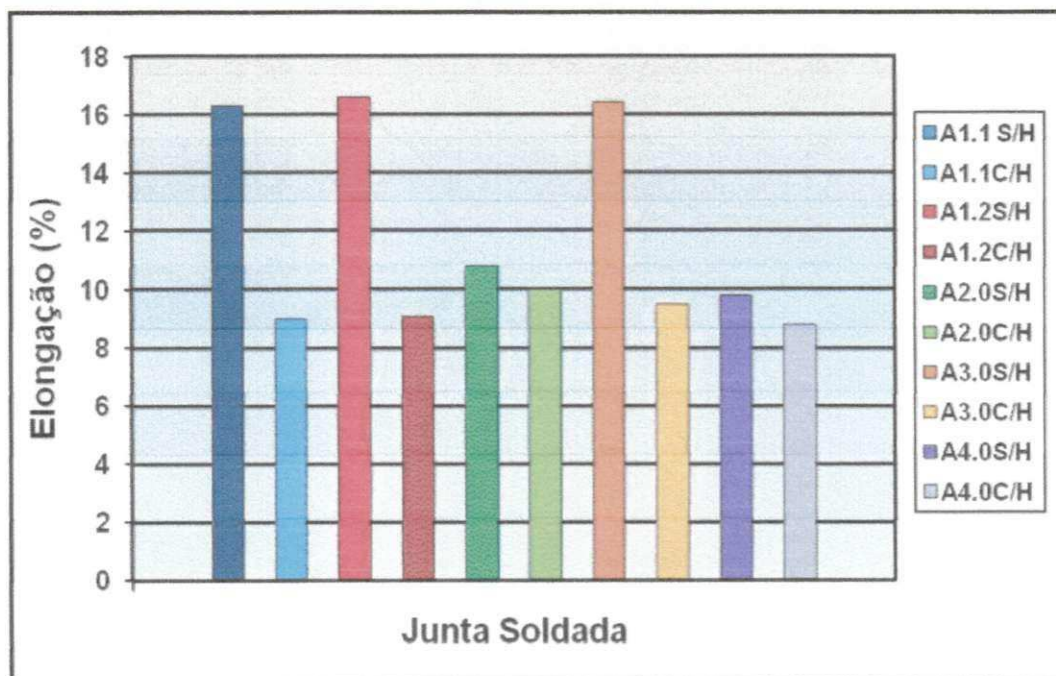


Figura 4.14 – Gráfico de barras dos resultados de alongação das condições de soldagem.

Os valores das diferenças entre as elongações (ao ar e em solução) são similares para as juntas A1.1(16,3%), A1.2(16,6%) e A3.0(16,4%) enquanto que para as condições A2.0(10,8%) e A4.0(9,9%) estes valores são bem menores. Quando comparamos a diferença entre as elongações dos resultados em condição ao ar e em solução, os valores das juntas A1.1, A1.2 e A3.0 apresentam os maiores valores, que pode ser superior á 50%.

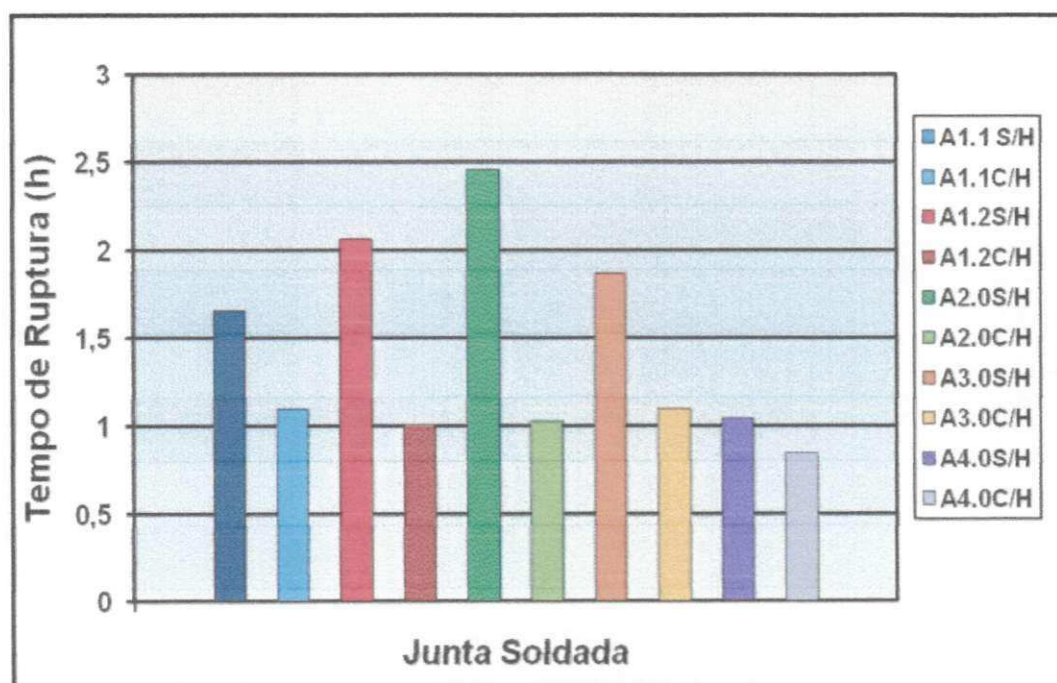


Figura 4.15 – Gráfico de barras dos resultados do tempo de ruptura das condições de soldagem.

Para os valores de tempo de ruptura observa-se que as fraturas ao ar ocorrem em tempos muito diferentes, o que não estabelece uma tendência entre condições. A junta A2.0 apresenta os maiores valores de tempo de ruptura (2,46h) e a junta A4.0 apresenta o menor valor (1,04h), já os tempos de ruptura quando ensaiadas em solução, apresentam valores muito próximos, variando em torno de 1 hora de duração. Este fato pode dar indícios de que o processo de fragilização apresenta um tempo de atuação quase constante.

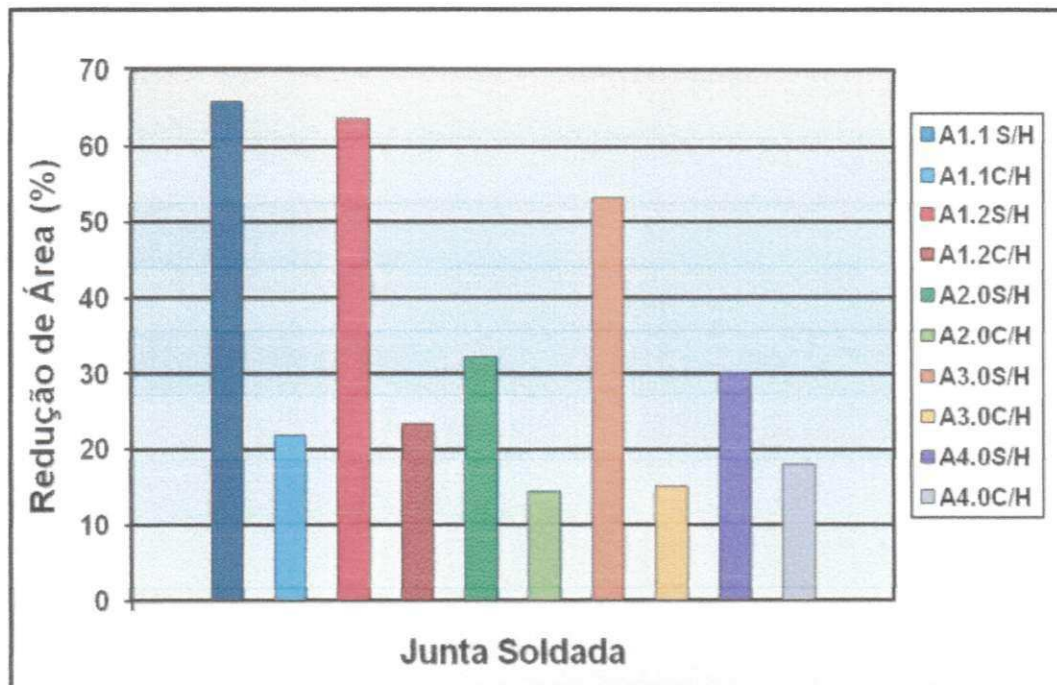


Figura 4.16 – Gráfico de barras dos resultados de redução de área das condições de soldagem.

As amostras referentes à junta A2.0 e A4.0, apresentaram um comportamento menos dúctil, quando ensaiado ao ar. Os valores de redução de área foram respectivamente 32,2% e 30,2% o que é bem inferior aos das juntas A1.1, A1.2 e A3.0 que foram 65,9%, 63,7% e 53,3% respectivamente. Quando testadas em solução com tiosulfato de sódio as reduções de áreas foram 21,9% (A1.1), 23,45% (A1.2), 14,4% (A2.0), 15,0% (A3.0) e 18,0% (A4.0), o que evidencia uma redução significativa para as condições A1.1, A1.2 e A3.0, quando comparados aos valores ensaiados ao ar.

Os valores de *RRA* indicam uma maior susceptibilidade à fragilização por hidrogênio das juntas A1.1 ($RRA=0,33$), A1.2 ($RRA=0,36$) e A3.0 ($RRA=0,59$) em relação às juntas A2.0 ($RRA=0,44$) e A4.0 ($RRA=0,28$). Embora ambas as juntas exibam um comportamento menos dúctil com relação às demais as mesmas apresentaram melhor comportamento referente aos maiores valores de redução de área.

Essa diminuição nos valores das reduções de áreas, alongamentos e tempo de ruptura se devem ao fato de o hidrogênio degradar as propriedades dos aços, neste caso a ductilidade, justificando-se assim estes resultados

(CWIEK, 2007). A partir dos resultados apresentados é possível fazer uma série de considerações. Primeiramente, é comprovado que todas as condições soldadas mostraram-se suscetíveis ao meio fragilizante. Também pode-se verificar que o fato dos consumíveis terem sido retirados diretamente da estufa (A1.1) ou da caixa (A1.2), não diferenças significativa, tanto nos ensaios realizados ao ar quanto os realizados na solução com tiosulfato de sódio. A condição A3.0 foi a que apresentou a maior susceptibilidade a fragilização por hidrogênio. As condições A2.0 e A4.0 tiveram melhor resultado de redução de área, sendo que a condição A4.0 obteve valor mais expressivo o que indica que esta junta seria a menos susceptível à fragilização pelo hidrogênio.

Estudos de susceptibilidade à fragilização por hidrogênio de juntas soldadas do aço API 5L X80 com diferentes consumíveis, também foram realizados por BALLESTEROS (2009) e MARTINS (2011). Em todos esses trabalhos as juntas soldadas de aço API 5L X80 apresentaram susceptibilidade à fragilização por hidrogênio quando ensaiados em tiosulfato de sódio. Nos resultados obtidos por BALLESTEROS (2009), na maioria dos testes BTB as fraturas tiveram uma tendência maior de ocorrerem no Metal de Base (MB), sendo este efeito predominante devido à redução de tenacidade do material pelo efeito do hidrogênio, associada à deformação plástica imposta. Como no presente trabalho as fraturas dos corpos de prova ensaiados em solução tenderam a ocorrer no metal de solda (MS) ou próximos às linhas de fusão, é possível que a maior heterogeneidade microestrutural e a composição química desta região possa ter favorecido o aparecimento de descontinuidades e defeitos microestruturais (inclusões, vazios, poros, etc.), além disso, esta região pode ainda estar sob influência das tensões residuais. Apesar destes fatores serem comuns de ocorrer no metal de solda, os mesmos podem afetar diretamente na resistência do material aos processos de dissolução corrosivos (fragilização por hidrogênio), o que pode ter tornado esta região mais susceptível a ação do hidrogênio do que por exemplo a ZTA. Isto reforça a necessidade de um controle adequado dos parâmetros na soldagem, uma vez que os mesmos afetam diretamente na composição química e na microestrutura do metal de solda.

Também como sugerido por OMWEG et al (2003), as condições que apresentam menor dureza também apresentam-se como menos susceptíveis à fragilização. Isto fica comprovado pela condição A4.0 que apresentou os menores valores de dureza e se mostrou menos susceptível ao fenômeno da fragilização por hidrogênio, apresentando um valor de RRA muito pequeno.

As juntas A4.0 foram as únicas que nos ensaios de tração que obtiveram os valores de limite de escoamento (563MPa) e de limite de resistência (676MPa) dentro do recomendado pela norma API 1104. Estes valores são os mais próximos aos valores do metal de base. Apesar dos maiores valores limite de escoamento e de limite de resistência levarem a possibilidade de uma maior susceptibilidade, esta condição neste trabalho mostrou-se com menor susceptibilidade à fragilização.

4.6 - Análise Fractográfica

Como já anteriormente mencionado todos os corpos de prova ensaiados tanto ao ar quanto em solução romperam na região do metal de solda ou próximo a linha de fusão, conforme ilustrado na figura 4.17



Figura 4.17 – Corpo de Prova rompido no Metal de Solda.

Todas as amostras ensaiadas ao ar apresentaram uma fratura com aparência dúctil, com aspectos característicos do tipo “taça e cone”, como pode ser visto na micrografia obtida no MEV (figura 4.18).

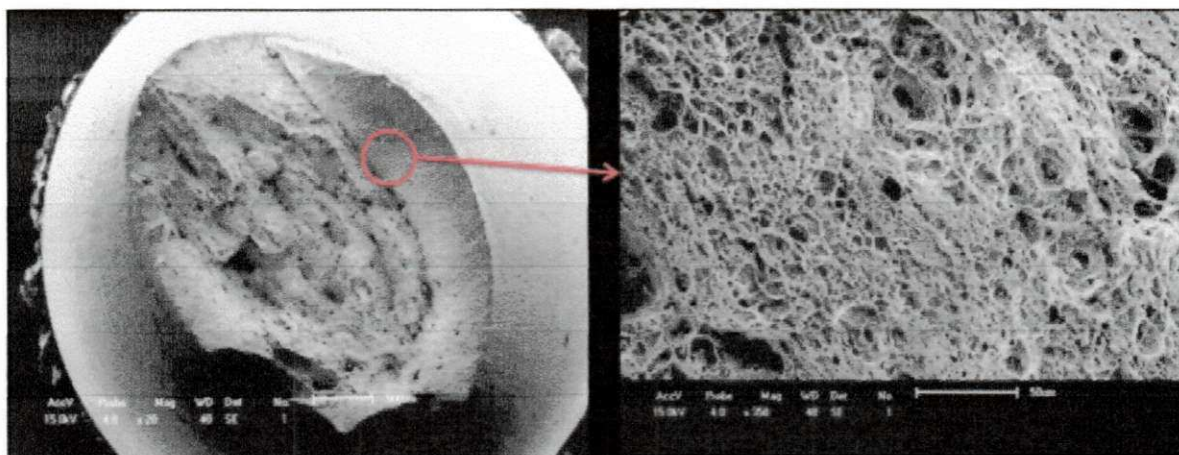


Figura 4.18- Amostra ensaiada ao ar, aspecto “taça-Cone”(presença de dimples).

Através de um maior aumento dessa superfície, é possível perceber uma grande quantidade de microcavidade ou vazios (dimples), atributo do mecanismo da fratura dúctil. Esta característica foi observada ao longo de todas as superfícies de fratura das amostras ensaiadas ao ar. Por meio da análise topográfica das superfícies de fratura é possível deduzir que a fratura foi causada por uma combinação do mecanismo de ruptura por cisalhamento e do, devido à presença de dimples arredondados e parabólicos (cisalhamento) (Figura 4.19)

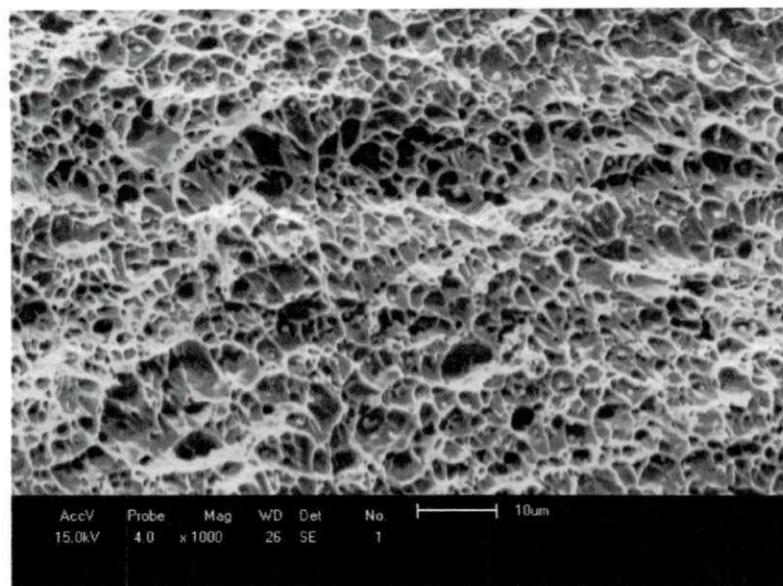


Figura 4.19– Dimples de Rasgamento-1.000X

Também foi observado que as amostras ensaiadas ao ar mostraram nas superfícies de fratura regiões características da fratura dúctil, idêntica às aquelas apresentadas nos teste normais de tração (região central fibrosa, zona radial e região de cisalhamento nas bordas), figura 4.20.

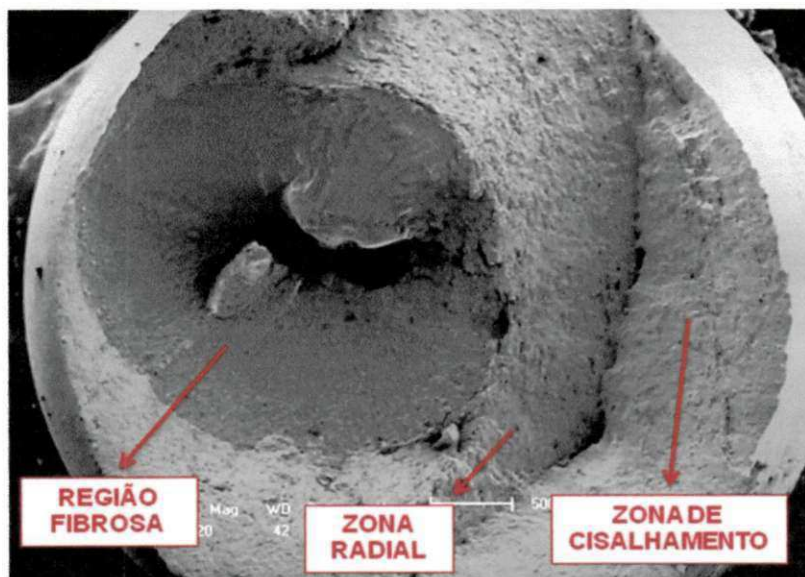
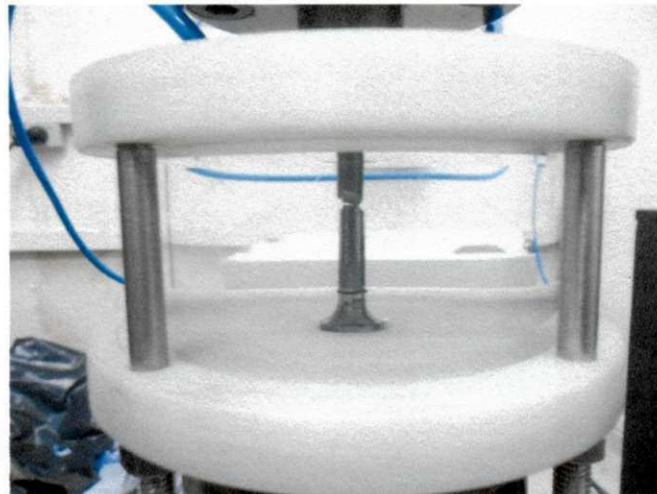


Figura 4.20 – Amostra ensaiada ao ar apresentando as regiões características da fratura dúctil.

Embora a maioria das juntas tenham exibido uma fratura com comportamento dúctil quando testadas ao ar, quando testadas em solução com tiosulfato de sódio o comportamento foi de uma fratura frágil em forma de “giz” o que dá um indicativo, também, da susceptibilidade das juntas à fragilização por hidrogênio. As Figuras 4.21a e 4.21b mostram este comportamento para dois corpos de prova, um da junta A1.2 e outro da junta A2.0.



(a) (b)
Figura 4.21 - Modo de fratura predominante nos testes de fragilização: (a) Junta A1.1 e (b) Junta A2.0.

Quando ampliadas as superfícies de fratura obtida para estas condições de ensaio mostraram aparência do mecanismo de fratura mista, que foi evidenciado pela constatação de regiões frágeis de clivagem e regiões dúcteis (dimples), como apresentado na figura 4.22.

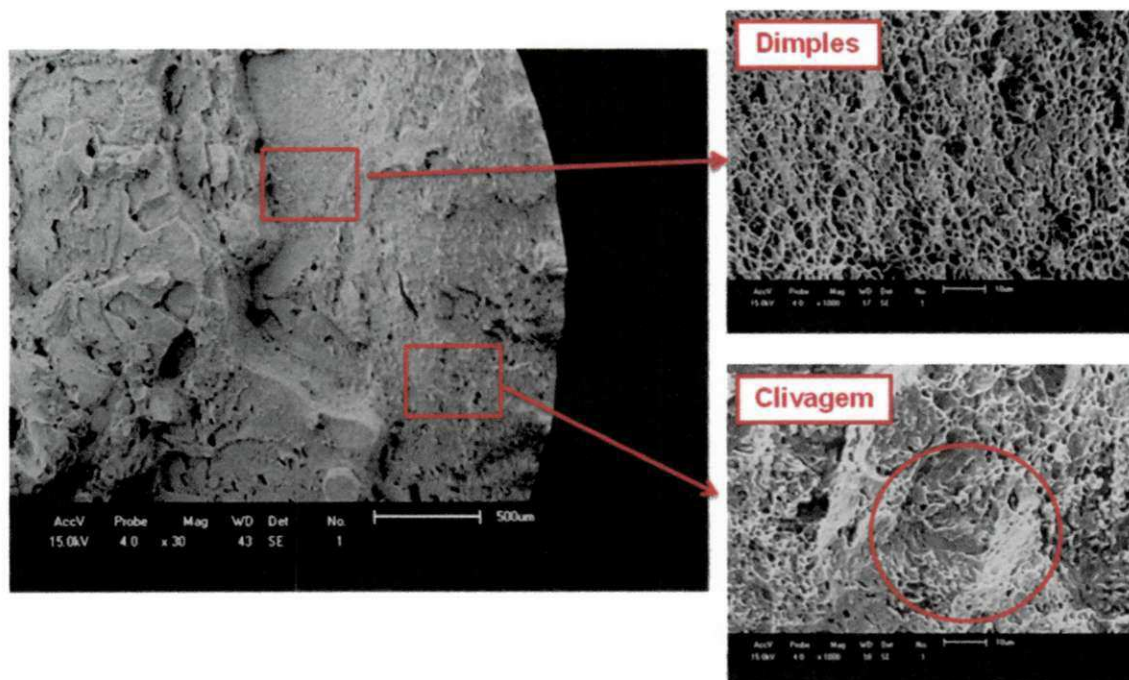


Figura 4.22– Amostra ensaiada em solução com característica de fratura mista.

É importante perceber que o aspecto de superfície frágil se modifica para uma aparência mais dúctil, à medida que se desloca para o centro, isto provavelmente pode ter ocorrido pelo fato do tempo de ruptura não ter sido o suficiente para que o hidrogênio pudesse difundir até a região central da amostra

A redução na plasticidade observada pode ser entendida, neste caso, como uma redução na ductilidade do material. Esta perda de ductilidade pode também estar associada à presença de trincamento secundário próximo à superfície de fratura e nas regiões mais afastadas da superfície de fratura. O trincamento secundário comumente associado com o mecanismo de recombinação do átomo de hidrogênio é promovido pela presença de inclusões não-metálicas (BOTT et al, 2005). Trincamentos secundários foram encontrados em todas as juntas ensaiadas em solução. As Figura 4.23 e 4.24 mostram trincamentos secundários próximo à superfície de fratura, e em regiões afastadas da superfície de fratura.

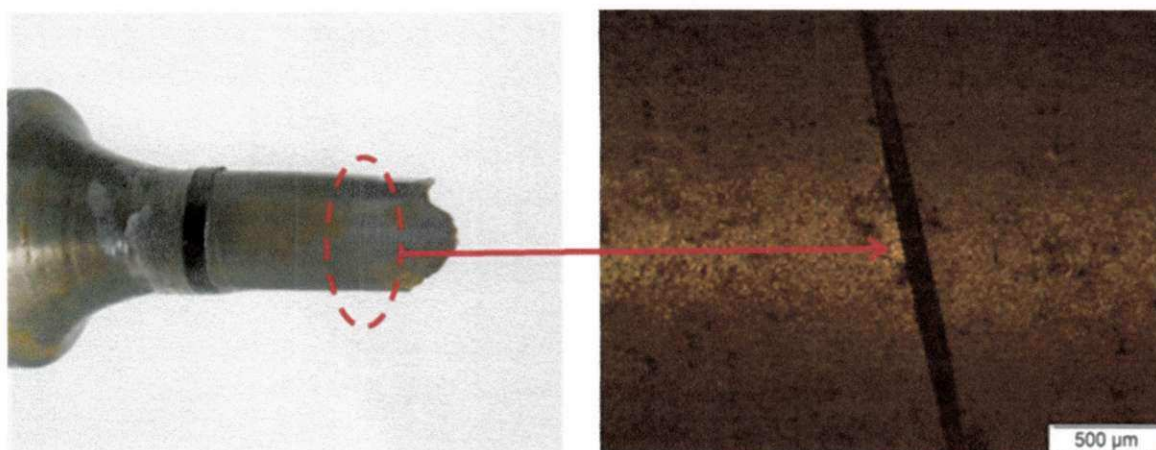


Figura 4.23 - Trincamento secundário na junta A2.0 próximo à linha de fusão.

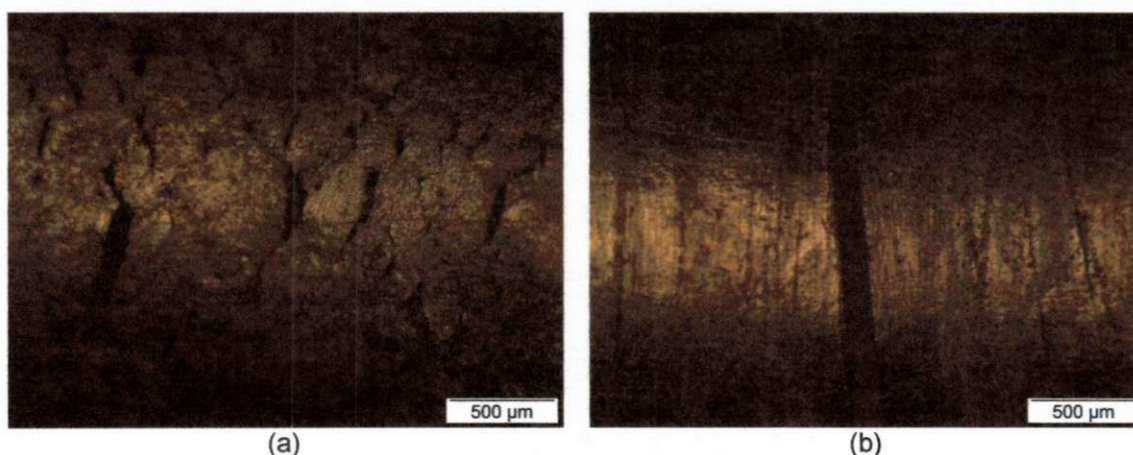


Figura 4.24 -: Trincamento secundário encontrado nos corpos de prova ensaiados em solução: (a) A1.1 próximo à superfície de fratura e (b) A1.2 afastado da superfície de fratura.

As imagens e resultados até então apresentados confirmam os resultados obtidos na Tabela 4.8, indicando a susceptibilidade das juntas ao fenômeno de fragilização por hidrogênio.

5 - CONCLUSÕES

- A significativa sensibilidade das amostras aos efeitos do hidrogênio demonstra que a solução empregada para os ensaios de fragilização apresentou eficiência na simulação do ambiente fragilizante com baixo teor de H_2S ;
- O início das fraturas nos metais de solda ou próximo à linha de fusão de todas as amostras ensaiadas demonstra a maior sensibilidade deste tipo de ensaio à heterogeneidade microestrutural e à presença de discontinuidades comumente presente nesta região da junta soldada;
- As grandes diferenças nas proporções dos microconstituintes dos metais de solda com valores de P_{cm} similares; evidencia a necessidade de um controle adequado dos parâmetros na soldagem destes aços com os consumíveis utilizados;
- O melhor desempenho com relação à fragilização por hidrogênio das juntas obtidas com passe de raiz utilizando o processo GTAW e com os passes de acabamento utilizando o processo FCAW com proteção gasosa (Condição A4.0) demonstra a necessidade de uma boa eficiência na proteção da poça de fusão na soldagem deste tipo de aço;
- O melhor desempenho com relação à fragilização por hidrogênio das juntas com metais de solda contendo elevados percentuais de AF e reduzidos percentuais de FC demonstra a importância da microestrutura e a necessidade do adequado uso de consumíveis e parâmetros na soldagem deste tipo de aço;
- Os metais de solda com maiores percentuais de PF e FC e maiores valores de dureza, apresentaram pior desempenho com relação à susceptibilidade à fragilização por hidrogênio apesar de possuírem valores de P_{cm} similares àqueles obtidos pelos outros processos

demonstrando assim a importância da microestrutura desta região e a necessidade do controle da energia de soldagem;

- Os resultados similares do desempenho, com relação à fragilização por hidrogênio, das juntas soldadas com consumíveis retirados imediatamente da caixa ou da estufa demonstra a necessidade da consideração do tempo de exposição ao ar livre dos eletrodos sobre o efeito da fragilização;
- Os aspectos “frágeis” das fraturas dos corpos de prova ensaiados sob solução quando comparados com aquelas ensaiadas ao ar livre confirma a susceptibilidade das amostras a este tipo de ensaio.

6 - SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

- Realizar os ensaios de trincamento induzido por hidrogênio (HIC), para as mesmas condições de junta soldada;
- Realizar avaliação da tenacidade das juntas soldadas, através das metodologias CTOD ou Integral J, variando o posicionamento do entalhe em todas as regiões da junta soldada;
- Realizar o levantamento do percentual dos defeitos e irregularidades presentes nas juntas soldadas;
- Realizar o levantamento das curvas de polarização catódica na região dos metais de solda.

7 - REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

ALBUQUERQUE, S. F. **Avaliação do efeito da utilização de processos manuais e automatizados sobre a microestrutura e as propriedades mecânicas de aço API 5L X80.** Universidade Federal de Campina Grande. Campina Grande-PB. 2010. (Dissertação de Mestrado).

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **Standard Practice for Slow Strain Rate Testing to Evaluate the Susceptibility of Metallic Materials to Environmentally Assisted Cracking – G129-00,** 2006.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **Standard Test Methods and Definitions for Mechanical Testing of Steel Products – A370,** 2003.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **Standard Test Methods Determining Volume Fraction by Systematic Manual Point Count – E562,** 2002.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **Standard Test Methods for Tension Testing of Metallic Materials – E8M,** 2009.

API SPECIFICATION 5L. **SPECIFICATION FOR LINE,** 23th edition, 2004.

API STANDARD 1104. **WELDING OF PIPELINES AND RELATED FACILITIES,** 20th edition, Errata/ Addendum, 2007.

BALLESTEROS, A. F., PONCIANO, J.A.C., BOTT, I.S. **Susceptibilidade de Juntas Soldadas circunferências aço API5L-X80 à corrosão sob tensão e a fragilização por hidrogênio.** Tecnol Metal Master Miner.v6, p.147-152, 2010.

BALLESTEROS, A. F., PONCIANO, J.A.C., BOTT, I.S. **Avaliação da resistência de juntas soldadas circunferenciais de aço API5L-X80 à corrosão sob tensão e susceptibilidade à fragilização por hidrogênio.** 64° Congresso Anual da ABM - Belo Horizonte, MG-Brasil, 2009.

BALLESTEROS, A. F. **Avaliação da resistência de juntas soldadas circunferências de aços API 5L X-80 à corrosão sob tensão na presença de sulfetos e susceptibilidade à fragilização por hidrogênio.** Pontifícia Universidade Católica do Rio de Janeiro. Rio de Janeiro – RJ. 2009. (Tese de Doutorado).

BECERRA, O. V.; **Caracterización Mecánica, Microestructural y de Susceptibilidad al SSC de Reparaciones Múltiples em Soldadura Circunferencial de Tubería API X52 .** 9° Congreso y Expo Internacional de Ductos, Cidade do México - México, 2007.

BHADESHIA, H. K. D. **Bainite of Steels**. The Press University, Cambridge, 2ªedition, 2001.

BOTT, I.S; SOUZA, L.F.G; TEIXEIRA, J.C.G.; RIOS, P.R. **High-Strength Steel Development for Pipelines: A Brazilian Perspective**, *Metallurgical and Materials Transactions A*, v. 36A, p.443-454, Fev, 2005.

BRACARENSE, A. Q. **Apostila da disciplina Processo de Soldagem**. Universidade Federal de Minas Gerais – Belo Horizonte, UFMG, 2000.

BRACARENSE, A. Q. et al. **Sistema robotizado para soldagem orbital de dutos**. Rio Oil and Gás, IBP. p2, 2004.

BRACARENSE, A. Q. et al. **Soldagem fundamentos e tecnologia**. 3ªed. Belo Horizonte - MG. Editora UFMG, 2009 363p.

BUENO, A. H. S. **Avaliação Integrada de Mecanismos de Falha por Corrosão em Dutos**. Universidade Federal do Rio de Janeiro. Rio de Janeiro - RJ. 2007. (Tese de Doutorado).

BUENO, R. S. **Análise Microestrutural de Junta Soldada de Aço Baixa Liga**. Pontificia Universidade Católica do Rio de Janeiro. Rio de Janeiro – RJ. 2010. (Trabalho de Conclusão de Curso).

CALLISTER JR, W. D. **Fundamentos da ciência e engenharia dos materiais: uma abordagem integrada**. 2ªed. Rio de Janeiro - RJ, Editora LTC, 2006.

CALOI, G. **Análise da Soldabilidade do aço API 5LX-80 por meio dos testes Tekken e de implante**. Pontificia Universidade Católica do Rio de Janeiro. Rio de Janeiro – RJ, 2008. (Dissertação de Mestrado).

CAMPOS, P. T. **Caracterização Mecânica e Microestrutural de Juntas pelos processos de juntas soldadas pelos processos MIG/MAG e arames Tubulares (FCMAW)**. Pontificia Universidade do Paraná. Curitiba – PR, 2005. (Dissertação de Mestrado).

CARVALHO, F. L. **Influência do tamanho de grão austenítico na resistência à corrosão sob tensão de aços para aplicação sour service**. Universidade Federal de Minas Gerais – UFMG. Belo Horizonte – MG. 2007. (Dissertação de Mestrado).

CWIEK, J. **Hydrogen degradation of high strength weldable steels**, *Journal of Achievements in Materials and Manufacturing Engineering*, v.20, p.223-226, Jan.-Fev. 2007.

DA SILVA, E. S., BELTRÃO, M. A. N., BASTIAN, F. L. **Comportamento em fadiga de juntas soldadas circunferências de um aço API5L-X80**.

DEMET. **Tensões Residuais e Distorção em Soldagem**. Disponível em: <<http://www.demet.ufmg.br/labs/soldagem/>> Acesso em: 20 de Agosto de 2010.

DORIGON, G. **Estudo do Mecanismo de Fragilização por Hidrogênio em Aços Submetidos a Tratamento Químico e térmico**. Universidade Federal do Paraná – UFPR, Curitiba – PR, 2003. (Proposta de Projeto de Pesquisa).

DURAND, R. Z. S.; **Avaliação da microestruturura e Propriedades Mecânicas da Soldagem Circunferencial do Aço API5LX-80 por Processo de Soldagem Semi-Automático com Proteção Gasosa**. Pontifícia Universidade Católica do Rio de Janeiro. Rio de Janeiro – RJ. 2007. (Dissertação de Mestrado).

EASTERLING, K. **Introduction to the Physical Metallurgy of Welding**, London - UK, Butterworths Monographs in Metals, 1983, p.104.

FALS, H. D. C. **Proposta de um ensaio para avaliação das trincas induzidas por hidrogênio em juntas soldadas assistidas por emissão acústica**. Universidade Estadual de Campinas - Faculdade de Engenharia. Campinas - SP. 1999. (Tese de Doutorado).

FEDELE, R. **Corrosão Intergranular em Juntas Soldadas – Parte I**. *Revista Soldagem e Inspeção*. Ano6. n°3, 2002.

FEDELE, R. **Soldagem de tubulações: Metalurgia, procedimentos e desafios**. *Revista Metalurgia e Materiais*. v. 58, n. 521, 2002.

FERNANDES, J. C. **Desenvolvimento de um dispositivo tipo carga constante para avaliação da susceptibilidade de aços inoxidáveis à corrosão sob tensão**. Universidade Federal de Itajubá. Itajubá – MG. 2010. (Dissertação Mestrado).

FERREIRA, R. J., GOMES, J. A. C. P., JOIA, C. J. B. M. **Avaliação da fragilização pelo hidrogênio do aço API C110 utilizado na Indústria do petróleo**. 6ª COTEQ. 2002.

FONTES, C. H. M. **Juntas de Aço Baixa Liga Soldadas com Diferentes Consumíveis – Efeito do Tratamento Térmico de Alívio de Tensões nas Características Metalúrgicas das Soldas**. Universidade Federal do Rio de Janeiro - COPPE. Rio de Janeiro – RJ. 2008. (Dissertação de Mestrado).

GEMELLI, E. **Corrosão de Materiais Metálicos e Sua Caracterização**. 1ªed. Rio de Janeiro - RJ, Editora LTC, 2001.

GENTIL, V. **Corrosão**. 3ªed. Rio de Janeiro - RJ, Editora LTC, 1996.

GIRELLI, R. A. **Análise comparativa de aços ARBL usados na fabricação de tubos flexíveis para produção de petróleo no mar, em formações com**

baixo teor de H₂S: Um estudo de FHP utilizando solução de tiosulfato de sódio. Universidade Federal do Espírito Santo - UFES. Vitória-ES, 2006. (Dissertação de Mestrado).

G. M. OMWEG, G. S. FRANKEL, W. A. BRUCE, J. E. RAMIREZ, AND G. KOCH. **Effect of Welding Parameters and H₂S Partial Pressure on the Susceptibility of Welded HSLA Steels to Sulfide Stress Cracking**, Welding Journal, 83(6) p.136s-144s, 2003.

GODOY, W. L. **Efeito da temperatura de pré-aquecimento e características do pulso na microestrutura de aço estrutural de alta resistência e baixa liga soldado com arco elétrico e proteção gasosa.** Universidade Estadual Paulista - Faculdade de Engenharia. Bauru – SP, 2008. (Dissertação de Mestrado).

GORNI, A. A; et al.; **Metalurgia Dos Aços Microligados Usados na Fabricação de Tubos Soldados com Grande Diâmetro.** Tubo & Companhia, v. 26, n.5, p.52-63, 2009.

INFOSOLDA. **Soldagem por Eletrodo Revestido.** Disponível em: < <http://www.infosolda.com.br/download/61ddp.pdf> > Acesso em: 21 de Agosto de 2010.

INFOSOLDA. **Energia de Soldagem.** Disponível em: < <http://www.infosolda.com.br/download/61ddp.pdf> > Acesso em: 21 de Agosto de 2010.

INFOSOLDA. **Fissuração pelo Hidrogênio.** Disponível em: < <http://www.infosolda.com.br/download/61ddp.pdf> > Acesso em: 20 de Agosto de 2010.

JAMBO, H. C. M; FÓSFANO, S. **Corrosão – Fundamentos, Monitoração e Controle.** 1ªed. Rio de Janeiro - RJ. Editora Ciência Moderna Ltda, 2008; p. 155-182.

KALWA, C.; HILLENBRAND, H. G.; GRAF, M. **High Strength Steel Pipes: New Developments and Applications.** Onshore Pipeline Conference. Houston, Texas, USA: [s.n.]. 2002.

LEMOS, M. F. **Avaliação da vida em fadiga de juntas soldadas do aço API5L X65 em meios aquosos salinos saturados com diferentes pressões parciais de CO₂.** Universidade Federal do Rio Grande do Sul – UFRGS. Porto Alegre- RS. 2009. (Dissertação de Mestrado).

LOUTHAN JR., M. R. **Hydrogen Embrittlement of Metals: A Primer for the Failure Analyst.** J Fail Anal and Preven, n.8, p 289-307, 2008.

LOWE, J., POCIANO, J. A. C. **Avaliação da fragilização pelo hidrogênio de um aço de Alta Resistência e Baixa Liga em solução de Tiosulfato de sódio.** 55º Congresso anual da ABM. 2000.

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

MARTINS, W. P.; et al. **Influência dos Parâmetros de Soldagem no Comportamento Microestrutural e nas Propriedades Mecânicas de Juntas Soldadas em Aços ARBL.** 6º Congresso Brasileiro de Engenharia de Fabricação – Caxias do Sul, RS-Brasil, 2011.

MAZZEI, L. S. **Análise de Propagação de Trincas em Aços API-5L em Meio Contendo H₂S Sob Carregamento Trativo Constante.** Pontifícia Universidade Católica do Rio de Janeiro. Rio de Janeiro – RJ. 2009. (Trabalho de Conclusão de Curso).

MESSIAS, J. P. S.; COSTA, T. M. G; BRACARENSE, A. Q.; CHILQUE, A. R. A. **Estudo da soldabilidade do aço API5LX80 na soldagem ao arco elétrico manual, mecanizado e robotizado.** Exposol. Rio de Janeiro – RJ, 2008.

MODENESI, P. J. **Soldabilidade dos aços transformáveis.** UFMG, Belo Horizonte- MG, 2004.

NACE Standard TM0284-2003. **Evaluation of Pipeline and Pressure Vessel Steels for Resistance to Hydrogen- Induced Cracking,** NACE International, 2003.

NACE Standard TM0177-2005. **Laboratory Testing of Metals for Resistance to Sulfide Stress Cracking and Stress Corrosion Cracking in H₂S Environments,** NACE International, 2005.

NERIS, M. M. **Apostila da disciplina Soldagem dos Metais.** Universidade de Santa Cecília – Faculdade de Engenharia Mecânica, Santos - SP, 2008.

NETO, N. F. S. **Caracterização de Soldas em Aços API 5L com Diferentes Arames Tubulares e Temperaturas de Pré-Aquecimento.** UNICAMP. Campinas-SP, 2003. (Dissertação de mestrado).

NÚNEZ, M. M. G.; **Avaliação do comportamento em corrosão dos aços API5LX-70 e API5LX-80 em meio contendo CO₂ por técnicas de análise superficiais e eletroquímicas.** Pontifícia Universidade Católica do Rio de Janeiro. Rio de Janeiro – RJ. 2006. (Dissertação de Mestrado).

OMWEG, G. M., FRANKEL, G. S.; BRUCEA, W. A.; RAMIREZ, J. E.; KOCHA, G. **Performance of Welded High-Strength Low-Alloy Steels in Sour Environments,** Corrosion, v.59, n.7, p.640-652, 2003.

ORDÓÑEZ, R. E. **Soldagem e caracterização das propriedades mecânicas de dutos de aço API 5L-X80 com diferentes arames tubulares.** Universidade Estadual de Campinas, Faculdade de Engenharia Mecânica. Campinas – SP. 2004. (Dissertação de Mestrado).

PARVATHAVARTHINI, N., DAYAL, R.N. **Hydrogen embrittlement in power plant steels.** Sadhana. n.28, p.431-451, 2003.

Petróleo Brasileiro S.A. **Materiais de Tubulação: N-76 Rev. E,** Rio de Janeiro, 2001.

Petróleo Brasileiro S.A. **Soldagem: N-133 Rev. J,** Rio de Janeiro, 2005.

PINTO, P. M. A. S. **Soldagem circunferencial de tubo API 5L X80 empregando processos manual/semi-automático.** Pontifícia Universidade Católica do Rio de Janeiro. Rio de Janeiro – RJ. 2006. (Dissertação de Mestrado).

PIPELINES WELDING HANDBOOK- ESAB Publication, 2003.

RAMIREZ, M. G., et al. **Caracterização microestrutural de um aço API5L-X80 através de microdureza e microscopia ótica e eletrônica .** 62º Congresso Anual da ABM- Internacional, Vitória – ES. Brasil, 2003.

ROCHA, D. B. **Estudo da Soldabilidade do Tubo API5L X80 utilizando os processos de soldagem: MAG com transferência controlada e eletrodo tubular.** Escola Politécnica da Universidade de São Paulo. São Paulo – SP. 2010. (Dissertação de Mestrado).

SAUER, A.; REBELLO, J. M. A. **O Constituinte Austenita-Martensita (A-M).** Matéria, v.1, n.1, p.15-21, jul. 1996.

SILVA, B. R. S. **Susceptibilidade a Fragilização pelo Hidrogênio em Tubos de Aço Inoxidável Super Duplex UNSS322750 Sob tensão Mecânica.** Pontifícia Universidade Católica do Rio de Janeiro. Rio de Janeiro – RJ. 2011. (Trabalho de Conclusão de Curso).

SILVA, E. S. **Propagação de Trincas de Fadiga em Juntas Soldadas Circunferências de Aços Para Risers Rígidos da Classe API 5L Grau X80.** Pontifícia Universidade Católica do Rio de Janeiro. Rio de Janeiro – RJ. 2010. (Trabalho de Conclusão de Curso).

SILVA, J. H. F., ORDONÊZ, R. E. C., TREVISAN, R. E. **Estudo de trincas induzidas pelo hidrogênio no metal de solda do aço API-X80 através do teste G-BOP.** Universidade Federal de Campinas - Faculdade de Engenharia Mecânica, Campinas - SP, 2004.

SILVA, M. C. **Determinação experimental da tenacidade à fratura de zona termicamente afetada de junta soldada de aço API 5L X80.** Escola Politécnica da Universidade de São Paulo. São Paulo – SP, 2009. (Tese de Doutorado).

SIQUARA, P. C. **Influência Da Microestrutura Nas Propriedades Físicas E Mecânicas De Aços 2,25Cr-1Mo Usados em Ambientes Ricos em Hidrogênio.** Universidade Federal do Rio de Janeiro - COPPE. Rio de Janeiro – RJ. 2006. (Dissertação de Mestrado).

SPECIFICATION FOR LINE PIPE, API SPECIFICATION 5L, AMERICAN PETROLEUM INSTITUTE, Forthly-Second Edition, American Petroleum Institute, USA, July 2000, p. 1- 20.

STROE, M. E. **Hydrogen Embrittlement of Ferrous Materials.** Université Libre de Bruxelles. Bélgica - BE. 2006. (Tese de Doutorado).

TAYLOR, D.S. **The effect of manganese on the toughness of E-7016 type weld metal.** *Welding and Metal Fabrication*, v.50, n.9, p.452-60, Nov. 1982.

TSUJIKAWA, S.; MIYASARKA, A.; JEDA, M.; ANDO, S.; SHIBATA, T.; HARUNA, T.; KATAHIRA, M.; YAAMANE, Y.; AOKI, T.; YAMADA, T. **Alternative for Evaluating Sour Gas resistance of Low-Alloy Steels and Corrosion-Resistant Alloys,** *Corrosion*, v.49, n.5, p.409-419, 1993.

VIANA, C. S. **Comportamento Mecânico do Aço API5L X-60 Com e Sem Hidrogênio.** Universidade Federal do Rio de Janeiro - COPPE. Rio de Janeiro – RJ. 2005. (Dissertação de Mestrado).

WAINER, E., BRANDI, S.D., MELLO, F. D. H. **Soldagem processos e metalurgia.** 1ªed. São Paulo, editora Edgard blucher LTDA, 1995. 494p.

WELDING IN THE WORLD, vol. 29, nº 7/8, 1991, IIW - International Institute of Welding.

WELDING HANDBOOK. American Welding Society. 8. ed. Miami: [s.n.], v. 2, 1991. Cap. 5 – Flux cored arc welding, p. 158-190

YURIOKA, N. **Physical Metallurgy of Steel Weldability.** ISIJ International, v. 41, n. 6, p. 566-570, 2001.

ZALAZAR, M.; RISSONE, N. M. R.; SURIAN, E. S.; BRUNA, R.; BARALLA, E.; **Efecto del procedimiento de soldadura sobre las propiedades de unions soldadas de aceros microaleados para canería,** *Soldagem e Inspeção*, v.14, n.1, p.036-046, 2009.