

UNIVERSIDADE FEDERAL DE MINAS GERAIS

Programa de Pós-Graduação em Engenharia Metalúrgica, Materiais e de Minas

Dissertação de Mestrado

Análise da Influência dos Parâmetros de Soldagem na Microestrutura e Propriedades
Mecânicas de uma Junta Soldada de Tubos Sem Costura API X70QS para Aplicações
Linepipe Sour Service

Autora: Mariana Pessoa Medeiros de Paula
Orientador: Prof. Paulo José Modenesi
Coorientador: Vicente Braz da Trindade Filho

Fevereiro 2018

Mariana Pessoa Medeiros de Paula

Análise da Influência dos Parâmetros de Soldagem na Microestrutura e Propriedades Mecânicas de uma Junta Soldada de Tubos Sem Costura API X70QS para Aplicações
Linepipe Sour Service

Dissertação apresentada ao Programa de Pós-Graduação em Engenharia Metalúrgica, Materiais e de Minas da Escola de Engenharia da Universidade Federal de Minas Gerais, como requisito parcial para obtenção do Grau de Mestre em Engenharia Metalúrgica, Materiais e de Minas.

Área de Concentração: Metalurgia de Transformação.

Orientador: Prof. Paulo José Modenesi

Coorientador: Vicente Braz da Trindade Filho

Belo Horizonte
Universidade Federal de Minas Gerais
Escola de Engenharia
2018

P324a

Paula, Mariana Pessoa Medeiros de.

Análise da influência dos parâmetros de soldagem na microestrutura e propriedades mecânicas de uma junta soldada de tubos sem costura API X70QS para aplicações *Linepipe Sour Service* [manuscrito] / Mariana Pessoa Medeiros de Paula. - 2018.

xiv, 91 f., enc.: il.

Orientador: Paulo José Modenesi.

Coorientador: Vicente Braz da Trindade Filho.

Dissertação (mestrado) - Universidade Federal de Minas Gerais, Escola de Engenharia.

Apêndices: f. 88-91.

Bibliografia: f. 82-87.

1. Engenharia metalúrgica - Teses. 2. Metalurgia de transformação - Teses. 3. Soldagem - Teses. 4. Propriedades mecânicas - Teses. 5. Microestrutura - Teses. 6. Juntas soldadas - Teses. I. Modenesi, Paulo José. II. Trindade Filho, Vicente Braz da. III. Universidade Federal de Minas Gerais. Escola de Engenharia. IV. Título.

CDU: 669(043)

Ao meu esposo,
á minha mãe e irmãs.

AGRADECIMENTOS

À Deus, pelo dom da vida, pelo cuidado e pela constante proteção.

Ao meu esposo Christiano Pessoa Gomes de Paula por todo amor, incentivo e paciência.

À minha mãe Maria do Carmo Pessoa Medeiros e minhas irmãs Adriana e Ana Clara pelo amor incondicional e por todo apoio.

Aos orientadores Prof. Paulo José Modenesi e Dr. Vicente Braz da Trindade Filho pela dedicação, orientação e toda atenção dedicada durante todas as etapas desenvolvidas neste trabalho.

Ao Dr. Júlio Márcio Silveira e Silva e a Vallourec Soluções Tubulares pela oportunidade e confiança para execução deste trabalho.

Aos colegas de Consultas Técnicas e ao Francis Henrique de Souza Lima pelo apoio e compreensão nos momentos de ausência.

Ao professor Dr. Alexandre Queiroz Bracarense e ao Dr. César Olea que gentilmente aceitaram o convite para participar desta Banca.

Aos engenheiros da empresa Delp: Danilo Gomes e Mario Moura e ao Cleber Fortes e por todo suporte e incentivo durante as fases iniciais deste trabalho.

Aos profissionais da VSB, em especial aos funcionários do Laboratório Mecânico e Metalografia da usina de Jeceaba: Douglas Figueiredo, Alan Oliveira, Rodrigo Jose Silva, Júnia Ananias, Natalia Silva, Jefferson Ferreira, Álvaro Aarão, Mauricio Silva; e aos colegas do Laboratório de Corrosão e Metalografia da usina Barreiro: Luciana Ribeiro, Fabiano Fialho, Brenner Santos, Isabelly Vieira e Paulo Dornelas pela ajuda, contribuição e colaboração para realização deste trabalho.

Aos colegas da VSB: Timo Ebeling, Luisa Castellano, Regiane Souto, Bruna Rivelli, Kênia Moraes, Fabricio Torres e Leonardo Monteiro pelo apoio, amizade e contribuição para realização deste trabalho.

À Roberta Campos pelos conselhos e suporte psicológico.

A todos que indiretamente contribuíram para o sucesso da realização deste trabalho.

SUMÁRIO

AGRADECIMENTOS	iii
LISTA DE FIGURAS.....	vii
LISTA DE TABELAS.....	x
LISTA DE NOTAÇÕES	xi
RESUMO.....	xiii
ABSTRACT.....	xiv
1 Introdução.....	1
2 Objetivos.....	3
3 Revisão Bibliográfica	4
3.1 Características do Aço API X70	4
3.1.1 Carbono equivalente	8
3.2 Soldagem de tubos de condução (<i>pipelines</i>)	9
3.2.1 Processo de soldagem GMAW (MIG/MAG)	11
3.2.2 Processo de soldagem GTAW	13
3.3 Metalurgia da Soldagem	14
3.3.1 Zona Fundida (ZF).....	14
3.3.2 Zona Termicamente Afetada (ZTA).....	16
3.4 Corrosão	21
3.4.1 Corrosão em soldas	22
3.4.2 Fragilização pelo Hidrogênio.....	26
3.4.3 Fissuração pelo Hidrogênio	28
4 Materiais e Métodos	31
4.1 Materiais e Equipamentos	31
4.1.1 Metal Base	31
4.1.2 Consumíveis.....	32
4.1.3 Equipamentos.....	33
4.2 Procedimento de soldagem	34
4.3 Ensaio metalográficos.....	36
4.4 Testes mecânicos.....	36
4.4.1 Ensaio de tração	36
4.4.2 Ensaio de impacto	37
4.4.3 Ensaio de dureza Vickers.....	38

4.5	Testes de corrosão	40
5	Resultados e discussões	45
5.1	Procedimento de soldagem	45
5.2	Análise química.....	46
5.3	Caracterização Estrutural	48
5.3.1	Metal base	48
5.3.2	Junta soldada.....	51
5.4	Propriedades Mecânicas	60
5.4.1	Ensaio de tração	60
5.4.2	Ensaio de dureza	61
5.4.3	Teste de impacto Charpy	67
5.5	Testes de corrosão	71
5.5.1	HIC Teste	71
5.5.2	FPBT teste.....	74
6	Conclusões.....	79
7	Sugestões para trabalhos futuros	81
	Referências Bibliográficas	82
	APÊNDICE.....	88

LISTA DE FIGURAS

Figura 3.1 - Desenvolvimento dos aços API 5L desde a década de 50 para tubos com costura (Soeiro et al, 2013)	5
Figura 3.2 - Desenho esquemático da soldagem GMAW (Marques 2009).....	11
Figura 3.3 - Equipamento básico para soldagem GMAW (Marques 2009)	11
Figura 3.4 - Modos de transferência de metal na soldagem GMAW (Marques 2009)...	12
Figura 3.5 - Desenho esquemático do processo de soldagem GTAW (Marques, 2014).	14
Figura 3.6 - Curva de resfriamento contínuo esquemática para metal de solda de aço microligado de baixo carbono (Kou, 2003).....	16
Figura 3.7 - Regiões da solda de um aço carbono (Modenesi, 2014).....	17
Figura 3.8 - Regiões da solda alterada devido a outro passe de solda (Fernandes, 2011)	19
Figura 3.9 - Esquema de algumas formas de corrosão (Gentil, 2005).....	22
Figura 3.10 - Tipos de danos por hidrogênio: <i>SOHIC</i> , sob tensão; <i>HIC</i> e <i>SSC</i> (Garcia, 2012).....	28
Figura 3.11 - Solubilidade do hidrogênio no ferro puro (Faria, 2010)	29
Figura 4.1 - Representação: (a) do chanfro, (b) da posição de soldagem e (c) dimensões do backing cerâmico (Fonte da dimensão do backing: CIG Soldas).....	34
Figura 4.2 - Representação esquemática do corpo de prova para ensaio de tração de seção retangular de acordo com a Norma ASTM A370 (2012).....	37
Figura 4.3 - Representação esquemática das dimensões dos corpos de prova do tipo sub size para ensaio de impacto Charpy.....	37
Figura 4.4 - Representação esquemática de uma junta soldada com direção do entalhe para teste Charpy na ZTA.....	38
Figura 4.5 - Representação esquemática de uma junta soldada com direção do entalhe para teste Charpy na ZF.	38
Figura 4.6 - Locais das leituras de dureza (HV10) para o metal base conforme norma API 5L (2012)	39
Figura 4.7 - Representação esquemática da localização das leituras HV1.....	39
Figura 4.8 - Representação da localização das leituras HV10 conforme norma NACE MR0175/ISO 15156-1 (2015).....	40

Figura 4.9 - (a) Corpo de prova do teste HIC conforme NACE 0284 (2016); (b) Montagem do teste na cuba.....	41
Figura 4.10 - Teste de ultrassom nos corpos de prova para o teste HIC.....	42
Figura 4.11 - Local de retirada do corpo de prova para o teste HIC com indicação das faces analisadas após teste.....	42
Figura 4.12 - Critério de medição de trincas conforme norma NACE TM 0284 (2016).....	43
Figura 4.13 - Local de retirada do corpo de prova para o teste FPBT. Dimensões: 5x15x115mm.....	43
Figura 4.14 - Montagem da aplicação de carga no corpo de prova para o teste FPBT..	44
Figura 5.1 - Representação do perfil final apresentando o número de passes aplicados: (a) APT-B. (b) APT-M e (c) APT-A.....	45
Figura 5.2 - Micrografia óptica do metal base na região central da espessura de parede. Ataque Nital 3%.....	48
Figura 5.3 - Imagem do metal base na região central da espessura de parede visualizada no MEV. Ataque Nital 3%.....	49
Figura 5.4 - Ilhas de martensita no metal base na região próxima ($< 2\text{mm}$) da superfície interna.	50
Figura 5.5 - Varredura ao longo de uma linha para diferentes elementos de uma inclusão varrida aleatoriamente no MB.....	51
Figura 5.6 - Inclusão varrida aleatoriamente no MB.....	51
Figura 5.7 - Macrografia para junta soldada. (a) APT-B, (b) APT-M, (c) APT-A.....	52
Figura 5.8 - Microestrutura da zona fundida no passe de raiz para o aporte APT-B.....	53
Figura 5.9 - Microestrutura da zona fundida no passe de raiz para os aportes (a) APT-M; (b) APT-A.....	54
Figura 5.10 - Microestrutura da zona fundida do último passe de solda para os aportes (a) APT-B; (b) APT-M.....	55
Figura 5.11 - Microestrutura da zona fundida do último passe de solda para o aporte APT-A.....	56
Figura 5.12 - Região de interface entre ZTA e ZF no MEV. Ataque Nital 3%.....	56
Figura 5.13 - Microestruturas na região de topo na ZTA para as condições: (a) APT-B; (b) APT-M.....	57

Figura 5.14 - Microestrutura na região de topo na ZTA para a condição APT-A.....	58
Figura 5.15 - Microestruturas na região de raiz na ZTA para as condições: (a) APT-B; (b) APT-M; (c) APT-A.....	59
Figura 5.16 - Resultados dos valores médios para os testes de tração de corpos de prova de metal base e da junta soldada.....	60
Figura 5.17 - Resultados para a relação LE/RT.....	60
Figura 5.18 - Resultados de dureza HV10 para a região da ZTA.....	62
Figura 5.19 - Resultados de dureza HV10 para a região da ZF.....	62
Figura 5.20 - Perfis de microdureza (HV1) na junta soldada para condição APT-B. (a) topo; (b) raiz.....	64
Figura 5.21 - Perfis de microdureza (HV1) na junta soldada para condição APT-M. (a) topo; (b) raiz.....	65
Figura 5.22 - Perfis de microdureza (HV1) na junta soldada para condição APT-A. (a) topo; (b) raiz.....	66
Figura 5.23 - Resultados do teste de impacto charpy, com os valores reais para o metal base.....	67
Figura 5.24 - Resultado para o teste de impacto para a condição APT-A.....	68
Figura 5.25 - Resultado para o teste de impacto para a condição APT-M.....	69
Figura 5.26 - Resultado para o teste de impacto para a condição APT-B.....	69
Figura 5.27 - Corpo de prova retirado na região da ZTA para a condição APT-M com entalhe localizado incorretamente.....	70
Figura 5.28 - Superfície de fratura para o corpo de prova para condição APT-B com menor valor de energia à -40°C: (a) fratura frágil; (b) fratura dúctil.....	71
Figura 5.29 - Aspecto da trinca para o aporte APT-B sem ataque.....	73
Figura 5.30 - Aspecto da trinca para o aporte APT-B. Ataque Nital 3%.....	73
Figura 5.31 - Corpos de prova do teste <i>FPBT</i> depois do teste de 720h.....	75
Figura 5.32 - Corpo de prova com a presença de um pite.....	76
Figura 5.33 - Profundidade do pite na seção transversal do corpo de prova do teste <i>FPBT</i> para o APT-M. Ampliação 50x.....	76
Figura 5.34 - Avaliação da corrosão no metal base. Ampliação de 200x.....	77
Figura 5.35 - Análise microscópica para a diferença entre a corrosão do MB e da ZF.(a) Ampliação 50x.(b)Ampliação 100x.....	78

LISTA DE TABELAS

Tabela IV.1- Composição química especificada para tubo sem costura relativo ao grau API 5L X70Q e DNV485, (Adaptação API 5L, 2012 e DNV-OS-F101, 2013).	32
Tabela IV.2 - Propriedades mecânicas especificadas para o grau API 5L X70Q e DNV485 (Adaptação API 5L, 2012 e DNV-OS-F101, 2013).	32
Tabela IV.3 - Composições químicas especificadas para os eletrodos ER 70S-3 e ER 80S-D2.....	33
Tabela IV.4 - Aporte térmico objetivado.....	36
Tabela IV.5 - Características da solução A conforme norma NACE 0177 (2016).	40
Tabela V.1- Parâmetros reais de soldagem.....	46
Tabela V.2 - Composição química (% em massa) especificada para o metal base.	46
Tabela V.3 - Análise da composição química da zona fundida na região de topo para os aportes APT-B, APT-M e APT-A.	47
Tabela V.4 - Resultado do teste <i>HIC</i> para as amostras com diferentes aportes térmico.	72
Tabela V.5 - Tensão de carregamento utilizada e o resultado do teste <i>FPBT</i>	75

LISTA DE NOTAÇÕES

API: *American Petroleum Institute* – Instituto Americano de Petróleo

API 5L: *American Petroleum Institute – Specification for Linepipe*

ARBL: Aços de Alta Resistência Mecânica e Baixa Liga

ASME: *American Society of Mechanical Engineers*

ASTM: *American Standards for Testing Materials*

AT: Arame tubular

AWS: *American Welding Society*

CE_{IW}: Carbono equivalente de acordo com o Instituto Internacional de Soldagem

CE_{Pcm}: Parâmetro do carbono equivalente

CCT: *Continuos Cooling Transformation* – Diagrama de Resfriamento Contínuo

CLR: *Crack Length Ratio*

CSR: *Crack Sensivity Ratio*

CST: Corrosão Sob Tensão

CTR: *Crack Thickness Ratio*

DNV: *Det Norske Veritas*

DNV-OS-F101: *Det Norske Veritas* – Submarine Pipeline Systems

EDS: *Energy Dispersive Spectroscopy* – Espectrometria de Energia Dispersiva de Raios-X

ER: Eletrodo Revestido

FA: Ferrita acicular

FH: Fragilização pelo hidrogênio

FP(G): Ferrita primária de contorno de grão

FS(A): Ferrita com segunda fase alinhada

GMAW: *Gas Metal Arc Welding*

GGZTA: Região de granulação grosseira zona termicamente afetada

GTAW: *Gas Tungsten Arc Welding*

HIC: *Hydrogen Induced Cracking* – Trinca induzida por hidrogênio

HV: *Hardness Vickers* – Dureza Vickers
ICZTA: Região intercrítica da zona termicamente afetada
IIW: *International Institute of Welding*
JS: Junta Soldada
LE: Limite de escoamento;
LR: Limite de resistência;
MB: Metal Base
MAG: *Metal Active Gas*
MEV: Microscopia Eletrônica de Varredura
MIG: *Metal Inert Gas*
NACE: *National Association of Corrosion Engineers*
OD: *Outside Diameter* – Diâmetro externo
SCZTA: Região Subcrítica na zona termicamente afetada
SMYS: Tensão mínima de escoamento especificada
SSC: *Sulfide Stress Cracking* – Corrosão por sulfeto sob tensão induzida
WT: *Wall Thickness* – Espessura de parede
ZF: Zona fundida
ZTA: Zona termicamente afetada

RESUMO

O aço X70 é um material que possui boa relação entre resistência mecânica e tenacidade, sendo um grau com crescente demanda para condução e transporte de óleo e gás. Dentre as várias vantagens da utilização deste material para esse tipo de aplicação, a principal é a diminuição do peso da linha, pois ao se aumentar o limite de escoamento de um material, a espessura de parede requerida para resistir às pressões internas ou externas pode ser reduzida com a conseqüente redução da quantidade de material a ser utilizado. Isto gera uma boa relação custo/benefício na utilização e montagem das tubulações. Com o objetivo de avaliar a soldabilidade deste material, características microestruturais e mecânicas foram avaliadas ao longo da seção transversal de juntas obtidas por soldagem pelos processos GTAW (raiz) e GMAW (preenchimento), de tubos sem costura de aço API 5L X70QS. Os segmentos de tubos, usinados foram soldados com rotação circunferencial de modo a manter a posição de soldagem plana, sendo utilizados neste estudo três valores para o aporte térmico. Corpos de prova foram confeccionados para ensaios de tração, dureza Vickers, impacto, teste de corrosão *HIC* e *FPBT* e análise química, além de caracterização metalográfica no metal base e nas juntas soldadas. O grau X70QS obtido e soldado com diferentes aportes térmicos apresentou excelente comportamento mecânico e relativamente boa resistência a corrosão em ambiente corrosivo.

ABSTRACT

The steel grade X70 is a material that presents a good relationship between mechanical strength and toughness, being increasingly used in oil & gas transportation. Among the many benefits of using this material for this application, the major one is the decreasing in line weight, because, by increasing the yield strength of a material, the wall thickness required to support internal or external pressures may be reduced with the consequent reduction of the amount of material to be used. This implies in a good cost / benefit ratio in the application and installation of pipelines. With the objective to evaluate the weldability of API 5L X70QS seamless steel pipes, microstructural and mechanical characteristics of joints obtained by GTAW (root) and GMAW (filling) processes were evaluated along their cross section. Tube segments were machined in J-bevel shape. Circumferential welding was performed rotating the pipe in order to maintain flat welding position. In this study three different heat inputs were applied. Specimens for tensile, Vickers hardness, Charpy impact, chemical analysis, corrosion and metallographic characterization tests were cut from the base material and from the welded joints. The grade X70QS obtained and welded with different heat inputs showed adequate mechanical behavior and corrosion resistance in applications in sour service environment.

1 Introdução

Desde a década de 1950, graus de aço de baixa liga foram utilizados para cumprir as exigências impostas pelos campos offshore na costa brasileira. No entanto, para os campos do pré-sal no Brasil, que são na sua maioria localizados em grandes profundidades (cerca de 2000 m) e envolvem longas distâncias para o escoamento e transporte do petróleo produzido, graus de aço com maior resistência estão sendo solicitados. Materiais destinados a esse tipo de aplicação devem apresentar algumas características importantes, como por exemplo, maior resistência à corrosão, pois os reservatórios de petróleo do pré-sal possuem teores de H₂S e CO₂ mais elevados do que as reservas de petróleo tradicionais. Outro ponto é que esses materiais devem suportar altas temperaturas e pressões devido à grande profundidade, alta resistência à tração, boa tenacidade à fratura, boa ductilidade e soldabilidade. Em função dessa demanda, as empresas da indústria metalúrgica vêm desenvolvendo novas tecnologias para atendimento dos requisitos e especificações de seus clientes.

Os órgãos American Petroleum Institute (API) e DNV (DET NORSKE VERITAS) estabelecem os padrões de resistência mecânica, composição química, métodos de inspeção, entre outros, para os aços de oleodutos. Mais especificamente, as normas API 5L (2012) e DNV-OS-F101 (2013), especificam as condições técnicas de fornecimento de tubos com ou sem costura de aços não ligados ou ligados para a transmissão e distribuição de fluidos combustíveis ou não combustíveis (inclusive água) na indústria de petróleo ou gás natural. O grau API 5L X70 (grau equivalente ao DNV485 conforme norma DNV-OS-F101(2013)) como um desses graus de aço com alta resistência, está sendo considerado em projetos, com o objetivo de se reduzir o peso dessas linhas de condução, *linepipes*, durante as operações de lançamento dos tubos (Vallourec, 2010). Conforme a norma API 5L (2012), essa designação é de acordo com o valor do limite de escoamento mínimo, ou seja, o aço API X70 é um aço que possui limite de escoamento mínimo de 70 ksi (485MPa).

A soldabilidade desse tipo de material é uma preocupação de todos os usuários de tubos fabricados com os materiais de classe API. Para aplicação “*sour service*”, ou seja, para aplicações na qual o material está submetido a um ambiente corrosivo contendo sulfeto de hidrogênio (H_2S), o teor de carbono utilizado deve ser abaixo de 0,10% para a obtenção de uma melhor soldabilidade, caracterizada por menores valores no cálculo do carbono equivalente e P_{cm} (Bôas, 2012). A região da solda (zona fundida + zona termicamente afetada) é crítica, pois é uma área em que ocorre alterações microestruturais significativas além do desenvolvimento de tensões residuais. A ZTA é uma região de transição de propriedades e microestruturas entre a zona fundida e o metal base, esta região merece atenção especial, pois é uma região propícia a nucleação de trincas.

Atualmente a produção de estruturas mais leves requer aços com alta resistência mecânica e boa soldabilidade principalmente na indústria de óleo e gás (Alves, 2016) e como a Vallourec Soluções Tubulares do Brasil tem se esforçado em compreender melhor o desempenho do aço grau API X70QS (DNV485S), temperado e revenido para aplicação *sour service*, destinado à aplicação em águas profundas, no qual o desafio é obter um material com alta resistência e alta performance em ambientes com alto teor de H_2S , este estudo buscou avaliar a influência do aporte térmico na microestrutura, propriedades mecânicas e a resistência de corrosão de uma junta soldada de tubos API X70 utilizados na construção de dutos sendo os mesmos soldados pelos processos GTAW (passe de raiz) e GMAW (passes de enchimento).

2 Objetivos

Este trabalho tem como objetivo avaliar o efeito da energia de soldagem nas características estruturais, mecânicas e na resistência à corrosão da zona termicamente afetada de um aço API X70QS temperado e revenido destinado à fabricação de dutos para aplicação em ambientes *sour service*.

Para realizar este objetivo geral, os seguintes objetivos específicos foram considerados:

1. Realizar a soldagem circunferencial com diferentes níveis de aporte térmico usando os processos GTAW (na raiz) e GMAW (no enchimento), mantendo a mesma posição de soldagem, posição 1G, para manter condições similares de formação da ZTA ao longo da solda.
2. Caracterizar a junta soldada através de ensaios de tração, dureza e impacto
3. Caracterizar as microestruturas obtidas da ZTA e ZF.
4. Caracterizar a resistência à corrosão da zona termicamente afetada em ambiente *sour service* através dos testes:
 - *HIC (Hydrogen Induced Cracking)* de acordo com a norma NACE TM0284/2016.
 - *FPBT (Four Point Bend Test)* de acordo com a norma NACE TM0316/2016.

3 Revisão Bibliográfica

3.1 Características do Aço API X70

Linhas de condução de tubos para transporte de óleo e gás natural, principalmente para longas distâncias, têm sido bastante utilizadas em todo o mundo e aços de alta resistência se destacam por uma utilização crescente neste tipo de aplicação.

O grau X70 pode ser classificado como um aço de alta resistência e baixa liga (ARBL) ou um aço microligado. Neste, através de pequenas adições de elementos de liga, se obtém altos valores de limite de escoamento na condição de laminado, tendo como característica uma boa relação entre resistência mecânica e tenacidade (Soeiro *et al.*, 2013). Conforme Zhu *et al.* (2012), a alta tenacidade dos aços ARBL é alcançada através da prática de fabricação de aço limpo, tecnologia moderna de controle de processo termomecânico e através de uma cuidadosa escolha da composição química.

Desde a década de 80 até os dias atuais, tubos de aço com costura tornaram-se o padrão mundial na construção de dutos *onshore* sendo que o primeiro duto utilizando tubos X70 foi construído na Alemanha ainda na década de 70 (Soeiro *et al.*, 2013). Em relação à utilização de tubos sem costura, que são o padrão em aplicações *offshore* para condução de óleo e gás, atualmente o grau X65 é largamente utilizado, mas está sendo gradativamente substituído pelo grau X70.

A Figura 3.1 apresenta a evolução do desenvolvimento dos aços API 5L desde a década de 50 relacionado tubos com costura para aplicação *onshore*. Para aplicações em requisitos severos, em ambientes *offshore*, na prática é utilizado apenas tubos sem costura e o grau mais elevado do qual tem sido utilizado é o grau do aço X65.

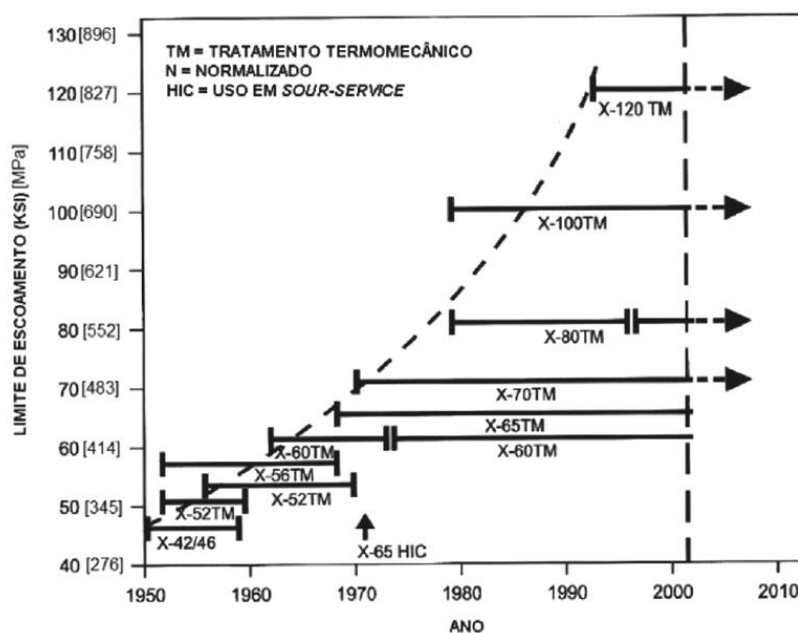


Figura 3.1 - Desenvolvimento dos aços API 5L desde a década de 50 para tubos com costura (Soeiro *et al.*, 2013)

A principal vantagem da utilização de dutos com graus elevados de resistência mecânica, por exemplo, com materiais ARBL é a redução do custo total de material. Conforme indicado por Pereira *et al.* (2012), esta redução se baseia na premissa de que ao aumentar o limite de escoamento, a espessura de parede requerida para resistir às pressões internas (ou externas em caso de águas profundas) pode ser reduzida. Isso traz como vantagens adicionais a diminuição do peso e a facilidade na fabricação e montagem, além de requerer menor quantidade de metal de adição e outros consumíveis de soldagem, acarretando menores custos de mão de obra. Alternativamente, se grandes espessuras de parede forem mantidas, os dutos fabricados com estes aços podem receber maiores pressões de trabalho, resultando em economia na instalação e operação em longas distâncias.

O grau X70 é produzido conforme a norma americana API 5L (2012). A norma possui vários anexos, dos quais são utilizados conforme a aplicação do material. Para aplicações *sour service*, o anexo H desta norma deve ser atendido. De acordo com a DNV-OS-F101 (2013), o aço equivalente ao grau X70 é o DNV SMYS485. O aço X70 pode ser classificado como PSL1 ou PSL2 de acordo com requisitos específicos da

norma API 5L (2012). A diferença entre esses dois níveis de categoria é o grau de severidade dos requisitos técnicos exigidos sendo que para o nível PSL2, níveis mais críticos e rigorosos devem ser atendidos, tais como: composição química, propriedades mecânicas, valores de energia absorvida ao impacto Charpy, inspeção através de testes não destrutivos e frequência de testes.

Os aços ARBL possuem teores em massa de carbono variando de 0,06% a 0,25%, manganês até 1,90% e quantidades de alguns elementos de liga: cromo (Cr), níquel (Ni), molibdênio (Mo), cobre (Cu), nitrogênio (N), vanádio (V), nióbio (Nb) e titânio (Ti) combinadas, raramente excedendo a 0,1% o teor de cada elemento individualmente e sem ultrapassar um total de 8% em peso da composição (Araújo, 2013). Os elementos de liga podem atuar favorecendo a presença da austenita num intervalo maior de temperaturas e numa faixa ampla de composição, esses são os elementos conhecidos como estabilizadores da austenita, ou gamagêneos. Outros elementos podem favorecer a formação de ferrita em uma ampla faixa de composição e em um maior intervalo de temperaturas, ou seja, são os elementos estabilizadores de ferrita ou alfa-gêneos. (Modenesi, 2014)

Sabe-se que altos teores de carbono devem ser evitados, pois afeta negativamente a ductilidade, a tenacidade e principalmente a soldabilidade do material. O manganês inibe a formação de produtos de transformação como ferrita poligonal e a perlita e aumenta a resistência mecânica da ferrita por solução sólida e aumenta a temperabilidade dos aços. O alumínio é adicionado com a finalidade de atuar como agente desoxidante e de refino de grão. Quando presente em solução sólida garante que, quando o aço for aquecido, principalmente em operações de soldagem, o tamanho do grão austenítico não sofra crescimento elevado. O silício tem como principal função ser estabilizador da ferrita e atuar como desoxidante. (Soeiro *et al.*, 2013).

Os elementos nióbio, vanádio e titânio são elementos formadores de carbonetos mesmo com teores menores que 0,1% em peso se precipitam progressivamente à medida que a interface austenita/ferrita se movimenta, entre 650°C e 850°C (Silva, 2009). A soma desses elementos de $Nb+Ti+V \leq 0,15\%$ (conforme normas API 5L (2012) e DNV-OS-

F101 (2013)) quando atendida, tem como consequência o refino do grão quando esses elementos precipitam na austenita e endurecem a ferrita. A ocorrência destes mecanismos depende do grau de solubilização dos nitretos e carbonetos na microestrutura. Os elementos formadores de carbonetos contraem o campo da austenita e modificam a cinética de transformação (Silva, 2009). Uma pequena adição de titânio pode melhorar acentuadamente a dureza da região da ZTA pela formação de precipitados estáveis de TiN, dos quais restringem à altas temperaturas, o crescimento dos grãos de austenita (Zhu *et al.*, 2012).

O molibdênio e cromo estabilizam a ferrita e aumentam a fortemente temperabilidade do aço. Tendem a reduzir a quantidade de ferrita de contorno de grão, favorecendo a formação de ferrita acicular e principalmente de bainita superior (Modenesi, 2014). Além disso, o cromo também é utilizado com objetivo de se obter uma pequena quantidade do constituinte MA (martensita-austenita). A formação de ilhas de MA, no qual apresenta elevada dureza em relação à matriz ferrítica aumentam a resistência mecânica do material. Em aços para aplicações *sour service*, o cromo não reduz a faixa de temperatura da ferrita gama, ao contrário de outros elementos de liga como Mn, Ni e Cu, levando a uma redistribuição das segregações das quais possuem uma menor dureza, da qual impacta favoravelmente na resistência a trincas a frio por hidrogênio, melhorando assim essa propriedade do material. (Soeiro *et al.*, 2013).

O cobre quando presente em ligas para serviço *sour servisse*, pode ocasionar fragilidade a quente durante a laminação ocorrendo a difusão do cobre nos contornos de grão da austenita, possibilitando a ocorrência de trincas de liquação. (Soeiro *et al.*, 2013). Ainda sobre os materiais aplicados em ambientes *sour service*, o teor de fósforo é algo importante, pois ele está associado à formação de uma linha central de segregação. A presença do fósforo está relacionada com o endurecimento do constituinte MA na ZTA após os ciclos térmicos impostos durante a soldagem piorando assim a resistência a corrosão do material quando submetido a meios contendo H₂S e CO₂, com isso o teor de fósforo desses aços deve abaixo de 0,010%. (Soeiro *et al.*, 2013).

3.1.1 Carbono equivalente

Conforme já mencionado anteriormente, aços com um menor valor de carbono equivalente tendem a apresentar uma melhor soldabilidade. O carbono é o elemento químico com maior impacto no cálculo do carbono equivalente. O maior objetivo é geralmente diminuir o teor de carbono, pois este elemento, além de contribuir para aumentar a temperabilidade, favorece a formação de constituintes de maior dureza e de efeito negativo na ductilidade, temperabilidade e resistência à fissuração (Silva, 2009).

Um aço no qual a austenita pode-se transformar em martensita sem formar perlita, mesmo quando a velocidade de resfriamento é relativamente lenta possui alta temperabilidade (Hill, 1982). Para esses materiais, a soldabilidade tende a ser pior, uma vez que a martensita, quando o teor de carbono não for muito baixo, é extremamente frágil e dura, aumentando a probabilidade de o material apresentar trincas e sofrer fratura frágil na região de solda.

Através de fórmulas de carbono equivalente (CE), a influência dos elementos de liga na temperabilidade e/ou na tendência à fissuração do material pode ser avaliada, de modo que quanto maior o valor do CE de um aço pior a sua soldabilidade. A fórmula utilizada pela norma API 5L (2012) e também muito recomendada pelo Instituto Internacional de Soldagem (IIW) é descrita pela Equação 3.1:

$$CE (IIW) = \%C + \frac{\%Mn}{6} + \frac{\%Ni + \%Cu}{15} + \frac{\%Cr + \%Mo + \%V}{5} \quad (3.1)$$

O cálculo para CE(IIW) é aplicável para aços com teores de carbono acima de 0,12%. Já para aços com teores de carbono abaixo de 0,12%, a fórmula a ser utilizada segue a equação 3.2 que é conhecida como parâmetro do carbono equivalente ou fórmula de Ito-Bessyo:

$$CE (Pcm) = \%C + \frac{\%Si}{30} + \frac{\%Mn + \%Cu + \%Cr}{20} + \frac{\%Ni}{60} + \frac{\%Mo}{15} + \frac{\%V}{10} + 5 * \%B \quad (3.2)$$

Conforme Silva (2009), valores típicos de Pcm para aços API 5L (2012) nacionais encontrados em literaturas então na ordem de 0,17% para aços API 5L X65 e X70. Pode-se perceber que são valores baixos, desta forma, é possível prever uma boa soldabilidade para esses graus de aço, mais especificamente o X70 o qual será trabalhado neste estudo.

3.2 Soldagem de tubos de condução (*pipelines*)

O escoamento da produção de petróleo e gás natural através de dutos no Brasil possui uma malha de mais de 7500 km para oleodutos e 7100 km para gasodutos, sendo esses números muito pequenos se comparados, por exemplo, com os Estados Unidos, nos quais o escoamento de petróleo conta com mais de 89 mil km de dutos e mais de 153 mil km para os derivados (Sartori, 2016). A área de exploração e produção de petróleo e gás natural é um ramo importante da economia, sendo uma área estratégica para o país que demanda investimento e tecnologia sendo, portanto, uma área bastante estudada. A soldagem é o principal processo aplicado nas atividades de produção (quando o tubo é conhecido como com costura), montagem dos dutos e em atividades de manutenção e reparo dos *pipelines*.

Os processos de soldagem por fusão são vários, sendo que cada um possui suas vantagens, limitações e características próprias. Alguns processos são mais indicados à construção de linhas dutoviárias. Conforme Soeiro *et al.* (2013), os processos de soldagem mais utilizados na soldagem de dutos em campo são: Eletrodo revestido, MIG/MAG, Arame tubular e TIG. No Brasil, a maioria dos processos de soldagem são processos de baixa produtividade (manual), como o eletrodo revestido e o TIG. (Sartori, 2016)

O processo de soldagem mais utilizado é o processo de soldagem por eletrodos revestidos (ER), conforme Meller (2011) e Soeiro *et al.* (2013). Isto se deve a disponibilidade de soldadores capacitados, facilidade de utilização do método; possibilidade de soldagem em condições de difícil acesso e pela eficiência já comprovada do método por vários anos de sua utilização. Além destes pontos, tem-se também a baixa produtividade relacionada principalmente à necessidade de paradas para

troca de eletrodo, limpeza e remoção de escória, e preparação da unha (adoçamento na transição do cordão) e a dependência direta da qualidade das soldas da habilidade do soldador. (Sartori, 2016)

Em relação ao processo de soldagem por arame tubular (AT), Soeiro *et al.* (2013) afirma que este processo é utilizado mais frequentemente na soldagem de reparos em dutos, tendendo o material depositado a apresentar boas propriedades mecânicas, embora historicamente haja restrições quanto à tenacidade. O processo de soldagem TIG (Tungsten Inert Gas) produz soldas de ótima qualidade e propriedades, mas, como o processo é usado, em sua grande maioria, de forma manual isso impacta em uma baixa produtividade (rendimento) quando comparado a outros processos, além de ser um processo que exige grande habilidade do soldador, possui equipamento e utilizada gás de proteção inerte, do quais são mais caros. Frequentemente, o passe de raiz é realizado com o processo TIG e o preenchimento com soldagem por eletrodo revestido, além disso o este processo também é utilizado durante a montagem dos dutos para reparar cordões de solda que apresentem algum defeito. (Sartori, 2016).

Mais recentemente, existe uma forte tendência mundial neste setor para a utilização do processo de soldagem MIG (Metal Inert Gas)/MAG (Metal Active Gas). O processo MIG /MAG é usado normalmente no modo semiautomático, mas é relativamente simples usá-lo como um processo mecanizado ou automatizado o que possibilita uma maior produtividade. Este processo é atrativo na produção de dutos, visto não somente seu maior potencial produtivo, mas também devido as altas taxas de deposição, alto fator de ocupação do soldador, flexibilidade do processo, e facilidade na mecanização e automação do processo (Sartori, 2016; Marques, 2009). O processo de soldagem MIG/MAG é o processo mais empregado para a soldagem de união de dutos de grandes diâmetros e isso tem aumentado significativamente a produtividade. Meller (2011) menciona como vantagens da utilização do processo MIG/MAG na comparação com outros processos de soldagem que o tempo para completar a soldagem de toda uma junta, isso desde o passe de raiz até o reforço, passou ser contado em minutos ao invés de horas e que as soldas são mais uniformes ao longo da linha e a necessidade de retrabalho diminui.

3.2.1 Processo de soldagem GMAW (MIG/MAG)

O processo de soldagem GMAW (*Gas Metal Arc Welding*) é um processo em que a união das peças é obtida através do aquecimento e fusão devido um arco elétrico estabelecido entre um eletrodo metálico não revestido, contínuo e maciço na forma de fio e a peça de trabalho. O arco e o metal de solda são protegidos contra contaminação pela atmosfera por meio de um gás, ou mistura de gases inertes ou ativos. No processo MIG, usa-se um gás ou mistura de gases inertes, por isso o nome *Metal Inert Gas*, como por exemplo, os gases Hélio e Argônio, já no processo MAG, usa-se um gás ativo ou mistura de gás ativo com inerte, Metal Active Gas, podemos citar os gases CO_2 ou misturas $\text{Ar}/\text{O}_2/\text{CO}_2$. A Figura 3.2 apresenta esquematicamente o processo GMAW.

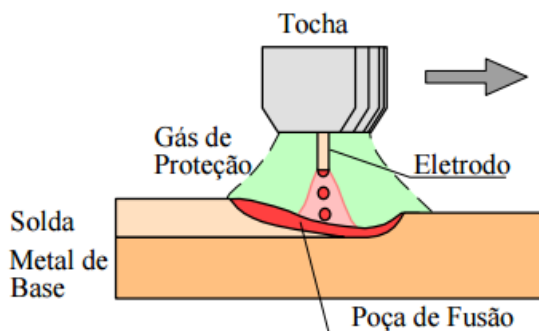


Figura 3.2 - Desenho esquemático da soldagem GMAW (Marques 2009)

O processo é utilizado principalmente no modo semi-automático, embora, conforme comentado anteriormente, o seu uso no modo automático está bastante em crescimento. O seu equipamento está esquematizado na Figura 3.3.

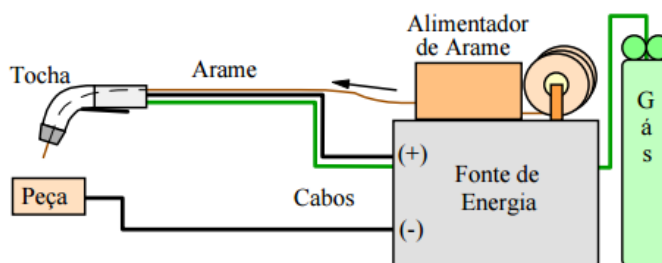


Figura 3.3 - Equipamento básico para soldagem GMAW (Marques 2009)

Na soldagem com eletrodos consumíveis, como o caso do GMAW, o metal que foi fundido na ponta do eletrodo tem que se transferir para a poça de fusão. O modo de

ocorrência desta transferência afeta as características do processo, como: falta de fusão ou de penetração, porosidade, estabilidade do arco, a quantidade de gás absorvida pelo metal fundido e o nível de respingos gerados. (Marques, 2009). Já os fatores que mais influenciam o tipo de transferência do metal do eletrodo para a poça de fusão, mencionados por Lima (2007) são: magnitude e tipo de corrente de soldagem, diâmetro, extensão e composição do eletrodo e gás de proteção. Basicamente, existem quatro formas de transferência do metal de adição para a peça das quais estão apresentadas na Figura 3.4.

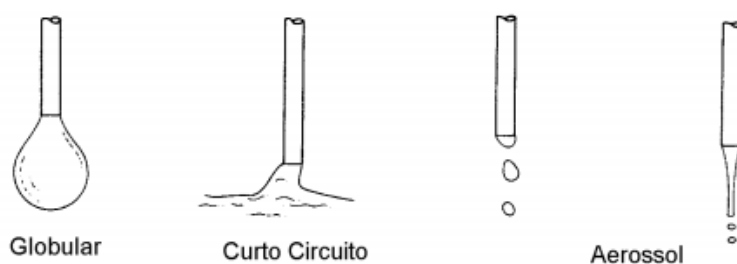


Figura 3.4 - Modos de transferência de metal na soldagem GMAW. (Marques 2009)

Resumidamente podemos descrever esses modos de transferência da seguinte maneira (Marques, 2009):

- Curto-circuito: na ponta do eletrodo se forma uma gota do metal fundido da qual vai aumentando de tamanho até ela tocar a poça de fusão como consequência da ação da tensão superficial. Essa transferência de metal ocorre várias vezes por segundo, causando vários curtos circuitos. Esse processo de transferência ocorre quando se usam baixos valores de corrente e tensão e eletrodos com diâmetros pequenos. Além de ser um processo muito utilizado para soldagem fora de posição
- Globular: a transferência ocorre devido a formação de grandes gotas (geralmente maiores que o diâmetro do eletrodo) que são transferidas para poça através da força da gravidade. A transferência globular ocorre com valores intermediários de corrente e tensão.
- Spray (aerossol): A transferência do metal fundido para a poça de fusão ocorre na forma de pequenas gotas para dentro do arco, como uma pulverização de gotículas de arame derretido em número muito elevado dos quais os diâmetros são menores que o

diâmetro do eletrodo. Isso ocorre com valores de corrente acima do valor crítico, denominada corrente de transição tendo assim altas taxas de deposição do material.

- Pulsada: a transferência é próxima da globular, porém devido a pulsação da corrente de soldagem a consequência é uma transferência mais uniforme e estável. A pulsação da corrente de soldagem ocorre em dois patamares, um inferior à corrente de transição (faixa de valores de corrente onde há uma mudança brusca no modo de transferência, passando de globular para spray) e outro superior a esta, devido a isto temos que a gota se forma quando o valor de corrente é baixo e o metal é transferido quando o valor da corrente se eleva.

Todos os processos de soldagem possuem variáveis que influenciam no processo e na qualidade da solda, no processo GMAW as principais variáveis do processo são: tensão, corrente, a polaridade do arco na soldagem, velocidade de soldagem, diâmetro do eletrodo, comprimento do eletrodo percorrido pela corrente, gás de proteção e ângulo da tocha. Importante lembrar que essas variáveis não são independentes umas das outras e que a modificação em uma variável geralmente requer mudança em uma ou mais outras variáveis para se alcançar os resultados desejados de qualidade e condições de processo. (Lima, 2007).

Mais informações sobre o processo de soldagem GMAW podem ser encontrados na referência Marques (2009).

3.2.2 Processo de soldagem GTAW

O processo de soldagem GTAW (Gas-Shielded Tungsten Arc Welding) ocorre pelo aquecimento e fusão das peças a serem unidas, através de um arco elétrico estabelecido entre um eletrodo não consumível de tungstênio e as peças. A proteção do eletrodo e da zona da solda é feita por um gás inerte, normalmente o argônio, ou mistura de gases inertes como argônio e hélio. O metal de adição pode ser utilizado ou não, se necessário, o mesmo é adicionado no limite da poça de fusão (Lima, 2007; Marques 2014). A Figura 3.5 apresenta esquematicamente o processo GTAW.

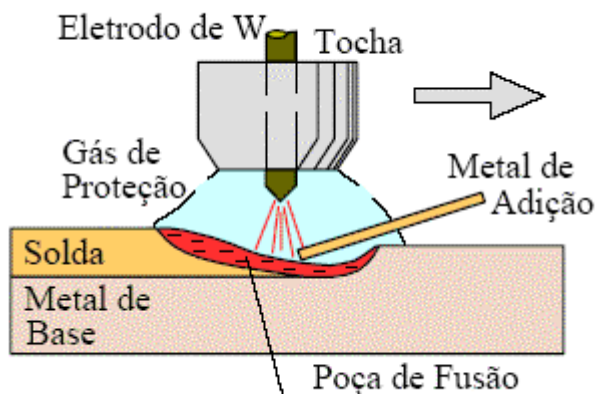


Figura 3.5 - Desenho esquemático do processo de soldagem GTAW (Marques 2014)

A soldagem GTAW pode ser manual ou mecanizada e é considerado o mais controlável dos processos de soldagem a arco. Dentre as vantagens do processo GTAW, temos que o mesmo produz soldas de alta qualidade e excelente acabamento, a solda não necessita de limpeza no final do processo e como o processo gera pouco ou quase nenhum respingo, não é gerada escória durante o processo, com isso as chances de inclusões no metal de solda são extremamente baixas. Porém dentre as limitações deste processo podemos citar a baixa produtividade, a exigência de uma maior experiência e coordenação do soldador durante o controle da poça de fusão e o custo relativamente alto de consumíveis e equipamento. (Lima, 2007; Marques, 2014)

Mais informações sobre o processo de soldagem GTAW podem ser encontrados na referência Marques (2009).

3.3 Metalurgia da Soldagem

3.3.1 Zona Fundida (ZF)

Zona Fundida é a região da solda no qual o material foi fundido durante a soldagem e caracterizado por temperaturas de pico superiores à sua temperatura de fusão. A microestrutura final da zona fundida está relacionada com o resultado de vários fatores como: interações que ocorreram no metal líquido, do processo de solidificação da solda, transformações no estado sólido que podem ocorrer durante o resfriamento da solda (exemplo: precipitados) e no caso de soldagem com multipasses, o reaquecimento dos

passes já depositados por um novo passe podendo causar mudanças na estrutura da zona fundida. (Modenesi, 2014).

Conforme Faria (2010), considerando que as propriedades das juntas soldadas são um reflexo do tipo de microestrutura formada na região de zona fundida, observou-se uma preocupação em se unificar a terminologia dos diversos constituintes desta região de modo que sejam evitadas hesitações na comparação de resultados obtidos por diferentes pesquisadores. Faria (2010) continua e diz que o *International Institute of Welding (IIW)*, baseando-se em observações realizadas por microscopia ótica, o IIW desenvolveu um sistema de classificação para os constituintes da ZF, sendo o sistema mais admitido atualmente. Segue abaixo, os constituintes mais comuns da ZF conforme o IIW:

- i) Ferrita de contorno de grão;
- ii) Ferrita poligonal intragranular;
- iii) Ferrita com segunda fase alinhada;
- iv) Ferrita com segunda fase não alinhada;
- v) Ferrita acicular;
- vi) Agregado ferrita-carbeto (incluem a perlita, bainita e constituinte AM);
- vii) Martensita.

Através da Figura 3.6, podem-se observar as microestruturas obtidas no metal de solda de aço microligado baixo carbono, a partir de uma curva esquemática de resfriamento contínuo, conforme pode ser visto em Kou (2003). Em Araújo (2013) a curva de resfriamento contínuo é descrita que a austenita à medida que é resfriada, ocorre a nucleação da ferrita nos contornos de grão da qual cresce seguindo o mesmo formato dos contornos com uma interface planar ferrita/austenita. À medida que a temperatura reduz obtém-se a ferrita Widmånstatten. Em temperaturas menores a ferrita começa a nuclear no interior do grão em formas de placas finas sobre as inclusões formando assim a ferrita acicular da qual é formada por pequenas agulhas com orientação aleatória e entrelaçada. (Alves, 2016; Araújo, 2013 e Kou, 2003)

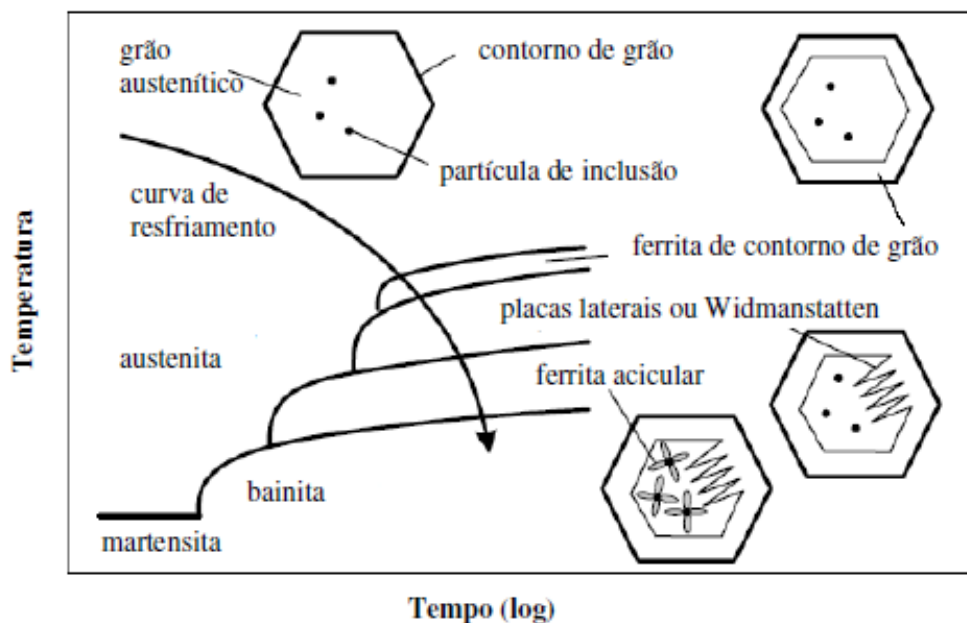


Figura 3.6 - Curva de resfriamento contínuo esquemática para metal de solda de aço microligado de baixo carbono (Kou, 2003)

3.3.2 Zona Termicamente Afetada (ZTA)

A ZTA é uma região de transição entre a zona fundida e o metal base. Nessa região a microestrutura e/ou propriedades serão resultados que dependem das características dos ciclos térmicos desenvolvidos durante a soldagem. Na ZTA, as temperaturas de pico são superiores a uma temperatura crítica (T_c) característica do metal base. Em aços carbono e aços de baixa e média liga, essa região é muito complexa e apresenta geralmente quatro regiões. Cada região é devida à temperatura atingida durante o ciclo térmico de soldagem (Modenesi, 2014).

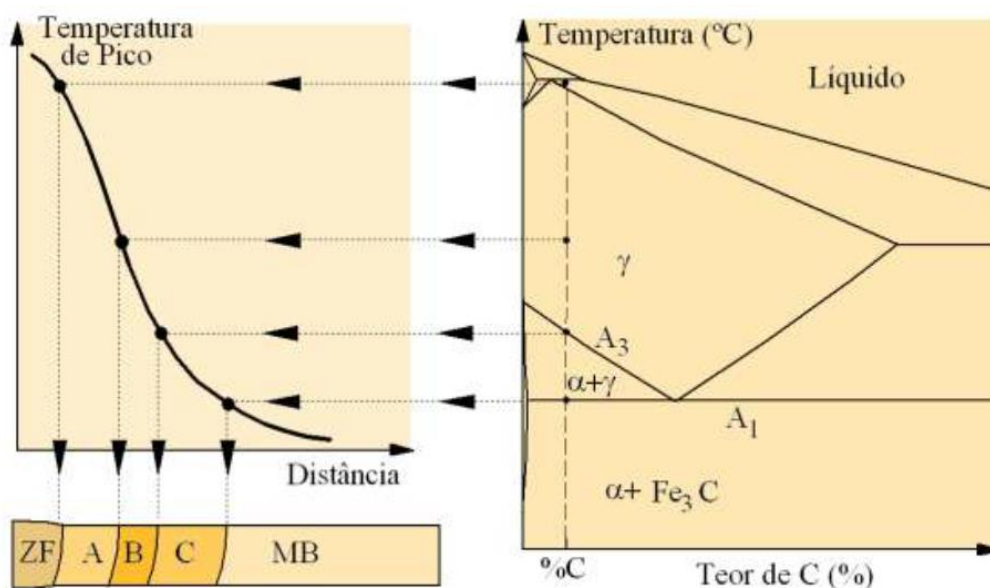


Figura 3.7 - Regiões da solda de um aço carbono (Modenesi, 2014)

Através de simulações térmicas, como por exemplo, através do equipamento *Gleeble*, é possível simular ciclos térmicos para diferentes temperaturas de pico e com diferentes tempos de resfriamento. Através dessas simulações é possível construir um diagrama de transformação ao resfriamento contínuo (*CCT – Continuous Cooling Transformation*) que permite prever as microestruturas de uma dada região da ZTA em função das condições de soldagem para um dado tipo de aço. Em Ferreira (2010), é apresentado a comparação entre os resultados encontrados para as simulações realizadas no equipamento *Gleeble* para regiões da ZTA do aço X70 com juntas soldadas realizadas por processos reais ER e TIG. Este estudo constata que os ciclos térmicos obtidos no simulador termomecânico são equivalentes aos obtidos por processos reais e é possível gerar qualquer condição termodinâmica numa ZTA, exceto as condições de tensões residuais.

Conforme mostra a Figura 3.7, a *Zona ou Região de grão grosseiro (GGZTA)* (região A) está localizada junto à linha de fusão e é caracterizada por ter temperaturas de pico superiores a aproximadamente 1200°C e apresentar um grande tamanho de grão austenítico. Conforme Li (2014), a região GGZTA tende a ser a parte mais frágil da junta soldada, pois é uma área em que os grãos cresceram de forma acentuada, possibilitando a formação de constituintes que reduzem a tenacidade significativamente.

WANG (2011) estudou a morfologia e as propriedades dessa região através de simulações térmicas no Gleeble para tubos de condução no grau X70 considerando que os tubos eram soldados em serviço, ou seja, a soldagem ocorre com o pipeline em serviço. O resultado foi uma microestrutura composta por bainita granular e bainita fina e o constituinte M-A também podia ser encontrado, em caso de resfriamento rápido, no limite da zona de grãos grosseiros. Com o aumento do tempo de resfriamento o constituinte M-A mudava de um formato alongado para uma forma massiva e a tenacidade do material diminuiu. O autor menciona que esse resultado não é somente devido à morfologia, proporção, tamanho e distribuição do constituinte M-A, mas é também decorrente das placas grosseiras de bainita.

A região B na Figura 3.7 é denominada *Zona ou Região de Granulação Fina* e é uma região onde a temperatura de pico do ciclo térmico se encontra entre 1200 °C e Ac3. A microestrutura desta região apresenta granulação fina, semelhantemente a de um material normalizado. No geral, essa não é uma região problemática na ZTA dos aços. (Modenesi, 2014).

A *Zona ou Região Intercrítica (ICZTA)*, a letra C na Figura 3.7, é uma região caracterizada por possuir uma parte original da microestrutura alterada e a temperatura de pico desta região está entre Ac3 e Ac1, isto é, na faixa de temperatura onde começa e termina a transformação. Através de técnicas de dilatométrica, Zhu *et al.* (2014) verificou qual seria a faixa para a temperatura de pico da região intercrítica de um aço X70, e os resultados identificaram uma faixa entre 800 °C - 890°C. Dependendo da velocidade de resfriamento e da composição química do aço, altos valores de dureza e baixa tenacidade podem ser encontradas nesta região.

A última região representada pela letra **D** é a *Região Subcrítica (SCZTA)* e conforme mostrado na Figura 3.7, ela apresenta temperaturas de pico menores que A1. Na soldagem de aços tratados termicamente, esta região pode sofrer um super-revenimento e ocorrer uma perda de resistência mecânica ou dureza, em relação ao metal base. (Modenesi, 2014).

No caso de soldagem de multipasses, ocorre uma interação entre os cordões de solda e as regiões são submetidas a dois ou mais ciclos térmicos. Assim, as zonas que haviam sido formadas pelo passe anterior são alteradas pelos ciclos térmicos proveniente do novo cordão de solda, com isso tem-se a formação de regiões mistas. (Faria, 2010)

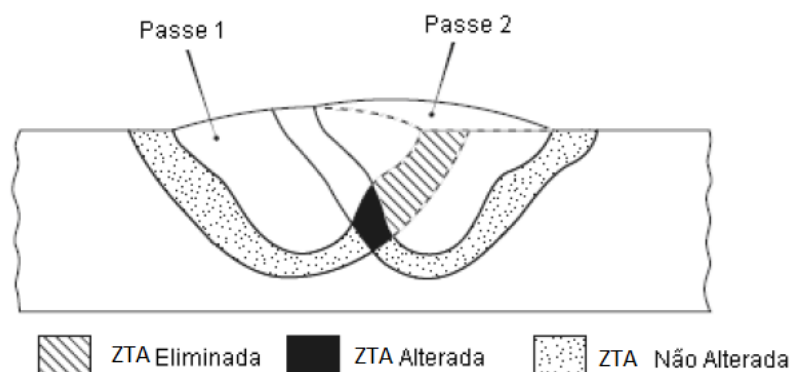


Figura 3.8 - Regiões da solda alterada devido a outro passe de solda (Fernandes, 2011)

Em seu estudo, CHEN (2011) realizou simulações térmicas para investigar o efeito de um segundo ciclo térmico durante a soldagem em serviço de *pipelines* X70 na energia absorvida no ensaio Charpy e da microestrutura de regiões da ZTA. O autor menciona que aumentando a taxa de resfriamento durante a soldagem, deste segundo ciclo térmico, ocorre uma melhora na microestrutura da região de grãos grosseiros da ZTA. Devido ao baixo aporte térmico e a aceleração da taxa de resfriamento durante a soldagem em serviço, os tamanhos dos grãos da GGZATs são relativamente pequenos e as microfases frágeis são eliminadas ou minimizadas. Os resultados do teste de impacto Charpy mostram que a energia de fratura GGZAT é melhorada após o segundo ciclo térmico, exceto para a região intercrítica reaquescida do GGZAT. A parte mais afetada da ZTA em um processo de soldagem com vários passes é a zona intercrítica de grão grosseiro de reaquecimento. Fernandes (2011) menciona que este efeito ocorre nesta região devido ao fato de ocorrer uma transformação parcial da austenita durante o aquecimento, que, durante o resfriamento, transforma-se em perlita e bainita ou martensita e austenita (constituente M-A).

Assim como feito para a ZF, Faria (2010) menciona os possíveis constituintes da ZTA de acordo com a metodologia proposta pelo TWI (The Welding Institute) bem como suas características:

i) **Martensita:** sua formação é facilitada por um maior teor de liga, embora possa ser encontrado em aços C-Mn comuns soldados com baixo aporte de calor.

ii) **Ferrita com MAC:** geralmente é o constituinte mais observado na ZTA de aços C-Mn ocorrendo numa ampla faixa de aporte de calor. A segunda fase, que pode ser martensita, austenita, carboneto e/ou ferrita e carboneto, se apresenta alinhada ou não alinhada. Contudo, a presença ou não do alinhamento provavelmente está relacionada à seção de corte.

iii) **Ferrita de Widmanstätten intragranular:** constituinte formado a temperatura de transformação mais elevadas e favorecido pela utilização de taxas de resfriamento mais baixas. As ripas da ferrita de Widmanstätten apresentam uma menor razão de aspecto que as ferrita com MAC.

iv) **Ferrita pró-eutetóide:** constituinte frequentemente formado nos contornos de grão da austenita, especialmente em soldagens com alto aporte. É o primeiro produto de transformação a se formar na ZTA, podendo ser suprimido com a adição de elementos de liga que baixam a temperatura de decomposição da austenita.

v) **Perlita:** constituinte geralmente encontrado em associação com a ferrita próeutetóide, formado quando da utilização de aportes de calor muito elevados.

vi) **Agregado ferrita-carboneto:** constituinte formado fora dos contornos de grão da austenita. Apresenta uma estrutura interna cuja resolução fica abaixo da obtida pelo MO. Para maiores aumentos, esse constituinte aparece como uma dispersão de carboneto na ferrita.

3.4 Corrosão

Pode-se definir como corrosão, a deterioração de um material devido a ações que podem ser químicas, eletroquímicas ou físicas do meio de exposição, sendo estas ações aliada ou não a esforços mecânicos. Essa deterioração pode ocorrer em materiais metálicos como aços e ligas metálicas, mas também pode ocorrer em materiais não metálicos, como concreto, borracha, plásticos, cerâmicas entre outros. (Gentil, 2005). Os processos de corrosão se passam geralmente na superfície de separação entre o metal e o meio corrosivo e estão relacionados a reações de oxi-redução (doação e recebimento de elétrons).

Em tubulações de condução de petróleo e derivados, a corrosão pode ocorrer devido ao meio ácido com o qual o material está em contato tanto na superfície interna das tubulações, devido aos altos teores de gases corrosivos presentes no fluido conduzido, quanto na superfície externa, devido ao local no qual a tubulação se encontra, como no solo terrestre ou o ambiente marítimo. Essa corrosão pode causar perfurações na tubulação e conseqüentemente vazamento do fluido transportado, podendo gerar incêndios e danos físicos e ambientais.

A corrosão pode ocorrer de várias formas ou tipos que podem ser classificadas quanto sua morfologia, causas ou mecanismos, fatores mecânicos atuantes, meio corrosivo associado e localização do ataque. A Figura 3.9 mostra algumas dessas formas de corrosão.

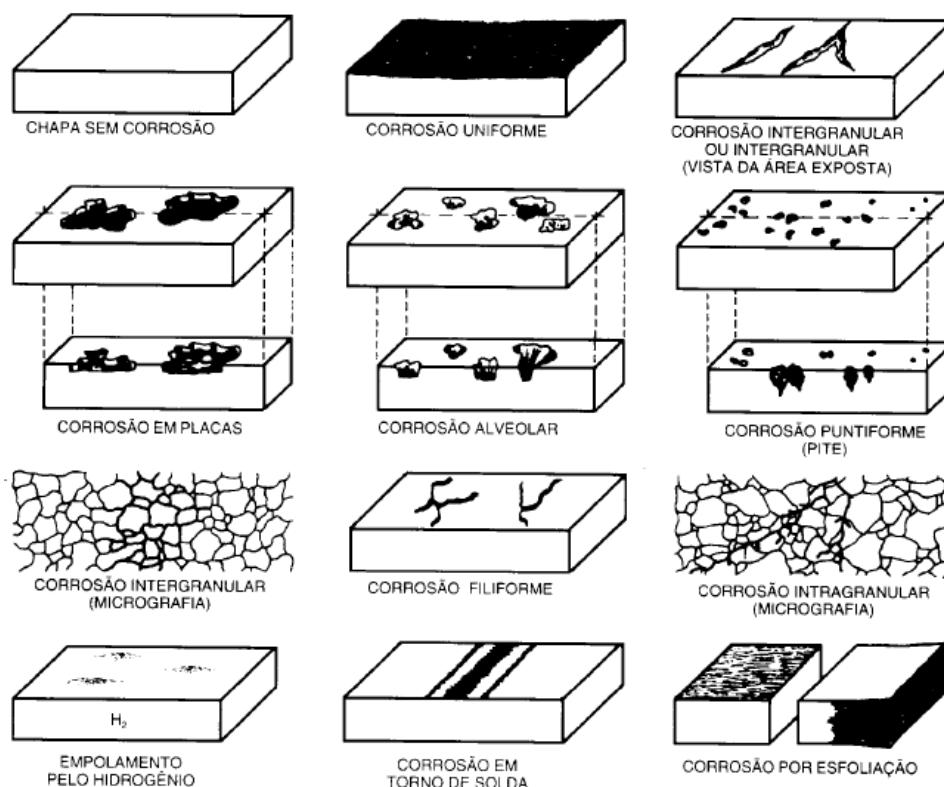


Figura 3.9 - Esquema de algumas formas de corrosão (Gentil, 2005)

A corrosão do aço é afetada pela microestrutura do material. Em seu estudo, Du *et al* (2009) avaliou os efeitos da microestrutura na corrosão do grau X70 e concluiu que geralmente, materiais tratados termicamente possuem maior taxa de corrosão do que os materiais “como-fornecido”, ou seja, laminado e sem o tratamento térmico. Um aço com a presença de bainita e martensita possui um maior taxa de corrosão quando comparado a um material com presença de perlita e ferrita. Para os materiais tratados termicamente, constatou-se a formação de camadas de óxidos de ferro em forma porosa e defeituosa na superfície do material dos quais não protegem efetivamente o aço da corrosão.

3.4.1 Corrosão em soldas

As operações de soldagem envolvem aquecimento e resfriamento do material gerando, assim, mudanças de propriedade na junta, variações de composição química, alterações metalúrgicas e geométricas, as quais em determinadas situações podem favorecer o

aparecimento de problemas ligados à corrosão. A avaliação e estudo da corrosão de juntas soldadas são de extrema importância, pois se a seleção dos materiais envolvidos e a análise do procedimento de soldagem não forem adequadas, falhas catastróficas podem vir a ocorrer (Modenesi, 2014). Contudo, falhas por corrosão em solda podem ocorrer apesar dos metais de adição e de base terem sido escolhidos adequadamente, as normas técnicas e os padrões terem sido seguidos corretamente durante o processo e a junta apresentar forma e aparência apropriadas (Lima, 2007)

Às vezes é difícil determinar porque conjuntos soldados corroem, um ou mais dos seguintes fatores podem estar relacionados: (ASM, 2006)

- Projeto da solda
- Técnica de fabricação
- Prática de soldagem
- Sequência de soldagem
- Contaminação por umidade
- Espécies químicas orgânicas ou inorgânicas
- Filmes óxidos e seus tamanhos
- Escórias e respingos
- Penetração e fusão incompleta
- Porosidades
- Trincas
- Alta Tensão residual
- Escolha imprópria do metal de adição
- Acabamento superficial final

Os ciclos térmicos que ocorrem durante a soldagem afetam a microestrutura da solda e das regiões próximas a ela. A ZTA é a região da solda que experimentou picos de temperatura suficientemente elevados para produzir alterações significativas de microestrutura sem a fusão do material. Cada ponto na ZTA foi submetido a uma experiência única em relação ao ciclo térmico, portanto cada um destes pontos possui suas próprias características microestruturais e susceptibilidade a corrosão. (ASM, 2006)

Podem ser citados como sendo os fatores metalúrgicos relacionados com a corrosão de conjuntos soldados: (Lima, 2007)

- Microsegregação.
- Precipitação de segunda fase.
- Formação de zonas não misturadas.
- Recristalização e crescimento de grão da zona termicamente afetada (ZTA).
- Volatilização de elementos de liga da poça de fusão.
- Contaminação da poça de fusão.

Os conjuntos soldados podem apresentar todas as formas clássicas de corrosão, mas eles são particularmente susceptíveis as formas que são afetadas pela variação na microestrutura e composição. Devem ser consideradas ao se projetar estruturas soldadas as seguintes formas de corrosão: por pite, corrosão galvânica, corrosão sob tensão, intergranular e trincas induzidas por hidrogênio (ASM, 2006).

3.4.1 Corrosão sob tensão

A ação combinada de forças de tração sejam elas residuais ou aplicadas, e de um meio agressivo podem resultar na deterioração de um material susceptível através do processo chamado Corrosão sob Tensão (CST). A ação conjunta da tensão e do meio corrosivo faz com que o material tenha um tempo de vida mais curto do que em relação à resultante das ações isoladas da tensão e da corrosão (Gentil, 2005).

As tensões residuais podem ter como origem processos de soldagem, tratamentos térmicos e conformação mecânica a frio, já as tensões aplicadas estão associadas as condições operacionais do material. Com a ocorrência de CST, os materiais podem fraturar com tensões inferiores ao seu limite de escoamento, ou seja, quando ainda estão no regime elástico Gentil (2005). O tempo necessário para ocorrer CST fraturante de um dado material depende da tensão; concentração e natureza do meio corrosivo, temperatura; e da estrutura e composição do material (Gentil, 2005).

As juntas soldadas candidatas a sofrerem CST por possuírem níveis significativos de tensões residuais cujo valor máximo se aproxima do limite de escoamento do metal base, além de possuírem uma microestrutura heterogênea, principalmente na ZTA (ASM, 2006). Os parâmetros de soldagem influenciam muito na distribuição da tensão residual da junta soldada porque a extensão da região tensionada e a quantidade de distorções são diretamente proporcionais ao tamanho do depósito de solda. (ASM, 2006).

Conforme Modenesi (2014) e Gentil (2005), as principais características da corrosão sob tensão são:

- trincas ramificadas, intergranulares ou transgranulares,
- a formação das trincas necessita de uma tensão de tração superior a um valor crítico,
- macroscopicamente, a fratura tem um aspecto frágil, embora a liga seja normalmente dútil na ausência do meio agressivo,
- o problema depende do estado metalúrgico do material,
- o problema pode ocorrer em ambientes que, em outras situações seriam considerados fracamente corrosivos para o material
- longos períodos de tempo (muitas vezes, anos) podem se passar antes que as trincas se tornem visíveis; contudo, uma vez formadas, as trincas tendem a se propagar rapidamente podendo resultar em uma falha inesperada do componente.

Conforme Garcia (2012), o tamanho do grão do material influencia na resistência a CST do material. Os materiais com tamanho de grão menor são mais resistentes a CST, do que o mesmo material com maior tamanho de grão. Um material com grãos pequenos é mais duro e mais resistente do que um material que possui grãos maiores, pois materiais com grãos pequenos possui uma maior área total de contornos de grãos, dificultando assim o movimento das discordâncias, tornando o material mais resistente. Com isso, materiais de grãos menores são mais resistentes a CST.

Os tubos de aço alta resistência utilizados para perfuração e condução de petróleo e gás podem exibir falha em ambientes contendo H_2S . Esse tipo de falha está relacionada a CST. A susceptibilidade à corrosão sob tensão, aumenta com o aumento da concentração de H_2S ou pressão parcial e diminui com o aumento do pH. A capacidade do ambiente para causar trincas por CST diminui acentuadamente acima de pH8 e abaixo de 101Pa (0,001atm) de pressão parcial de H_2S . A tendência de falhas é mais pronunciada à temperatura ambiente e diminui com o aumento da temperatura conforme mencionado pela ASM (2006). Em um estudo em relação à resistência à corrosão de juntas soldadas imersas em um meio saturado de H_2S , nenhuma falha foi observada para soldas com valores de dureza abaixo de 191HB; todas as soldas com valores de dureza igual ou maior que 225HB (20HRC) falharam. A ASM (2006) expõe que aços com valores de dureza menores que 22HRC são considerados aprovados, pela norma NACE MR0175 este é o valor considerado para o metal base para aplicação em ambientes *sour service*.

3.4.2 Fragilização pelo Hidrogênio

Conforme comentado anteriormente, tubos de condução de petróleo são submetidos constantemente ao ácido sulfídrico (H_2S) devido à existência deste gás no petróleo e seus derivados, sendo que dependendo do tipo de petróleo, estes possuem uma maior ou menor concentração de H_2S em sua composição. A presença deste gás pode causar falhas prematuras no equipamento, devendo esses materiais serem inspecionados e monitorados periodicamente. Os aços quando ficam expostos a este tipo de ambiente, podem absorver o hidrogênio atômico que interage e penetra na estrutura do material através de vários mecanismos, podendo causar o fenômeno conhecido como fragilização por hidrogênio (FH).

O hidrogênio possui tamanho atômico muito pequeno e isso facilita sua difusão na rede cristalina do material. Apesar de um raio atômico pequeno, o hidrogênio quando está presente nas estruturas dos metais, mesmo em quantidades pequenas, tende a segregar em defeitos, tais como discordâncias, lacunas, contornos de grãos, interfaces de inclusões e de precipitados, etc. atingindo-se concentrações localmente elevadas que

proporcionam um elevado potencial de fragilização. O acúmulo de hidrogênio em sítios da rede cristalina de metais pode gerar o enfraquecimento das ligações metálicas e facilitar a nucleação de uma trinca. Este acúmulo, mesmo em concentrações muito baixas, pode degradar as propriedades mecânicas no material. (Garcia, 2012)

Como um exemplo da degradação de propriedades mecânicas pelo hidrogênio, pode-se citar o estudo de Wang (2015). Este avalia as propriedades de um aço X70 após este ser submetido a um meio com H₂S em condições diferentes, mostrando que o material apresenta um decréscimo de suas propriedades mecânicas, inclusive a menor tenacidade. Este mesmo material, quando submetido ao meio com hidrogênio apresentou no teste de impacto Charpy uma energia 16% menor em comparação ao material não fragilizado.

O hidrogênio quando absorvido pelo material pode causar alguns danos que são definidos da seguinte forma: (Garcia, 2012)

a) Trinca sob tensão por sulfetos (*Sulfide stress cracking – SSC*): Essas trincas podem propagar de forma rápida no material, elas podem ser detectadas por análise de superfície e, em aços de alta resistência, elas são intergranulares. Ocorre preferencialmente em aços de maior resistência e soldas com ZTA's de alta dureza.

b) Empolamento por hidrogênio (*Hydrogen blistering*): possui, como característica, a aparência de “bolhas”, sendo sua ocorrência predominante em locais prováveis para acúmulo de H₂ como grandes inclusões não metálicas, laminações ou outras descontinuidades.

c) Trinca induzida por hidrogênio (*Hydrogen-induced cracking – HIC*): estas trincas podem não atingir a superfície do material, além disso, não têm direção de crescimento definido e podem ser inter ou transgranulares. Sua ocorrência é em ambientes similares em que a SSC tende a se formar, mas em aços mais macios.

d) Trinca induzida por hidrogênio e orientada por tensões (*Stress-oriented hydrogen-induced cracking – SOHIC*): essas trincas podem propagar-se ao longo da espessura do aço. A direção de propagação da trinca segue a direção dos planos de máximas tensões normais e são trincas de difícil detecção por inspeção da superfície e ocorrem na

presença de tensões de tração (residuais ou aplicadas), ou seja, comumente ocorrem no metal base adjacente à ZTA da solda.

A Figura 3.10 apresenta de forma esquemática, os tipos de danos por hidrogênio citados acima.

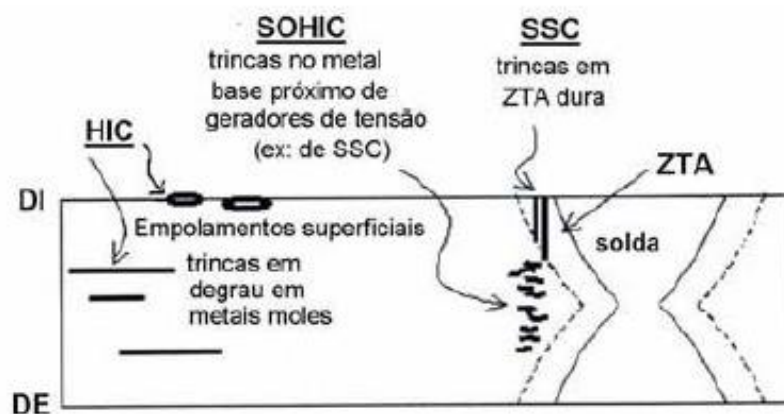


Figura 3.10 - Tipos de danos por hidrogênio: *SOHIC*, sob tensão; *HIC* e *SSC*

(Garcia, 2012)

3.4.3 Fissuração pelo Hidrogênio

Durante o processo de soldagem, o material também pode absorver o hidrogênio. Ele é proveniente de moléculas de material orgânico e umidade que são dissociadas no arco elétrico e é absorvido pela poça de fusão, ficando em solução na solda após a solidificação. O hidrogênio então se difunde rapidamente no aço, atingindo regiões da ZF e principalmente, da ZTA cuja microestrutura é fortemente fragilizada pela sua presença. Com a ocorrência de tensões de tração (residuais e externas), fissuras podem ser formadas. (Modenesi, 2014). A Figura 3.11 mostra a solubilidade de hidrogênio no ferro em função da temperatura.

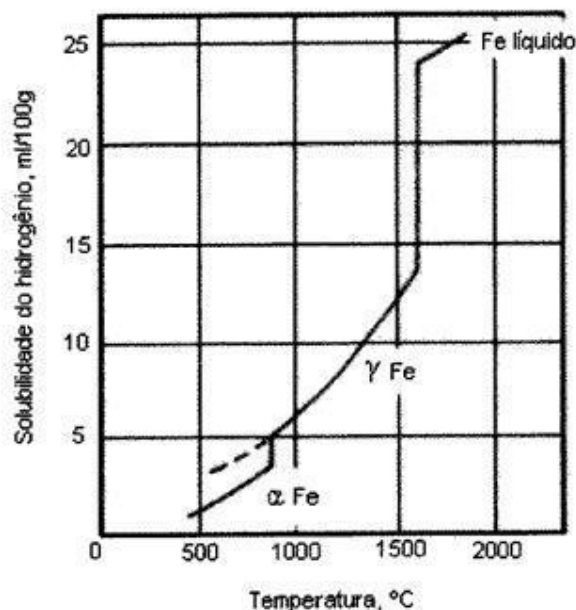


Figura 3.11 - Solubilidade do hidrogênio no ferro puro (Faria, 2010)

A concentração do hidrogênio na ZTA é facilitada pelo fato de que a austenita tende a se transformar antes na ZF do que na ZTA, em virtude dos menores teores de carbono e de elementos de liga normalmente presentes em metais de adição. Como o hidrogênio apresenta menor solubilidade e maior difusibilidade na ferrita do que na austenita, esse tende a difundir para as regiões ainda não transformadas da ZTA, causando uma concentração deste elemento nesta região. (Faria, 2010)

Os valores encontrados por Olden (2012) para o coeficiente de difusão do hidrogênio em um aço X70 para tubos com costura foram maiores que os atribuídos na literatura a um aço grau X65. Este aumento é atribuído ao leve aumento do nível de elementos microalloyados dos quais tendem a precipitar e diminuir o processo de difusão. O coeficiente de difusão do hidrogênio na ZTA apresentou valores menores que o metal base e zona fundida, do qual Olden (2012) relaciona este menor valor a microestrutura do material consistir de uma mistura de bainita e martensita. Estas microestruturas apresentam maior tensão residual e maior número de deslocamentos ocorrendo um aumento de sítios na rede cristalina, assim ocorrerá uma diminuição na taxa de difusão e um aumento na concentração de hidrogênio neste tipo de microestrutura. A susceptibilidade a fragilização ao hidrogênio foi mais evidente na região da ZTA comparado ao metal base e zona fundida.

A fissuração por hidrogênio em soldas é considerada um dos maiores problemas de soldabilidade, particularmente para processos de baixa energia de soldagem. As trincas podem ser longitudinais, transversais, superficiais ou sub-superficiais, se originando, frequentemente, a partir de concentradores de tensão, como na raiz da solda. Ocorre principalmente na ZTA, mas pode também ocorrer na zona fundida. A fragilização pelo hidrogênio é particularmente intensa à temperatura ambiente. (Modenesi, 2014)

A fissuração pelo hidrogênio é influenciada por quatro os fatores (Faria, 2010):

- (a) teor de hidrogênio na região da solda,
- (b) solicitação de tensões residuais e externas,
- (c) formação de microestrutura capaz de ser fortemente fragilizada pelo hidrogênio, ou seja, uma microestrutura susceptível, e
- (d) temperatura.

Para minimizar a chance de fissuração, Modenesi (2014) sugere atuar nos seguintes pontos: na seleção de um material menos sensível, na redução no nível de tensões e na seleção do processo de soldagem e do controle da velocidade de resfriamento.

4 Materiais e Métodos

Neste capítulo serão apresentados e descritos os materiais e métodos utilizados para o desenvolvimento deste trabalho.

Para adequar o material ao grau X70Q (sendo a letra Q referente ao estado de fornecimento do material: temperado e revenido), os tubos sem costura foram austenitizados a uma temperatura de torno de 950°C durante 20 minutos. A partir de sua temperatura de austenitização, os tubos foram resfriados em água até a temperatura ambiente em um tanque de resfriamento. O tratamento de revenimento pós-têmpera foi a aproximadamente 650°C durante 40 minutos, obtendo-se assim o metal base (MB) para as juntas a serem soldadas. Após o processo de soldagem, o material foi denominado como junta soldada (JS). Foram obtidas juntas soldadas com três diferentes valores para o aporte térmico, os quais serão denominados como: APT-A, APT-M e APT-B para aporte térmico alto, médio e baixo respectivamente. Em seguida foram realizadas a caracterização microestrutural, a investigação das propriedades mecânicas e de corrosão para as juntas obtidas.

4.1 Materiais e Equipamentos

4.1.1 Metal Base

Neste estudo, está sendo considerado um aço de alta resistência mecânica e baixa liga para aplicação *sour service* que atende aos requisitos do grau API X70QS (conforme a norma API 5L (2012)) e do grau DNV485S (conforme a norma DNV-OS-F101 (2013)). Os tubos foram fabricados com 355,6 mm de diâmetro externo por 23,83 mm de espessura de parede. Foram usados tubos de uma mesma corrida de aço.

A composição química do metal base especificada pelas normas API 5L (2012) e DNV-OS-F101 (2013) encontram-se na Tabela IV.1. Já as suas propriedades mecânicas podem ser observadas na Tabela IV.2.

Tabela IV.1- Composição química especificada para tubo sem costura relativo ao grau API 5L X70Q e DNV485, (Adaptação API 5L, 2012 e DNV-OS-F101, 2013).

	Composição máxima (% em massa)								Carbono equivalente % máxima	
	C	Mn	Si	P	S	V	Nb	Ti	CE _{IW} *	CE _{PCM} *
API	0,16	1,65	0,45	0,020	0,003	0,09	0,05	0,06	0,42	0,25
DNV	0,16	1,65	0,45	0,020	0,003	0,10	0,05	0,06	0,42	0,25

* CE_{IW} – Carbono equivalente segundo o Instituto Internacional de Soldagem. Veja equação 3.1

* CE_{PCM} – Parâmetro do carbono equivalente. Veja equação 3.2.

Tabela IV.2 - Propriedades mecânicas especificadas para o grau API 5L X70Q e DNV485 (Adaptação API 5L, 2012 e DNV-OS-F101, 2013).

	Limite de escoamento (LE)	Resistência a tração (RT)	Alongamento	LE/RT
API/DNV	485-635MPa	570-760MPa	27% mín.	0,93 máx.

4.1.2 Consumíveis

Neste estudo, utilizou-se o arame de especificação AWS 5.18 ER 70S-3 com 2,4 e 3,2 mm de diâmetro, para os passes de raiz, sendo utilizado o eletro de dimensão 3,2mm com o objetivo de conseguir um maior volume de solda, e o arame-eletrodo de especificação AWS 5.28 ER 80S-D2 com diâmetro de 1,2 mm em todos os passes de enchimento e acabamento. Na Tabela IV.3 são apresentadas as composições químicas conforme as normas AWS 5.18 (ER 70S-3) e AWS 5.18 (ER 80S-D2), para os metais de adição.

Tabela IV.3 - Composições químicas especificadas para os eletrodos ER 70S-3 e ER 80S-D2.

Arame/ Eletrodo	Composição Química (% em massa)									
	C	Si	Mn	P	Cu	S	Ni	Mo	V	Cr
ER 70S-3	0,06-0,15	0,45-0,75	0,9-1,4	0,025 máx.	0,50 máx.	0,035 máx.	0,15 máx.	0,15 máx.	0,03 máx.	0,15 máx.
ER 80S-D2	0,07-0,12	0,50 0,80	1,60-2,10	0,025 máx.	0,50 máx.	0,025 máx.	0,15 máx.	0,40 -0,60	-	-

4.1.3 Equipamentos

Este item irá descrever brevemente os equipamentos utilizados neste estudo para execução dos testes mecânicos e para soldagem dos corpos de prova.

A soldagem dos primeiros passes (raiz + reforço) foram realizados através do processo GTAW, com uma fonte modelo *Precision TIG 375* (Lincoln Electric). A fonte modelo da *Power Wave 455*, do mesmo fabricante, foi utilizada para preenchimento da solda com o processo GMAW.

Para avaliação da composição química do metal base e da zona fundida nas regiões de topo e raiz da junta soldada, as amostras foram avaliadas através do método de espectrometria de emissão óptica.

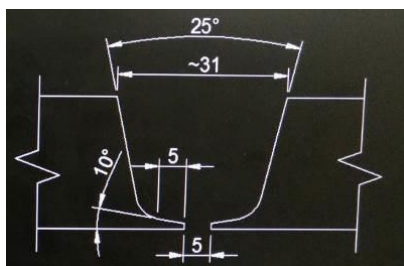
Para a análise metalográfica, as amostras foram analisadas através do equipamento microscópio óptico Leica DM 4000 M-1 por meio de imagens com aumentos de 50x até 500x. As amostras também foram avaliadas por microscopia eletrônica de varredura.

O equipamento utilizado para os testes de tração foi de marca EMIC GR049 com célula de carga com capacidade de 1000 kN. O ensaio de impacto Charpy foi realizado em uma máquina Instron, modelo SI-1D3, com capacidade de aproximadamente 407 J. Os ensaios de microdureza e dureza foram realizados em um microdurômetro de marca

EMCOTEST, modelo Duravison 250, utilizando a carga de 1 kgf aplicada por 10 s e utilizado à carga de 10 kgf (HV10) aplicada também por 10 s.

4.2 Procedimento de soldagem

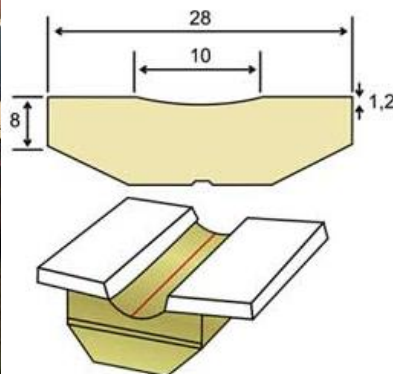
Os tubos foram cortados em segmentos de 500 mm de comprimento e foram usinados chanfros com as dimensões apresentadas na *Figura 4.1* (a). Os tubos foram soldados com rotação circunferencial mantendo a posição 1G (plana) assim como é representado na *Figura 4.1* (b), de modo a controlar a velocidade de soldagem. Além disso, os mesmos foram soldados utilizando um backing cerâmico de formato côncavo na raiz com as dimensões apresentadas na *Figura 4.1* (c).



(a)



(b)



(c)

Figura 4.1 - Representação: (a) do chanfro, (b) da posição de soldagem e (c) dimensões do backing cerâmico (Fonte da dimensão do backing: CIG Soldas).

O chanfro com as dimensões apresentadas na *Figura 4.1* (a) foi baseado em informações do trabalho de EBELING (2013), em resultados de testes preliminares e em sugestões

da empresa responsável pela realização da soldagem dos corpos de prova usados no presente trabalho.

O passe de raiz e mais três passes subsequentes (passes a quente) foram realizados manualmente pelo processo GTAW e os passes de preenchimento foram realizados pelo processo GMAW sendo que este processo foi realizado de modo mecanizado. Um suporte para a tocha foi utilizado com o objetivo de manter a posição de 90° com a superfície das amostras durante todo o tempo de soldagem. Os parâmetros de soldagem: corrente, tensão e a velocidade de alimentação de arame foram ajustados em testes prévios com o objetivo de verificar as melhores condições para início do procedimento. Durante o processo de soldagem, era possível realizar pequenos ajustes na velocidade de giro para manter os valores de energia de soldagem objetivados. O controle dos valores objetivados para o aporte térmico foi realizado através do controle da velocidade de soldagem (ou velocidade de giro das amostras), sendo que para algumas situações, a velocidade de alimentação do arame e a tensão de operação foram alteradas para ajuste do aporte térmico. Sabendo-se o perímetro da circunferência, os valores de tensão e corrente, calculou-se o tempo de giro das amostras considerando o valor da energia desejada conforme Equação 4.1.

$$\text{Tempo (s)} = \frac{\text{Aporte térmico} \left(\frac{\text{J}}{\text{mm}} \right) * \pi * \text{Diâmetro (mm)}}{\text{Tensão (V)} * \text{Corrente(A)}} \quad (4.1)$$

As peças foram pré-aquecidas a uma temperatura de 150°C, sendo esta temperatura objetivada, também, como temperatura mínima entre passes. Para as três condições de aporte térmico, para a região de raiz objetivou-se quatro passes realizados através do processo GTAW. Para execução do primeiro passe, buscou-se uma corrente de 100A e uma tensão de 10V e, para os passes seguintes com o processo GTAW, uma corrente 150A e tensão de 12V. Conforme mencionado anteriormente, as amostras de 500 mm foram soldadas, nos passes de enchimento e acabamento, em três diferentes condições de aporte térmico (APT-A, APT-M e APT-B). Os valores dos aportes térmicos objetivados são apresentados na Tabela IV.4 e foram baseados nos valores utilizados no trabalho realizado por EBELING (2013) com tubos de aço sem costura X70QS para

aplicação sour service. O aporte térmico foi variado através dos parâmetros corrente e velocidade de soldagem.

Tabela IV.4 - Aporte térmico planejado

Condição	Energia
APT-B	0,70 kJ/mm
APT-M	1,10 kJ/mm
APT-A	1,40 kJ/mm

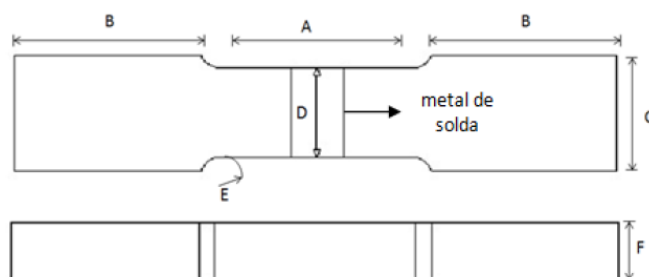
4.3 Ensaios metalográficos

Para análise metalográfica, a superfície foi lixada e polida com abrasivos de granulação cada vez mais finos até a obtenção de uma superfície plana, limpa, livre de distorções, que, então, foram atacadas com Nital 5% para identificação dos microconstituintes da ZF, ZTA e MB. As amostras foram analisadas através do microscópio óptico e por microscopia eletrônica de varredura (MEV) sendo avaliadas na ZTA nas regiões de topo, meio e raiz e na ZF foi avaliada a região não alterada e o passe de raiz para cada condição de soldagem. Também foram realizadas análises de superfície de fratura após a realização de ensaios de tração e impacto. A técnica utilizada para visualização das imagens no MEV foi à de elétrons secundários.

4.4 Testes mecânicos

4.4.1 Ensaio de tração

O ensaio de tração foi realizado segundo as Normas ASTM A370 (2012) e API 5L (2012). Os corpos de prova foram retirados transversalmente ao perfil da junta e foram confeccionados de maneira que a solda se situasse no centro do comprimento útil do corpo de prova. O mesmo teste também foi realizado somente para o metal base para avaliação e comparação dos resultados. As dimensões dos corpos de prova de seção retangular para tração transversal a solda, ou seja, longitudinal ao eixo do tubo encontram-se na Figura 4.2.



Dimensões (mm)					
A	B	C	D	E	F
59,2±2,0	≥80,00	50,8±1,0	38,1±1,0	≥25,4	23,8±2,3

Figura 4.2 - Representação esquemática do corpo de prova para ensaio de tração de seção retangular de acordo com a Norma ASTM A370 (2012).

4.4.2 Ensaio de impacto

Para realização do ensaio de impacto Charpy, os corpos de prova foram confeccionados e ensaiados segundo a Norma ASTM A370 (2012). A Figura 4.3 apresenta as dimensões do corpo de prova



Figura 4.3 - Representação esquemática das dimensões dos corpos de prova do tipo sub size para ensaio de impacto Charpy.

Para o metal base, os testes foram realizados nas temperaturas de 0°C, -10°C, -30°C, -50°C, -70°C e -80°C para construção da curva de transição do material. O resfriamento dos corpos de prova foi feito pela imersão total em álcool etílico resfriado em uma cuba refrigerada e o controle da temperatura foi feito com termômetro digital de contato. Para os corpos de prova soldados foram realizados entalhes na zona termicamente afetada (ZTA). Em função da geometria do chanfro e da forma resultante da ZTA, decidiu-se posicionar o centro do entalhe no centro da ZTA. Para isto, uma das faces laterais dos corpos de prova foi atacada com Nital 5% antes de usinagem do entalhe.

Os testes de impacto da ZTA foram realizados em quatro diferentes temperaturas: -10°C , -40°C , -60°C e -80°C . Os corpos de prova foram retirados de duas regiões da junta soldada, uma próxima a região de topo da solda e outra próxima a região da raiz conforme esquematizado na Figura 4.4.

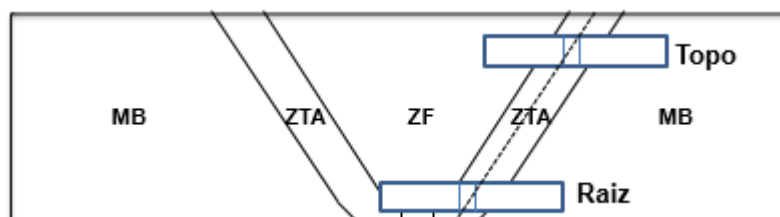


Figura 4.4 - Representação esquemática de uma junta soldada com direção do entalhe para teste Charpy na ZTA.

Corpos de prova foram retirados na região de topo da ZF como está esquematizado na Figura 4.5. Para cada condição de soldagem, três corpos de prova foram testados à temperatura de -10°C .

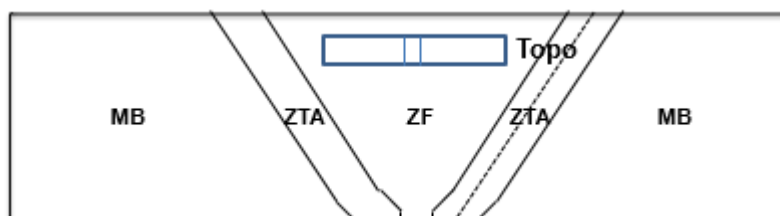


Figura 4.5 - Representação esquemática de uma junta soldada com direção do entalhe para teste Charpy na ZF.

4.4.3 Ensaio de dureza Vickers

Para o metal base, o ensaio de dureza foi realizado utilizando a carga de 10 kgf aplicada por 10 s conforme norma API 5L (2012) anexo H. A Figura 4.6 apresenta os locais das endentações.

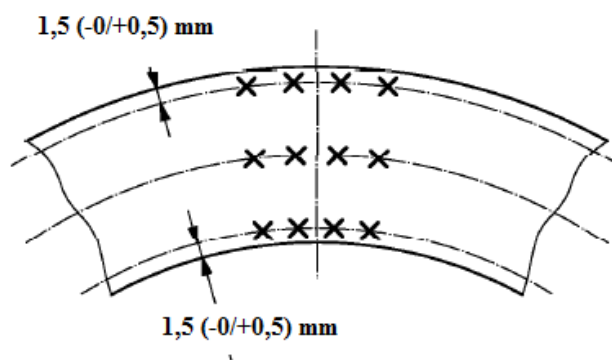


Figura 4.6 - Locais das leituras de dureza (HV10) para o metal base conforme norma API 5L (2012)

Os ensaios de microdureza foram realizados utilizando a carga de 1 kgf aplicada por 10 s atendendo a Norma ASTM A370 (2012). Os corpos de provas foram analisados ao longo de três linhas com intervalos de 0,50 mm. A Figura 4.7 apresenta a localização das endentações da microdureza.

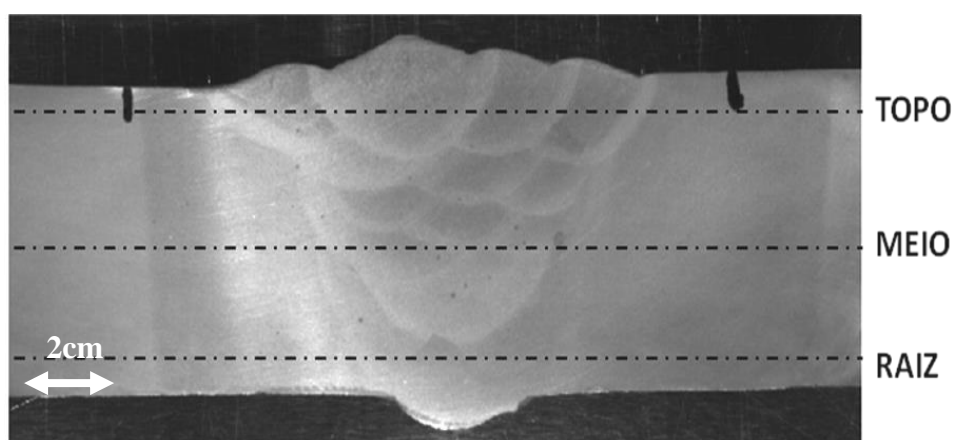


Figura 4.7 - Representação esquemática da localização das leituras HV1.

O ensaio também foi realizado utilizando à carga de 10 kgf (HV10) conforme norma ASTM E384 (2012) enquanto os locais das medições foram realizados conforme norma NACE MR0175/ISO 15156-1 (2015). Este procedimento foi realizado nas regiões de topo, meio e raiz. O esquema de medidas adotado descrito acima está representado na Figura 4.8.

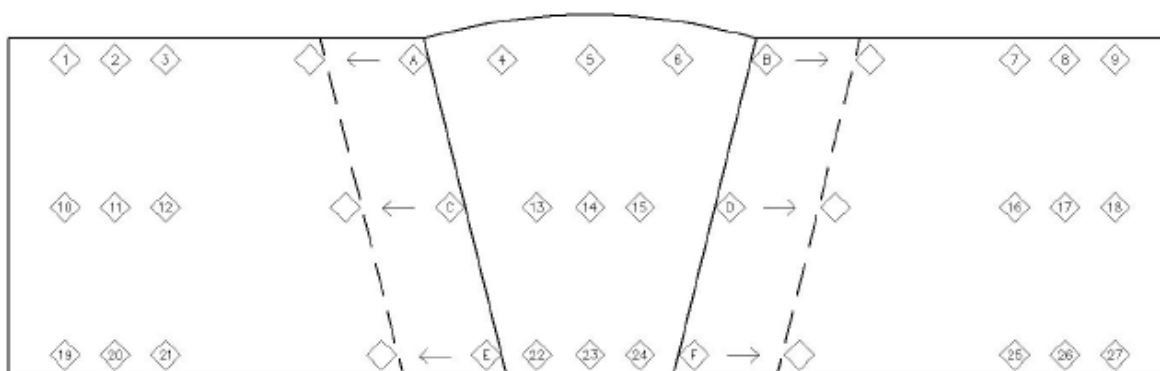


Figura 4.8 - Representação da localização das leituras HV10 conforme norma NACE MR0175/ISO 15156-1 (2015).

4.5 Testes de corrosão

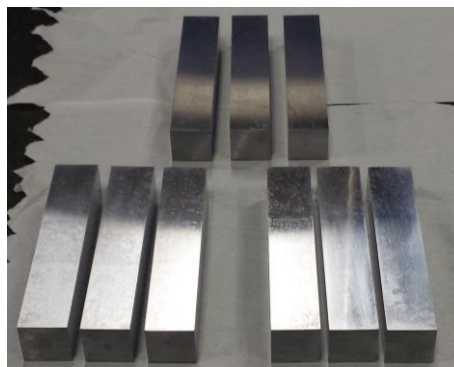
Os testes de corrosão foram realizados atendendo a norma NACE MR0175/ISO 15156-1 (2015). Os ensaios de *HIC* (*Hydrogen Induced Cracking* – Trinca induzida por Hidrogênio) e *FPBT* (*Four Point Bend Test*) foram conduzidos, respectivamente, de acordo com a NACE TM0284 (2016) e NACE TM0316 (2016), em triplicata, utilizando a solução A conforme a norma NACE 0177 (2016). As características desta solução são apresentadas na Tabela IV.5. A temperatura do teste foi de 24°C ($\pm 3^\circ$).

Tabela IV.5 - Características da solução A conforme norma NACE 0177 (2016).

Solução A
<ul style="list-style-type: none"> • Solução salina acidificada e saturada com H₂S. • pH inicial entre 2,6 -2,8 • Composição: 50 g/L de NaCl e 4,8 mL de ácido acético diluído em água deionizada • Ao final do teste a solução não pode exceder o pH 4.0

As amostras foram retiradas no sentido longitudinal ao eixo do tubo sendo o metal de solda localizado no centro do corpo de prova. A Figura 4.9 apresenta os corpos de prova

utilizados no teste *HIC*, as suas dimensões são 20 mm de largura, 20 mm de espessura e 100 mm de comprimento. Os corpos de prova foram inspecionados por ultrassom com transdutor de 25 MHz para avaliar a presença de descontinuidades antes da realização do teste, assim como mostrado na Figura 4.10.



(a)



(b)

Figura 4.9 - (a) Corpo de prova do teste *HIC* conforme NACE 0284 (2016);

(b) Montagem do teste na cuba.

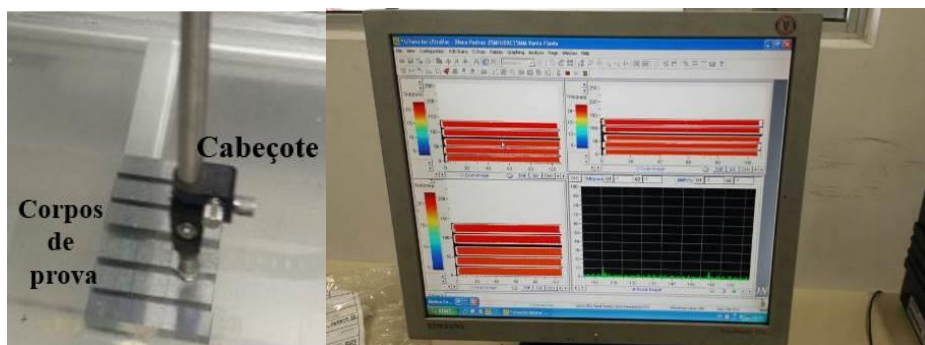


Figura 4.10 - Teste de ultrassom nos corpos de prova para o teste *HIC*.

Ao término do ensaio, as amostras foram cortadas na direção transversal a solda conforme Figura 4.11 e avaliadas metalograficamente para o cálculo dos parâmetros *CSR* (*Crack Sensivity Ratio*), *CLR* (*Crack Length Ratio*) e *CTR* (*Crack Thickness Ratio*). O objetivo é avaliar a área total dos defeitos através de equações que relacionam a área do defeito e a área total do corpo de prova que neste caso seria o plano da seção transversal. Todos os valores são medidos conforme as equações previstas na norma NACE TM 0284 (2016) apresentadas conforme Equações 4.1, 4.2 e 4.3 e Figura 4.12.

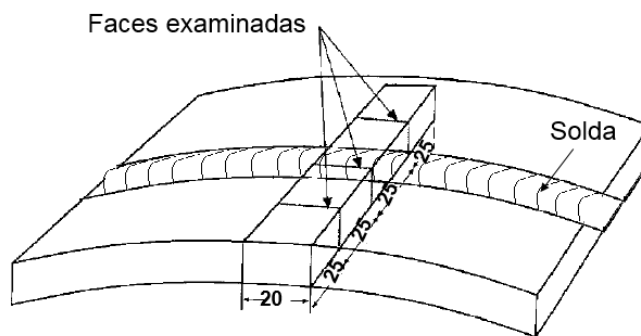


Figura 4.11 - Local de retirada do corpo de prova para o teste *HIC* com indicação das faces analisadas após teste.

$$\text{Crack Length Ratio (CLR)} = \frac{\Sigma a}{3W} * 100 \quad (4.1)$$

$$\text{Crack Thickness Ratio (CTR)} = \frac{\Sigma b}{3T} * 100 \quad (4.2)$$

$$\text{Crack Sensivity Ratio (CSR)} = \frac{\Sigma(a * b)}{3 * W * T} * 100 \quad (4.3)$$

em que:

W = largura da seção dos corpos de prova;

a = comprimento da trinca;

b = espessura da trinca;

T = espessura da amostra.

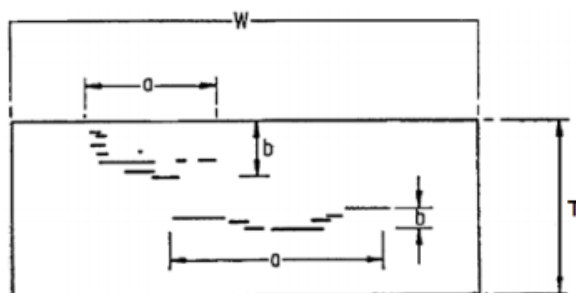


Figura 4.12 - Critério de medição de trincas conforme norma NACE TM 0284 (2016).

O corpo de prova para o teste de *FPBT* foi retirado da região da raiz da junta soldada, sendo que aproximadamente 5mm de espessura foi usinado na região da raiz, portanto o teste foi realizado com a raiz não preservada. A Figura 4.13 apresenta o local de retirada do corpo de prova e dimensões conforme as normas NACE TM0316 (2016) e ASTM G39 (2016).

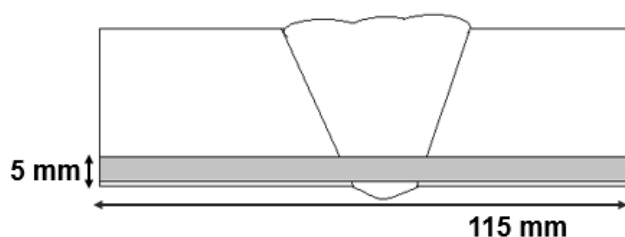


Figura 4.13 - Local de retirada do corpo de prova para o teste FPBT. Dimensões:

5x15x115mm

Para o teste de *FPBT*, a carga utilizada durante o teste foi de 90% do valor encontrado para o limite de escoamento para cada condição de aporte térmico, sendo a solução borbulhada com 100% H_2S durante 720h. A Figura 4.14 apresenta a montagem para aplicação de carga nos corpos de prova.

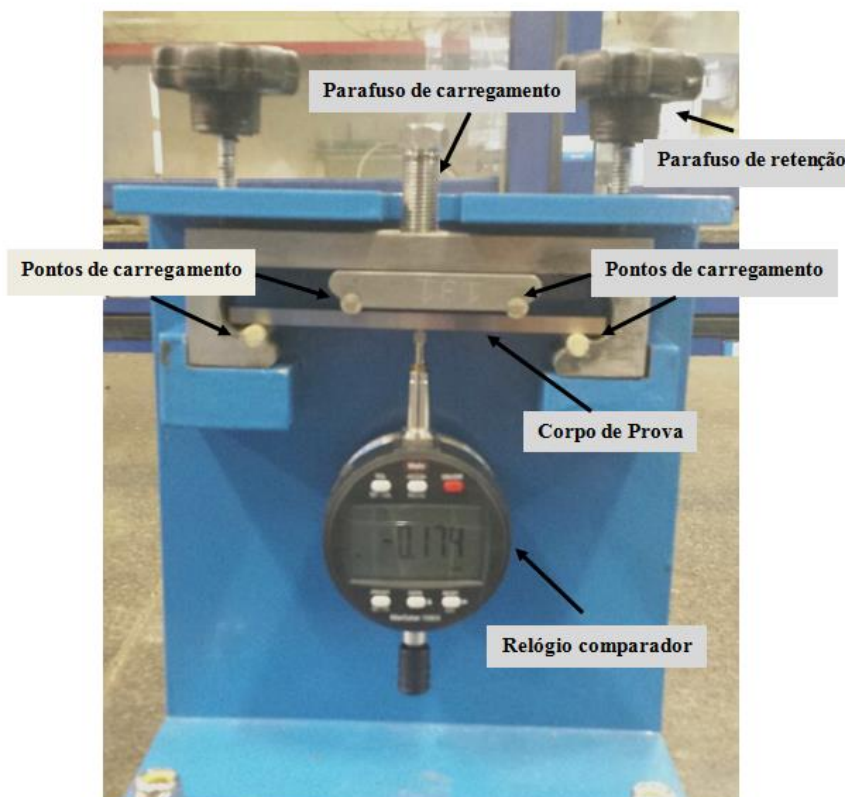


Figura 4.14 – Montagem da aplicação de carga no corpo de prova para o teste *FPBT*.

Através da visualização da superfície do corpo de prova em um microscópio óptico com uma ampliação de 10x para verificação de trincas, o resultado do teste *FPBT* é dado como aprovado (sem trincas) ou reprovado (presença de trincas).

Os testes *HIC* e *FPBT* possuem como objetivo avaliar o comportamento do material quando submetido a um ambiente extremamente ácido (pH inicial da solução entre 2,6 e 2,8). É importante observar que o teste *HIC* avalia boa parte da seção transversal da junta, compreendendo as regiões de topo, preenchimento e parte da região de raiz. Por outro lado, o teste *FPBT* objetiva avaliar exclusivamente a região de raiz, a qual é uma região mais crítica, pois está em contato direto com o fluido de caráter ácido que é transportando pela tubulação.

5 Resultados e discussões

Neste capítulo serão apresentados e discutidos os resultados obtidos na caracterização química, microestrutural, mecânica e a resistência à corrosão das juntas soldadas utilizada neste trabalho, seguindo a metodologia proposta no capítulo anterior.

5.1 Procedimento de soldagem

A Figura 5.1 mostra esquematicamente o perfil da junta soldada resultante para os aportes APT-B APT-M e APT-A e a Tabela V.1 apresenta os valores reais para os parâmetros de soldagem utilizados. Os relatórios com todos os parâmetros obtidos para cada passe estão apresentados no Apêndice deste trabalho. O número de passes foi diferente em cada condição, sendo o aporte APT-B a condição no qual apresentou um maior número de passes no total de 25.

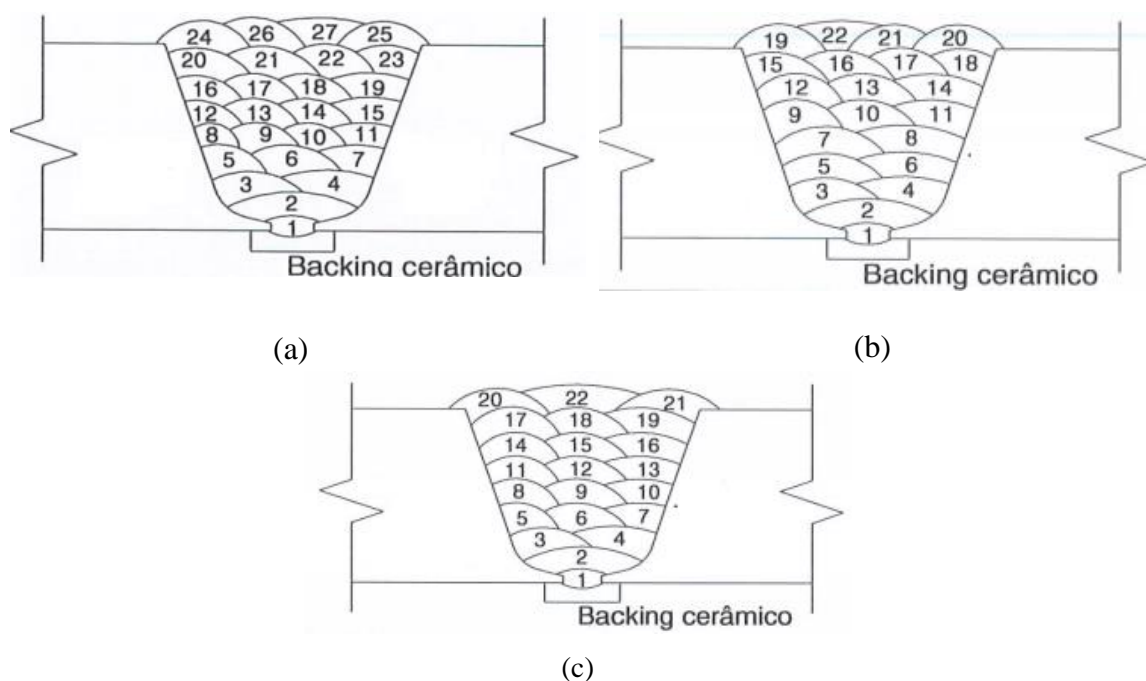


Figura 5.1 - Representação do perfil final apresentando o número de passes aplicados:

(a) APT-B. (b) APT-M e (c) APT-A

Tabela V.1- Parâmetros reais de soldagem.

		Processo	Consumível	Ø (mm)	Corrente (A)	Tensão (V)	Aporte (kJ/mm)
APT-B	1° passe raiz	GTAW	ER70S-3	2,4	104 ± 4	10,5 ± 0,50	1,12
	2° ao 4° passe de raiz	GTAW	ER70S-3	2,4 e 3,2	151 ± 1	11,5 ± 0,50	1,68±0,25
	Enchimento	GMAW	ER80S-D2	1,2	190 ± 13	23,5 ± 1,50	0,68±0,02
	Acabamento	GMAW	ER80S-D2	1,2	190 ± 10	22,5 ± 0,50	0,69±0,03
APT-M	1° passe raiz	GTAW	ER70S-3	2,4	110 ± 8	10,5 ± 0,50	1,02
	2° ao 4° passe de raiz	GTAW	ER70S-3	2,4 e 3,2	158 ± 13	12,5 ± 0,50	1,95±0,04
	Enchimento	GMAW	ER80S-D2	1,2	187 ± 15	25,0 ± 1,00	1,03±0,10
	Acabamento	GMAW	ER80S-D2	1,2	196 ± 15	24,5 ± 0,50	0,92±0,02
APT-A	1° passe raiz	GTAW	ER70S-3	2,4	95 ± 5	10,5 ± 0,50	1,13
	2° ao 4° passe de raiz	GTAW	ER70S-3	2,4 e 3,2	175 ± 25	11,5 ± 0,50	1,70±0,22
	Enchimento	GMAW	ER80S-D2	1,2	290 ± 10	26,5 ± 0,50	1,41±0,02
	Acabamento	GMAW	ER80S-D2	1,2	290 ± 10	26,5 ± 0,50	1,40±0,01

Ocorreu uma variação entre os valores objetivados e os reais devido a dificuldades encontradas durante o processo como a possibilidade de perfuração no passe de raiz e a necessidade de destreza e coordenação do operador durante execução dos passes GTAW.

5.2 Análise química

Os resultados da análise química do metal base, obtidos através do método de espectrometria de massa, estão de acordo com o especificado para o material X70QS (DNV 485), para o nível de qualidade PSL2, conforme apresentado na Tabela V.2.

Tabela V.2 - Composição química (% em massa) especificada para o metal base.

%	C	Mn	Si	P	S	Cu
Mín.	0,05	1,35	0,25	-	-	-
Máx	0,08	1,42	0,35	0,010	0,03	0,04
%	B	Cr+Mo	Nb+V+Ti	CE_{IIW}	CE_{PCM}	
Mín.	-	-	-	0,344	0,168	
Máx	0,005	0,20	0,07	0,373	0,191	

As equações para cálculo do CE_{IIW} e CE_{PCM} são apresentadas no item **3.1.1**. Os valores encontrados para o CE_{IIW} e CE_{PCM} estão de acordo com os valores estabelecidos pelas normas API 5L (2012) e DNV-OS-F101 (2013) do qual são de 0,42% e 0,25% respectivamente.

O resultado para a composição química da região de topo da zona fundida é apresentado na Tabela V.3. Os valores encontrados para o CE_{IIW} assim como o CE_{PCM} , atendem os valores estabelecidos pelas normas API 5L (2012) e DNV-OS-F101 (2013), no entanto, para materiais com teor de carbono menores de 0,12% o parâmetro utilizado é o CE_{PCM} , dos quais estão abaixo do valor de 0,25% máximo. Não foi possível verificar a composição química da região de raiz através do método de espectrometria de massa.

Tabela V.3 - Análise da composição química da zona fundida na região de topo para os aportes APT-B, APT-M e APT-A.

%	C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	Cu
APT-B	0,083	0,621	1,627	0,088	0,043	0,432	0,118
APT-M	0,083	0,630	1,651	0,089	0,044	0,433	0,123
APT-A	0,083	0,643	1,651	0,083	0,040	0,382	0,113
%	P	S	B	V	CE_{IIW}	CE_{PCM}	
APT-B	0,012	0,0118	0,0004	0,006	0,421	0,207	
APT-M	0,012	0,0119	0,0003	0,006	0,401	0,197	
APT-A	0,013	0,0119	0,0004	0,006	0,401	0,201	

5.3 Caracterização Estrutural

Serão apresentados os resultados de microscopia óptica (MO) e microscopia eletrônica de varredura (MEV) para o metal base e para as amostras nas três condições de aporte térmico apresentando as fases presentes na ZF e na ZTA.

5.3.1 Metal base

As Figuras 5.2 e 5.3 apresentam a microestrutura do metal base. Observa-se uma microestrutura basicamente formada por bainita e ferrita na região central da espessura de parede.

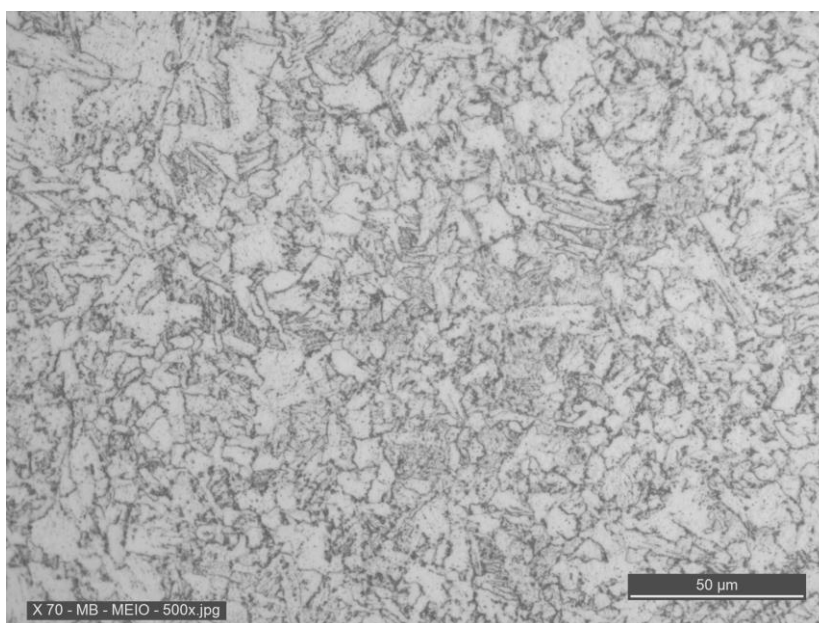


Figura 5.2 - Micrografia óptica do metal base na região central da espessura de parede.
Ataque Nital 3%.

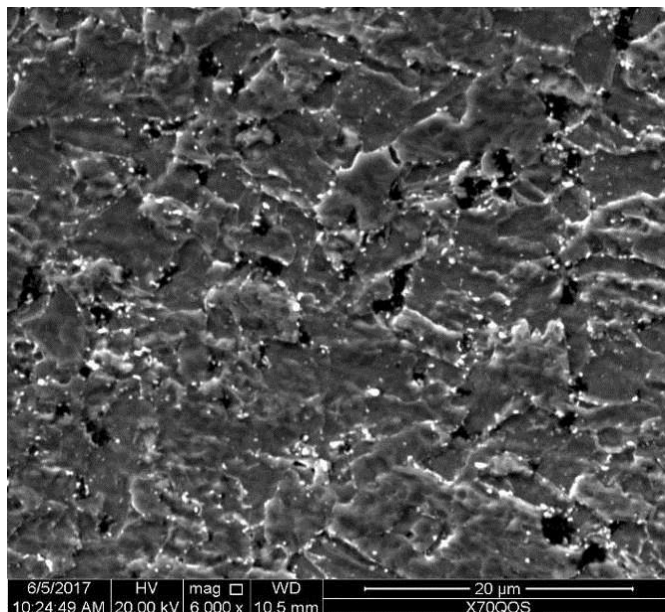


Figura 5.3 - Imagem do metal base na região central da espessura de parede visualizada no MEV. Ataque Nital 3%

Nas regiões próximas à superfície externa e interna do tubo, observa-se uma microestrutura composta por algumas ilhas de martensita revenida, assim como apresentada na Figura 5.4. Isto está de acordo com o comportamento observado durante o teste de Jominy, em que, a maior temperabilidade acontece próximo à superfície devido a maior taxa de resfriamento do material.

Fatores como microestrutura, processo de fabricação e tratamento térmico sofrido pelo material podem influenciar a sua susceptibilidade à corrosão (Coelho, 2013). O metal base, mesmo apresentando esta microestrutura com algumas ilhas de martensita próximas as superfícies externas e internas do tubo, apresenta boa resistência à corrosão, sendo que a quantidade de martensita apresentada não chega a influenciar negativamente a resistência à corrosão.

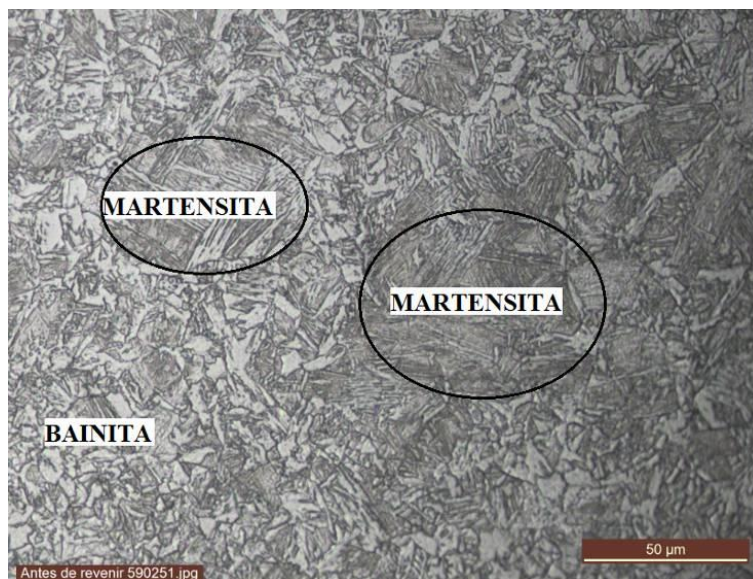


Figura 5.4 - Ilhas de martensita no metal base na região próxima (< 2mm) da superfície interna.

No MB foram encontradas algumas inclusões cuja análise química foi realizada através da espectrometria de energia por dispersão (EDS). Estas inclusões são inerentes do processo de fabricação do aço e, na quantidade observada, podem ser consideradas como não deletérias para as propriedades do material. A Figura 5.5 apresenta a varredura ao longo de uma linha de uma inclusão encontrada no MB, na qual é observada a presença de Al, S, Ca e O, sugerindo que seja uma combinação de óxidos e sulfeto de $\text{Al}_2\text{O}_3\cdot\text{CaO}\cdot\text{CaS}$. A inclusão avaliada é apresentada na Figura 5.6 apresentando uma morfologia esférica.

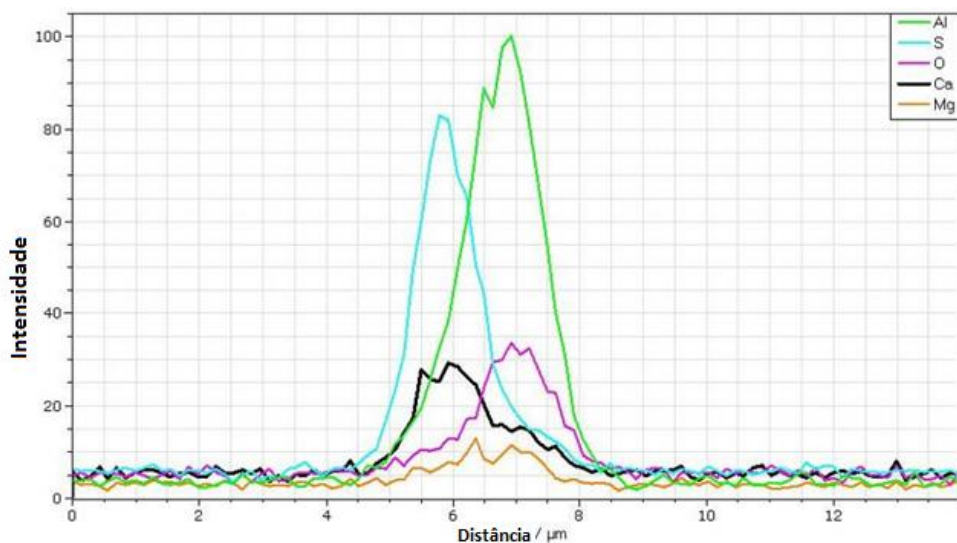


Figura 5.5 - Varredura ao longo de uma linha para diferentes elementos de uma inclusão varrida aleatoriamente no MB.

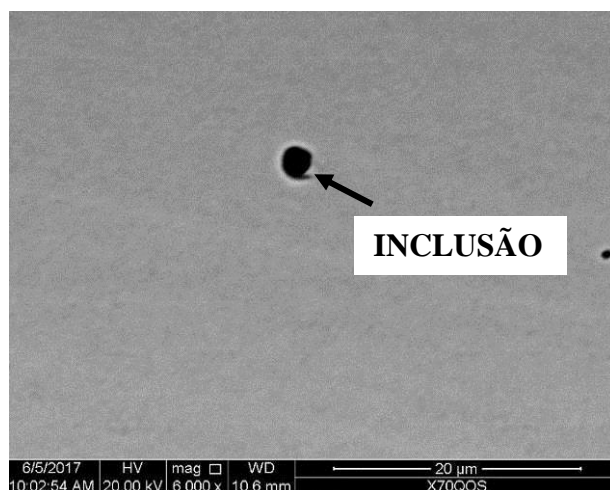
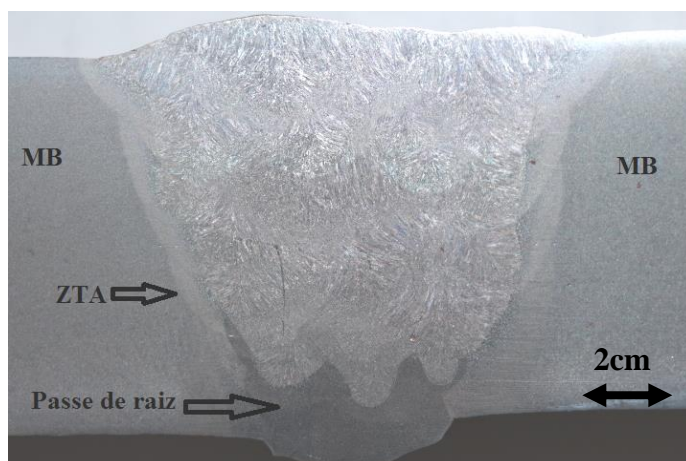


Figura 5.6 - Inclusão varrida aleatoriamente no MB.

5.3.2 Junta soldada

a) Macrografia

A Figura 5.7 apresenta as macrografias da seção transversal das soldas para as três condições de aporte térmico.



(a)



(b)



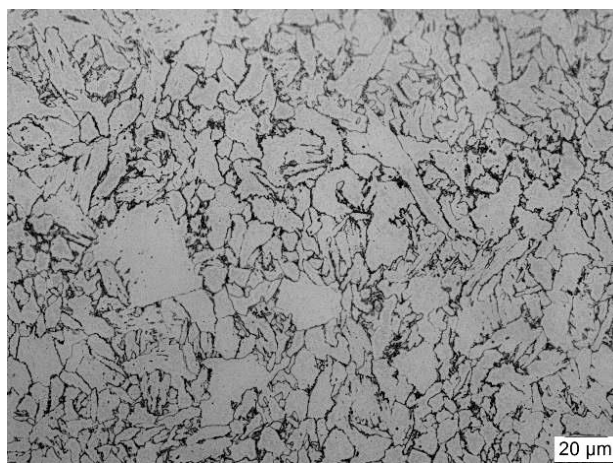
(c)

Figura 5.7 - Macrografia para junta soldada. (a) APT-B, (b) APT-M, (c) APT-A.

Observa-se a ausência de descontinuidades como poros e falta de fusão na seção analisada das soldas. Para a condição APT-A, observa-se maior penetração, profundidade e largura dos cordões de solda em comparação aos outros aportes. Em relação às condições APT-M e APT-B, o aspecto de cordões são semelhantes, sendo, portanto, o formato dos cordões influenciados por maiores valores de corrente. Os valores médios de corrente para a condição APT-A foi 290A, enquanto para as condições APT-M e APT-B a corrente foi de aproximadamente 190A. Através da análise óptica, observa-se com o aumento do aporte térmico um pequeno aumento na extensão da ZTA devido ao aumento da quantidade de energia fornecida.

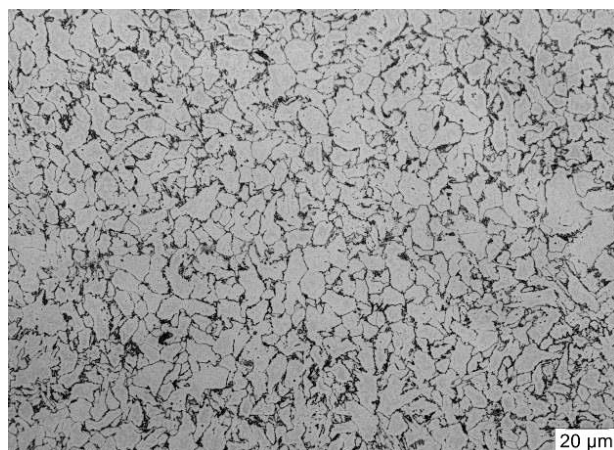
b) Micrografia

A microestrutura foi avaliada em cinco áreas: no passe de raiz, no último passe de solda, nas regiões da ZTA no topo, no meio e na raiz da amostra. As Figuras 5.8 e 5.9 apresentam as microestruturas na zona fundida no passe de raiz para as três condições de aporte térmico.

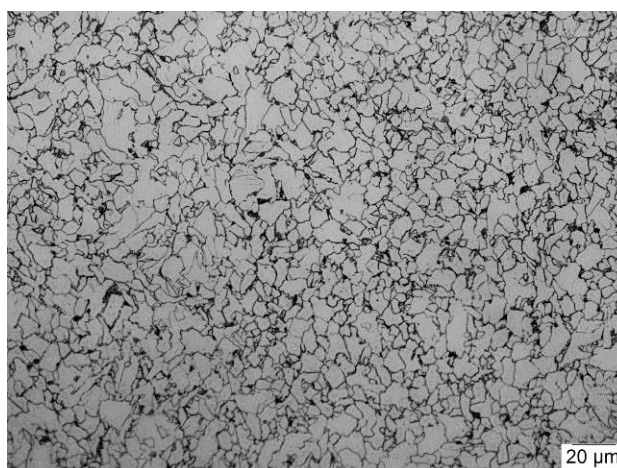


(a)

Figura 5.8 - Microestrutura da zona fundida no passe de raiz para o aporte APT-B.



(a)

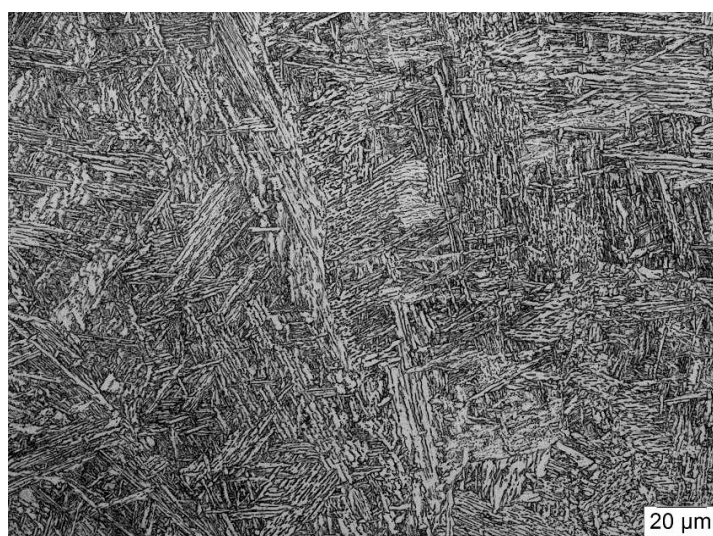


(b)

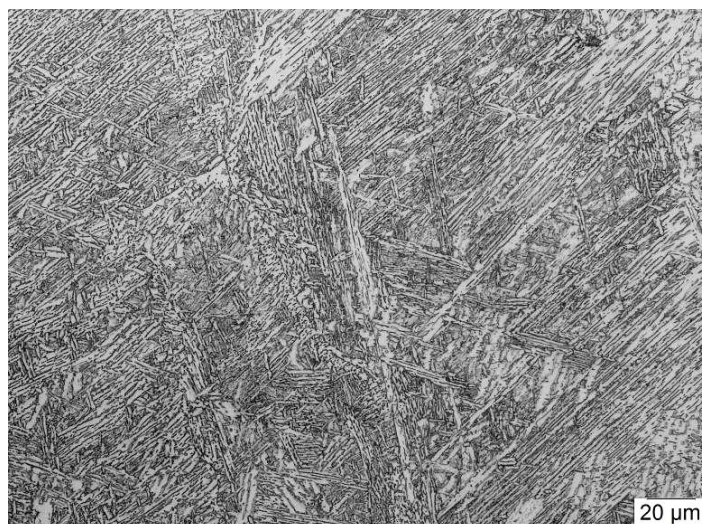
Figura 5.9 - Microestrutura da zona fundida no passe de raiz para os aportes (a) APT-M; (b) APT-A

A microestrutura do metal de solda na região de raiz nas condições APT-M e APT-A são caracterizadas por grãos de ferrita e carbonetos. Isto é consequência do reaquecimento do cordão da raiz pelos passes subsequentes, criando um tratamento térmico de normalização. Para a condição APT-B, observa-se uma microestrutura heterogênea com a presença de regiões discretas que parecem ter sido reaustenitizadas. Provavelmente, esta região foi reaquecida por um terceiro passe a uma temperatura de pico entre as temperaturas Ac_1 e Ac_3 (região intercrítica). Na soldagem multipasses, ocorre uma interação entre os cordões de solda e as regiões são submetidas a dois ou mais ciclos térmicos. Assim, as zonas que haviam sido formadas pelo passe anterior são alteradas pelos ciclos térmicos proveniente do novo cordão de solda, com isso tem-se a formação de regiões mistas (Wang, 2011).

As Figuras 5.10 e 5.11 apresentam as microestruturas observadas no último passe de solda, ou seja, o passe que não sofreu nenhum tratamento térmico por outro cordão de solda. Observa-se uma microestrutura bainítica em todos os aportes sem quantidade significativa de ferrita primária. É possível visualizar que o aumento do valor do aporte térmico utilizado, com um aumento no valor da corrente, levou a um aumento do tamanho das ripas de bainita, o que era esperado devido à diminuição na velocidade de soldagem com consequente diminuição da velocidade de resfriamento do material.



(a)



(b)

Figura 5.10 - Microestrutura da zona fundida do último passe de solda para os aportes

(a) APT-B; (b) APT-M



Figura 5.11 - Microestrutura da zona fundida do último passe de solda para o aporte APT-A.

A Figura 5.12 apresenta a linha de fusão na região central da junta. A ZF apresenta uma microestrutura mais fina devido as características do processo de fusão.

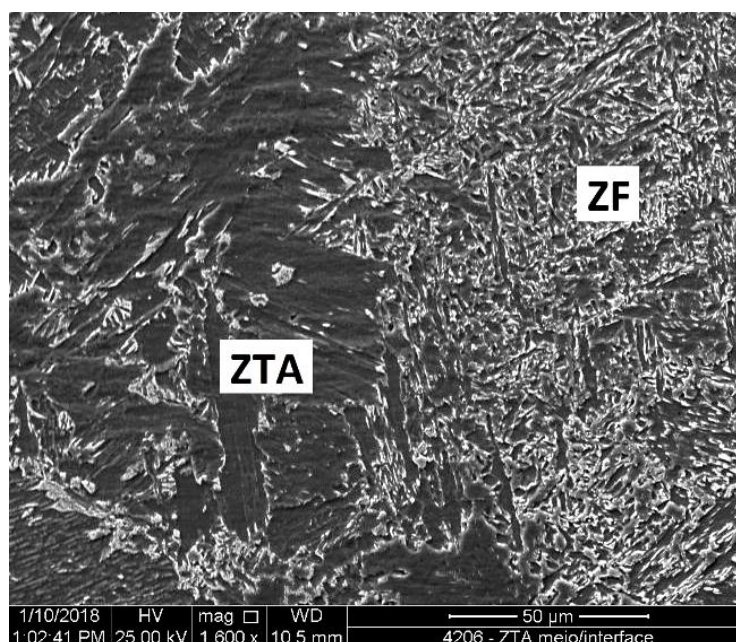
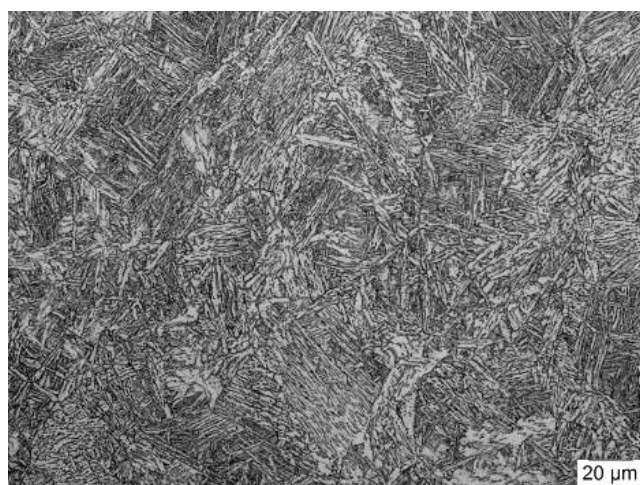


Figura 5.12 - Região de interface entre ZTA e ZF no MEV. Ataque Nital 3%

As Figuras 5.13 e 5.14 apresentam a região de grãos grosseiros da ZTA no topo da junta para os três aportes térmicos usados. Para as três condições, a estrutura é predominantemente bainítica, com uma tendência de a microestrutura tornar-se mais grossa com o aumento do aporte térmico. Nota-se que, com para as condições APT-M e APT-A, os contornos de grãos da austenita prévia são mais evidentes. Microestruturas bainíticas similares foram obtidas por Wang (2011) na região de grãos grosseiros com tempos de resfriamento entre 800 e 500°C ($\Delta t_{8/5}$) entre 20 e 109s.



(a)



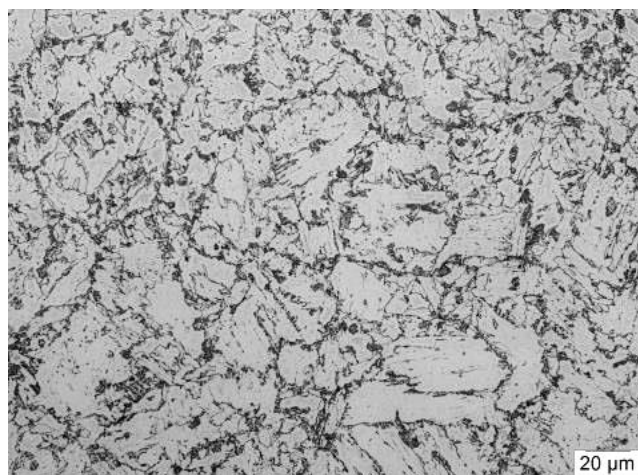
(b)

Figura 5.13 - Microestruturas na região de topo na ZTA para as condições: (a) APT-B;
(b) APT-M.



Figura 5.14 - Microestrutura na região de topo na ZTA para a condição APT-A.

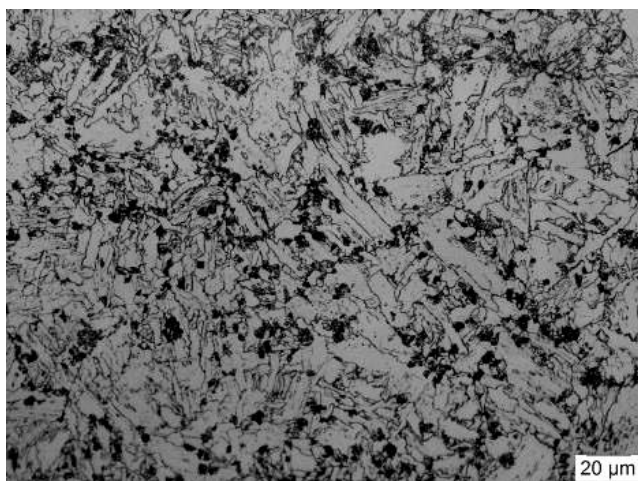
A Figura 5.15 apresenta a região da ZTA próxima à raiz para as três condições. Observa-se uma microestrutura formada por ferrita e carbonetos para as três condições. A região de raiz, trata-se de uma região alterada, isto é, reauecida por passes seguintes. Para a condição APT-M é observada uma microestrutura de grãos finos “quase” equiaxiais de ferrita com uma grande quantidade de carbonetos, sugerindo que esta região foi reauecida acima de A_{c1} . Por outro lado, para as condições APT-A e APT-B é observado grãos de ferrita qualitativamente maiores e de aspecto mais alongado sugerindo que as imagens sejam regiões reauecidas intercriticamente. Na soldagem de multipasses, ocorre uma interação entre os cordões de solda e as regiões são submetidas a dois ou mais ciclos térmicos. Assim, as zonas que haviam sido formadas pelo passe anterior são alteradas pelos ciclos térmicos proveniente do novo cordão de solda, com isso tem-se a formação de regiões mistas (Faria, 2010).



(a)



(b)



(c)

Figura 5.15 - Microestruturas na região de raiz na ZTA para as condições: (a) APT-B; (b) APT-M; (c) APT-A.

5.4 Propriedades Mecânicas

Serão apresentados os resultados obtidos de ensaio de tração, impacto charpy, dureza e microdureza Vickers.

5.4.1 Ensaio de tração

Os resultados obtidos nos ensaios de tração para os corpos de prova de metal base e da junta soldada são apresentados nas Figuras 5.16 e 5.17.

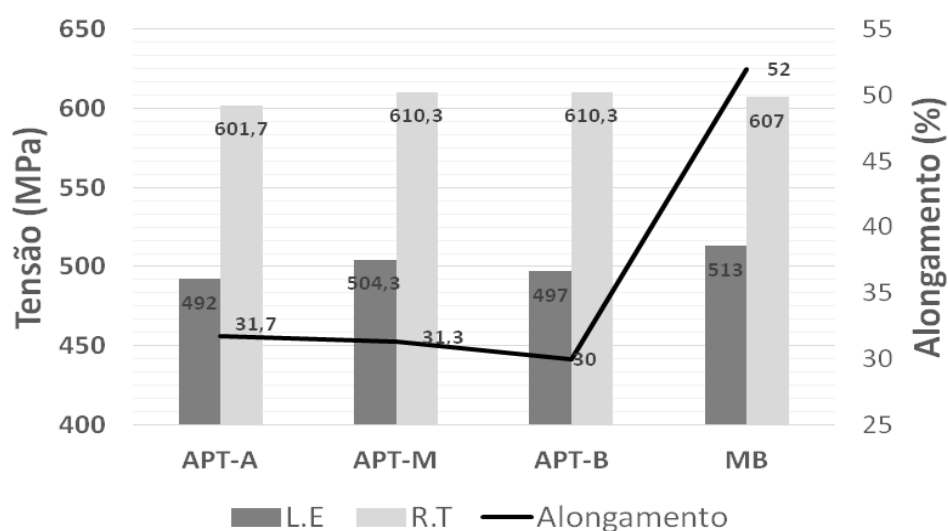


Figura 5.16 - Resultados dos valores médios para os testes de tração de corpos de prova de metal base e da junta soldada.

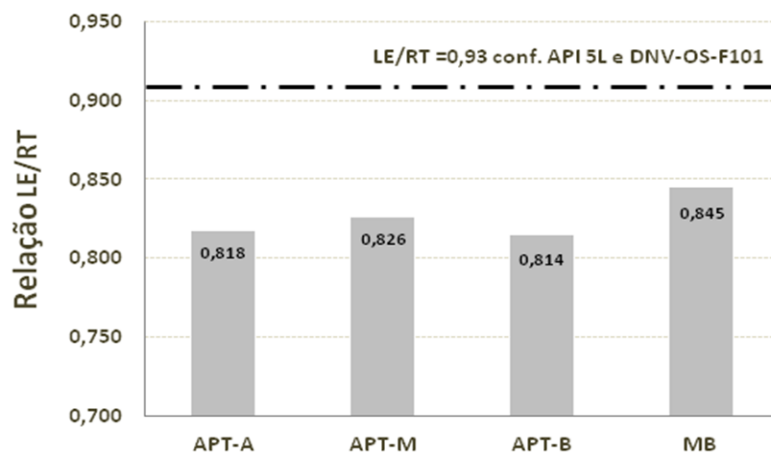


Figura 5.17 - Resultados para a relação LE/RT.

Para as soldas feitas com os três aportes térmicos, além do metal base, os requisitos mínimos de resistência mecânica (RT) e limite de escoamento (LE) foram atendidos para a qualidade de aço X70QS. Este, conforme as normas de produto API 5L (2012) e DNV OS-F101 (2013), deve apresentar valores de RT e LR nas faixas de 570-760 MPa e 485-605 MPa, respectivamente. A relação LE/RT, foi atendida em todas as situações estando com valores bem abaixo do que é estabelecido em norma. Pelos resultados acima, pode-se concluir que as variações de aporte térmico não influenciaram significativamente nos valores de resistência mecânica, limite de escoamento e a relação LE/RT das juntas soldadas. Já em relação aos valores de alongamento, os valores para o metal de base estão bem acima dos encontrados para as juntas soldadas. A solda é um material heterogêneo, com variações de propriedades mecânicas ao longo da junta. Isto faz com que a deformação plástica se concentre em regiões localizadas reduzindo o alongamento.

5.4.2 Ensaio de dureza

a) Dureza HV10

Os valores médios de dureza para o metal base utilizando a carga de 10 kgf foi de 185 ± 1 HV10 para a região próxima à superfície externa do tubo, 185 ± 1 HV10 para a região central da espessura de parede e 212 ± 2 HV10 para a região próxima à superfície interna do tubo. A localização das medições foi realizada conforme norma API 5L (2012). O menor valor encontrado foi 169 HV10 (ponto próximo ao diâmetro externo) e maior de 242 HV10 (ponto próximo ao diâmetro interno).

As Figuras 5.18 e 5.19 apresentam os resultados dos testes de dureza, utilizando a unidade HV10, para as regiões da ZTA e da ZF conforme metodologia apresentada no item 4.4.3, ou seja, três medidas na ZF e número possível de endentações dentro da região da ZTA.

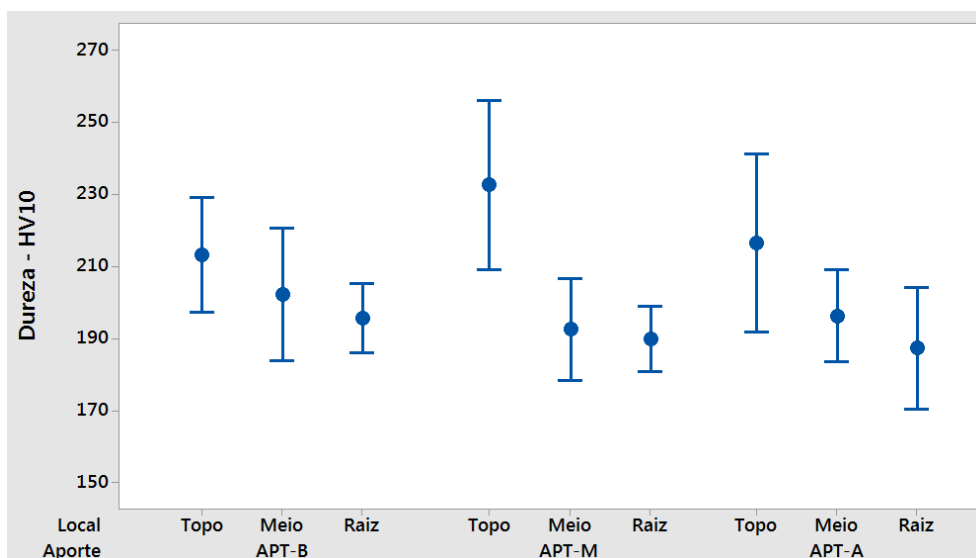


Figura 5.18 - Resultados de dureza HV10 para a região da ZTA

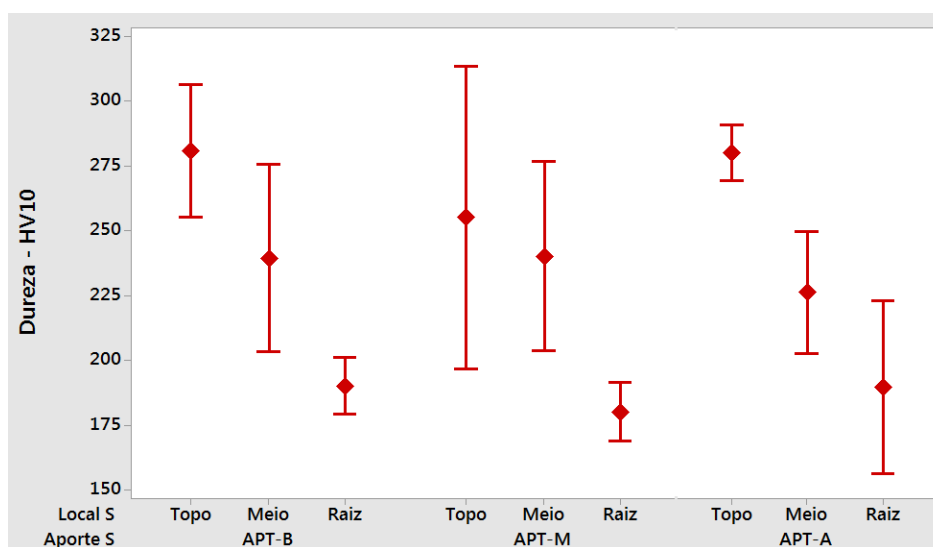


Figura 5.19 - Resultados de dureza HV10 para a região da ZF

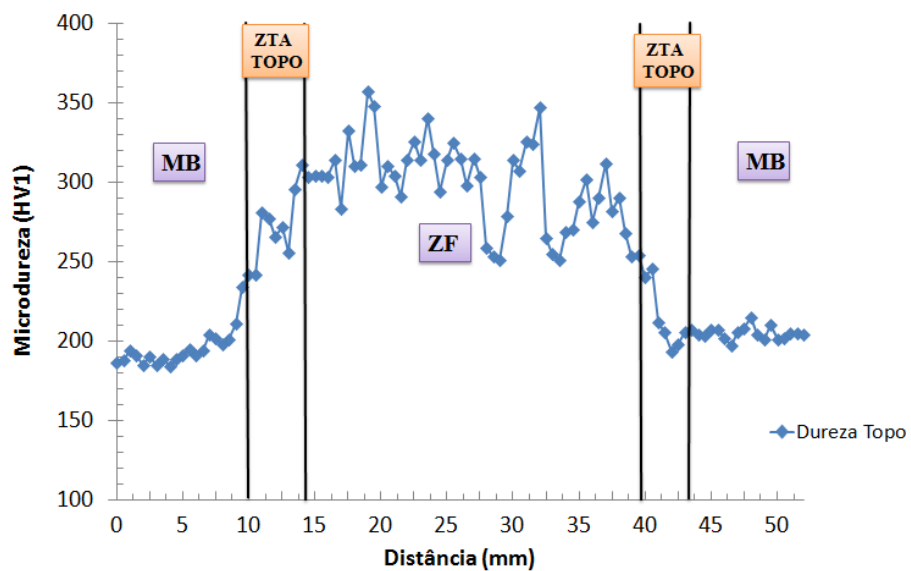
Através das Figuras 5.18 e 5.19, pode-se verificar que ocorre um decréscimo do valor de dureza na ordem Topo, Meio e Raiz. Isto ocorre pela história térmica de cada região. O material formado pelo passe anterior é alterado pelos ciclos térmicos proveniente dos novos cordões de solda, com isso ocorre um tratamento térmico da região com diminuição da dureza. Não foi observada uma redução clara da dureza da ZF nas três regiões em função do aumento do aporte térmico.

Conforme Figura 5.18, os valores de dureza da ZTA na raiz são os menores encontrados, o que é uma consequência de sua alteração pelos passes seguintes. O aporte térmico não influenciou de forma significativa a dureza da ZTA. Seria esperada uma redução desta dureza quando o aporte térmico fosse aumentado devido à influência desta na taxa de resfriamento da junta soldada (Albuquerque, 2011). Uma leve tendência neste sentido é observada nos resultados de dureza das raízes. Contudo, considerando a história térmica mais complexa desta região, não se pode associar esta tendência com o aporte térmico.

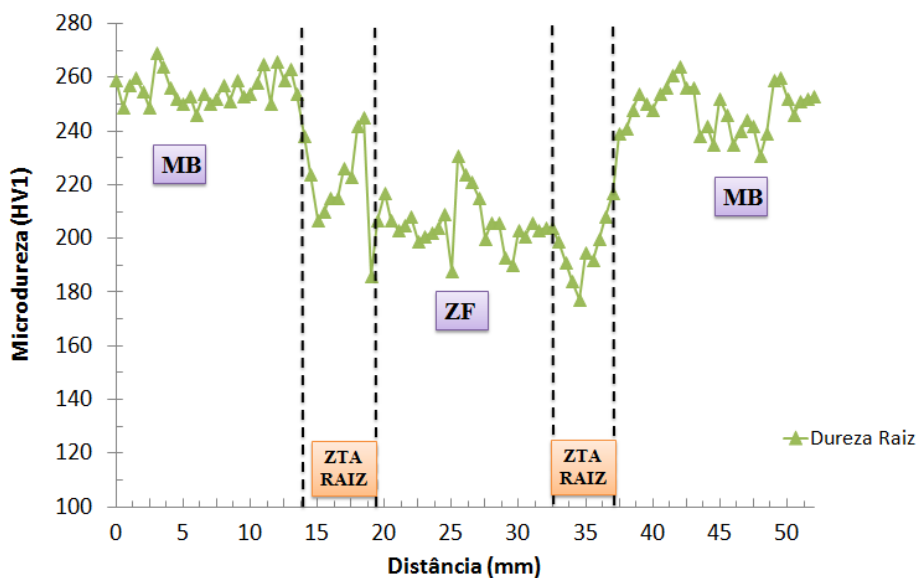
A norma DNV-OS-F101 (2013) limita o valor máximo de dureza a 300 HV10 para o grau DNV 485 (API X70), enquanto a norma NACE MR0175/ISO 15156-1 (2015) exige para materiais que são utilizados em condições *sour service*, ou seja, materiais que são expostos a ambientes que contém H₂S suficiente para causar trincas sob condições pré-estabelecidas nesta norma, uma dureza máxima de 250 HV10. Portanto, avaliando os resultados encontrados, pode-se observar que para a ZTA os valores estão abaixo de 250HV10 atendendo, portanto, este requisito da norma NACE. Por outro lado, os valores encontrados para a região de topo no metal de solda estão acima 250 HV10, existindo valores que ultrapassam a 280 HV10. Com isso, estes materiais não poderiam ser utilizados em ambientes *sour service* conforme estabelecido pela norma NACE MR0175, porém atenderia a norma DNV-OS-F101 (2013) na qual estabelece dureza máxima de 300HV no metal de solda. Este resultado deve estar associado com a seleção de metal de adição e está restrito à região do topo, que é, em grande parte, inalterada por outros passes. Possivelmente, uma escolha de um metal de adição menos ligado possa reduzir adequadamente os valores de dureza. Para o metal de solda pode-se observar que para todos os três aportes térmicos há uma diminuição da dureza do topo para a raiz, devido aos ciclos térmicos decorrentes nas regiões de raiz e enchimento. Não se observa influência do aporte térmico nos valores de dureza do metal de solda assim como para a região da ZTA.

b) Microdureza HV1

As Figuras 5.20, 5.21 e 5.22 apresentam os perfis de microdureza Vickers, com carga de 1 kgf para as regiões de topo e raiz, para as diferentes condições de aporte estudadas.



(a)



(b)

Figura 5.20 - Perfis de microdureza (HV1) na junta soldada para condição APT-B.

(a) topo; (b) raiz.

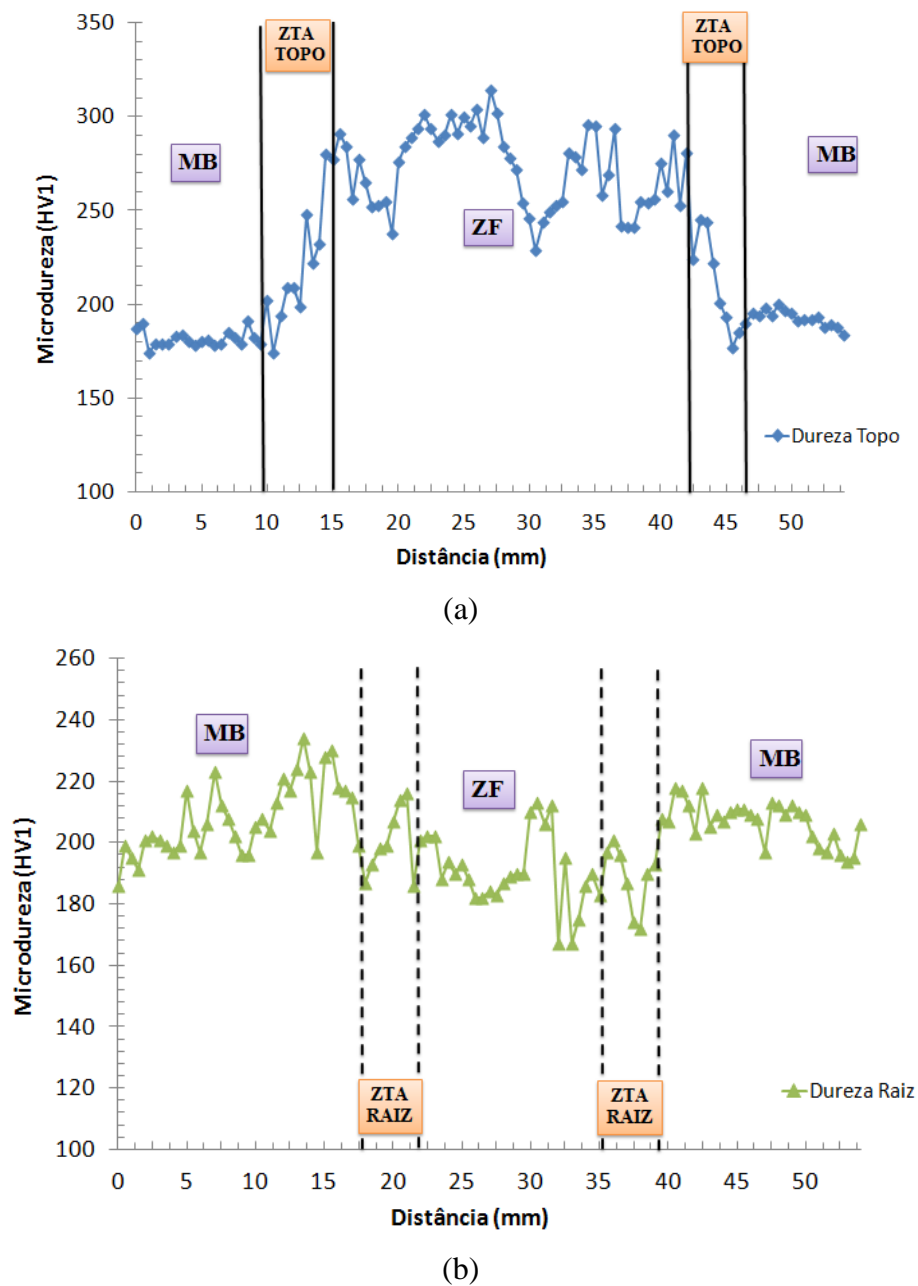
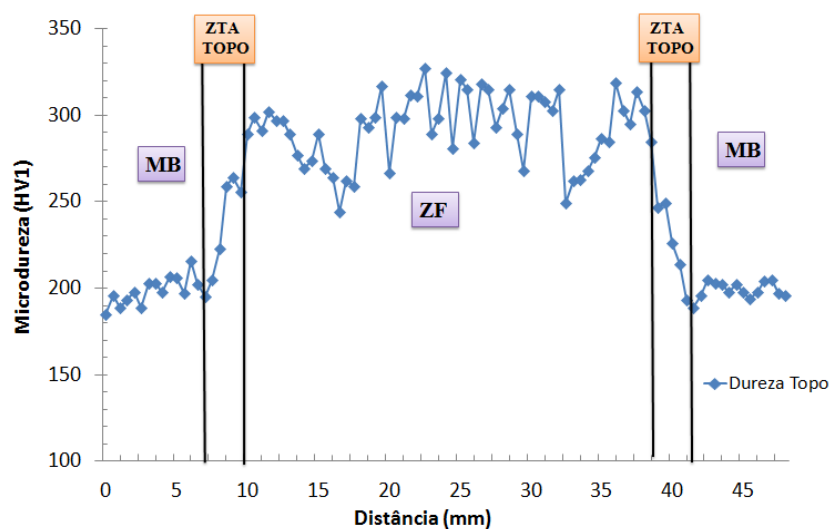
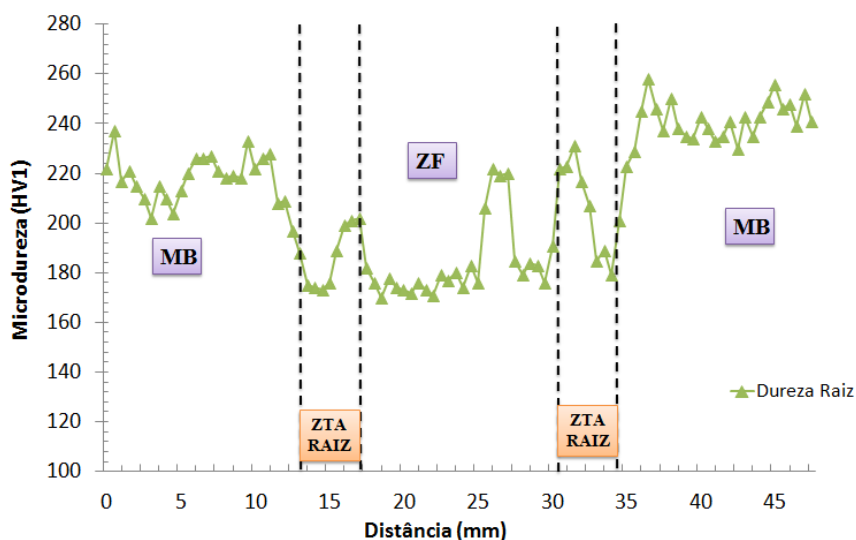


Figura 5.21 - Perfis de microdureza (HV1) na junta soldada para condição APT-M.

(a) topo; (b) raiz.



(a)



(b)

Figura 5.22 - Perfis de microdureza (HV1) na junta soldada para condição APT-A.

(a) topo; (b) raiz.

Para todas as condições de aporte, observam-se valores de dureza, na região de topo da zona fundida, próximos e acima de 300 HV1. Para aplicação *sour service*, como já mencionado, a dureza máxima estabelecida pela norma NACE MR0175/ISO 15156-1 (2015) é 250 HV e, portanto, estes materiais não poderiam ser utilizados em ambientes *sour service*. Nas Figuras 5.20, 5.21 e 5.22, para a condição de dureza na região de topo, observa-se que os valores de dureza encontrados na ZTA são menores que os valores de dureza na zona fundida e principalmente para a condição APT-B a maioria dos valores

estão acima de 250 HV. Com o aumento da energia de soldagem, observa-se uma redução dos valores de dureza na região da ZTA na região de topo, isto é, devido a menor velocidade de resfriamento com o aumento do aporte térmico no qual produz na região de grãos grosseiros da ZTA uma microestrutura mais macia.

Os valores de dureza na raiz variam bastante devido ao fato da raiz ser uma região submetida a dois ou mais ciclos térmicos formando assim regiões mistas das quais podem ter sido reaqueladas.

5.4.3 Teste de impacto Charpy

Os valores de energia absorvida reais, não corrigidos, para o metal base no ensaio Charpy a diferentes temperaturas são mostrados na Figura 5.23.

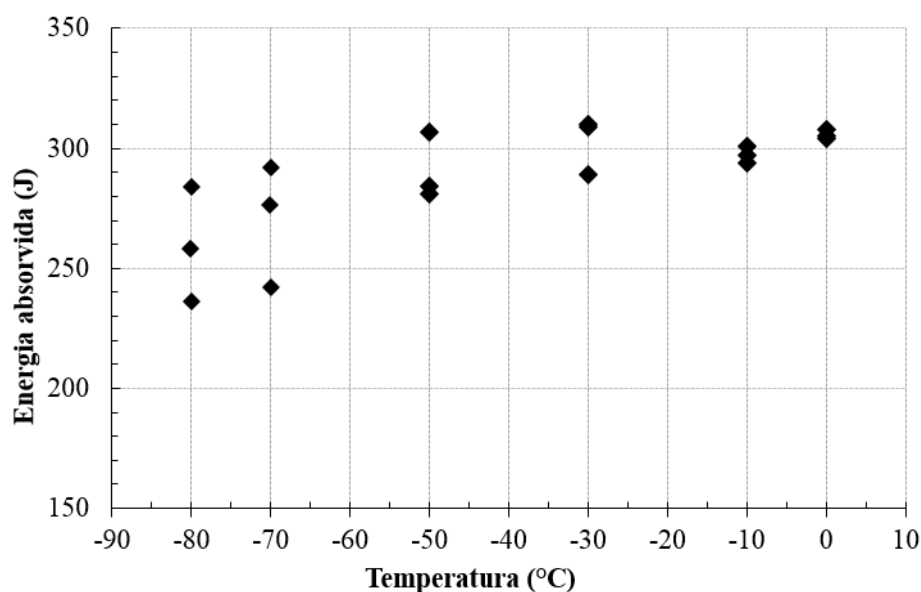


Figura 5.23 - Resultados do teste de impacto charpy, com os valores reais para o metal base

Comparando os valores de energia encontrados com o valor mínimo da energia absorvida para o grau de 485 SMYS conforme a norma DNV-OS-F101 (2013), (82 J) observa-se através da Figura 5.23 que o metal base atende os requisitos de energia absorvida solicitada por esta norma.

Para todos os corpos de prova observou-se uma fratura 100% dúctil, portanto, pode-se afirmar que a temperatura de transição deste material é inferior a -80°C .

Os valores de energia absorvida para o teste de impacto Charpy com entalhe na região da ZF para os três corpos de prova testados à temperatura de -10°C foram de $44 \pm 11 \text{ J}$ para a condição APT-B, $47 \pm 10 \text{ J}$ para APT-M e $21 \pm 4 \text{ J}$ para APT-A. Para as condições APT-B e APT-M, observam-se valores de energia bem próximos, enquanto aos valores de energia absorvida para a condição APT-A, observa-se uma redução acentuada dos valores. Isto pode ser associado ao fato da condição APT-A apresentar uma microestrutura composta por ripas mais grossas de bainita da qual favorece uma menor tenacidade do material.

As Figuras 5.24, 5.25 e 5.26, apresentam os resultados encontrados para as condições APT-B, APT-M e APT-A com os corpos de prova retirados no meio da ZTA nas regiões de topo e raiz da junta soldada.

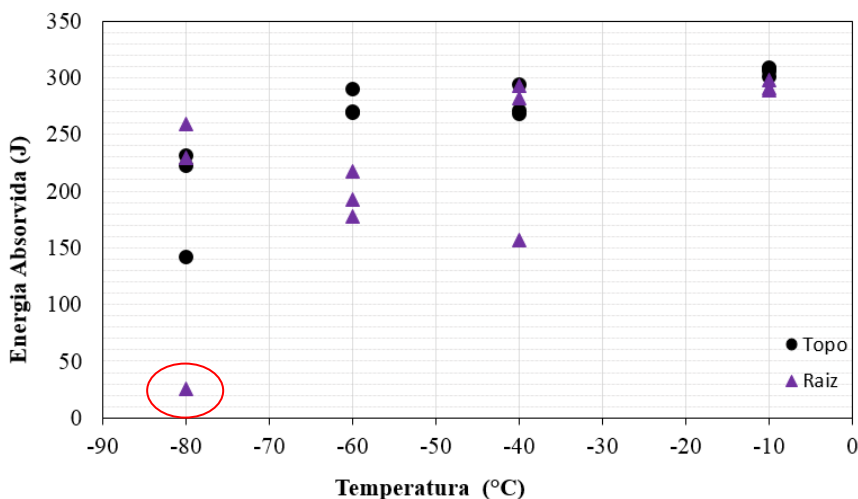


Figura 5.24 - Resultado para o teste de impacto para a condição APT-A.

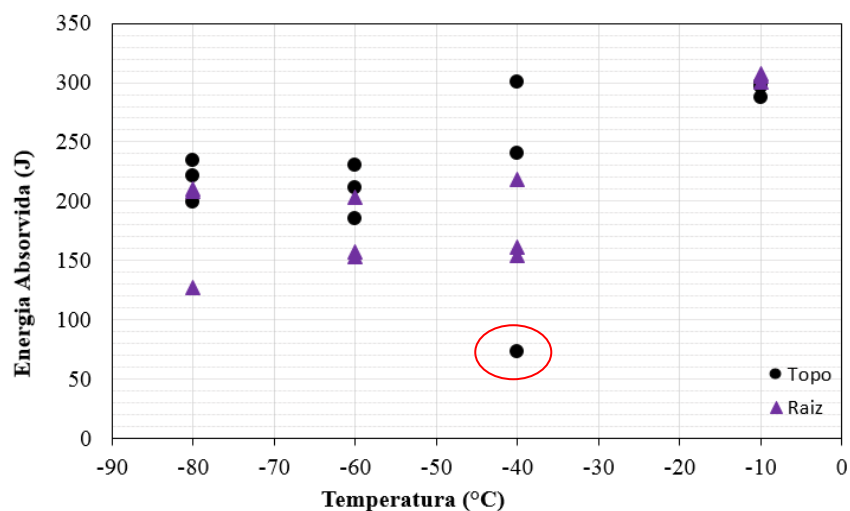


Figura 5.25 - Resultado para o teste de impacto para a condição APT-M.

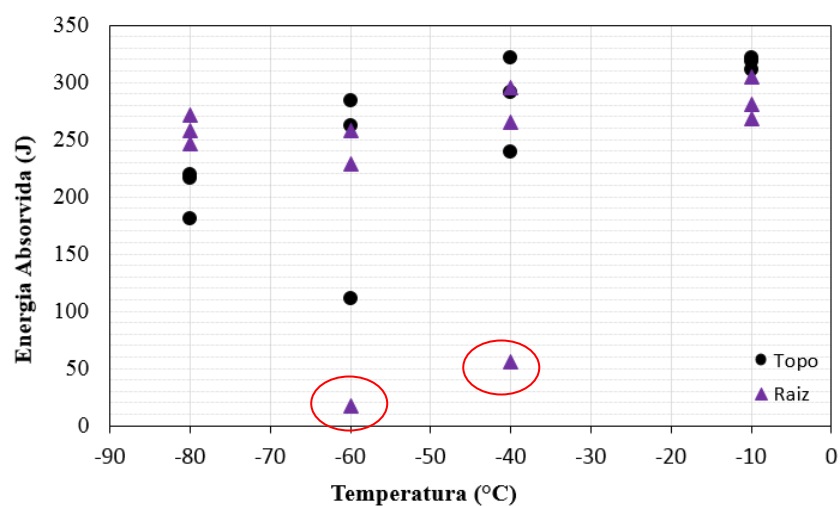


Figura 5.26 - Resultado para o teste de impacto para a condição APT-B.

Conforme é mostrado pela Figura 5.24, para a condição APT-A os valores de energia absorvida tanto para as regiões de topo e raiz são relativamente altos e apresentaram fratura 100% dúctil. Na Figura 5.25 observam-se também valores de energia absorvida altos, porém, para a temperatura de -40°C é observada uma grande dispersão dos valores de energia nas regiões de topo e raiz. Grandes dispersões no ensaio Charpy tendem a ocorrer na faixa de temperatura de transição, porém, os outros resultados sugerem que, para esta condição, a temperatura de transição está abaixo de -60°C . Mesmo o menor valor encontrado (73J) o corpo de prova apresentou 43% de fratura dúctil.

Microestrutura com maiores valores de dureza tendem a favorecer uma menor tenacidade. Porém não foi observada essa tendência de aumento da dureza na região da ZTA com o aporte térmico que conseqüentemente não é visualizada na tenacidade, portanto os valores de aporte térmico utilizados não foram suficientes para impactar na tenacidade deste material. Entretanto, os altos valores obtidos para energia absorvida na região da ZTA são representativos para concluir que o material apresenta boa tenacidade independente do aporte térmico utilizado.

Todos os corpos de prova que apresentaram valores de energia absorvida abaixo de 100J, que estão destacados em vermelho nas Figuras 5.24, 5.25 e 5.26, foram avaliados visualmente. Os mesmos foram atacados com Nital 3% e as regiões de ZTA, ZF e MB foram identificadas. Observou-se que, para todos esses corpos de prova, a propagação da trinca se deu através da zona fundida sendo que para algumas amostras a mesma ocorreu próxima a linha de fusão. A Figura 5.27 apresenta o corpo de prova que foi testado a -40°C (73J) para a condição APT-M, no qual é possível verificar que o entalhe está localizado na ZF. Como a análise se refere a tenacidade na ZTA, todos os valores destes corpos de prova foram desconsiderados.

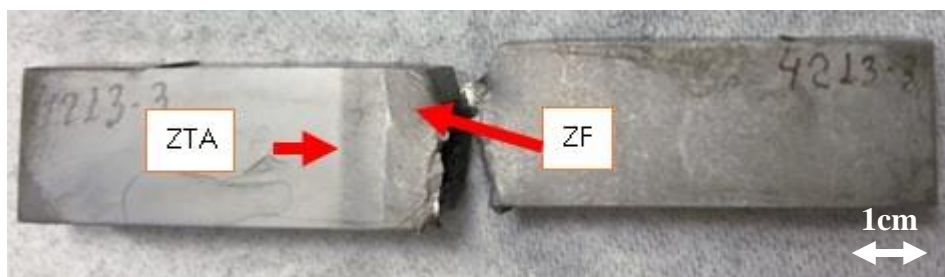


Figura 5.27 - Corpo de prova retirado na região da ZTA para a condição APT-M com entalhe localizado incorretamente.

Para a condição APT-B, dentre os corpos de prova com menor valor de energia absorvida, a análise de fractografia foi realizada. A Figura 5.28 apresenta a superfície de fratura para o corpo de prova retirado na região da raiz da ZTA testado a temperatura de -40°C no qual se obteve um valor de 56J e 43% de fratura dúctil, apresentando superfícies características de fratura frágil e dúctil.

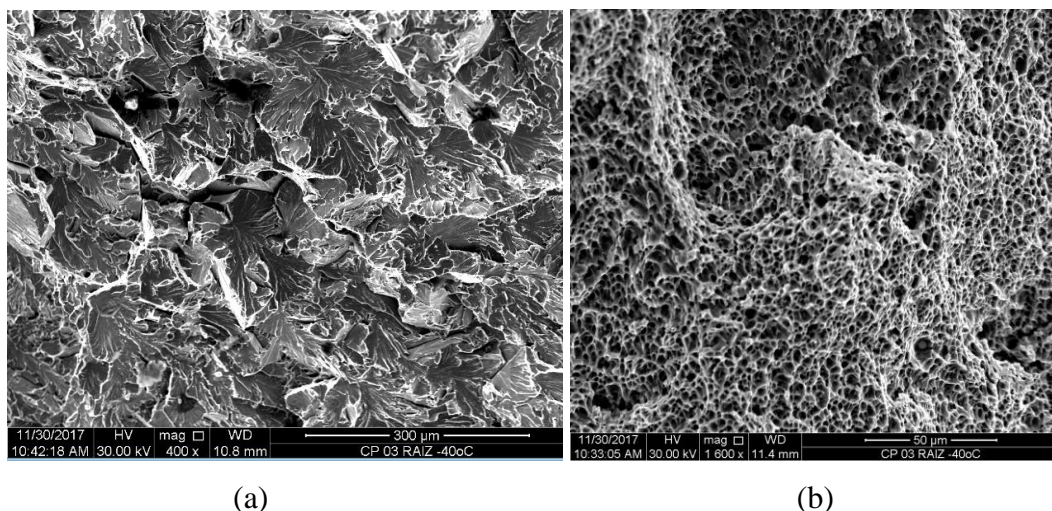


Figura 5.28 - Superfície de fratura para o corpo de prova para condição APT-B com menor valor de energia à -40°C : (a) fratura frágil; (b) fratura dúctil

5.5 Testes de corrosão

A resistência à corrosão da junta soldada foi avaliada através dos ensaios de *HIC* e *FPBT* conforme metodologia descrita no item 4.5. O metal base foi avaliado separadamente e o mesmo não apresentou nenhuma trinca após os testes, requisito de aprovação conforme as normas NACE TM0284/2016 e NACE TM0316/2016. O teste *FPBT* para o metal base foi realizado utilizando uma carga de 90% do valor encontrado para o limite de escoamento, o que representa uma condição mais severa do que as solicitadas por normas (DNV-OS-F101 (2013) e API 5L (2012)).

5.5.1 HIC Teste

Para cada aporte térmico foram testados três corpos de prova. Após as 96h de exposição do material à solução, as amostras foram cortadas e analisadas em microscópio ótico conforme norma NACE TM0284/2016. A Tabela V.4 apresenta os resultados para o teste *HIC* para os três aportes térmicos utilizados. As amostras referentes aos aportes APT-M e APT-A não apresentaram nenhuma trinca, portanto, as mesmas foram

consideradas aprovadas para o teste *HIC*. Em uma das amostras referentes à condição APT-B, observou-se a presença de microtrincas. A Tabela V.4 apresenta esta quantificação através dos resultados para o CSR, CLR e CTR.

Tabela V.4 - Resultado do teste *HIC* para as amostras com diferentes aportes térmicos

Condição	Amostra	Parâmetros Medidos			Situação
		CSR médio (%)	CLR médio (%)	CTR médio (%)	
APT-B	1	1,02	6,48	5,23	Reprovado (conforme NACE MR 0175)
	2	0	0	0	Aprovado
	3	0	0	0	Aprovado
APT-M	1	0	0	0	Aprovado
	2	0	0	0	Aprovado
	3	0	0	0	Aprovado
APT-A	1	0	0	0	Aprovado
	2	0	0	0	Aprovado
	3	0	0	0	Aprovado

As Figuras 5.29 e 5.30 apresentam as microtrincas encontradas no corpo de prova para o baixo aporte térmico. A amostra foi atacada com Nital 3% e constatou-se que as microtrincas se localizavam no metal de solda, na região de enchimento. Para a condição APT-B, na zona fundida, na região do enchimento, observam-se picos de dureza próximos de 300 HV10, o que está acima do valor permitido pela norma NACE MR 0175/ISO 15156-1 (2015).

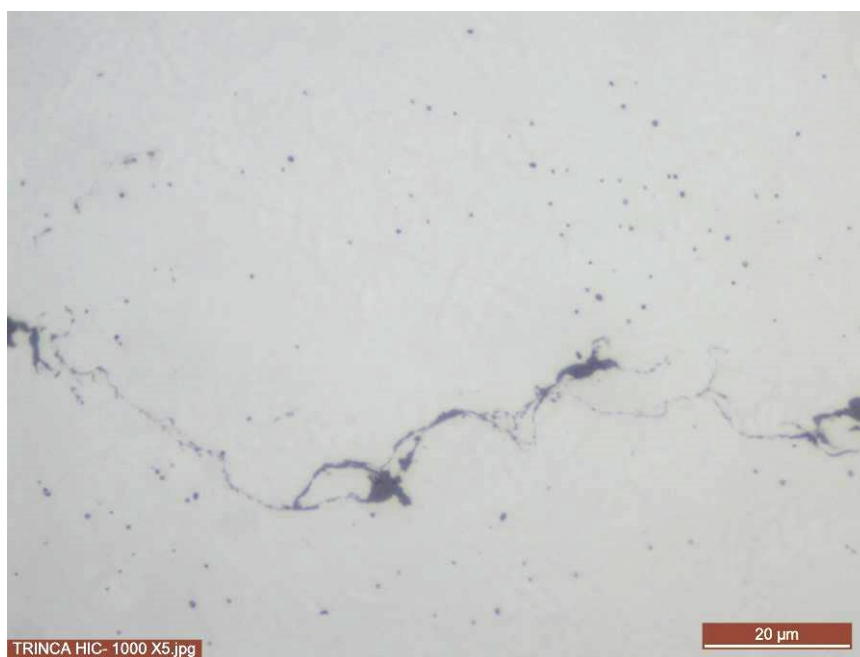


Figura 5.29 - Aspecto da trinca para o aporte APT-B sem ataque.

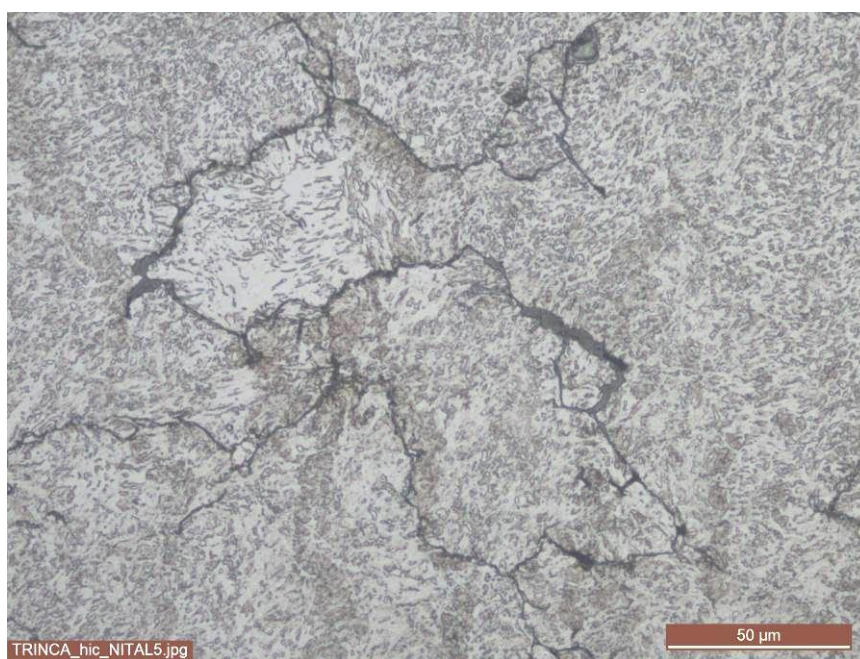


Figura 5.30 - Aspecto da trinca para o aporte APT-B. Ataque Nital 3%.

Os valores de CLR, CTR e CSR podem ser estabelecidos por normas ou em projetos de dutos que limitam a porcentagem desses parâmetros para seleção/aprovação de aços para utilização em ambientes *sour service*, sendo que quanto menores forem esses valores, melhor é a resistência do aço. Como os valores para estes requisitos foram 0%

para os aportes APT-A, APT-M e as amostras 2 e 3 para o APT-B, considera-se esses materiais aprovados. Em relação à amostra 1 para o APT-B, se for considerado os valores estabelecidos na Tabela B.3 da norma NACE MR 0175/ISO 15156-1(2015) para $CLR \leq 15\%$, $CTR \leq 5\%$ e $CSR \leq 2\%$ na solução A, como critério de aprovação, esta amostra está reprovada devido ao parâmetro CTR.

Conforme Du *et al* (2009), a corrosão de um aço é afetada pela microestrutura deste. Os processos de soldagem que trabalham com um baixo aporte térmico tendem a formar uma microestrutura de elevada dureza na região da solda. Esse tipo de microestrutura favorece o desenvolvimento de maiores tensões residuais devido às expansões volumétricas que ocorrem durante o resfriamento. Desta forma, em geral, uma estrutura mais macia é capaz de tolerar mais hidrogênio porque, em geral, ela é mais dúctil e tenaz (Modenesi, 2004). Conforme ASM (2006), o risco de fissuração de uma solda tende a ser maior do que o do metal base e conforme o mesmo autor acredita que a alta dureza e as tensões residuais resultantes da soldagem aumentam a chance de fissuração. Os maiores valores de dureza da solda foram maiores para a condição APT-B, com valores de 350 e 230 HV1, respectivamente, no topo e na raiz. Esses valores mais elevados podem estar associados a maior suscetibilidade no teste HIC para a condição APT-B. Embora as soldas tenham sido aprovadas nos ensaios não destrutivos, ainda assim alguma descontinuidade não detectada poderia ter tido algum papel no teste HIC.

5.5.2 FPBT teste

Para cada aporte térmico, foram testados três corpos de prova. A Tabela V.5 apresenta os valores utilizados para tensão de carregamento em cada condição de soldagem do qual correspondem a 90% do menor valor encontrado para o limite de escoamento em cada condição. Para todos os aportes térmicos, todos os corpos de prova foram aprovados conforme as normas NACE TM0316/2016 e ASTM G39/2016. Nenhuma trinca foi observada tanto no MB, na ZTA e na ZF.

Tabela V.5 - Tensão de carregamento utilizada e o resultado do teste *FPBT*.

Condição	Amostra	Tensão de carregamento (MPa)	Situação
APT-B	1	443	Aprovado
	2	443	Aprovado
	3	443	Aprovado
APT-M	1	449	Aprovado
	2	449	Aprovado
	3	449	Aprovado
APT-A	1	438	Aprovado
	2	438	Aprovado
	3	438	Aprovado

Após as 720h de teste, os corpos de prova foram avaliados em um microscópio óptico com uma ampliação de 10x e observou-se uma corrosão generalizada em todas as amostras, apresentando-se mais severa no metal de solda, mais especificamente no passe de raiz conforme mostra a Figura 5.31.

Figura 5.31 - Corpos de prova do teste *FPBT* depois do teste de 720h.

Para um corpo de prova referente à condição APT-M, foi observado à presença de um pite na região de metal de solda, próximo a linha de fusão, conforme apresentado na Figura 5.32. Através do corte transversal do corpo de prova constatou-se que a

profundidade deste pite é de aproximadamente 1 mm, conforme é apresentado na Figura 5.33. A origem deste pite, muito provavelmente, é devido à dissolução de inclusão.

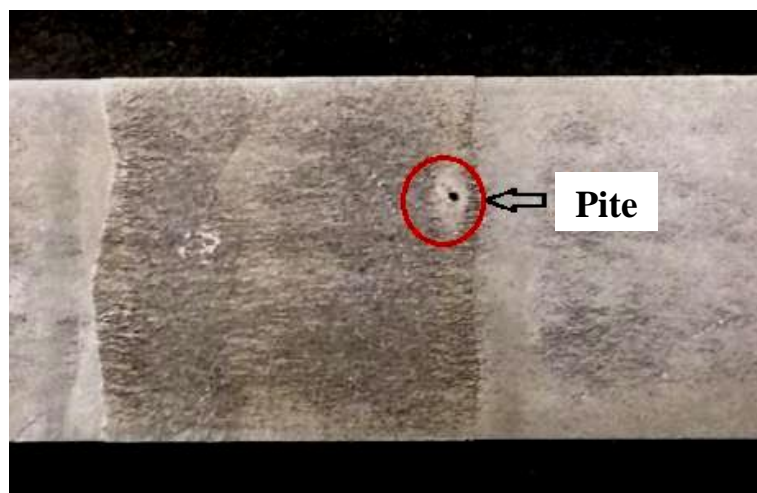


Figura 5.32 - Corpo de prova com a presença de um pite.

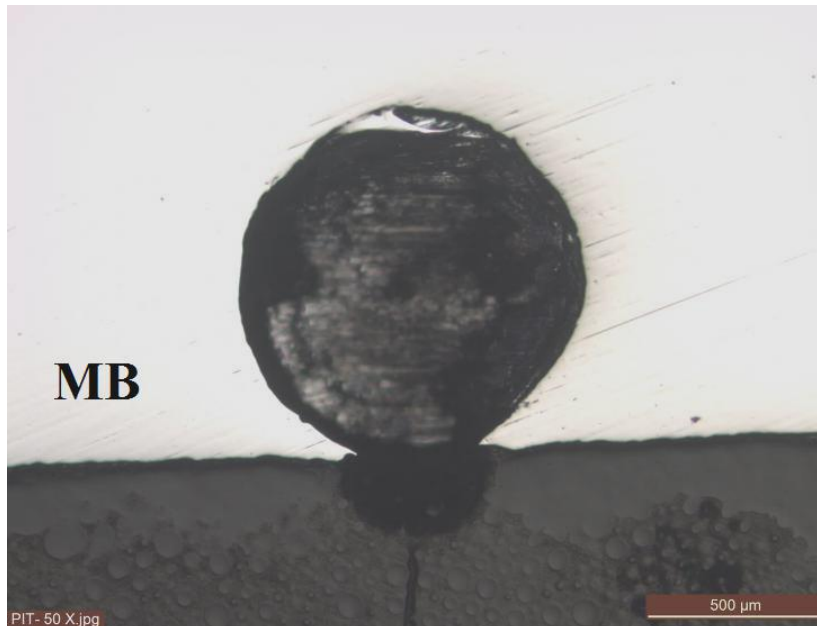


Figura 5.33 - Profundidade do pite na seção transversal do corpo de prova do teste *FPBT* para o APT-M. Ampliação 50x

Os corpos de prova foram avaliados na seção transversal para análise qualitativa da corrosão. Observou-se em todas as condições, que a corrosão no metal base foi menos

acentuada do que no metal da zona fundida, o que pode ser observado nas Figuras 5.34 e 5.35. Esta diferença indica a ocorrência de corrosão galvânica com o ataque preferencial do metal base na raiz da solda. Esta pode estar associada a diferenças de composição química e de microestrutura entre o metal base e a zona fundida (ASM, 2006).

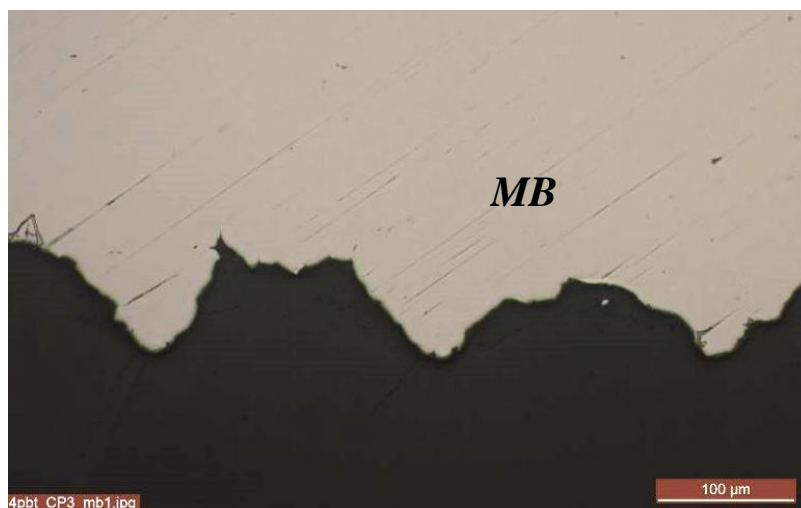
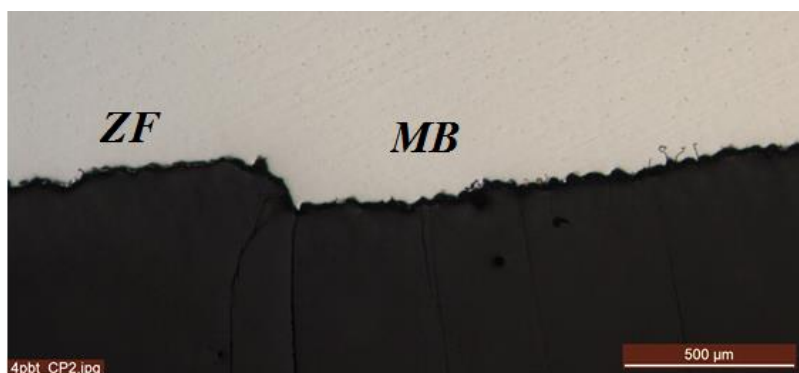
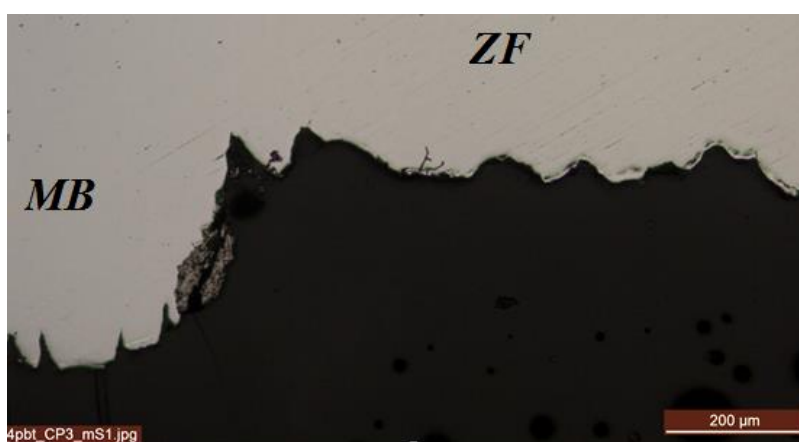


Figura 5.34 - Avaliação da corrosão no metal base. Ampliação de 200x.



(a)



(b)

Figura 5.35 - Análise microscópica para a diferença entre a corrosão do MB e da ZF.

(a) Ampliação 50x. (b) Ampliação 100x.

Após a avaliação das propriedades mecânicas e da resistência à corrosão para as condições de energia de soldagem utilizadas, bons resultados de energia ao impacto à baixas temperaturas, resistência à tração, dureza e comportamento do material em meio ácido foram alcançados na região da ZTA para os três aportes térmicos. Dentre das condições de teste realizadas (soldagem na posição plana) qualquer um dos três valores de aporte poderia ser utilizado na fabricação de juntas atendendo aos requisitos das normas API 5L (2012) e DNV-OS-F101 (2013).

6 Conclusões

Os resultados da análise química do metal base atenderam à especificação para o grau X70Q. Os valores encontrados para o CE_{IIW} e CE_{PCM} tanto para o metal base quanto para o metal de solda estão de acordo com os valores estabelecidos pelas normas API 5L (2012) e DNV-OS-F101 (2013). A composição química da zona fundida não foi significativamente influenciada pela variação do aporte térmico.

A microestrutura do passe que não sofreu nenhum tratamento térmico por outro cordão de solda obteve-se uma microestrutura bainítica e observa-se a influência dos aportes no sentido de que com o aumento do valor do aporte térmico ocorre um aumento do tamanho das ripas de bainita. Em relação a microestrutura no passe de raiz, a mesma é caracterizada por grãos de ferrita e carbonetos e com o aumento do aporte térmico observa-se um refino do tamanho dos grãos.

O metal base e os corpos de prova da junta atenderam aos requisitos de resistência a tração conforme normas API 5L (2012) e DNV-OS-F101 (2013). As variações dos aportes térmicos não influenciaram significativamente nos valores de resistência mecânica, limite de escoamento e a relação LE/RT das juntas soldadas. Todas as fraturas nos corpos de prova para a junta soldada ocorreram no metal base.

Os valores de dureza encontrados para o metal base, assim como para a região da ZTA, atendem o requisito para materiais *sour service* conforme a norma NACE MR0175/ISO 15156-1 (2015), porém os valores encontrados para a região de topo no metal de solda estão acima do valor de 250 HV10 exigido pela norma. Com isso, estes materiais não poderiam ser utilizados em ambientes *sour service* conforme estabelecido pela norma NACE MR0175. Acredita-se que isto pode ser um problema de seleção de metal de adição e está restrito ao topo, região inalterada. Talvez uma escolha melhor de metal de adição possa reduzir, ou eliminar, o problema.

Para o ensaio de impacto Charpy no metal base, observou-se uma fratura 100% dúctil em todos os corpos de prova, portanto, pode-se afirmar que a temperatura de transição deste material é inferior a -80°C . Em relação a junta soldada, a maior parte dos corpos de prova apresentaram fratura 100% dúctil. Pode-se concluir que o material apresenta boa tenacidade e que com os testes realizados não foi possível identificar a influência da variação do aporte térmico.

Referente ao teste de corrosão HIC, apenas em uma amostra referentes à condição APT-B, observou-se a presença de microtrincas na região de enchimento na zona fundida. Comparando-se os para CLR, CTR e CSR encontrados com os valores solicitados pela norma NACE MR 0175/ISO 15156-1(2015) e considerando-o como critério de aprovação, esta amostra está reprovada devido ao parâmetro CTR.

Para as três condições de aporte, todas as amostras foram aprovadas no teste de FPBT. Apesar de apresentarem corrosão generalizada em toda a superfície do corpo de prova, as mesmas não apresentaram trincas aparentes conforme análise solicitada pela norma NACE TM0316/2016 e ASTM G39/2016.

7 Sugestões para trabalhos futuros

A partir dos resultados encontrados no presente estudo, recomendam-se alguns trabalhos em continuidade ao presente:

- Utilizar a metodologia desenvolvida para avaliar a influência dos parâmetros de soldagem utilizando o chanfro J e em outras posições de soldagem.
- Empregar a metodologia desenvolvida utilizando um metal de adição, nos passes de enchimento e acabamento, tendo em sua composição química, menor teor para elementos de liga como, por exemplo, o Molibdênio.
- Realizar simulações da região da ZTA através de dilatometria para construção de diagramas CCT.

Referências Bibliográficas

ALBUQUERQUE, S. F., BRACARENSE, A. Q., SILVA, R. S., MACIEL, T. M., ALMEIDA, D. M. Avaliação da microestrutura e propriedades mecânicas de metais de solda obtidos por processos de soldagem manual e automatizado utilizado na soldagem de aço API 5L X80. *Soldagem e Inspeção*, v. 16, n.04, p. 322–332, 2011

ALBUQUERQUE, S. F., SILVA, R. S., MACIEL, T. M., ALMEIDA, D. M., BRACARENSE, A. Q. Estudo do comportamento do Aço API 5L X80 quando submetido à Soldagem por Processo Automatizado. *Soldagem e Inspeção*, v. 17, n.02, p. 137–146, 2012.

ALVES, S. M. S. *Características microestruturais e mecânicas de juntas soldadas em multipasses pelo processo GMAW de um aço API 5L X65Q*. Ouro Preto: REDEMAT, 2016. 85p. (Dissertação, Mestrado Engenharia de Materiais da REDEMAT).

AMERICAN PETROLEUM INSTITUTE, USA. *Specification for line pipe steel API5L*. 45^a edição, 2012.180p.

ARAUJO, L. C. S., CANDIDO, L. C., TRINDADE, V. B., PORCARO, R. R. Avaliação da Influência de Tratamentos Térmicos Pós-Soldagem Sobre a Microestrutura e Propriedades Mecânicas de Juntas de um Aço API 5L X70Q. *Soldagem & Inspeção*, São Paulo, v.20(2), p.171-179, 2015

ARAUJO, L. C. S. *Influência de Tratamentos Térmicos Pós Soldagem na Microestrutura e Propriedades Mecânicas de juntas de aço que atende ao grau API 5L X70Q Soldado pelo Processo SMAW*. Ouro Preto: REDEMAT, 2013. 106p. (Dissertação, Mestrado Engenharia de Materiais da REDEMAT).

ASM INTERNATIONAL. Basic Understanding of Weld Corrosion. Corrosion of Weldments. 2006

BOAS, A. C. C. V. *Comportamento mecânico e de corrosão do aço X70 sob carregamento cíclico simulando o bobinamento dos tubos*. Belo Horizonte: Escola de Engenharia da UFMG, 2012. 120p. (Dissertação, Mestrado em Engenharia Metalúrgica).

BRIEN, E. D. O. *Welding with low alloy steel filler metal of x65 pipes internally clad with alloy 625: Application in Pre-Salt oil extraction*. Ohio: The Ohio State University, 2016. 184 p. (Dissertação, Mestrado, Graduate Program in Welding Engineering)

CHEN, Y. , LI, C., WANG, Y. Influence of peak temperature during in-service welding of API X70 pipeline steels on microstructure and fracture energy of the reheated coarse grain heat-affected zones. *Journal of Materials Science*. 46, p.6424–6431, May, 2011.

COELHO, P, P, S. *Estudo da Susceptibilidade à corrosão sob tensão em atmosfera de H₂S das armaduras de tração de dutos flexíveis*. Rio de Janeiro: CEFET/RJ, 2013. 81. (Dissertação, Mestrado em Engenharia Mecânica e Tecnologia de Materiais.).

COSTA, T. F., FILHO, E.B., AREVALO, H. D. H., VILARINHO, L.O. Avaliação de Processos MIG/MAG Curto Circuito Convencional e Controlado para a Soldagem de dutos de aço carbono em passe único. *Soldagem e Inspeção*, São Paulo, v.17, n.04, p.356-368, Out/Dez, 2012.

DU, C. W., LI, X.G., LIANG, P., LIU, Z. Y., JIA, G. F. CHENG, Y. F. Effects of Microstructure on Corrosion of X70 Pipe Steel in an Alkaline Soil. *Journal of Materials Engineering and Performance*, v.18(2), p.216-220, March. 2009.

DNV-OS-F101 OFFSHORE STANDARD. *Submarine Pipelines Systems*. October, 2013. 372p.

EBELING, T., FERREIRA, H.H., PEREIRA, A.G.L., SILVA, J.M.S. Qualification of microalloyed seamless steel pipe API 5LX70 with sour service requirements (H₂S and CO₂) for ultra-deep water applications. *Rio Pipeline*, 2013, Rio de Janeiro.

FARIA, R. J. *Soldabilidade do Aço USISAC350 na construção metálica*. Belo Horizonte: UFMG, 2010. 87p. (Dissertação, Mestrado em Engenharia Metalúrgica)

FERNADEZ, P. E. A. *Avaliação da Tenacidade à fratura da Zona afetada pelo Calor (ZAC) do aço API 5L X80 soldado pelos processos SMAW e FCAW*. São Paulo: Escola Politécnica da Universidade de São Paulo, 2011. 89p. (Tese, Doutorado em Engenharia Naval e Oceânica).

FERREIRA, R. A. S., JUNIOR SILVA, L. A., YADAVA, Y. P. Simulação das Transformações de Fase em Pontos da ZTA de Juntas Soldadas do AÇO API 5L X70. *VI Congresso Nacional de Engenharia Mecânica*, 2010, Paraíba.

GARCIA, D. C. S. *Estudo da correlação entre corrosão sob tensão e permeação de hidrogênio em aço carbono utilizando técnicas eletroquímicas para verificação da influência do meio H₂S no aço utilizado*. Belo Horizonte: UFMG, 2012. 104p. (Dissertação, Mestrado em Engenharia Química)

GENTIL, V. *Corrosão*. 4ª Edição. Livros Técnicos e Científicos. Editora S.A. Rio de Janeiro, Brasil, 2005.

HASHEMI, S.H., SEDGHI, S., SOLEYMANI, V., MOHAMMADYANI, D. CTOA levels of welded joint in API X70 pipe steel. *Engineering Fracture Mechanics*, 82, p.46–59, 2012.

KOU, S. – *Welding metallurgy*. 2ª edição, New Jersey, USA: John Wiley & Sons p. 289. (Publication Hoboken), 2003

LI, H., LIANG J.-L., FENG, Y.-L., HUO, D.-X. Microstructure transformation of X70 pipeline steel welding heat-affected zone. *Rare Metals*, 33(4). p.493–498, July, 2014.

LIMA, L. I. L. *Metodologia para Avaliação da Corrosão da Zona Termicamente Afetada de um aço inoxidável ferrítico AISI 439 soldado*. Belo Horizonte: UFMG, 2007.110p. (Dissertação, Mestrado em Engenharia Mecânica).

LIU, Z.Y., DU, C.W., LI, C., WANG, F.M., LI, X.G. Stress Corrosion Cracking of Welded API X70 Pipeline Steel in Simulated Underground Water. *Journal of Materials Engineering and Performance*, v.22(9), p.2550-2056, September. 2013.

MARQUES, Paulo V. MODENESI, Paulo J. BRACARENSE, Alexandre Q. *Soldagem Fundamentos e Tecnologia*. 3 ed. Belo Horizonte, MG: UFMG, 2009. 362p.

MODENESI, Paulo J. *Soldabilidade dos Aços Transformáveis*. Belo Horizonte, MG: UFMG, 2004.

MODENESI, Paulo J., MARQUES, Paulo V., SANTOS, Dagoberto B. *Introdução a Metalurgia da Soldagem*. Belo Horizonte, MG: UFMG, 2014.

NATIONAL ASSOCIATION OF CORROSION ENGINEERS- NACE/ISO. NACE TM0175/ISO 15159-1, *Petroleum, petrochemical, and natural gas industries – Materials for use in H₂S-containing environments in oil and gas production*. NACE International; 2015.

OLDEN, V., ALVARO A., AKSELSEN, O. M. Hydrogen diffusion and hydrogen influenced critical stress intensity in an API X70 pipeline steel welded joint – Experiments and FE simulations. *International Journal of Hydrogen Energy*, 37, p.11474- 11486, 2012.

PEREIRA, A. S., BUSCHINELLI, A. J. A., NINO, C. E., KEJELINK, N. Z. Soldagem em Operação de dutos de alta resistência e baixa espessura com ênfase nas trincas a frio. *Soldagem e Inspeção*, São Paulo, v.17. n2, p.088-095, Abr/Jun, 2012.

REED-HILL, R.E., Princípios de Metalurgia Física, Ed. Guanabara Dois, 2a. edição, 1982.

SARTORI, F. *Tecnologias e Técnicas modernas do processo MIG/MAG para o passe de raiz em soldagem orbital de tubos*. Florianópolis: UFSC, 2016. 155p. (Dissertação, Mestrado em Engenharia Mecânica).

SHA, Q., LI, G., LI D. Static Recrystallized Grain Size of Coarse-Grained Austenite in an API-X70 Pipeline Steel. *Journal of Materials Engineering and Performance*. v.22(12), p.3626-3630, December. 2013

SILVA, R. H. G., DUTRA, J.C., JUNIOR, R. G. Fundamentos Científicos e Tecnológicos para o desenvolvimento do Processo MIG/MAG por Curto-Circuito Controlado (CCC) – Uma revisão da literatura. Parte 3 de 3: Princípios dos Sistemas MIG/MAG em Curto-Circuito com Controle de Corrente . *Soldagem e Inspeção*, São Paulo, v.13, n.01, p.070-081, Jan/Mar, 2008

SILVA, M. C. *Determinação Experimental da Tenacidade a Fratura da Zona Termicamente Afetada de Junta Soldada de Aço API 5L X80*. São Paulo: Escola Politécnica da Universidade de São Paulo, 2009. 134p. (Tese, Doutorado em Engenharia Naval e Oceânica).

SOEIRO, J. C., ROCHA, D.B., BRANDI, S. D. Uma Breve Revisão Histórica do Desenvolvimento da soldagem dos aços API para Tubulações. *Soldagem e Inspeção*, São Paulo, v.18, n.02, p.176-195, Abr/Jun, 2013.

TRINDADE, V. B, ALVES, S.M.S, CANDIDO, L.C, LIMA, G.L.F. Características microestruturais e mecânicas ao longo da seção transversal de juntas soldadas em

multipasses pelo processo GMAW de um aço API 5L X65Q. *Soldagem & Inspeção*. 2017; 22(2): 217-27.

VALLOUREC TUBOS DO BRASIL. *Development and Qualification of microalloyed seamless steel pipes, API 5L X70 e API 5L X80, with sour service requirements (H₂S and CO₂) for ultra-deep water applications* - Documento Interno. Belo Horizonte, 2010.

WANG, P., LV, Z., ZHENG, S., QI, Y., WANG, J., ZHENG, Y. Tensile and impact properties of X70 pipeline steel exposed to wet H₂S environments. *International Journal of Hydrogen Energy*, 40, p.11514- 11521, 2015.

WANG Y., LI C., HAN, T., HAN,B., LI, L. Microstructure and toughness of coarse grain heat-affected zone of domestic X70 pipeline steel during in service welding. *Journal of Materials Science*, 46, p.727–733, 2011.

XINJIE, D., LIU, C., CHEN C., XIAOJIANG, G., ZHENKUI, X. A bainite transformation kinetics model and its application to X70 pipeline steel. *Journal of Materials Science*, 50, p.5079–5090, 2015

ZHU, Z. X., KUZMIKOVA, L., LI, H., BARBARO, F. Effect of inter-critically reheating temperature on microstructure and properties of simulated inter-critically reheated coarse grained heat affected zone in X70 steel. *Materials Science & Engineering A605*, p.8–13, 2014

ZHU, Z. X, MARIMUTHU, M., KUZMIKOVA, L., LI, H. J., BARBARO, F., ZHENG, L., BAI, M. Z., JONES, C. Influence of Ti/N ratio on simulated CGHAZ microstructure and toughness in X70 steels. *Science and Technology of Welding and Joining*, vol 18, p.45–51, 2013.

APÊNDICE

Parâmetros reais de soldagem para a condição APT-B corresponde ao relatório n° RRS CP03, para a condição APT-M corresponde ao relatório n° RRS CP02 e para a condição APT-A corresponde ao relatório n° RRS CP06.

RQPS Nº: NA CONTATO: DANILO ALBERTO OS.Nº: 3.07655.32.001 DATA: 04/09/2017

NORMA APLICADA: NA CORPO DE PROVA Nº: CP 03

PROCESSO(S): 1+2 GTAW + GMAW TIPO(S): Manual Semi automático Automático Mecanizado POSIÇÃO de SOLDAGEM: PLANA (1G)

METAIS DE ADIÇÃO

Identificação	Arame Sólido	Arame Tubular	Eletrodo	Vareta	Fluxo
Especificação	AWS A 5.28			AWS A 5.18	
Classificação	ER80S-D2			ER70S-3	
Marca Comercial	BOEHLER DMO IG-B			EML5 2,4-IMP / TIG ER70S3	
Fabricante	VOESTALPINE			BOHLER WELDING / GERDAU	
Diâmetro (mm)	1,2			2,4 3,2	
Nº da Corrida	1308517			1211689 41048486	
Nº da OR	170507			135102 125205	

METAIS DE BASE

Especificação	Classificação	Espessura (mm)	Diâmetro (mm)	Corrida	Certificado	Número de OR.
API 5L	X70 QOS	23,8	355,6	NA	NA	NA

GÁS DE PROTEÇÃO

Tipo de Gás	Processo de soldagem	Composição	Vazão (l/min.)	Nº de Origem
ARGÔNIO	GTAW	99,9% Ar	15	-
MISTURA C-18	GMAW	82% Ar + 18% CO2	20	-

GÁS DE PURGA

Tipo de Gás	Composição	Vazão (l/min.)	Nº de Origem

INSTRUMENTOS DE MEDIÇÃO

Instrumento	Numero de série / Identificação	Laboratório	Certificado de calibração	Data de Calibração	Data de vencimento
Termômetro de contato	P50199	Metrogerais	0409/2017	22/02/2017	28/02/2018
Alicate Volt-Amperímetro	P93149	Spectrum	18173/2017	06/02/2017	15/02/2018
Cronometro	P7926	Metrogerais	0065/2017	13/01/2017	15/01/2019
Paquímetro	F20149	Delp	Planilha	14/06/2017	15/09/2017
Fluxômetro	P68276	Delp	Planilha	03/05/2017	15/05/2018

TÉCNICA DE SOLDAGEM

Número de Passes: Simples Múltiplos Tipo de Passes: Estreitos Oscilantes

Número de camadas: Simples Múltiplos Tipo de Mata-Junta: Metálico Cerâmico NA

Especificação / Classificação do eletrodo de Tungstênio: AWS A5.12 / EWTh-2 ou EWLa-2 Diâmetro do eletrodo de tungstênio: 2,40 mm

Modo de Transferência: Processo 1 Globular Pulsado Spray Curto Circuito NA Processo 2 Globular Pulsado Spray Curto Circuito NA

Progressão de Soldagem: Ascendente Descendente NA Limpeza Inicial: USINADO

Diâmetro do Bocal: Processo 1 8,0 mm Processo 2 16,0 mm Limpeza Interpasses: ESMERILHAMENTO

Stick Out (mínimo / máximo): Processo 1 NA Processo 2 5 a 10 Método de Goivagem: NA

Tipo de Máquina de solda: Processo 1 Corrente constante Tensão constante Processo 2 Corrente constante Tensão constante

SOLDADOR / OPERADOR: Arilton Lúcio de Carvalho Silva REGISTRO / SINETE: 71393 / 125

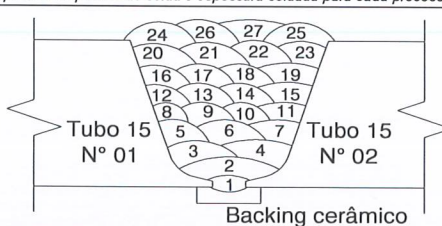
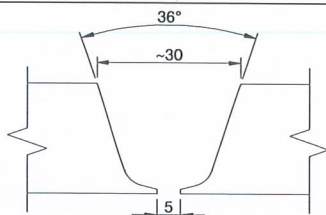
SOLDADOR / OPERADOR: REGISTRO / SINETE:

LEGENDA	L =	Comprimento do cordão de solda	Stick Out =	Distancia do bico de contato à peça soldada
	OR =	Número de origem (rastreadibilidade)	Temperatura	Temperatura na região a ser soldada imediatamente antes do início da soldagem.

PARÂMETROS DE SOLDAGEM

Passe	Processo	Consumível	Ø (mm)	Corrente			Tensão (V)	Temperatura (°C)	Largura do cordão (mm)	Tempo		L (mm)	Velocidade (cm/min.)	Heat Input (kJ/mm)
				Tipo	Polaridade	Valor (A)				min.	seg.			
1º	GTAW	ER70S-3	2,4	CC	Direta	100 / 107	10 / 11	152	8	16	45	967	5,8	1,12
2º	GTAW	ER70S-3	2,4	CC	Direta	150 / 152	11 / 12	160	10	18	25	979	5,3	1,97
3º	GTAW	ER70S-3	3,2	CC	Direta	150 / 152	11 / 12	170	9	15	0	991	6,6	1,58
4º	GTAW	ER70S-3	3,2	CC	Direta	150 / 152	11 / 12	175	9	14	20	991	6,9	1,51
5º	GMAW	ER80S-D2	1,2	CC	Inversa	160 / 190	24 / 25	180	11	2	31	999	39,7	0,65
6º	GMAW	ER80S-D2	1,2	CC	Inversa	180 / 200	23 / 25	173	11	2	30	999	40,0	0,68
7º	GMAW	ER80S-D2	1,2	CC	Inversa	190 / 200	24	170	11	2	30	999	40,0	0,70
8º	GMAW	ER80S-D2	1,2	CC	Inversa	180 / 200	24	175	10	2	32	1.016	40,1	0,68
9º	GMAW	ER80S-D2	1,2	CC	Inversa	170 / 210	24	173	10	2	31	1.016	40,4	0,68
10º	GMAW	ER80S-D2	1,2	CC	Inversa	190 / 200	24	168	10	2	29	1.016	40,9	0,69
11º	GMAW	ER80S-D2	1,2	CC	Inversa	180 / 200	24	155	10	2	30	1.016	40,6	0,67
12º	GMAW	ER80S-D2	1,2	CC	Inversa	180 / 200	23 / 24	160	11	2	39	1.026	38,7	0,69
13º	GMAW	ER80S-D2	1,2	CC	Inversa	180 / 200	23 / 24	152	11	2	40	1.026	38,5	0,70
14º	GMAW	ER80S-D2	1,2	CC	Inversa	170 / 200	23 / 24	160	11	2	42	1.026	38,0	0,69
15º	GMAW	ER80S-D2	1,2	CC	Inversa	180 / 200	23 / 24	157	11	2	41	1.026	38,2	0,70
16º	GMAW	ER80S-D2	1,2	CC	Inversa	180 / 200	23 / 24	171	11	2	44	1.054	38,6	0,69
17º	GMAW	ER80S-D2	1,2	CC	Inversa	170 / 200	23 / 24	176	11	2	43	1.054	38,8	0,67
18º	GMAW	ER80S-D2	1,2	CC	Inversa	170 / 200	23 / 24	180	11	2	41	1.054	39,3	0,66
19º	GMAW	ER80S-D2	1,2	CC	Inversa	170 / 200	23 / 24	173	11	2	39	1.054	39,8	0,66
20º	GMAW	ER80S-D2	1,2	CC	Inversa	190 / 200	23 / 24	180	11	2	39	1.091	41,2	0,67
21º	GMAW	ER80S-D2	1,2	CC	Inversa	190 / 200	23 / 24	170	11	2	28	1.091	44,2	0,62
22º	GMAW	ER80S-D2	1,2	CC	Inversa	190 / 200	23 / 24	165	11	2	29	1.091	43,9	0,63
23º	GMAW	ER80S-D2	1,2	CC	Inversa	200 / 210	23 / 24	170	11	2	31	1.091	43,4	0,67
24º	GMAW	ER80S-D2	1,2	CC	Inversa	190 / 200	22 / 23	180	11	2	54	1.104	38,1	0,69
25º	GMAW	ER80S-D2	1,2	CC	Inversa	190 / 200	22 / 23	172	10	2	53	1.104	38,3	0,69
26º	GMAW	ER80S-D2	1,2	CC	Inversa	180 / 200	22 / 23	158	10	2	46	1.104	39,9	0,64
27º	GMAW	ER80S-D2	1,2	CC	Inversa	180 / 200	22 / 23	160	11	2	59	1.104	37,0	0,69

CROQUI DO CORPO DE PROVA: (Deverá ser anotado: dimensional da junta, sequencia de passes de solda e espessura soldada para cada processo e/ou soldador e de goivagem)



Espessura soldada GTAW: 5mm

ACOMPANHAMENTO DA SOLDAGEM E INSPEÇÃO VISUAL DO CORPO DE PROVAS REALIZADA POR: GERALDO GOMES

LAUDO DA INSPEÇÃO VISUAL: APROVADO REPROVADO INSPEÇÃO REALIZADA CONFORME PROCEDIMENTO Nº.: PGQ-8.2.4-03

Inspeção de solda N1: *Arroldo Gomes* Eng. Materiais e Solda: *Daniilo A. L. Gomes* Fiscalização / Cliente: _____

FOLHA 01 / 01

Mat. 08675

RQPS Nº: NA CONTATO: DANILO ALBERTO OS.Nº: 3.07655.32.001 DATA: 29/08/2017

NORMA APLICADA: NA CORPO DE PROVA Nº: CP 02

PROCESSO(S): 1+2 GTAW + GMAW TIPO(S): Manual Semi automático Automático Mecanizado POSIÇÃO de SOLDAGEM: PLANA (1G)

METAIS DE ADIÇÃO

Identificação	Arame Sólido	Arame Tubular	Eletrodo	Vareta	Fluxo
Especificação	AWS A 5.28			AWS A 5.18	
Classificação	ER80S-D2			ER70S-3	
Marca Comercial	BOEHLER DMO IG-B			EML5 2,4-IMP / TIG ER70S3	
Fabricante	VOESTALPINE			BÖHLER WELDING / GERDAU	
Diâmetro (mm)	1,2			2,4 3,2	
Nº da Corrida	1308517			1211689 41048486	
Nº da OR	170507			135102 125205	

METAIS DE BASE

Especificação	Classificação	Espessura (mm)	Diâmetro (mm)	Corrida	Certificado	Número de OR.
API 5L	X70 QOS	23,8	355,6	NA	NA	NA

GÁS DE PROTEÇÃO

Tipo de Gás	Processo de soldagem	Composição	Vazão (l/min.)	Nº de Origem	Tipo de Gás	Composição	Vazão (l/min.)	Nº de Origem
ARGÔNIO	GTAW	99,9% Ar	12	-	NA			
MISTURA C-18	GMAW	82% Ar + 18% CO2	19	-	NA			

GÁS DE PURGA

Tipo de Gás	Composição	Vazão (l/min.)	Nº de Origem
ARGÔNIO			
MISTURA C-18			

INSTRUMENTOS DE MEDIÇÃO

Instrumento	Numero de série / Identificação	Laboratório	Certificado de calibração	Data de Calibração	Data de vencimento
Termômetro de contato	P50199	Metrogerais	0409/2017	22/02/2017	28/02/2018
Alicate Volt-Amperímetro	P93149	Spectrum	18173/2017	06/02/2017	15/02/2018
Cronometro	P7926	Metrogerais	0065/2017	13/01/2017	15/01/2019
Paquímetro	F20149	Delp	Planilha	14/06/2017	15/09/2017
Fluxômetro	P68276	Delp	Planilha	03/05/2017	15/05/2018

TÉCNICA DE SOLDAGEM

Número de Passes: Simples Múltiplos Tipo de Passes: Estreitos Oscilantes

Número de camadas: Simples Múltiplos Tipo de Mata-Junta: Metálico Cerâmico NA

Especificação / Classificação do eletrodo de Tungstênio: AWS A5.12 / EWTh-2 ou EWLa-2 Diâmetro do eletrodo de tungstênio: 2,40 mm

Modo de Transferência: Processo 1 Globular Pulsado Spray Curto Circuito NA Processo 2 Globular Pulsado Spray Curto Circuito NA

Progressão de Soldagem: Ascendente Descendente NA Limpeza Inicial: USINADO

Diâmetro do Bocal: Processo 1 8,0 mm Processo 2 16,0 mm Limpeza Interpassos: ESMERILHAMENTO

Stick Out (mínimo / máximo): Processo 1 NA Processo 2 5 a 10 Método de Goivagem: NA

Tipo de Máquina de solda: Processo 1 Corrente constante Tensão constante Processo 2 Corrente constante Tensão constante

SOLDADOR / OPERADOR: Airlton Lúcio de Carvalho Silva REGISTRO / SINETE: 71393 / 125

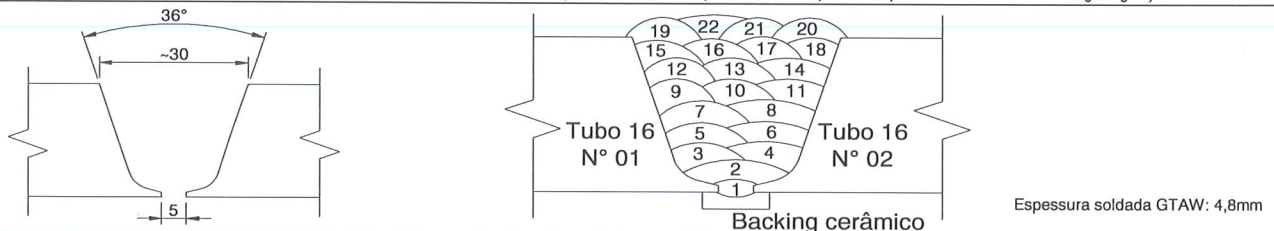
SOLDADOR / OPERADOR: REGISTRO / SINETE:

LEGENDA	L =	Comprimento do cordão de solda	Stick Out =	Distancia do bico de contato à peça soldada
	OR =	Número de origem (rastreadabilidade)	Temperatura	Temperatura na região a ser soldada imediatamente antes do início da soldagem.

PARÂMETROS DE SOLDAGEM

Passe	Processo	Consumível	Ø (mm)	Corrente			Tensão (V)	Temperatura (°C)	Largura do cordão (mm)	Tempo		L (mm)	Velocidade (cm/min.)	Heat Input (kJ/mm)
				Tipo	Polaridade	Valor (A)				min.	seg.			
1º	GTAW	ER70S-3	2,4	CC	Direta	103 / 118	10 / 11	170	8	14	17	967	6,8	1,02
2º	GTAW	ER70S-3	2,4	CC	Direta	145 / 146	12 / 13	160	10	17	15	975	5,7	1,91
3º	GTAW	ER70S-3	3,2	CC	Direta	159 / 161	12 / 13	195	10	15	46	985	6,2	1,94
4º	GTAW	ER70S-3	3,2	CC	Direta	155 / 180	12 / 13	165	11	15	32	985	6,3	1,99
5º	GMAW	ER80S-D2	1,2	CC	Inversa	190 / 200	23 / 25	170	12	3	50	998	26,0	1,08
6º	GMAW	ER80S-D2	1,2	CC	Inversa	180 / 190	23 / 24	175	11	3	53	998	25,7	1,01
7º	GMAW	ER80S-D2	1,2	CC	Inversa	190 / 200	24 / 26	180	11	3	44	1.010	27,1	1,08
8º	GMAW	ER80S-D2	1,2	CC	Inversa	180 / 212	24 / 26	176	12	3	51	1.010	26,2	1,12
9º	GMAW	ER80S-D2	1,2	CC	Inversa	180 / 200	24 / 26	185	12	3	50	1.022	26,7	1,07
10º	GMAW	ER80S-D2	1,2	CC	Inversa	220 / 230	24 / 26	174	12	3	49	1.022	26,8	1,26
11º	GMAW	ER80S-D2	1,2	CC	Inversa	190 / 200	24 / 26	170	12	3	50	1.022	26,7	1,10
12º	GMAW	ER80S-D2	1,2	CC	Inversa	170 / 180	24 / 26	178	12	3	49	1.048	27,5	0,95
13º	GMAW	ER80S-D2	1,2	CC	Inversa	180 / 200	24 / 26	155	11	3	54	1.048	26,9	1,06
14º	GMAW	ER80S-D2	1,2	CC	Inversa	170 / 180	24 / 25	160	11	3	57	1.048	26,5	0,97
15º	GMAW	ER80S-D2	1,2	CC	Inversa	170 / 180	24 / 26	170	12	3	45	1.079	28,8	0,91
16º	GMAW	ER80S-D2	1,2	CC	Inversa	175 / 180	24 / 26	176	12	3	49	1.079	28,3	0,94
17º	GMAW	ER80S-D2	1,2	CC	Inversa	170 / 180	24 / 26	171	12	3	49	1.079	28,3	0,93
18º	GMAW	ER80S-D2	1,2	CC	Inversa	170 / 180	24 / 26	190	12	3	47	1.079	28,5	0,92
19º	GMAW	ER80S-D2	1,2	CC	Inversa	200 / 210	24	176	11	3	30	1.111	31,7	0,93
20º	GMAW	ER80S-D2	1,2	CC	Inversa	190 / 210	24 / 25	156	10	3	31	1.111	31,6	0,93
21º	GMAW	ER80S-D2	1,2	CC	Inversa	160 / 210	24 / 25	160	10	3	35	1.111	31,0	0,88
22º	GMAW	ER80S-D2	1,2	CC	Inversa	190 / 200	24 / 25	180	12	3	32	1.111	31,4	0,91

CROQUI DO CORPO DE PROVA: (Deverá ser anotado: dimensional da junta, sequencia de passes de solda e espessura soldada para cada processo e/ou soldador e de goivagem)



ACOMPANHAMENTO DA SOLDAGEM E INSPEÇÃO VISUAL DO CORPO DE PROVAS REALIZADA POR: GERALDO GOMES

LAUDO DA INSPEÇÃO VISUAL: APROVADO REPROVADO INSPEÇÃO REALIZADA CONFORME PROCEDIMENTO Nº.: PGQ-8.2.4-03

<p><i>Geraldo Gomes</i> Inspetor de Soldagem SNQC-IS-4687</p>	<p><i>Daniilo Gomes</i> Engenheiro de Materiais e Solda Mat. 03675</p>	<p>Fiscalização / Cliente</p>	<p>FOLHA</p> <p>01 / 01</p>
---	--	-------------------------------	-----------------------------

RQPS Nº: NA CONTATO: DANILO ALBERTO OS. Nº: 3.07655.32.001 DATA: 19/09/2017

NORMA APLICADA: NA CORPO DE PROVA Nº: CP 06

PROCESSO(S): 1+2 GTAW + GMAW TIPO(S): Manual Semi automático Automático Mecanizado POSIÇÃO de SOLDAGEM: PLANA (1G)

METAIS DE ADIÇÃO

Identificação	Arame Sólido	Arame Tubular	Eletrodo	Vareta	Fluxo
Especificação	AWS A 5.28			AWS A 5.18	
Classificação	ER80S-D2			ER70S-3	
Marca Comercial	BOEHLER DMO IG-B			EML5 2,4-IMP / TIG ER70S3	
Fabricante	VOESTALPINE			BOHLER WELDING / GERDAU	
Diâmetro (mm)	1,2			2,4 3,2	
Nº da Corrida	1308517			1301529 41048486	
Nº da OR	170507			136721 125205	

METAIS DE BASE

Especificação	Classificação	Espessura (mm)	Diâmetro (mm)	Corrida	Certificado	Número de OR
API 5L	X70 QOS	23,8	355,6	NA	NA	NA

GÁS DE PROTEÇÃO

GÁS DE PURGA

Tipo de Gás	Processo de soldagem	Composição	Vazão (l/min.)	Nº de Origem	Tipo de Gás	Composição	Vazão (l/min.)	Nº de Origem
ARGÔNIO	GTAW	99,9% Ar	15	-	NA			
MISTURA C-18	GMAW	82% Ar + 18% CO2	19	-	NA			

INSTRUMENTOS DE MEDIÇÃO

Instrumento	Numero de série / Identificação	Laboratório	Certificado de calibração	Data de Calibração	Data de vencimento
Termômetro de contato	P50199	Metrogerais	0409/2017	22/02/2017	28/02/2018
licate Volt-Amperímetro	P93149	Spectrum	18173/2017	06/02/2017	15/02/2018
Cronometro	P7926	Metrogerais	0065/2017	13/01/2017	15/01/2019
Paquímetro	P20385	Delp	Planilha	26/07/2017	30/10/2017
Fluxômetro	P68276	Delp	Planilha	03/05/2017	15/05/2018

TÉCNICA DE SOLDAGEM

Número de Passes: Simples Múltiplos Tipo de Passes: Estreitos Oscilantes

Número de camadas: Simples Múltiplos Tipo de Mata-Junta: Metálico Cerâmico NA

Especificação / Classificação do eletrodo de Tungstênio: AWS A5.12 / EWTh-2 ou EWLa-2 Diâmetro do eletrodo de tungstênio: 2,40 mm

Modo de Transferência: Processo 1 Globular Pulsado Spray Curto Circuito NA Processo 2 Globular Pulsado Spray Curto Circuito NA

Progressão de Soldagem: Ascendente Descendente NA Limpeza Inicial: USINADO

Diâmetro do Bocal: Processo 1 8,0 mm Processo 2 16,0 mm Limpeza Interpasses: ESMERILHAMENTO

Stick Out (mínimo / máximo): Processo 1 NA Processo 2 5 a 10 Método de Goivagem: NA

Tipo de Máquina de solda: Processo 1 Corrente constante Tensão constante Processo 2 Corrente constante Tensão constante

SOLDADOR / OPERADOR: Arilton Lúcio de Carvalho Silva REGISTRO / SINETE: 71393 / 125

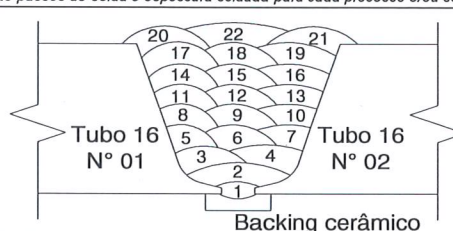
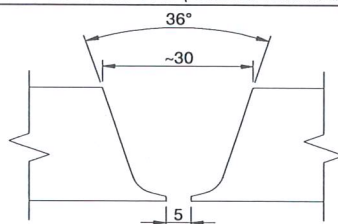
SOLDADOR / OPERADOR: REGISTRO / SINETE:

LEGENDA	L =	Comprimento do cordão de solda	Stick Out =	Distancia do bico de contato à peça soldada
	OR =	Número de origem (rastreadibilidade)	Temperatura	Temperatura na região a ser soldada imediatamente antes do início da soldagem.

PARÂMETROS DE SOLDAGEM

Passe	Processo	Consumível	Ø (mm)	Corrente			Tensão (V)	Temperatura (°C)	Largura do cordão (mm)	Tempo		L (mm)	Velocidade (cm/min.)	Heat Input (kJ/mm)
				Tipo	Polaridade	Valor (A)				min.	seg.			
1º	GTAW	ER70S-3	2,4	CC	Direta	90 / 100	10 / 11	155	8	18	10	967	5,3	1,13
2º	GTAW	ER70S-3	2,4	CC	Direta	150 / 152	12 / 13	160	10	16	45	979	5,8	1,95
3º	GTAW	ER70S-3	3,2	CC	Direta	150 / 152	12 / 13	163	9	13	40	991	7,3	1,55
4º	GTAW	ER70S-3	3,2	CC	Direta	199 / 201	12 / 13	161	9	10	30	991	9,4	1,60
5º	GMAW	ER80S-D2	1,2	CC	Inversa	280 / 300	26 / 27	170	10	2	59	999	33,5	1,38
6º	GMAW	ER80S-D2	1,2	CC	Inversa	280 / 300	26 / 27	159	11	3	7	999	32,1	1,44
7º	GMAW	ER80S-D2	1,2	CC	Inversa	280 / 300	26 / 27	156	11	3	3	999	32,8	1,41
8º	GMAW	ER80S-D2	1,2	CC	Inversa	300 / 320	26 / 27	158	11	2	55	1.016	34,8	1,42
9º	GMAW	ER80S-D2	1,2	CC	Inversa	290 / 300	26 / 27	157	11	3	8	1.016	32,4	1,45
10º	GMAW	ER80S-D2	1,2	CC	Inversa	280 / 300	26 / 27	162	11	3	6	1.016	32,8	1,41
11º	GMAW	ER80S-D2	1,2	CC	Inversa	280 / 300	26 / 27	153	11	3	7	1.026	32,9	1,40
12º	GMAW	ER80S-D2	1,2	CC	Inversa	280 / 300	26 / 27	155	11	3	9	1.026	32,6	1,41
13º	GMAW	ER80S-D2	1,2	CC	Inversa	280 / 300	25 / 27	160	12	3	15	1.026	31,6	1,43
14º	GMAW	ER80S-D2	1,2	CC	Inversa	280 / 300	26 / 27	157	11	3	17	1.054	32,1	1,44
15º	GMAW	ER80S-D2	1,2	CC	Inversa	280 / 300	27 / 28	158	11	3	13	1.054	32,8	1,46
16º	GMAW	ER80S-D2	1,2	CC	Inversa	270 / 300	26 / 27	162	11	3	22	1.054	31,3	1,45
17º	GMAW	ER80S-D2	1,2	CC	Inversa	280 / 300	26 / 27	157	11	3	20	1.091	32,7	1,41
18º	GMAW	ER80S-D2	1,2	CC	Inversa	280 / 300	26 / 27	159	11	3	17	1.091	33,2	1,39
19º	GMAW	ER80S-D2	1,2	CC	Inversa	280 / 300	26 / 27	170	12	3	19	1.091	32,9	1,40
20º	GMAW	ER80S-D2	1,2	CC	Inversa	280 / 300	26 / 27	172	11	3	23	1.117	33,0	1,40
21º	GMAW	ER80S-D2	1,2	CC	Inversa	280 / 300	26 / 27	165	12	3	24	1.117	32,9	1,40
22º	GMAW	ER80S-D2	1,2	CC	Inversa	280 / 300	26 / 27	172	12	3	27	1.117	32,4	1,42
23º														
24º														
25º														

ROQUI DO CORPO DE PROVA: (Deverá ser anotado: dimensional da junta, sequencia de passes de solda e espessura soldada para cada processo e/ou soldador e de goivagem)



Espessura soldada GTAW: 5mm

COMPANHAMENTO DA SOLDAGEM E INSPEÇÃO VISUAL DO CORPO DE PROVAS REALIZADA POR: GERALDO GOMES

AUDO DA INSPEÇÃO VISUAL: APROVADO REPROVADO INSPEÇÃO REALIZADA CONFORME PROCEDIMENTO Nº.: PGQ-8.2.4-03

Inspector de solda N1
Inspector de Soldagem NI-FBTS
SNQC-18-4687

Eng. Materiais e Solda
Danilo A. L. Gomes
Engenharia de Materiais e Solda
Mat. 08675

Fiscalização / Cliente
FOLHA
01 / 01