



# REDEMAT

REDE TEMÁTICA EM ENGENHARIA DE MATERIAIS

UFOP – CETEC – UEMG

## Dissertação de Mestrado



**“Características microestruturais e mecânicas de juntas soldadas em multipasses pelo processo GMAW de um aço API 5L X65Q”**



**Autora: Sandra Mara de Souza Alves**

**Orientador: Prof. Dr. Luiz Cláudio Cândido**

**Co-orientador: Prof. Dr. Vicente Braz da Trindade Filho**



**Abril de 2016**



# REDEMAT

REDE TEMÁTICA EM ENGENHARIA DE MATERIAIS

UFOP – CETEC – UEMG

Sandra Mara de Souza Alves

## **“Características microestruturais e mecânicas de juntas soldadas em multipasses pelo processo GMAW de um aço API 5L X65Q”**

Dissertação de mestrado apresentada ao Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Materiais da REDEMAT, como parte integrante dos requisitos para a obtenção do título de Mestre em Engenharia de Materiais.

Área de concentração: Análise e Seleção de Materiais

Orientador: Prof. Dr. Luiz Cláudio Cândido

Co-orientador: Prof. Dr. Vicente Braz da Trindade Filho

Ouro Preto, Abril de 2016

A474c Alves, Sandra Mara de Souza.  
Características microestruturais e mecânicas de juntas soldadas em  
multipasses pelo processo GMAW de um aço API 5L X65Q [manuscrito] /  
Sandra Mara de Souza Alves. - 2016.  
73f.: il.: color; grafs; tabs.

Orientador: Prof. Dr. Luiz Cláudio Cândido.  
Coorientador: Prof. Dr. Vicente Braz da Trindade Filho.

Dissertação (Mestrado) - Universidade Federal de Ouro Preto. Escola de  
Minas. Rede Temática em Engenharia de Materiais.

Área de Concentração: Análise e Seleção de Materiais.

1. Aço. 2. Juntas soldadas. 3. Soldagem. I. Cândido, Luiz Cláudio. II.  
Trindade Filho, Vicente Braz da. III. Universidade Federal de Ouro Preto. IV.  
Titulo.

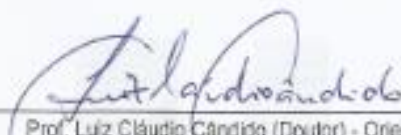
CDU: 621.791



**"Características Microestruturais e Mecânicas de Juntas Soldadas em Multipasses Pelo Processo GMAW de Um Aço API 5L X65Q"**

**Autora: Sandra Mara de Souza Alves**

Dissertação defendida e aprovada, em 28 de abril de 2016, pela banca examinadora constituída pelos professores:



Prof. Luiz Cláudio Cândido (Doutor) - Orientador  
Universidade Federal de Ouro Preto



Prof. Alexandre Quiróz Bracarense (Doutor)  
Universidade Federal de Minas Gerais



Prof. Leonardo Barbosa Godefroid (Doutor)  
Universidade Federal de Ouro Preto



Prof. Rodrigo Rangel Porcari (Mestre)  
Universidade Federal de Ouro Preto



Eng. Vicente Braz da Trindade Filho (Doutor) – Co-Orientador  
Valkurec & Sumitomo Tubos do Brasil

## **AGRADECIMENTOS**

À Coordenação de Aperfeiçoamento de Pessoal de Nível Superior (CAPES) pela concessão da bolsa de estudos.

Aos doutores e professores orientadores Dr. Luiz Cláudio Cândido e Dr. Vicente Braz da Trindade Filho pela dedicação e orientação durante todas as etapas desenvolvidas deste trabalho.

Aos meus pais, José Raimundo e Geralda, por tudo que hoje sou.

Aos meus irmãos, Sabrina, Samantha, Samira, Sander, Samuel, Saulo e Sâmara e aos sobrinhos Gustavo, Murilo e Maria Júlia que sempre acompanharam e entenderam os momentos em que estive ausente.

Ao Cleverson pelo grande incentivo, ajuda e compreensão durante todo o desenvolvimento deste trabalho.

À Empresa VSB – Vallorec e Sumitomo Tubos do Brasil, em especial Dr. Vicente Braz da Trindade Filho e funcionários do Laboratório Mecânico e Metalografia.

Aos técnicos administrativos do Laboratório de Ensaios Mecânicos e de Tratamento Térmico e Microscopia – DEMET/UFOP, em especial Graciliano e Paulo.

Ao professor Rodrigo Rangel Porcaro pelas contribuições durante o desenvolvimento deste trabalho.

Ao Laboratório Nanolab – CMM/REDEMAT/DEMET/UFOP, em especial aos colegas Ney Sampaio e Gilson pelo carinho e compreensão.

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

## SUMÁRIO

LISTA DE FIGURAS .....	viii
LISTA DE TABELAS .....	xii
LISTA DE NOTAÇÕES .....	xiii
RESUMO .....	xiv
ABSTRACT .....	xv
1. INTRODUÇÃO .....	1
2. OBJETIVOS.....	3
2.1 Objetivo Geral .....	3
2.2 Objetivos Específicos .....	3
3. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA.....	4
3.1 Aços para Dutos de Condução de Óleo & Gás.....	4
3.1.1 Processos de fabricação de tubos sem costura .....	6
3.2 Microestrutura e Propriedades Mecânicas de Juntas Soldadas de um Aço de Alta Resistência Baixa Liga. ....	7
3.2.1 Classificação dos microconstituintes do metal de solda .....	8
3.2.2 Microestruturas resultantes da zona termicamente afetada- ZTA .....	12
3.2.3 Influência dos elementos de liga e da taxa de resfriamento na microestrutura do metal de solda .....	15
3.3 Soldagem por Fusão a Arco Elétrico com Proteção Gasosa (GMAW).....	19
3.4 Caracterização de Juntas Soldadas .....	21
3.4.1 Propriedades mecânicas de juntas soldadas .....	21
3.4.2 Avaliação de tenacidade à fratura de juntas soldadas .....	22
4. MATERIAIS E MÉTODOS .....	24
4.1 Metal Base .....	25
4.2 Tratamentos Térmicos de Têmpera e Revenimento. ....	26
4.3 Processo de Soldagem .....	26
4.4 Corte dos Corpos de Prova .....	29
4.5 Análise Química .....	30
4.6 Caracterização da Estrutura .....	32
4.7 Ensaio Mecânicos .....	32
4.7.1 Ensaio de Tração.....	33
4.7.2 Ensaio de impacto .....	36
4.7.3 Ensaio de microdureza.....	39

4.8 Análises de fraturas .....	40
5. RESULTADOS E DISCUSSÃO .....	41
5.1. Análise Química .....	41
5.2. Caracterização Microestrutural.....	43
5.2.1 Metal de base .....	43
5.2.2 Junta soldada.....	44
5.3 Propriedades Mecânicas .....	51
5.3.1 Microdureza Vickres.....	52
5.3.2 Ensaio de Tração.....	55
5.3.3 Ensaio de impacto Charpy .....	64
6. CONCLUSÕES.....	67
7. SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS .....	68
8. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS .....	69

## LISTA DE FIGURAS

Figura 3.1 - Esquema das etapas de laminação de tubos pelo processo Mannesmann (BELLOTO, 2011).....	6
Figura 3.2– Curva de resfriamento e microestruturas resultantes no metal de solda de um aço microaligado. Adaptado de KOU (2003).....	9
Figura 3.3-Microfotografia do metal de solda de um aço baixo carbono: PF(I) - Ferrita poligonal intragranular, PF(G) – Ferrita primária de contorno de grão , FS(A) - Ferrita de Widmānstatten - , AF: Ferrita acicular. Trindade (2004).....	11
Figura 3.4- Micrografia do metal de solda: Região depositada; Linha de fusão; RRGG- Região reaquecida de granulação grosseira; RRGF – Região reaquecida de granulação fina (BRAZ, 1999).....	12
Figura 3.5- Representação esquemática das transformações de fases em uma junta soldada à medida que se afasta do centro da solda, relacionando-as com o diagrama de fases Fe-Fe <sub>3</sub> C, para um aço com 1,5% em massa de carbono ( Adaptação: Araújo, 2013).....	13
Figura 3.6- Representação esquemática da soldagem (a) de um único passe (b) multipasses. Adaptação LAITINEN, 2006. ....	15
Figura 3.7- Energia absorvida no metal de solda em diferentes temperaturas (-20, 0°C. + 20°C) em função do teor de zircônio ( TRINDADE et al.,2005). ....	16
Figura 3.8: (a) energia absorvida em diferentes temperaturas e concentrações de níquel; (b) dureza na condição como soldado e após tratamento térmico (TRINDADE et al, 2007). ....	17
Figura 3.9: (a) Ilustração esquemática das regiões da junta soldada; (b) vista superior do entalhe no centro do metal de solda; (c) vista superior do entalhe na região de grãos grosseiros da ZTA; (d) vista superior do entalhe na região de grãos finos na ZTA ( ALBUQUERQUE, 2009).....	22
Figura 3.10: (a) Ilustração esquemática do posicionamento dos corpos de prova tipo Charpy, com diferentes espessuras, retirados em diferentes regiões do metal de solda (ALBUQUERQUE, 2009). ....	22
Figura 3.11 - Desenho esquemático do seccionamento de uma junta soldada (Fernandes, 2011).....	23
Figura 3.12 - (a) Figura esquemática das regiões da junta onde os entalhes foram posicionados e (b) curva de resistência à fratura para o metal de base, zona termicamente afetada e zona de fusão (Lima, 2011). ....	23
Figura 4.1 - Fluxograma exemplificando as etapas para obtenção dos corpos de prova e nomenclaturas utilizadas. ....	24
Figura 4.2 - Gráfico esquemático para os ciclos de tratamento de têmpera e revenimento para adequação ao grau X65Q para o metal base (MB).....	26
Figura 4.3 – Esquema do chanfro da junta JV em corte transversal (Norma API 1104-10)....	27
Figura 4.4 – Esquema do chanfro da junta JM em corte transversal. ....	27



Figura 4.5 - Representação do material como soldado (CS): junta (JV) e (JM).....	29
Figura 4.6 - Fotografia dos tubos como soldados (CS): junta (JV) e (JM).....	29
Figura 4.7 – Representação esquemática dos cortes realizados no tubo sem costura, exemplificada pela junta JM: (a) segmento soldado; região de extração da amostra (b) corte longitudinal e (c) corte transversal. ....	30
Figura 4.8 - Representação esquemática das regiões de análise da composição química da junta JV. ....	31
Figura 4.9- Representação esquemática das regiões de análise da composição química da junta JM.....	31
Figura 4.10 - Corpo de prova de tração retangular e as respectivas dimensões, com a solda localizada na seção útil. A: comprimento da seção útil; B: comprimento da cabeça do CP; C: largura; D: largura da seção útil; E: raio de curvatura e F: espessura do CP. Adaptação de Norma ASTM A370 (2012). ....	33
Figura 4.11- Fotografia dos corpos de prova <i>full size</i> confeccionados para ensaio de tração. ....	34
Figura 4.12 - Corpo de prova de tração retangular de baixa espessura e as respectivas dimensões, com a solda localizada na seção útil. A: comprimento da seção útil; B: comprimento da cabeça do CP; C: largura; D: largura da seção útil; E: raio de curvatura e F: espessura do CP. Adaptação de Norma ASTM A370 (2012). ....	34
Figura 4.13 - Representação esquemática para corte dos corpos de prova para ensaio de tração de uma chapa fina de juntas (a) JV e (b) JM. ....	35
Figura 4.14- Fotografia de corpos de prova em tamanhos reduzidos ( <i>sub size</i> ) para ensaio de tração de uma amostra JM.....	36
Figura 4.15 - Representação esquemática das dimensões dos corpos de prova do tipo <i>sub size</i> para ensaio de impacto Charpy. ....	36
Figura 4.16 - Representação esquemática da posição de entalhe para corpos de prova de juntas JV; (a): corte da seção lateral do tubo; (b): corte de chapa de 10mm de espessura (c): chapas com identificações das regiões para confecção dos entalhes. ....	37
Figura 4.18 - Representação esquemática de uma junta JV, com círculos indicando as regiões dos entalhes na junta soldada para ensaios de impacto Charpy e suas respectivas camadas... ..	38
Figura 4.19 - Representação esquemática de uma junta JM, com círculos indicando as regiões dos entalhes na junta soldada para ensaios charpy e suas respectivas camadas. ....	39
Figura 4.20 – Perfil de microdureza Vickers de uma junta JV com pontos associados às regiões analisadas; aço API5L X65Q; 1kgf. ....	40
Figura 4.21 - Perfil de microdureza Vickers de uma junta JM com pontos associados às regiões analisadas; aço API5L X65Q; 1kgf. ....	40
Figura 5.1 – Micrografia óptica do metal base no estado temperado e revenido– aço API 5L X65Q. Ataque Nital 2%, 500x. ....	43

Figura 5.2 – Imagem do metal base – aço API 5L X65Q. (B) – Bainita. Ataque Nital 5%. MEV; 8.000x.....	44
Figura 5.3 – Micrografia óptica da junta soldada JV - Aço API X65Q, passe de enchimento. MB - Metal Base; ZTA - Zona Termicamente Afetada; MS - Metal de Solda. Ataque Nital 2%, 100x.....	45
Figura 5.4 – Micrografia óptica do metal de solda do aço API 5L X65Q – passe de acabamento: Junta JV. FA – ferrita acicular; PF – ferrita primária; FS – ferrita com segunda fase. Ataque Nital 2%, 400x.....	45
Figura 5.5 – Micrografia óptica do metal de solda do aço API 5L X65Q – passe de acabamento: Junta JM. FA – ferrita acicular; PF – ferrita primária; FS – ferrita com segunda fase. Ataque Nital 2%, 400x.....	46
Figura 5.6 – Micrografia óptica da junta soldada JV – Aço API X65Q, passe de raiz, Ataque Nital 2%, 400x.....	48
Figura 5.7 – Micrografia óptica da junta soldada JV – Aço API X65Q, passe de enchimento, Ataque Nital 2%, 200x.....	48
Figura 5.8 – Micrografia óptica do metal de solda do aço API 5L X65Q – passe de acabamento; juntas: JV(a); JM(b). Ataque Le Pera, 500x. ....	49
Figura 5.9 – Micrografia do metal de solda do aço API 5L X65Q – passe de acabamento; (a) junta JV; (b) junta JM. Ataque Le Pera, 5.000x. MEV.....	51
Figura 5.10 - Representação esquemática das regiões de pontos obtidos por microdureza Vickers em relação às camadas da junta JV. MB: metal de base; ZTA: zona termicamente afetada; MS: metal de solda. ....	52
Figura 5.11- Representação esquemática das regiões de pontos obtidos por microdureza Vickers em relação às camadas da junta JM. . MB: metal de base; ZTA: zona termicamente afetada; MS: metal de solda. ....	52
Figura 5.12 – Perfis de microdureza, (a) junta soldada com chanfro em V: JV; (b) junta soldada com chanfro em ½ V: JM.....	54
Figura 5.13 - Microfractografias de corpos de prova ensaiados por tração do aço API 5L X65Q, nas condições: (a) junta JV; ( b) junta JM; 2000x; MEV.....	56
Figura 5.14 - Propriedades mecânicas obtidas nos ensaios de tração do aço API 5L X65Q, de junta soldada com chanfro em V (JV). LE – Limite de Escoamento; LR – Limite de Resistência; (Norma API 5L/ 2013).....	58
Figura 5.15 - Microfractografias do corpo de prova ensaiado em tração correspondente à terceira camada da junta JV (a): 500x; (b): 4000x; (c) Wt% - percentual de massa atômica, analisada qualitativamente por MEV/EDS. ....	59
Figura 5.16 - Macrofotografia do corpo de prova ensaiado em tração correspondente à sétima camada da junta JV (a) região da fratura: metal de solda(círculo); (b) verso da fratura ;aspecto plano indicando fratura frágil.....	60

Figura 5.17 - Macrofotografia do corpo de prova ensaiado em tração correspondente à 8ª camada da junta JV; aspecto dúctil da fratura.....	61
Figura 5.18 - Propriedades mecânicas obtidas nos ensaios de tração do aço API 5L X65Q, de junta soldada com chanfro em V (JM); LE – Limite de Escoamento; LR – Limite de Resistência; (Norma API 5L/ 2013).....	62
Figura 5.19 - Macrofotografia do corpo de prova fraturado em ensaio em tração correspondente à 1ª camada da junta JM. ....	62
Figura 5.20 - Macrofotografia do corpo de prova ensaiado em tração correspondente à 6ª camada da junta JM; (a): falta de fusão; (b): 4000x; (c) Wt% - percentual de massa atômica; MEV/EDS. ....	63
Figura 5.21- Macrofotografia do corpo de prova ensaiado em tração correspondente à 8ª camada da junta JM.....	64
Figura 5.22- Macrofotografia do corpo de prova ensaiado por impacto Charpy correspondente à 4ª camada do metal de solda; (a) e (b): JV; (c) e (d): JM.....	66

## LISTA DE TABELAS

Tabela III. 1 Composição Química dos aços API – PSL (API 5L, 2008).....	5
Tabela IV.1 - Composição química especificada para tubo o aço API5L X65Q do sem costura, Norma DNV- OS - F101 (2013).....	25
Tabela IV.2 - Propriedades mecânicas especificadas, Norma DNV- OS - F101 (2013). .....	25
Tabela IV.3 - Composição química especificada do arame-eletrodo AWS A5.18/18M- 05 ER70S-6 .....	27
Tabela IV. 4 - Especificação de Procedimento de soldagem utilizado na junta (JV) e (JM) de tubos sem costura. ....	28
Tabela V.1- Composição química do metal de solda (% em massa) em camadas da junta JV (vide Figura 4.8).....	41
Tabela V.2 - Composição química do metal de solda (% em massa) em camadas da junta JM (vide Figura 4.9).....	42
Tabela V.3 - Composição química nominal do metal base do aço API5L grau X65Q (% em massa). A composição real é confidencial. ....	42
Tabela V.4: Fração volumétrica, em porcentagem, dos constituintes presentes no metal de solda no passe de acabamento. ....	46
Tabela V.5: Valores de microdureza Vickers (HV 1) obtidos para o aço API 5L-X65Q na condição em camadas das juntas JV e JM.....	53
Tabela V.6: Resultados dos ensaios de tração do aço API 5LX65Q e de juntas soldadas pelo processo GMAW.....	57
Tabela V.7- Energia média absorvida em ensaio de impacto Charpy das camadas das juntas JV e JM; aço API 5L X65Q soldado; CPs com entalhes conforme Figuras 4.18 e 4.19. ....	64

## LISTA DE NOTAÇÕES

**ARBL** – Aços de Alta Resistência Mecânica e Baixa Liga

**AISI** – *American Iron and Steel Institute*

**AISI-SAE** – *American Iron and Steel Institute – Society of Automotive Engineers*

**AWS** – *American Welding Society*

**CS** – Como Soldado

**CTOD** – *Crack Tip Opening Displacement*

**ER** – *Eletrodo Revestido*

**ESAB** – *Elektriska Svetsnings Aktie Bolaget*

**PF(G)** – Ferrita Primária de Contorno de Grão

**PF(I)** – Ferrita Poligonal Intragranular

**FS(SP)** – Ferrita de *Widmanstätten*

**FA** – Ferrita Acicular

**FC** – Ferrita – Carbonetos

**FC(P)** – Perlita

**FS(LB)** – Bainita

**GMAW** – *Gas Metal Arc Welding*

**IWW** – *International Institute of Welding*

**JV** – Junta de topo soldada com chanfro em V

**JM** – Junta de topo soldada com chanfro em  $\frac{1}{2}$  V

**J** – Integral J

**J-R** – Curva J-R

**LE** – Limite de Escoamento

**LR** – Limite de Resistência

**M-A** – Martensita – Austenita Retida

**MB** – Metal Base

**MS** – Metal de Solda

**ZF** – Zona Fundida

**ZTA** – Zona Termicamente Afetada

## RESUMO

No processo de soldagem para montagem de dutos a partir de tubos sem costura, a utilização de chanfros estreitos vem substituindo o chanfro V. Para esses materiais ainda não há o estudo detalhado do perfil de propriedades mecânicas (tração) ao longo do cordão de solda. Assim, estudaram-se as características microestruturais e mecânicas ao longo da seção transversal de juntas obtidas por soldagem a arco elétrico com proteção gasosa (GMAW), de tubos sem costura de aço API 5L X65Q. Dois tipos de juntas de topo foram obtidos a partir da confecção de chanfros V e  $\frac{1}{2}$  V. Dividindo-se as chapas soldadas, em oito camadas espaçadas de 3mm, no sentido transversal, corpos de prova foram confeccionados para ensaios de tração, impacto Charpy, microdureza Vickers e análise química. Além disso, foi realizada caracterização metalográfica nas amostras de metal de base e nas juntas soldadas. Observou-se pequena alteração na composição química do metal de solda entre a 1ª e a 8ª camada da junta V e junta  $\frac{1}{2}$  V. As transformações metalúrgicas ocorridas nas microestruturas da junta  $\frac{1}{2}$  V devem-se a maior taxa de resfriamento que promoveu maior teor de ferrita acicular. Alguns corpos de prova de tração de tamanho reduzido não atenderam os limites de escoamento e de resistência conforme especificado na Norma API 5L. A maior microdureza Vickers da junta  $\frac{1}{2}$  V foi atribuída à maior presença do microconstituente Martensita - Austenita Retida (M-A). E para o ensaio de impacto Charpy, o tipo de chanfro também mostrou influência na energia absorvida. Quando se utilizou chanfro com geometria  $\frac{1}{2}$  V, a tenacidade ao impacto do metal de solda, em geral, diminuiu.

**Palavras-chave:** Tubos sem costura, aço API 5L X65Q, processo de soldagem GMAW, chanfro  $\frac{1}{2}$  V, chanfro V, caracterização microestrutural e mecânica.

## **ABSTRACT**

*In the welding process for assembling ducts from seamless pipe, the use of narrow grooves is replacing the groove V. For these materials still no detailed study of the profile of mechanical properties along the weld bead. Thus, were studied the microstructural and mechanical characteristics along the cross section of welded joints obtained by gas-metal arc welding (GMAW), of API 5L X65Q steels. Were obtained two weld beads with groove V and 1/2 V for the production the joins. Dividing the welded plates on 8 spaced layers of 3mm, crosswise, specimens (CPs) were prepared for tensile tests, Charpy impact, microhardness and chemical analysis. In addition, metallographic characterization was made in base metal samples and welded joints. Observed little change in the chemical composition of the weld metal between the 1st and 8th joins layer V and joins 1/2 V. Metallurgical transformations in microstructures are due to higher cooling rate at 1/2 joins V in which resulted in higher concentration of acicular ferrite. Some small-sized tensile specimens did not meet the yield strength and tensile strength as specified by the standard API 5L. The highest microhardness of the joins 1/2 V was confirmed in the microstructure predominantly presence of Martensite-Austenite retained constituent (MA). When it was used groove of 1/2 V geometry, the impact toughness of the weld metal in general decreased.*

**Key-words:** *Seamless pipe, API 5LX65Q steel, GMAW process, chamfer 1/2 V, microstructural and mechanical characterization.*

## 1. INTRODUÇÃO

Na montagem de dutos a partir de tubos sem costura, a soldagem por fusão a arco elétrico com proteção gasosa (GMAW) é bastante utilizada, pois permite maior profundidade de penetração da solda, zona termicamente afetada mais estreita e maiores velocidades de soldagem. Com aumento das demandas no setor industrial, o procedimento de soldagem com a confecção de chanfros estreitos são adotados para otimizar a produção de dutos. Segundo Marques et al. (2011) o cordão de solda em geometria  $\frac{1}{2}$  V é indicado para juntas de menores espessuras, pois permite menor deposição de material, conseqüentemente melhor qualidade.

Na atualidade, a produção de estruturas mais leves requer aços com alta resistência mecânica e boa soldabilidade, principalmente na indústria de óleo e gás. Um exemplo são os aços API 5L que atendem ao grau X65Q. Esse aço, objeto de estudo deste trabalho, após o processo de laminação a quente e tratamento de têmpera e revenimento, foi soldado em múltiplos passes pelo processo GMAW. Foram obtidas duas juntas de topo com dois tipos de chanfros, V e  $\frac{1}{2}$  V. A partir dessas juntas realizou-se um estudo detalhado do perfil de propriedades mecânicas, química e metalográfica ao longo da seção transversal. Para os ensaios de tração, utilizaram-se corpos de prova do metal de base, da junta completa (corpos de prova *full size*) e com tamanho reduzido (corpos de prova *sub size*) para caracterizar o perfil de resistência mecânica ao longo da seção transversal das juntas.

Observou-se que o processo de soldagem com a geometria em chanfro  $\frac{1}{2}$  V permitiu depositar menor quantidade de material, o que promoveu maior taxa de resfriamento comparada à junta em V. Esse comportamento conduziu a formação de ferrita acicular e M-A em maiores quantidades na junta  $\frac{1}{2}$  V. Neste sentido, os maiores valores de microdureza Vickers foram identificados na junta de chanfro  $\frac{1}{2}$  V, apresentando também menor tenacidade ao impacto do metal de solda. Para a maioria dos elementos químicos o teor não se alterou, significativamente, entre as camadas das juntas em V e  $\frac{1}{2}$  V. Somente Si e Mn destacam-se pelo maior teor entre as primeiras camadas. Quanto ao ensaio de tração observou-se que ao reduzir a espessura do corpo de prova, os mesmos sofreram fraturas mais frágeis no metal de solda devido à presença de descontinuidades em regiões mais restritas.

Os requisitos especificados pela Norma API 5L e pelas normas de clientes, podem ser exigidos com critérios cada vez mais rigorosos para proporcionar a melhoria do material e a satisfação do cliente. Nesse sentido, a análise apresentada nesta dissertação contribui para uma avaliação



em todo perfil do cordão de solda (passe de raiz ao passe de acabamento) resultando em uma técnica importante no controle da qualidade do material fabricado.

## **2. OBJETIVOS**

A seguir serão apresentados os objetivos desta dissertação.

### **2.1 Objetivo Geral**

O objetivo principal foi realizar uma avaliação de juntas de topo de um aço API 5L X65Q, a partir das análises de características microestruturais e mecânicas das camadas que compõe as juntas soldadas.

### **2.2 Objetivos Específicos**

- Caracterização microestrutural quantitativa de metal de solda de tubos sem costura de aços API5L X65Q soldados pelo processo GMAW.
- Avaliar a composição química em várias camadas do metal de solda (ao longo da seção transversal).
- Avaliar como a geometria do chanfro no processo de soldagem pode influenciar nas propriedades mecânicas da junta (tração, impacto e dureza).

### **3. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA**

Neste capítulo é fornecida uma revisão da literatura sobre as propriedades de aços utilizados na fabricação dos dutos de transporte de óleo e gás. Em seguida, descreve-se sobre a microestrutura e propriedades mecânicas de juntas soldadas de um aço de alta resistência mecânica e baixa liga. No final, será abordado o processo de soldagem dos tubos por fusão a arco elétrico com proteção gasosa (GMAW) e alguns estudos sobre caracterização de juntas com chanfros estreitos e corpos de provas de tamanho reduzido.

#### **3.1 Aços para Dutos de Condução de Óleo & Gás**

Com o crescimento da produção de óleo e gás, a demanda de tubos para condução aumentou para viabilizar o escoamento da produção. As exigências impostas pelas indústrias de extração, transporte e processamento de óleo e gás determinam para estas aplicações o uso de aços microligados de alta resistência e baixa liga, conhecidos como aços ARBL (Alta Resistência Mecânica e Baixa Liga). Segundo a Norma API 5L (2013) esses tubos podem ser divididos em duas categorias, tubos com costura e sem costura.

Os tubos com costura são provenientes de chapas conformadas cujas arestas são soldadas de modo a originá-los. Na atualidade, esses tubos adquirem maior redução no carbono equivalente comparado a um tubo sem costura, devido à modernização no processamento termomecânico, como por exemplo, a laminação controlada. Conforme Monte (2013), inicialmente somente a adição de elementos de liga proporcionava uma significativa redução no carbono equivalente. A laminação controlada permite reduzir significativamente o tamanho de grão da austenita, que promove, após a sua transformação, uma microestrutura ferrítica refinada, conferindo uma elevada tenacidade. A utilização do resfriamento acelerado no final do processo produz uma microestrutura bastante fina composta de ferrita, bainita e ou martensita. Para um resfriamento convencional (ao ar) a microestrutura final típica encontrada para estes aços consiste de ferrita e perlita.

Os tubos sem costura são tubos isentos de cordão de solda na direção longitudinal ou helicoidal. O tratamento químico assegura que o aço a ser utilizado possua baixíssimos teores de enxofre e fósforo, o que permite ao material atingir elevada ductilidade e resistência à corrosão, também é utilizado sobre o material já acabado o tratamento térmico (ARMENDRO et al., 2011).

A laminação pelo processo Mannesmann é a mais utilizada para fabricação de tubos sem costura na atualidade. Esse processo é baseado na laminação sem resfriamento acelerado, consiste na perfuração de um tarugo sólido de aço formando um cilindro vazado que, por seguinte é laminado de modo a produzir um tubo com diâmetro e espessura de paredes desejadas (ARMENDRO et al. , 2011 e PINTO 2011).

O tratamento de têmpera e revenimento em tubos sem costura permite obter uma microestrutura de martensita revenida e bainita. A martensita revenida apresenta valores aproximados de dureza comparados aos da martensita, mas com aumento significativo de ductilidade e tenacidade (COLPAERT, 2008).

O Instituto Americano de Petróleo API (*American Petroleum Institute*) classifica os aços empregados na fabricação desses tubos em função de sua composição química e resistência mecânica, seguindo a norma API 5L. A especificação da Norma API 5L classifica os tubos, com ou sem costura, pelo limite de escoamento, precedido das letras A, B e X, sendo que quando precedido pela letra X, em maiúsculo, o aço utilizado é de alta resistência. Os tubos dividem-se em dois níveis de especificação de produto: PSL 1 e PSL2. A diferença entre estes níveis de especificação consiste no maior rigor em relação aos requisitos técnicos, tais como: carbono equivalente, tenacidade, limite de escoamento e resistência máxima, na especificação PSL 2. A Tabela III. 1 apresenta a composição química específica de aços utilizados como tubos de condução de óleo e gás, de acordo com o tipo de aço.

Tabela III. 1 Composição química dos aços API – PSL 2 (Norma API 5L, 2013)

Grau	Carbono Máximo <sup>a</sup>	Manganês Máximo <sup>a</sup>	Fósforo Máximo	Enxofre Máximo	Titânio Máximo	Outros
Sem Costura						
B	0,24	1,20	0,025	0,015	0,04	b, c
X42	0,24	1,30	0,025	0,015	0,04	c, d
X46, X52, X56	0,24	1,40	0,025	0,015	0,04	c, d
X60, X65, X70, X80	0,24	1,40	0,025	0,015	0,06	c, d
Soldado						
B	0,22	1,20	0,025	0,015	0,04	b, c
X42	0,22	1,30	0,025	0,015	0,04	c
X46, X52, X56	0,22	1,40	0,025	0,015	0,04	c
X60	0,22	1,40	0,025	0,015	0,04	c
X65	0,22	1,45	0,025	0,015	0,06	c
X70	0,22	1,65	0,025	0,015	0,06	c
X80	0,22	1,85	0,025	0,015	0,06	c

Notas

- a Para cada redução de 0,01% abaixo do máximo especificado para o carbono, um aumento de 0,05% acima do máximo especificado para manganês
- b Nióbio, Vanádio ou Titânio podem ser usados se acordado com o comprador e fornecedor.
- c A Soma de Nióbio, Vanádio e Titânio não deve exceder a 0,15%.

Segundo Silva (2004) esses dutos para condução de petróleo e seus derivados são conhecidos como *line pipe*, fabricados conforme a classificação por grau especificada pela Norma API 5L: *Specification for Line Pipe* (2013) e por outras normas regulamentadoras como a DNV-OS-F101: *Submarine Pipeline Systems* (2013) e normas específicas de clientes que também são utilizadas de forma a atender os requisitos especificados para cada aplicação.

Para especificar o grau do aço, a Norma API 5L utiliza o valor mínimo do limite de escoamento do material em [ksi]. Assim o aço API X65, material de estudo deste trabalho, tem limite mínimo de escoamento igual a 65ksi o que equivale a aproximadamente 450MPa.

### 3.1.1 Processos de fabricação de tubos sem costura

O processo de laminação Mannesmann é conhecido por processo de produção por tubo penetrante rotativo (*Rotary Tube Piercing*). Esse procedimento consiste da fabricação de tubos sem costuras longos e de paredes espessas por meio da deformação a quente dos mesmos (SENAI, 2012). De acordo com Belloto (2011) as barras de aço são recebidas da aciaria e em seguida são cortadas em forma de blocos cilíndricos que serão trabalhados na laminação em etapas como representa a Figura 3.1.

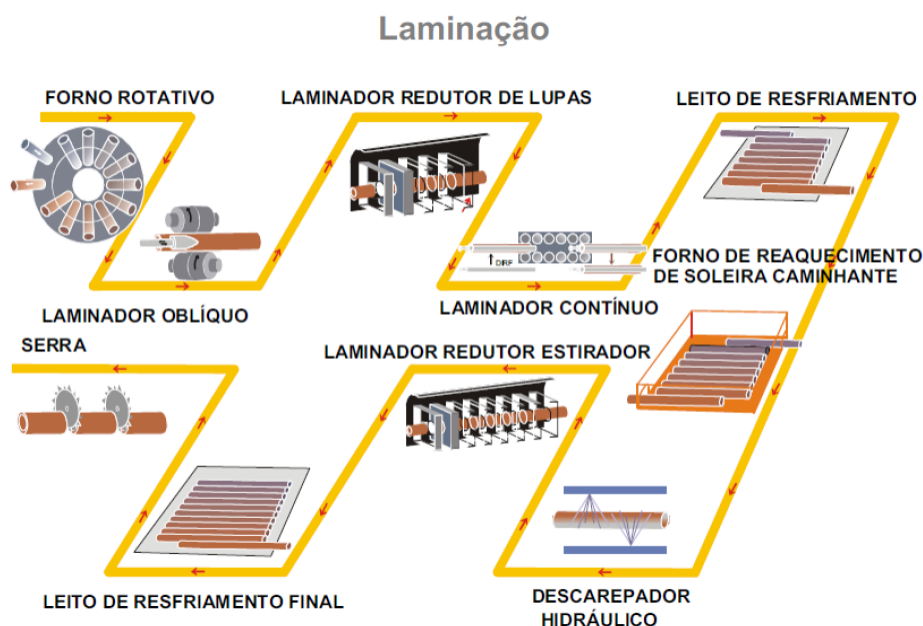


Figura 3.1 - Esquema das etapas de laminação de tubos pelo processo Mannesmann (BELLOTO, 2011).

### **1ª Etapa:**

Os lingotes cilíndricos são encaminhados ao forno de soleira rotativa e aquecidos até aproximadamente 1250°C.

### **2ª Etapa:**

Os lingotes cilíndricos de aço, com diâmetro externo aproximado do tubo que se vai fabricar, são encaminhados para os laminadores oblíquos. Ao ser submetido às tensões cíclicas de compressão, uma barra arredondada começa a desenvolver uma cavidade no centro da sua seção transversal (ARMENDRO, 2011; BELLOTO, 2011 e SENAI, 2012).

### **3ª Etapa:**

Após a realização da retirada de material da parte central da barra arredondada, o tubo sem costura ainda não pode ser considerado um produto acabado. Logo, o bloco perfurado passa pelo laminador redutor de lupas para trabalhar o diâmetro externo pelos passes de laminação consecutiva. Na laminação contínua o cilindro permanece com mesmo diâmetro estabelecendo uma parede interna bem definida. Posteriormente, a lupa passa pelo leito de resfriamento onde ficará até alcançar a temperatura ambiente (ARMENDRO, 2011 e BELLOTO, 2011).

### **4ª Etapa:**

Em seguida, as lupas são levadas para os fornos de reaquecimento com soleira caminhante. Após o reaquecimento, o próximo estágio é retirar as carepas das peças utilizando um descarepador (BUENO, 2012).

### **5ª Etapa:**

Retirada a carepa, o tubo é levado ao laminador calibrador. Os tubos são levados para linha de corte para adequação de comprimento, nesta etapa inspeções e ensaios técnicos não destrutivos são realizados para certificar a qualidade da fabricação do tubo de aço sem costura.

## **3.2 Microestrutura e Propriedades Mecânicas de Juntas Soldadas de um Aço de Alta Resistência e Baixa Liga**

Conforme Peixoto (2012) e Araújo (2013) um importante ponto de estudo no campo da metalurgia da soldagem é a estrutura resultante do resfriamento seguido da solidificação do metal de solda. Tal interesse justifica-se pelo fato de que a característica predominante da estrutura solidificada vai influenciar diretamente em importantes fatores definidores da

qualidade da junta, como a capacidade de transmitir esforços mecânicos e a maior ou menor facilidade de propagar defeitos.

As transformações de fase estão associadas ao ciclo térmico de soldagem que cada região da junta estará submetida. A composição química do aço e microligantes, durante vários ciclos térmicos, interfere na obtenção de diferentes microestruturas originadas da decomposição da austenita na zona fundida e zona termicamente afetada (SICILIANO, 2008).

### **3.2.1 Classificação dos microconstituintes do metal de solda**

Após a solidificação e resfriamento até temperaturas ainda acima de  $A_3$ , a zona fundida é composta de grãos grosseiros e colunares de austenita contendo, em geral, elevadas quantidades de finas inclusões. Durante o resfriamento final da solda, a austenita será decomposta em diferentes agregados de ferrita e carbonetos, podendo ainda alguma quantidade de martensita ser formada dependendo da composição química e condições de resfriamento. Como na soldagem o resfriamento é rápido, associado ao grande tamanho de grão da austenita dificulta a nucleação de ferrita e grandes quantidades de inclusões favorecem a nucleação intragranular da ferrita. O resfriamento rápido também favorece a formação de uma ferrita com morfologia diferente, conhecida como ferrita acicular, descreve Trindade et al. (2004) e Monte (2013).

Segundo Kou (2003) para aços microligados e baixo carbono, é possível esquematizar uma curva de resfriamento contínuo, destacando as microestruturas do metal de solda. Como demonstrado na Figura 3.2, em altas temperaturas de resfriamento da austenita a ferrita nucleia-se em contornos de grão. À medida que a temperatura reduz, obtém-se a ferrita Widmännstätten. 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.

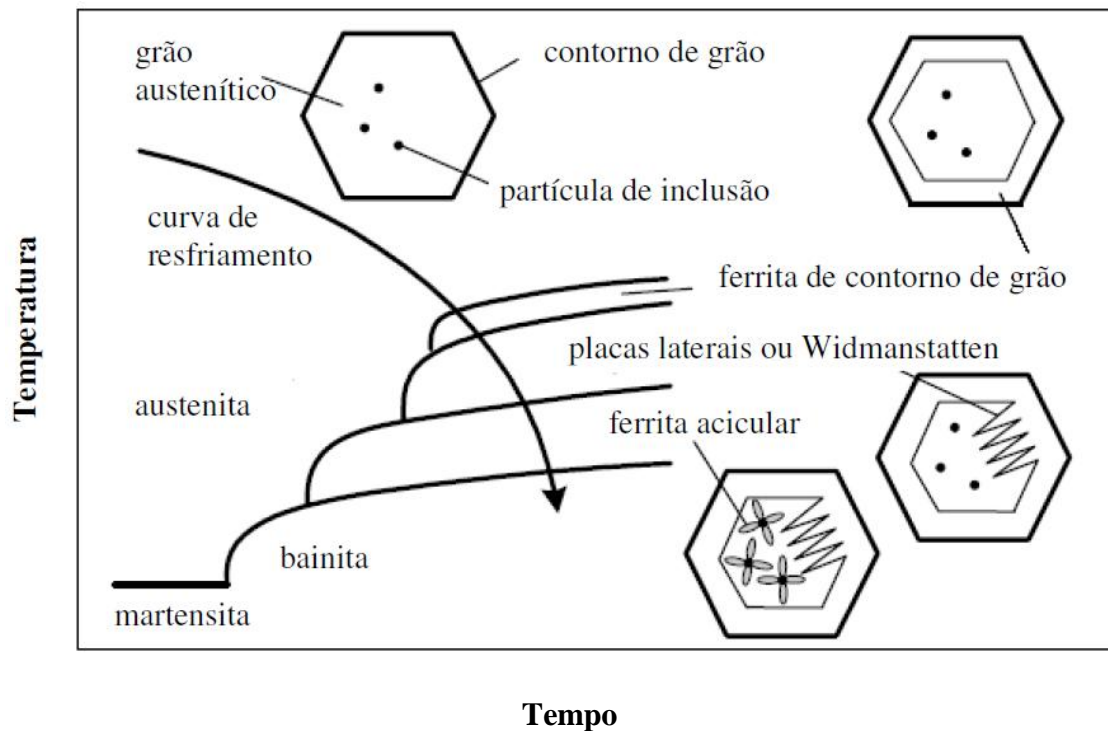


Figura 3.2 - Curva de resfriamento e microestruturas resultantes no metal de solda de um aço microligado. Adaptado de KOU (2003).

O Instituto Internacional de Soldagem (sigla em inglês *International Institute of Welding – IWW*) classifica os constituintes do metal de solda baseado em observações ao microscópio óptico, conforme descrito a seguir.

- Ferrita primária de contorno de grão PF(G) / Ferrita poligonal intragranular PF(I): são as primeiras fases a se formar durante o resfriamento, a PF(G) (*grain boundary ferrite*) nucleia nos contornos de grão da austenita prévia e apresenta-se na forma de veios, de tamanho de grão grande e fácil identificação no microscópio óptico e a PF (I) (*intragranular polygonal ferrite*) cresce heterogeneamente como grãos equiaxiais. De acordo com Peixoto (2012) são características de soldas com baixa velocidade de resfriamento e/ou baixo teor de elementos de liga. Por apresentarem quase sempre grande tamanho de grãos, entremeados de carbono e impurezas, uma grande quantidade de ferrita de contorno de grão é indesejável em soldas que devem apresentar uma elevada resistência à fratura por clivagem (fratura frágil).
- Ferrita de Widmanstätten/FS(SP): com a morfologia de placas laterais, a ferrita de Widmanstätten FS(SP) para aços ABRL se forma seguindo a redução da temperatura na curva de resfriamento. Conforme Araújo (2013) como o carbono ao invés de difundir em frente à interface ferrita/ austenita, ele é expulso para as laterais das placas de ferrita, crescendo rapidamente em



forma de cristais grosseiros e alongados com placas bem finas. Batalha (2015) revela que essa forma de ferrita não é desejada no metal de solda para juntas que necessitam de alta tenacidade.

- Ferrita acicular/FA: com aumento da taxa de resfriamento, a austenita de aços de baixo carbono transforma-se em cristais de ferrita muito finos e alongados que nucleiam em inclusões, precipitados e irregularidades do grão austenítico - FA. Isso acontece porque a formação de placas laterais para o interior do grão fica mais lenta com a redução da temperatura. Diversos fatores influenciam a quantidade e morfologia da ferrita acicular, como: composição química do metal de solda, a taxa de resfriamento, teor de oxigênio no metal de solda e o tamanho de grão austenítico. Soares (2015) explica que os cristais de ferrita consistem em ripas muito finas e alongadas com elevada razão de forma (variando de 2 a 10), não paralela entre si. Pela morfologia da ferrita acicular, a mesma é bastante desejada na zona fundida da junta soldada.

- Ferrita - carbonetos/FC e Martensita - austenita retida/MA: para maiores taxas de resfriamento, fases secundárias como perlita e bainita inferior - FC e constituinte de martensita-austenita retida- MA são formados. Brandie *et al.*(2004) cita que para distinção de ferrita-carbonetos são usuais a utilização da nomenclatura FC(P) para perlita e quando a bainita é facilmente identificável é denominada de FS(LB). As transformações ocorrem à temperaturas muito baixas quando a austenita apresenta-se ainda não transformada e rica em carbono que não foi expulso para formação da ferrita. Modenesi (2004) afirma que por serem elementos mais finos e complexos suas análises devem ser realizadas em microscopia eletrônica de varredura. A perlita pode ocorrer em contornos de grãos da austenita ou nas interfaces de discordância na formação de lamelas alternadas de ferrita e cementita. Como as transformações ocorrem com a redução da temperatura e menor velocidade de difusão de carbono as lamelas ficam muito finas. Já na bainita o controle difusional é mais lento, assim, com uma ferrita supersaturada em carbono, ocorre a precipitações de carbonetos entre placas e também no seu interior. O constituinte M-A se forma a partir de austenita que origina a ferrita bainítica, tornando estável a austenita remanescente pelo enriquecimento de carbono e crescimento da ferrita. Após 0,5% a 0,8% de austenita remanescente, parte desta austenita em temperaturas menores decompõe-se em ferrita e carbonetos. Como durante a soldagem essa decomposição não ocorre, a austenita se transforma em martensita de ripas ou maclas e uma pequena quantidade de austenita permanece retida. Descreve Bhadeshia (1993), citado por Araújo (2013).

De acordo com Peixoto (2012), em soldagem com vários passes, a microestrutura do metal de solda é mais complexa devido ao efeito refinador (em aços transformáveis) de um passe sobre os imediatamente anteriores. As propriedades finais na ZF dependerão de sua estrutura final, incluindo as microestruturas de solidificação e a secundária, além da presença de descontinuidades e defeitos de soldagem. A Figura 3.3 apresenta os microconstituintes do metal de solda de um aço baixo carbono, identificados por microscopia óptica.

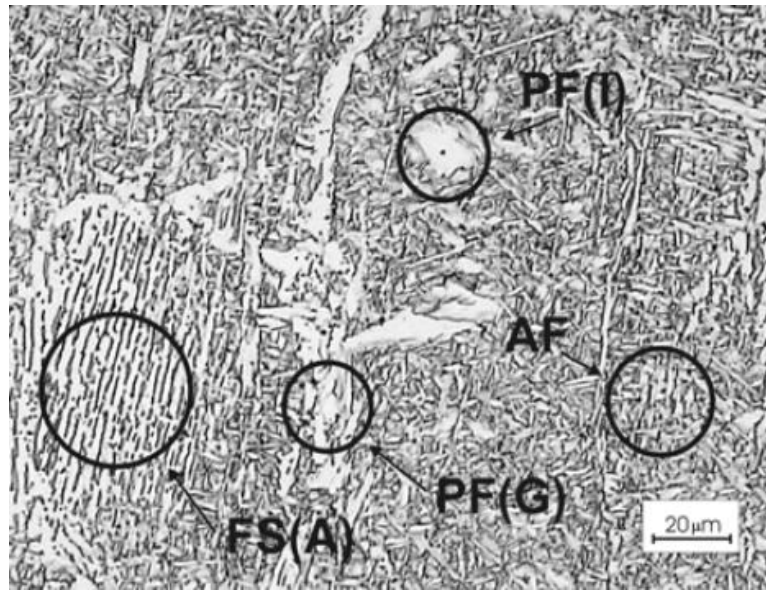


Figura 3.3 - Microfotografia do metal de solda de um aço baixo carbono: PF(I) - Ferrita poligonal intragranular, PF(G) – Ferrita primária de contorno de grão, FS(A) - Ferrita de Widmännstätten, AF: Ferrita acicular. TRINDADE (2004).

Durante a deposição de passes subsequentes, regiões da microestrutura serão reaquecidas em temperaturas ligeiramente maiores que a temperatura de recristalização. E estas regiões submetidas à processos de transformação de fase no estado sólido e o resfriamento dessas regiões causa o refinamento de grãos. Consequentemente, ocorre um aumento da heterogeneidade microestrutural e das propriedades mecânicas resultantes. A microestrutura final será composta por passes contendo regiões com estrutura original “como depositada” seguidas de regiões reaquecidas (BRAZ, 1999 e LAITINEN, 2006).

A Figura 3.4 mostra uma micrografia do metal de solda identificando a região do metal de base, zona termicamente afetada e metal de solda.

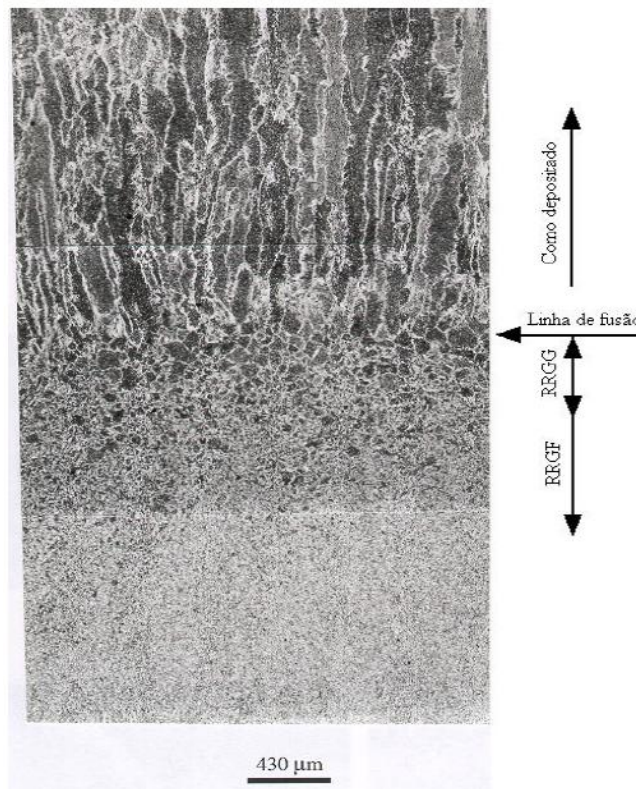


Figura 3.4 - Micrografia do metal de solda: região depositada; Linha de fusão; RRGG - região reaquecida de granulação grosseira; RRGF – região reaquecida de granulação fina (BRAZ, 1999).

### 3.2.2 Microestruturas resultantes da zona termicamente afetada- ZTA

A ZTA corresponde à região não fundida do metal base que resultou em uma microestrutura e/ou propriedades alteradas pelo ciclo térmico de soldagem. As características da ZTA dependem principalmente do tipo de metal base, do processo e do procedimento de soldagem, isto é, do ciclo térmico e da repartição térmica. De acordo com o tipo de metal que está sendo soldado, os efeitos do ciclo térmico poderão ser os mais variados. Em metais transformáveis, como os aços carbono e aços baixa liga, a ZTA será mais complexa (COLPAERT, 2008)

A Figura 3.5 mostra esquematicamente as regiões da ZTA e são representadas suas microestruturas conforme as faixas de temperaturas em que se desenvolvem à medida que se afasta da zona fundida. Essas microestruturas também estão relacionadas com as faixas de temperaturas do diagrama de fases Fe- Fe<sub>3</sub>C de um aço com 0,15% em massa de carbono. São destacadas as regiões de grãos grosseiros, grãos refinados, região intercrítica e subcrítica.

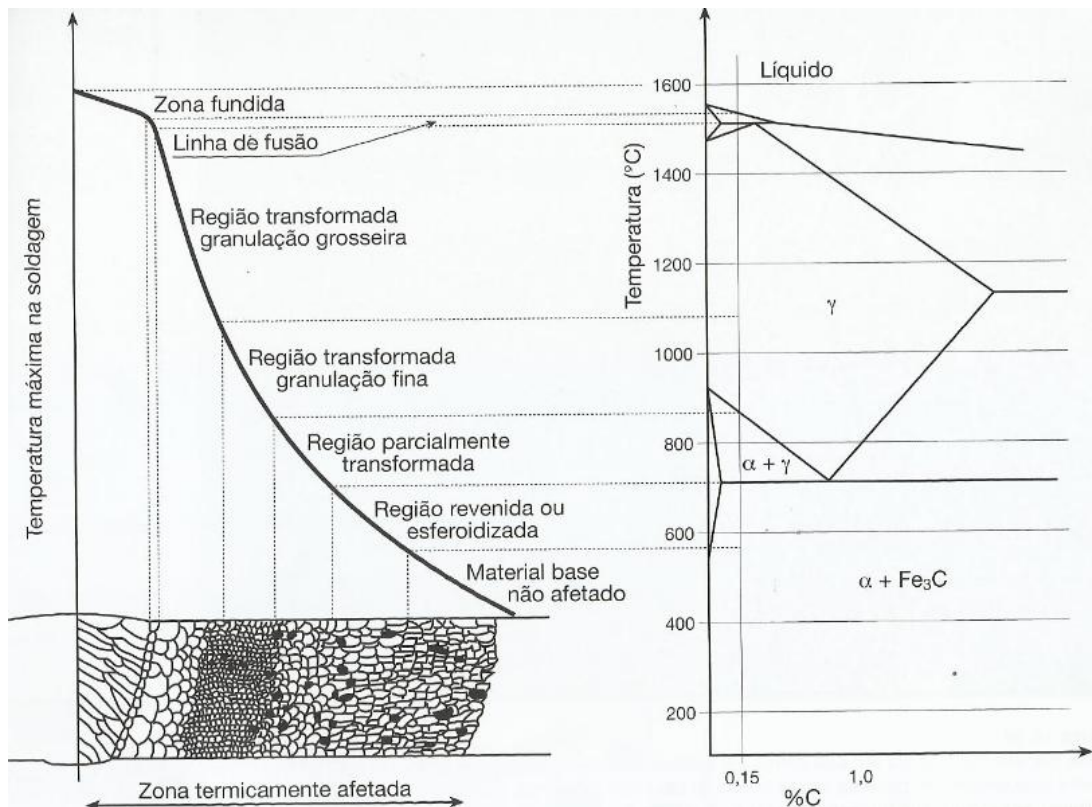


Figura 3.5- Representação esquemática das transformações de fases em uma junta soldada à medida que se afasta do centro da solda, relacionando-as com o diagrama de fases Fe-Fe<sub>3</sub>C, para um aço com 1,5% em massa de carbono (Adaptação: ARAÚJO, 2013).

**Região de grãos Grosseiros/ ZTA- CGZTA:** Essa região é denominada região de crescimento de grãos da ZTA-CGZTA. Compreende a região do metal base mais próxima da solda que foi submetida a temperaturas próximas da temperatura de fusão estabelecendo a formação da austenita. Os grãos grosseiros de austenita são formados quando a temperatura de austenitização é ultrapassada de 950°C podendo alcançar até 1400°C, resultando no recozimento da austenita e formação de grãos mais grosseiros. Processos de maior energia resultarão em granulação mais grosseira, esse crescimento dependerá do tipo de aço e da energia de soldagem, o que é um fator agravante em decorrência da epitaxia<sup>1</sup>. A estrutura final de transformação dependerá do teor de carbono, do teor de elementos de liga, do tamanho de grão austenítico e da velocidade de resfriamento. De um modo geral, essa região é caracterizada por uma estrutura grosseira com placas de ferrita, podendo conter perlita, bainita ou martensita. Para aços de baixo teor de carbono equivalente o geralmente o principal

<sup>1</sup> Epitaxia é a solidificação dos grãos adotando a mesma orientação cristalina e tamanho de grãos, parcialmente fundidos ou não fundidos.

constituente da ZTA é a ferrita de contorno de grão. Essa região é a mais problemática da ZTA de um aço, podendo ter menor tenacidade e até apresentar problemas de fissuração a frio (PEIXOTO, 2012; MODENESI et al., 2012; BATALHA, 2015 e ARAÚJO, 2013).

**Região de grãos Refinados/ ZTA – RGZTA:** Essa região compreende a porção de junta aquecida a temperaturas utilizadas na normalização dos aços (900 a 1000°C). Em aços baixo carbono a região é caracterizada por uma estrutura fina de ferrita e carbonetos não apresentando problemas na maioria das vezes após o processo de soldagem.

**Região Intercrítica/ ZTA – ICZTA:** essa é a região que se encontra afastada do cordão de solda. Nessa região, o metal base é aquecido à temperatura entre 700°C a 900° podendo resultar em temperaturas que oscilam na faixa de  $AC_3$  e  $AC_1$ . É caracterizada pela transformação parcial da estrutura original do metal de base e apresenta mudanças microestruturais cada vez mais imperceptíveis. É uma região que pode gerar problemas para o desempenho da junta soldada devido à formação de constituintes de alta dureza e baixa ductilidade, afirma Batalha (2015).

**Região subcrítica ZTA – SCZTA:** região que se encontra mais afastada do cordão de solda, caracteriza por absorver gradiente de calor menor que 700° C (abaixo de  $AC_1$ ) podendo ser revenida e apresentar diminuição na dureza e resistência mecânica. Em alguns aços podem ocorrer envelhecimento dinâmico gerando deformações devido a tensões residuais na soldagem (MODENESI et at., 2012; BATALHA, 2015; ARAÚJO, 2013).

Para as transformações ocorridas na zona termicamente afetada, KOU (2003) e LAITINEN (2006) explicam que o reaquecimento de pequenas regiões da ZTA, em soldagem multipasses pode dar origem às Zonas Frágeis Localizadas (ZFLs), conhecidas pelo fenômeno da fragilidade da zona termicamente afetada. Como na região a tenacidade é baixa pode resultar a fratura frágil na junta soldada.

A Figura 3.6 ilustra a influência de um passe sobre outros passes.

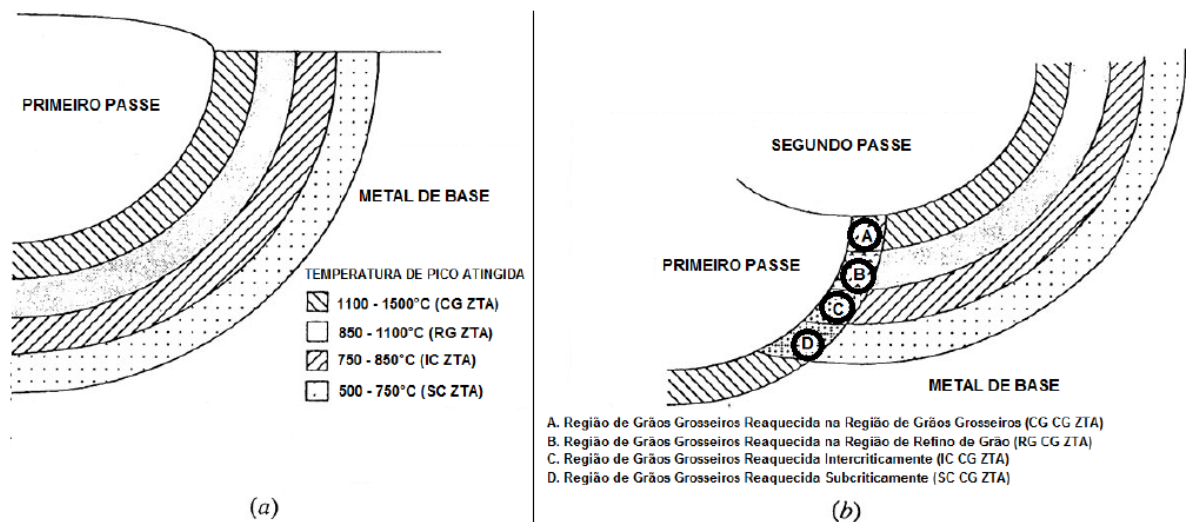


Figura 3.6 - Representação esquemática da soldagem (a) de um único passe (b) multipasses.

Adaptação de LAITINEN, 2006.

Região A: a microestrutura do primeiro passe é reaquecida pelo segundo passe acima da temperatura de austenitização. A microestrutura formada é equivalente à do primeiro passe.

Região B: a microestrutura do primeiro passe é reaquecida acima da temperatura de austenitização, no entanto, não há energia suficiente para os grãos crescerem. Essa região apresenta-se com grãos refinados, não sendo propício para formação da ZFLs.

Região C: a microestrutura é aquecida de forma que a austenita se transforme parcialmente. A composição do aço e a velocidade de resfriamento ditam a decomposição da austenita nessa região. Apresenta-se ZFLs em aços que formam o constituinte Martensita- Austenita- Retida (M-A).

Região D: a temperatura de pico atingida por essa região é insuficiente para promover alguma austenitização da microestrutura. Pode acontecer revenimento de constituintes formados no primeiro ciclo térmico, como martensita, ferrita Widmanstatten ou a precipitação de carbonetos.

### 3.2.3 Influência dos elementos de liga e da taxa de resfriamento na microestrutura do metal de solda

A seguir, serão tratados alguns dos principais elementos de liga que afetam a microestrutura do metal de solda em aços microligados.

### a) Elementos de liga

O aumento de teor de carbono em aços de baixa liga, aumenta a fração volumétrica de ferrita acicular gerando o decréscimo de ferrita de contorno de grão que pode também afetar a fração de ferrita Widmanstätten. Se o aumento de carbono for seguido de um aumento de carbonetos formados, causa o refinamento das regiões reaquecidas e aumenta a quantidade de segunda fase nas regiões reaquecidas de granulação fina. Estudos descritos por Monte (2013) citam que o pico de tenacidade ao impacto pode ser atribuído com a combinação de 0,07% em peso de carbono e 1,4% em peso de manganês em uma aço de C-Mn.

Segundo Trindade et al. (2004) e Monte (2013), o aumento de teor do manganês, na faixa de 0,8% a 1,6% em peso, aumenta a quantidade de ferrita acicular e diminui a quantidade de ferrita pró-eutetóide em metais de solda na região como depositada e em regiões reaquecidas. Esse percentual pode causar o refinamento da ferrita acicular nessas regiões. Assim, para o teor de aproximadamente 1,5% em peso de manganês uma melhor tenacidade pode ser alcançada na junta soldada.

O zircônio também é um importante elemento de liga que promove a melhoria da tenacidade quando adicionando em aços C-Mn. Trindade et al. (2005) estudaram a influência do zircônio em um aço API 5L X70 e revelou que a adição de Zr até 0,0005% ( porcentagem em peso) no aço aumenta o teor de ferrita acicular. A Figura 3.7 mostra gráfico com o perfil de energia absorvida conforme o aumento do teor de zircônio para diferentes temperaturas.

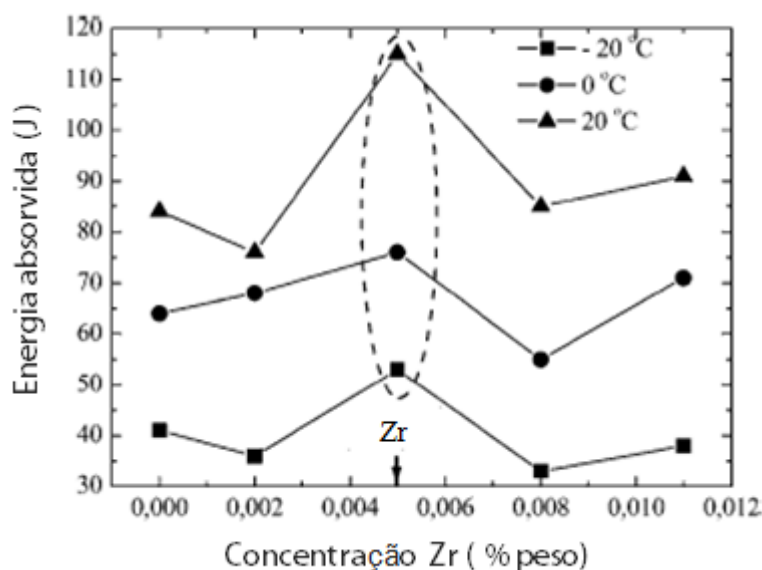


Figura 3.7- Energia absorvida no metal de solda em diferentes temperaturas (-20°C, 0°C, + 20°C) em função do teor de zircônio (TRINDADE et al., 2005).

O silício é encontrado em metais de solda devido a grandes quantidades de Si no metal de adição. De acordo com Trindade (2004), com aumento do teor de Si no metal de solda, o teor de oxigênio diminui e a quantidade de ferrita acicular aumenta. Monte (2013) e Perini (2008), mostram que em metais de solda com baixos teores de manganês (0,6% em peso) o aumento de teor de Si promove a formação de ferrita acicular às custas da ferrita primária e da ferrita de Widmanstätten. E a fração volumétrica de ferrita acicular mantém-se praticamente constante para altos teores de manganês (1,5% em massa).

De acordo com Perini (2008) o níquel age de maneira similar ao manganês e possui grande efeito sobre a temperabilidade. O aumento do teor de níquel causa elevada quantidade de ferrita acicular às custas da ferrita alotriomófica. Estudos realizado por Evans (1990) revelam que o pico de tenacidade é deslocado de um teor de Mn de 1,4% para 0,6% em peso, quando até 3,5% em peso de níquel é adicionado. Segundo Júnior et al. (2013) o níquel combinado com cobre, atua na prevenção da fragilidade a quente. Em conjunto com o cromo, promove a formação do microconstituente M-A. Um efeito similar foi obtido por Trindade et al. (2007) que avaliavam alguns ensaios de impacto em amostras retiradas na seção transversal do cordão de solda de um aço C-Mn. Pela Figura 3.8(a) observa-se que o aumento do teor de níquel melhora a resistência devido ao aumento de ferrita acicular (AF). Por o outro lado, Figura 3.8(b), teores mais elevados de níquel têm um efeito deletério sobre a resistência devido à presença do microconstituente (M-A) no metal de solda.

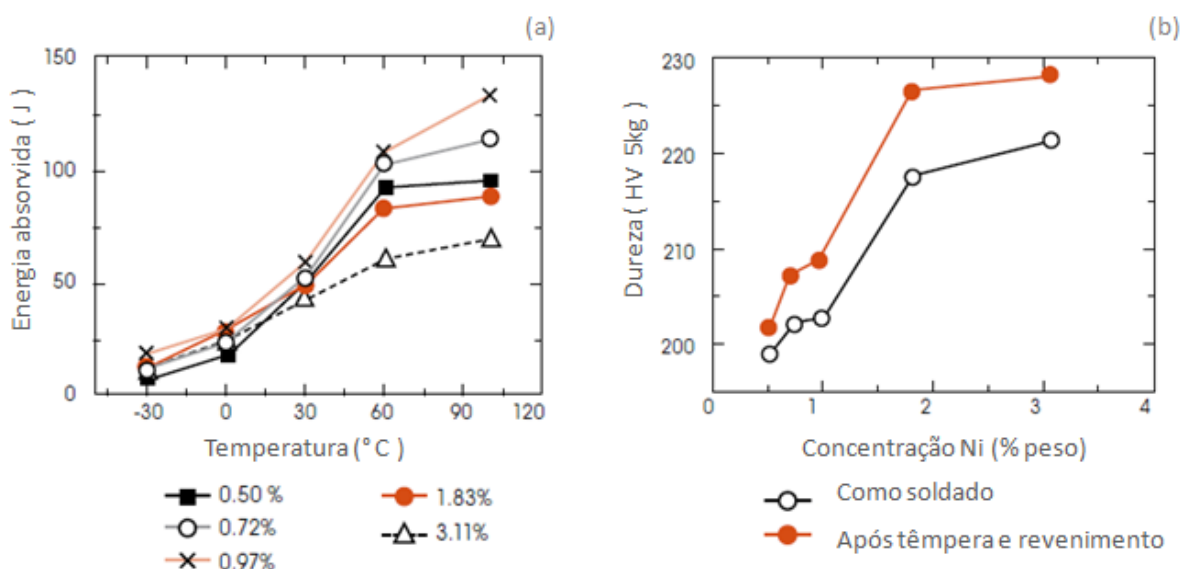


Figura 3.8 - (a) energia absorvida em diferentes temperaturas e concentrações de níquel; (b) dureza na condição como soldado e após tratamento térmico (TRINDADE et al., 2007).



O aumento do teor titânio causa o refinamento de grãos da ferrita e mudança na morfologia das microfases nas regiões reaquentadas do metal de solda. Segundo Evans (1991), citado por Braz (1999), nas mesmas condições de soldagem, 20ppm de titânio é suficiente para modificar uma microestrutura com 80% de ferrita Widmanstätten para quase 70% de ferrita acicular. O titânio é um forte formador de nitretos. O teor de titânio recomendado para se obter boa tenacidade na ZTA e diminuir a tendência de trincas transversais durante o lingotamento contínuo está na faixa de 0,008 a 0,015%, em aços contendo 0,004 a 0,008% de nitrogênio (JUNIOR et al., 2013).

O aumento do teor de molibdênio inicialmente aumenta a acicularidade e posteriormente diminui a fração volumétrica de ferrita alotriomórfica, além de aumentar a fração volumétrica de microfases. O aumento da adição de molibdênio diminui a formação de ferrita Widmanstätten e promove a formação de bainita, às custas da ferrita acicular. O molibdênio sempre é utilizado junto com outros elementos de liga como cromo e níquel, pois a composição de suas características junto ao cromo e níquel conferem aos aços boa temperabilidade e resistência ao revenimento. O molibdênio em conjunto com o nióbio produz o carboneto  $(\text{NbMo})_4\text{C}_3$ , que propicia a formação de ferrita acicular ou bainita, desde que o teor de molibdênio seja superior a 0,12% e a taxa de resfriamento seja adequada (BRAZ, 1999 e JUNIOR et al., 2013).

Junior et al. (2013) explicam que o cromo é utilizado sozinho ou em conjunto com 0,15% de níquel ou 0,12% de molibdênio, a fim de se obter uma pequena quantidade de MA. O aumento de resistência mecânica com adição de cromo é obtido pela formação de ilhas de MA e pela formação de ferrita acicular ou bainita.

Como o silício e o titânio, o alumínio tem elevado efeito na quantidade de inclusões, o alumínio tende a reduzir a temperabilidade. É um elemento de ação desoxidante, pois reduz o teor de oxigênio, formando inclusões.

Segundo Trindade et al. (2004) desoxidantes na poça de fusão podem remover a maior parte do oxigênio por reações químicas e formar inclusões como óxido de silício, óxido de manganês e óxido de alumínio. Algumas destas inclusões são retidas na poça durante a solidificação, enquanto parte delas flutuam na superfície e são removidas com escória.

A distribuição de tamanho, densidade, fração volumétrica e composição química das inclusões têm uma grande influência no desenvolvimento da microestrutura no metal de solda (MINE et al., 2012).

## **b) Taxa de resfriamento**

De acordo com a Figura 3.2, diagrama de transformação em resfriamento contínuo para um metal de solda de um aço microligado é possível reconhecer que o aumento da taxa de resfriamento leva a uma progressiva diminuição da temperatura de início de transformação da austenita. Assim, os produtos que se formam a altas temperaturas serão suprimidos e aqueles formados em baixas temperaturas como ferrita acicular, bainita e martensita, serão promovidos.

O tempo de resfriamento está associado com o aporte de calor, isto é, um aumento de aporte de calor leva a um aumento no tempo de resfriamento através de alguma faixa de temperatura particular. A baixa taxa de resfriamento leva a uma elevação no teor de ferrita primária com o decréscimo do teor de ferrita acicular. Nos metais de solda, devido a poça permanecer no estado fundido por um tempo maior, os grãos colunares da austenita primária tornam-se mais grosseiros, diminuindo o grau de acicularidade. A diminuição na fração volumétrica de ferrita acicular pode ser explicada pela desoxidação e diminuição no teor de manganês e silício. Isto também pode levar a uma diminuição nos níveis de oxigênio do metal de solda e no volume de inclusões (BRAZ, 1999; TRINDADE et al., 2004; COLPAERT, 2008).

De acordo com Quintino et al. (2013), se outros parâmetros de soldagem forem mantidos constantes, um aumento na temperatura de interpasse causará a um aumento no tempo de resfriamento. Segundo BRAZ (1999), uma elevação na temperatura de interpasses leva a uma diminuição no teor de manganês e silício, aumentando a largura das zonas recristalizadas, tornando o metal de solda depositado mais grosseiro. Uma outra consequência é a redução da fração volumétrica de ferrita acicular.

Segundo Júnior et al. (2013) em aços microligados aplicados a tubos de condução de petróleo e derivados, a taxa de resfriamento depende de vários fatores, tais como: propriedades físicas do material, pré-aquecimento, temperatura interpasse, espessura do tubo, energia de soldagem e geometria do chanfro.

### **3.3 Soldagem por Fusão a Arco Elétrico com Proteção Gasosa (GMAW)**

O processo de soldagem aplicada para fabricação das juntas obtidas nesta pesquisa foi a soldagem a arco elétrico gás-metal – GMAW (*Gas Metal Arc Welding*).

A soldagem por arco elétrico é uma técnica que utiliza um arco elétrico entre um arame-eletrodo sólido alimentado continuamente e a poça de fusão. Esse processo visa fundir e unir

uma peça utilizando uma fonte externa de gás como proteção da poça. Se este gás é inerte, o processo é também chamado de MIG (*Metal Inert Gas*). Se o gás for ativo, o processo é chamado de MAG (*Metal Active Gas*). Assim a mistura deles denominou-se MIG/MAG.

De acordo com Bracarense (2003), o processo incorpora a alimentação automática de eletrodo consumível e o suprimento externo de gases, sendo esses, inertes como argônio e hélio, gases ativos como o CO<sub>2</sub>, ou mesmo uma mistura de ambos. Após a regulagem inicial ser feita pelo operador, o equipamento auto regula o arco elétrico automaticamente. Dessa maneira, o único controle manual do soldador para operação é a direção, velocidade e posição da tocha.

Como vantagem da utilização do processo GMAW, Peixoto (2003) cita a maior profundidade de penetração da solda, velocidade de soldagem e zonas termicamente afetadas mais estreitas. Esse resultado é possível devido a vários fatores. Um fator que pode influenciar na qualidade da solda é o tipo de gás de proteção. Brandi et al.(2004) afirmam que adição de gases ativos (CO<sub>2</sub>) aos gases inertes (Ar) permite um arco elétrico mais estável e além disso muda o contorno do cordão e diminui a ocorrência de respingos e mordeduras. A quantidade de gases adicionados depende da geometria da junta, posição da soldagem e composição do metal base. Em aços carbono e aços de baixa liga, a concentração de CO<sub>2</sub> em Ar pode variar de 20% a 50% conforme as características da solda que se deseja alcançar.

Quintino et al. (2013) avaliam em GMAW, que mesmo em condições precisas de corrente, voltagem e velocidade de soldagem, parâmetros como geometria peça, metal de base e volume de passes do cordão devem ser estudados para garantir a qualidade da solda.

De acordo com Marques (2011), como nos outros processos de soldagem, também no processo MIG/MAG existem falhas de soldagem típicas para este processo. Falhas de soldagem podem ter as mais diversificadas causas. Falha na preparação das juntas, ajustes elétricos errados, falhas por manuseio incorreto e outras que devem ser reduzidas para controle da qualidade das soldas. Os defeitos usualmente encontrados em soldagem MIG/MAG incluem falta de penetração, falta de fusão, mordedura, porosidade, trincas e inclusões de escória. Com as condições e técnicas de soldagem corretas e com os materiais também corretos o processo MIG/MAG resultará num depósito de solda de alta qualidade.

### **3.4 Caracterização de Juntas Soldadas**

A seguir são apresentados alguns estudos sobre propriedades mecânicas e métodos utilizados para avaliação de tenacidade à fratura em soldas de aços microligados.

#### **3.4.1 Propriedades mecânicas de juntas soldadas**

Para um processo de soldagem multipasse, o aporte de calor e a temperatura interpasse exercem uma influência na partição da região recristalizada e a região colunar. Dessa forma estas regiões podem apresentar diferentes propriedades mecânicas em função do percentual de grãos colunares e recristalizados (LEAL, 2006).

Segundo Nascimento (1996) além do aspecto granulométrico, as diferentes dimensões dos corpos de prova retirados de diferentes regiões do metal de solda, poderão exercer influência marcante nas propriedades mecânicas devido a transição do estado de tensão plana para a deformação plana criado pela variação da espessura.

Albuquerque et al. (2009) estudaram o efeito da espessura do corpo de prova sobre as propriedades mecânicas de juntas soldadas pelo processo de arco submerso de um aço API 5L X60Q. Corpos de prova do tipo Charpy de 7,5mm foram retirados nas regiões de grãos grosseiros e de grãos finos da ZTA e no metal de base, conforme esquema da Figura 3.9. A fim de se verificar a influência da espessura e da granulometria, foram retirados corpos de prova com espessura de 7,5mm e 5,0mm conforme representação na Figura 3.10. Foi observada para a primeira análise, maior quantidade de energia de impacto absorvida pelos corpos de prova com entalhe centralizado no metal de solda e na região de grãos grosseiros da ZTA, o que demonstrou a contribuição da região de grãos recristalizados no aumento de tenacidade da junta soldada por processo multipasse. Na segunda análise, os corpos de prova de menor espessura apresentaram maiores valores de energia relativa (energia média absorvida pela área da seção transversal da fatura). Para esse caso foi importante considerar os estados de tensão e deformação plana na avaliação das propriedades mecânicas. Os autores ainda ressaltam que a significativa diferença nos valores de energia absorvida para diferentes regiões da ZTA demonstram a necessidade da localização precisa do entalhe em corpos de prova na avaliação da resistência ao impacto de juntas soldadas de aços ARBL.

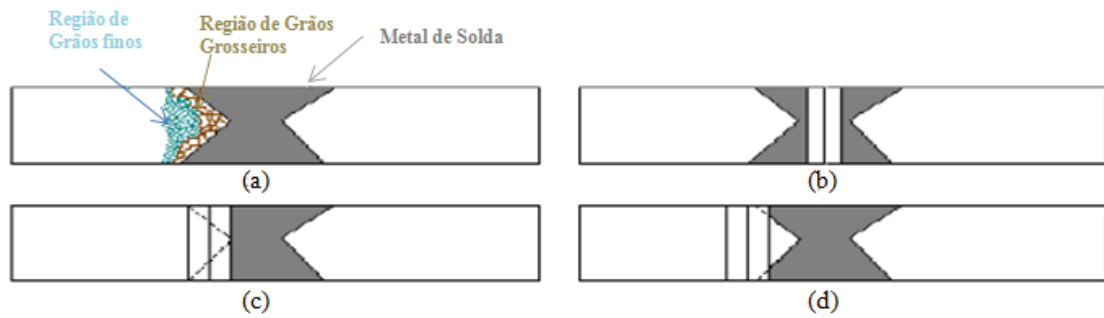


Figura 3.9: (a) Ilustração esquemática das regiões da junta soldada; (b) vista superior do entalhe no centro do metal de solda; (c) vista superior do entalhe na região de grãos grosseiros da ZTA; (d) vista superior do entalhe na região de grãos finos na ZTA (ALBUQUERQUE, 2009).

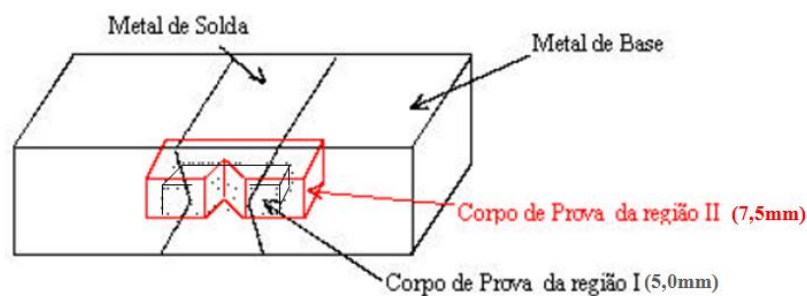


Figura 3.10: (a) Ilustração esquemática do posicionamento dos corpos de prova do tipo Charpy, com diferentes espessuras, retirados em diferentes regiões do metal de solda (ALBUQUERQUE, 2009).

### 3.4.2 Avaliação de tenacidade à fratura de juntas soldadas

A energia empregada durante a soldagem resulta em severas alterações microestruturais como a transformação que resulta nos componentes M-A ou um aumento do tamanho de grão. Estas alterações podem reduzir severamente a tenacidade à fratura das juntas soldadas.

Utilizando-se o ensaio CTOD (modo de abertura na ponta de uma trinca – expressa a tenacidade à fratura de um material com comportamento elastoplástico), Fernandes (2011) avaliou a tenacidade à fratura da ZTA de um aço API 5L X80 soldado pelos processos SMAW e FCAW de juntas com chanfro em  $\frac{1}{2}V$ . O chanfro em  $\frac{1}{2}V$  foi empregado porque possibilita uma precisão na localização do entalhe na região de grão grosseiro. O entalhe foi usinado a 1mm da linha de fusão dentro da ZTA, como mostra a Figura 3.11. O ensaio ocorreu a uma temperatura de  $-50^{\circ}\text{C}$  com corpos de prova de espessura  $B = 17\text{mm}$ , largura  $W = 34\text{mm}$  e relação entre tamanho de trinca ( $a$ ), largura,  $a/W = 0,5$ . Com efeito,  $\delta_0^2 = 0,09\text{mm}$  para o processo FCAW enquanto  $\delta_0 = 0,2\text{mm}$  para o processo SMAW, observou-se uma queda na

<sup>2</sup>  $\delta_0$ : valor de CTOD de iniciação.

tenacidade quando a soldagem foi realizada com processo de arame tubular em relação à soldagem com eletrodos revestidos.

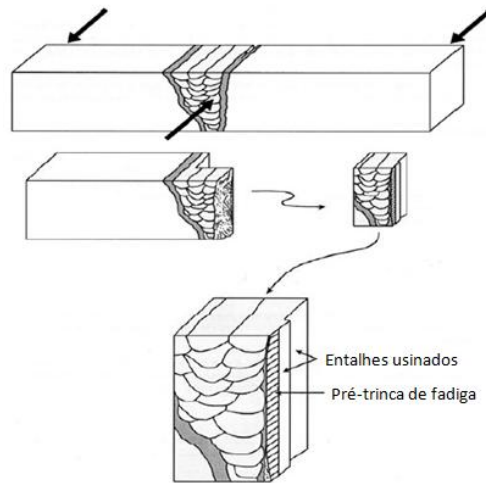


Figura 3.11 - Desenho esquemático do seccionamento de uma junta soldada (FERNANDES, 2011).

Lima (2011) utilizou a Curva J-R para caracterização da tenacidade à fratura de uma junta do aço API 5L X65 soldado a *laser*. Os entalhes para confecção do corpo de prova e a curva J-R são apresentados na Figura 3.12. Foi observado no gráfico da Figura 3.12(b) que para um mesmo valor de Integral J, tem-se um crescimento de trinca menor para o MB em comparação com a ZTA e ainda menor em comparação com o material da ZF. A Curva J-R para o MB apresentou um valor máximo de Integral J de 690N/mm correspondente a  $\Delta a$  de 1,4mm. Para o material da ZTA foi encontrado um valor máximo de 493N/mm, correspondendo a 0,84mm de crescimento de trinca. Já a ZF apresentou valores menores de resistência à fratura, com Integral J igual a 260N/mm para um  $\Delta a^3$  igual a 0,48mm.

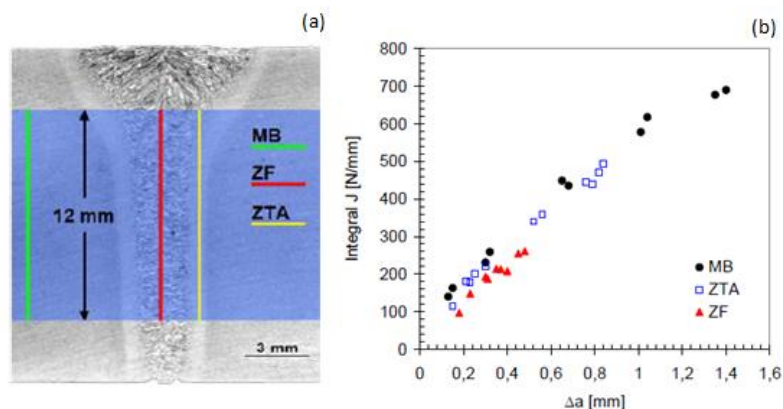


Figura 3.12 - (a) Figura esquemática das regiões da junta onde os entalhes foram posicionados e (b) curva de resistência à fratura para o metal de base, zona termicamente afetada e zona de fusão (Lima, 2011).

<sup>3</sup> Extensão física da trinca.

#### 4. MATERIAIS E MÉTODOS

Nesse capítulo serão apresentados os processos de tratamento térmico para obtenção do metal de base de um aço API 5L X65Q e o procedimento de soldagem. Além disso, são apresentadas descrições de técnicas experimentais e a metodologia para cortes de amostras utilizados na caracterização nesta pesquisa. A Figura 4.1 ilustra um esquema resumido para obtenção das amostras bem como as nomenclaturas utilizadas.

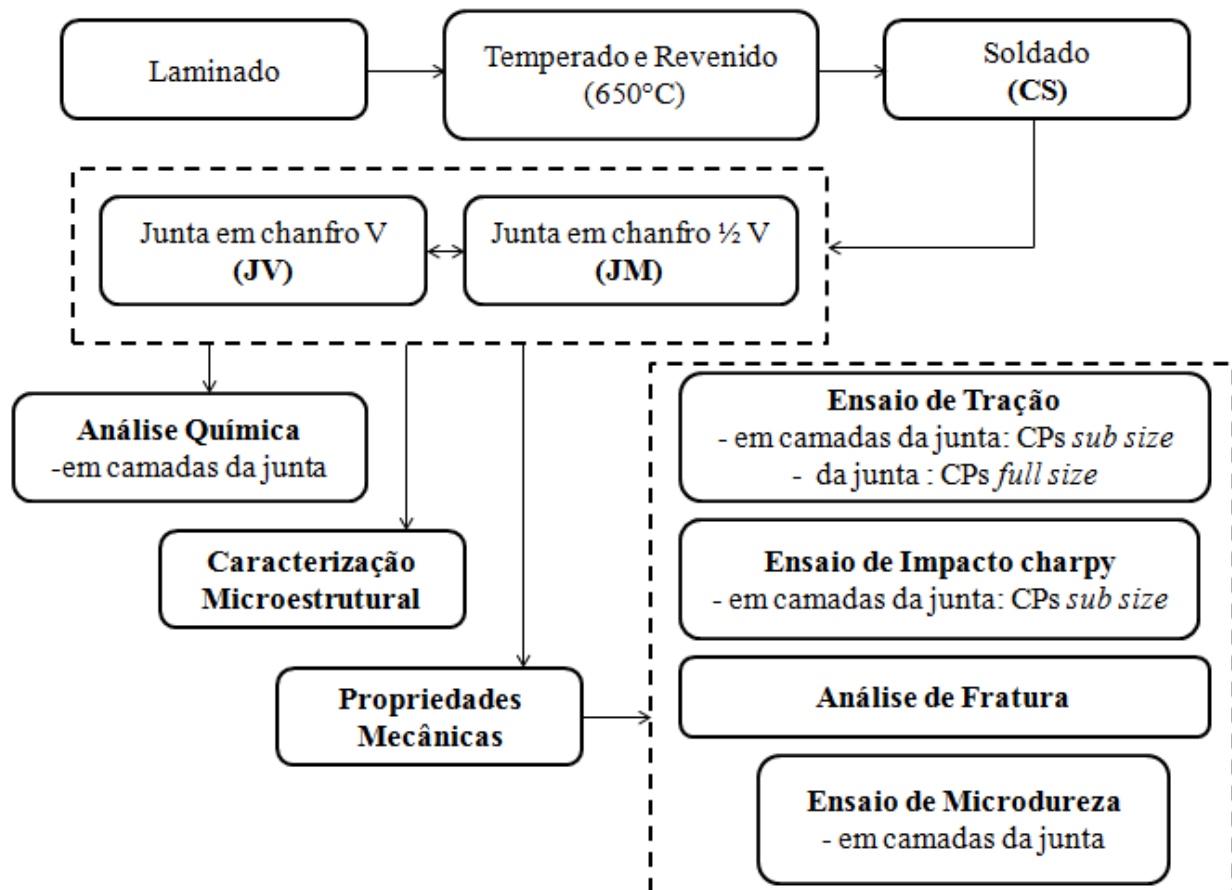


Figura 4.1 - Fluxograma exemplificando as etapas para obtenção dos corpos de prova e nomenclaturas utilizadas.

O material investigado nesta pesquisa foi laminado a quente e posteriormente tratado termicamente por têmpera e revenimento em área industrial para obter o grau X65Q. Após soldagem, o material foi denominado como soldado (CS). Foram obtidas juntas de solda com chanfro em V (JV) e chanfro em 1/2 V (JM). Em seguida, foram realizados: análise química, caracterização microestrutural e investigação de propriedades mecânicas. Os procedimentos apresentados “em camadas da junta” visam à obtenção de resultados, separadamente, considerando várias regiões, de acabamento, preenchimento e raiz. Dessa maneira, foram padronizados oito camadas com espaçamentos de 3mm igualmente distribuídos na junta

soldada. Na análise química essa metodologia foi aplicada realizando consecutivos cortes na direção transversal da amostra, já nos ensaio de impacto Charpy e tração, os corpos de provas (CPs) foram confeccionados com tamanho reduzido e denominados de *sub size*. Também para os ensaios de tração foram confeccionados corpos de prova de maiores dimensões que apresentam todo o perfil da junta, chamados por *full size*. Para ensaios de microdureza, a técnica em camadas da junta foi realizada obtendo valores de microdureza Vickers em múltiplas regiões da amostra (seção transversal), metal base, zona termicamente afetada e metal de solda.

#### 4.1 Metal Base

Conforme os requisitos da Norma DNV-OS-F101(2013), o metal base deste estudo é um aço de alta resistência mecânica e baixa liga de um tubo sem costura. Sua composição química e propriedades mecânicas estão apresentadas na Tabela IV.1 e Tabela IV.2, respectivamente.

Tabela IV.1 - Composição química especificada para o aço API5L X65Q do tubo sem costura, Norma API 5L (2013).

Composição Máxima (% em massa)									Carbono Equivalente (máximo)	
Grau do Aço	C	Si	Mn	P	S	V	Nb	Ti	CE <sub>IIW</sub> *	CE <sub>PCM</sub> **
X65Q	0,16	0,45	1,65	0,02	0,01	0,09	0,05	0,06	0,42	0,22

\*CE<sub>IIW</sub> - carbono equivalente segundo o Instituto Internacional de Soldagem

\* CE<sub>PCM</sub> - Parâmetro de trincamento modificado para determinação do carbono equivalente.

Tabela IV.2 - Propriedades mecânicas especificadas, Norma API 5L (2013).

Grau do aço	Limite de Escoamento (MPa)		Limite de Resistência (MPa)		Relação LE/LR	Alongamento (%)
	min	max	min	max	max	min
X65Q	450	570	535	760	0,93	22



## 4.2 Tratamentos Térmicos de Têmpera e Revenimento

O processo de tratamentos térmicos de têmpera e revenimento podem ser representados como ilustra a Figura 4.2.

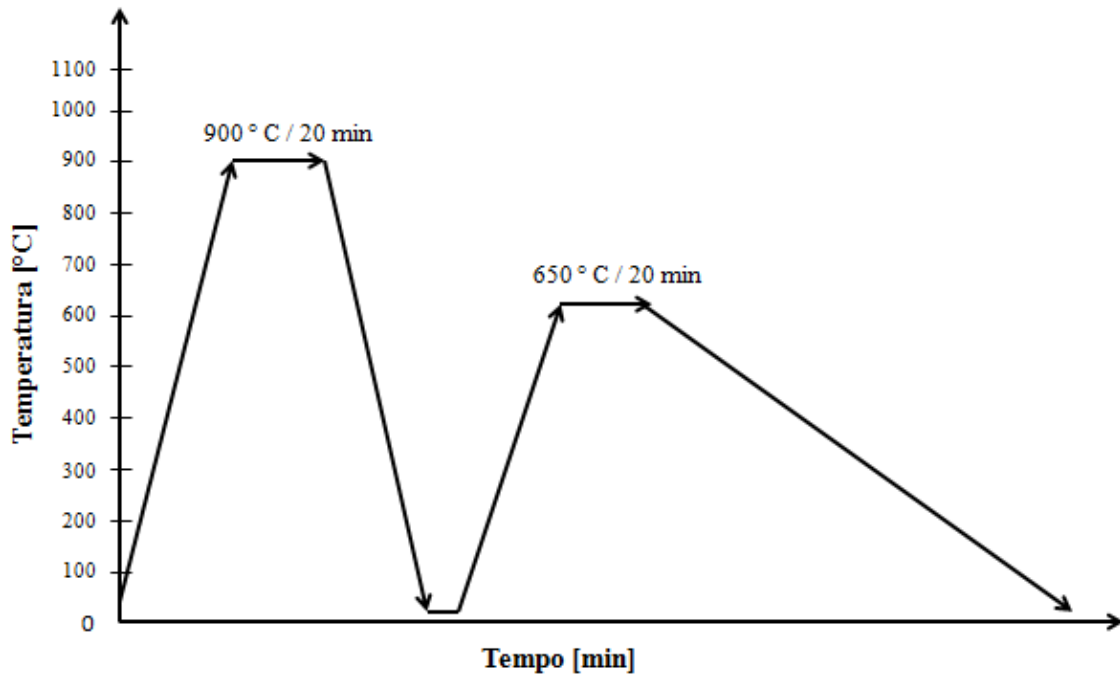


Figura 4.2 - Gráfico esquemático para os ciclos de tratamento de têmpera e revenimento para adequação ao grau X65Q para o metal base (MB).

A austenitização ocorreu a uma temperatura de 900°C durante 20 minutos em linha de produção.

A têmpera foi realizada a partir da temperatura de austenitização com resfriamento rápido em tanque com água. Após a têmpera foi realizado o tratamento de revenimento à 650°C durante 20 minutos. Após o revenimento, o resfriamento prevaleceu ao ar calmo, até temperatura ambiente. .

## 4.3 Processo de Soldagem

Após o tratamento térmico, foram cortados segmentos de tubos e confeccionados chanfros em V, conforme a Norma API 1104-10, e chanfro ½ V. Na Figura 4.3 e Figura 4.4 são apresentadas as dimensões adotadas para fabricação dos chanfros.

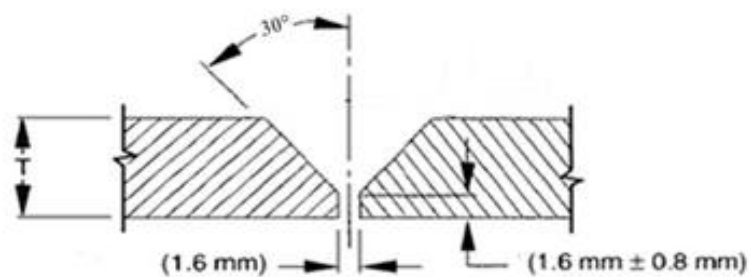


Figura 4.3 – Esquema do chanfro da junta JV em corte transversal (Norma API 1104-10).

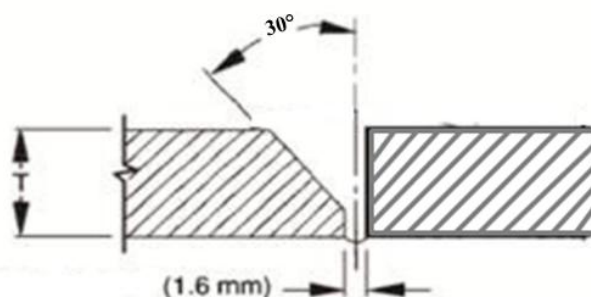


Figura 4.4 – Esquema do chanfro da junta JM em corte transversal.

Os tubos foram soldados pelo processo GMAW em múltiplos passes utilizando arame-eletrodo de especificação AWS A 5.18, ER 70S-6, e uma mistura de gases de composição química 85%Ar + 15%CO<sub>2</sub>, em todos os passes da solda. A Tabela IV. 3 mostra a composição química do arame eletrodo específico pela Norma AWS A5.18/18M-05 ER70S-6. A Tabela IV.4 apresenta a especificação de procedimento de soldagem para as juntas JV e JM.

Tabela IV.3 - Composição química especificada do arame-eletrodo AWS A5.18/18M- 05 ER70S-6

Eletrodo	Composição Máxima (% Massa)										Gás de proteção	Tipo de Corrente
	C	Si	Mn	P	S	Cu	Cr	Ni	Mo	V		
ER70S-6	0,06-0,15	0,80-1,15	1,40-1,85	0,025	0,035	0,5	0,15	0,15	0,15	0,03	CO <sub>2</sub>	CC+

Tabela IV. 4 - Especificação de procedimento de soldagem utilizado na junta (JV) e (JM) de tubos sem costura.

<b>Especificação de Procedimento de Soldagem</b>									
<b>Processo de Soldagem: GMAW</b>			<b>Metal Base</b>						
<b>Tipo de Bisel: Simples em V e 1/2 V</b>			<b>Especificação do Material: API 5L (2013)</b>						
<b>Mata Juntas: não aplicável</b>			<b>Tipo de Grau: X65Q</b>						
<b>Norma Aplicável: API1104</b>			<b>Diâmetro externo: 273,00 mm</b>						
<b>Tipo: manual</b>			<b>Espessura da parede: 25,4 mm</b>						
<b>Metais de Adição</b>									
<b>Passes</b>		<b>Raiz</b>		<b>Enchimento</b>		<b>Acabamento</b>			
Classificação AWS		ASME SFA/AWS A5.18M ER70S-6		ASME SFA/AWS A5.18M ER70S-6		ASME SFA/AWS A5.18M ER70S-6			
Polaridade /Tipo de Corrente		CC+		CC+		CC+			
Posição da soldagem		Plana		Plana		Plana			
Gás		85%Ar + 15%CO <sub>2</sub>		85%Ar + 15%CO <sub>2</sub>		85%Ar + 15%CO <sub>2</sub>			
<b>Técnica</b>									
<b>Condução:</b>		Filetado		<b>Limpeza:</b>		Esmerilhamento		Escovamento	
<b>Parâmetros</b>									
<b>Passes</b>		<b>Diâmetro (mm)</b>	<b>Corrente (A)</b>	<b>Tensão (V)</b>	<b>Velocidade de Soldagem (mm/s)</b>	<b>Aporte Térmico (kJ/mm)</b>			
Raiz		1,2	220	27	1,45	3,28x10 <sup>3</sup>			
Enchimento		1,2	220	25	2,2	1,82X10 <sup>3</sup>			
Acabamento		1,2	220	25	2,2	1,82X10 <sup>3</sup>			

O tubo apresenta 273mm de diâmetro externo por 25,4mm de espessura de parede. Esse material foi temperado e revenido, sendo soldado, como ilustram as Figuras 4.5 e 4.6, e posteriormente foram extraídas chapas para corte dos corpos de prova.

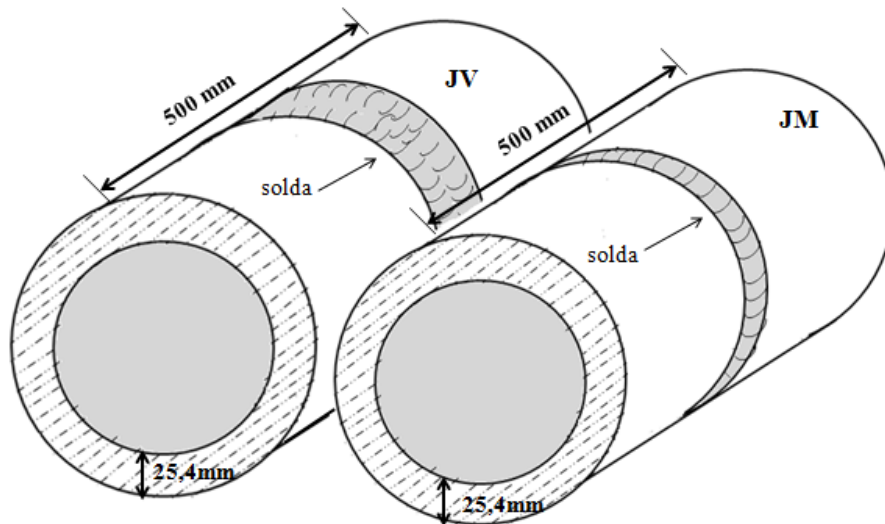


Figura 4.5 - Representação do material como soldado (CS): junta (JV) e (JM).



Figura 4.6 - Fotografia dos tubos como soldados (CS): junta (JV) e (JM).

#### 4.4 Corte dos Corpos de Prova

Os cortes realizados para as análises foram retirados de quatro juntas, duas JV e duas JM. A Figura 4.7 indica a região de corte na aresta lateral do tubo sem costura. Em (a) é representado o tubo como soldado, em (b) mostra o corte longitudinal realizado no tubo e (c) apresenta o corte transversal de junta JM. As mesmas etapas foram realizadas para JV.

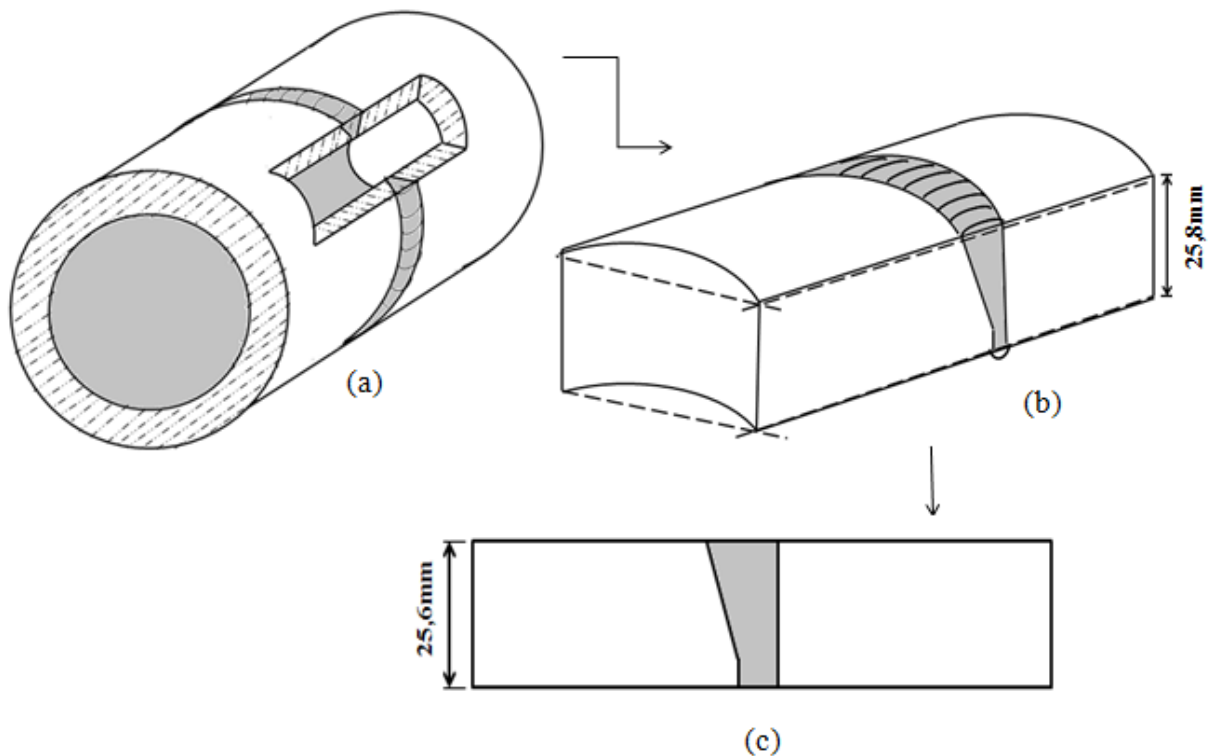


Figura 4.7 - Representação esquemática dos cortes realizados no tubo sem costura, exemplificada pela junta JM: (a) segmento soldado; região de extração da amostra (b) corte longitudinal e (c) corte transversal.

#### 4.5 Análise Química

A análise química foi realizada pelo método de espectroscopia via emissão óptica no Laboratório Químico da Cia. VSB. Essa técnica permite determinar o comprimento de onda, ou conseqüentemente, a frequência da radiação emitida do elemento químico responsável por essa emissão. A Figura 4.8 e Figura 4.9 representam uma forma esquemática indicando as regiões analisadas, especificando a camada da junta atacada e os consecutivos cortes apontados pela escala. Os primeiros cortes foram realizados de um a um milímetro de profundidade e após o quarto corte, foram retiradas superfícies de dois a dois milímetros. Os resultados da oitava camada foram excluídos devido à grande interferência do metal de base na análise.

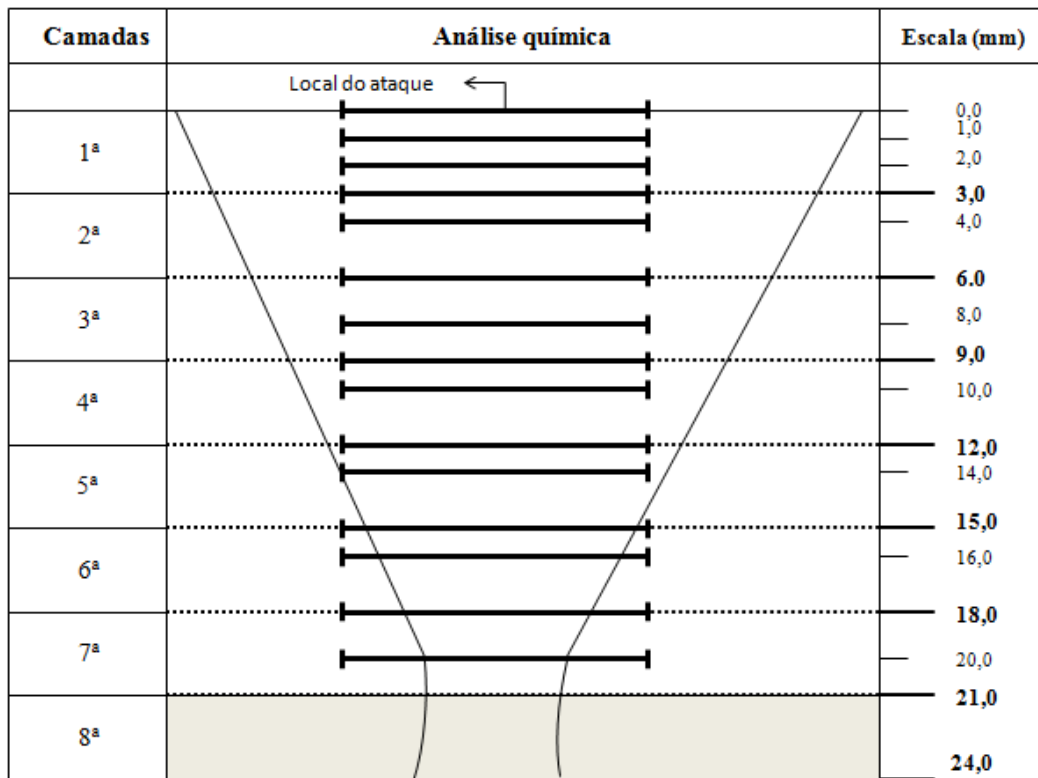


Figura 4.8 - Representação esquemática das regiões de análise da composição química da junta  
JV.

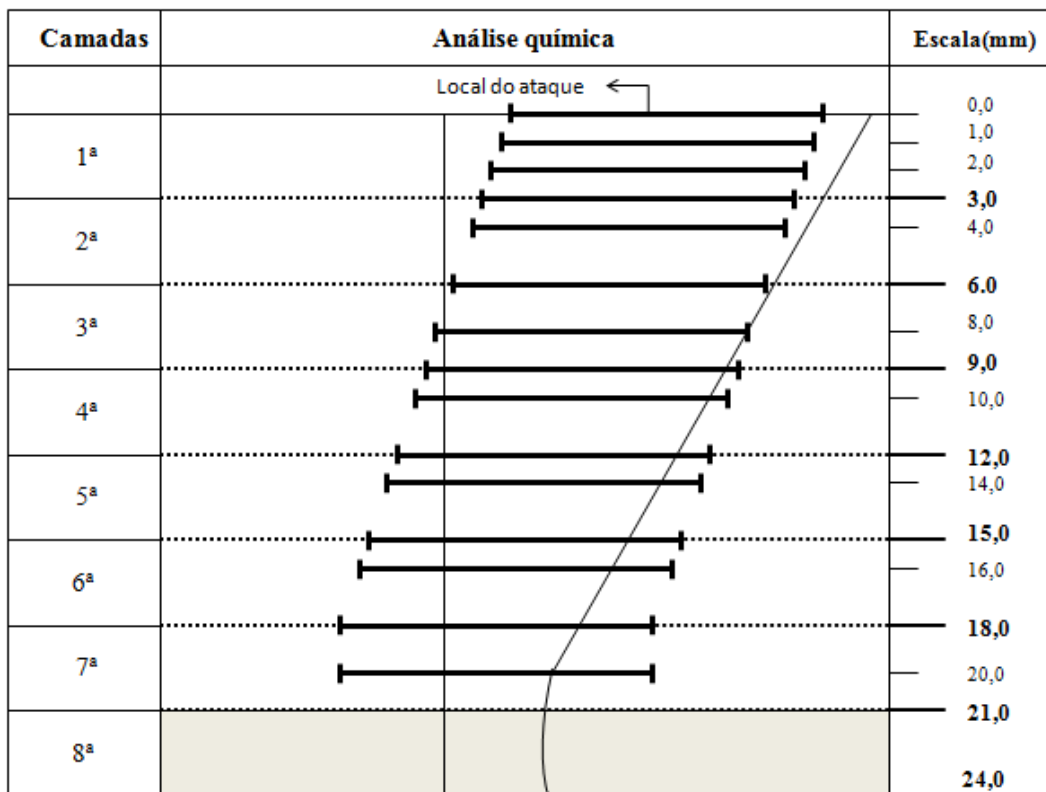


Figura 4.9- Representação esquemática das regiões de análise da composição química da junta  
JM.

#### **4.6 Caracterização da Estrutura**

As amostras para caracterização microestrutural e análise macrográfica foram confeccionadas obedecendo às especificações da Norma ASTM E562/2011.

Ambas as amostras, junta (JV) e (JM), receberam a preparação de superfície. Primeiramente, para retirar partes grosseiras passaram por uma desbastadeira elétrica utilizando água e lixa de 180mesh. Na lixadeira de marca *Alleed High Tec*, as amostras foram lixadas com lixas de 200 a 1200mesh. Após essa etapa, os materiais foram polidos com pasta de diamante de 1µm a 1/4µm. Utilizando água, algodão, álcool e jato de ar, o excesso de produto químico foi retirado das amostras. Para revelar os constituintes e fases, as amostras foram atacadas por solução de Nital 2% (2% ácido nítrico - 98% álcool etílico).

Em seguida, as amostras foram novamente polidas e atacadas com o reagente Le Pera. O ataque Le Pera é formado por uma mistura de solução de 1g de metabissulfito de sódio em 100mL de água destilada com 4g de ácido pícrico em 100mL de etanol na proporção de 1:1. Esse procedimento visa identificar a possível presença de constituintes enriquecidos em carbono como martensita-austenita retida e agregados ferrita-carbonetos.

A caracterização microestrutural por microscopia óptica foi realizada em equipamento de marca Leica do Laboratório de Tratamentos Térmicos e Microscopia – DEMET/UFOP. Foram adquiridas imagens nos aumentos de 100x, 200x, 300x, 400x e 500x. Utilizou-se microscopia eletrônica de varredura (MEV) para aquisições das imagens usando o equipamento Vega 3 Tescan com Detector EDS OXFORD X-ACT do Laboratório Nanolab – CMM/REDEMAT/DEMET/UFOP.

Para metalografia quantitativa, os constituintes no metal de solda foram contados manualmente na região com 100% de grãos colunares (últimos passes) das amostras soldadas, atacadas com reagente Nital 2% e em imagens com aumento de 500x. Foram considerados 40 campos aleatórios e uma malha de 100 pontos, obedecendo a Norma ASTM ES62-02.

#### **4.7 Ensaios Mecânicos**

A seguir serão apresentados os ensaios mecânicos para os dois tipos de juntas analisadas nesta pesquisa.

#### 4.7.1 Ensaio de Tração

Os ensaios de tração foram realizados no Laboratório de Ensaio Mecânicos da Cia. Vallourec e Sumitomo Tubos do Brasil – VSB. Os procedimentos do ensaio foram realizados em acordo com as Normas API 5L/2013 e ASTM E8/8M-08. O equipamento de marca EMIC GR049, com célula de carga com capacidade de 1000kN e um extensômetro, avaliou os limites de resistência, escoamento e o alongamento percentual dos corpos de prova.

Corpo de prova: full size (junta completa)

Seis corpos de prova de tração retirados longitudinalmente para as análises do perfil da junta foram confeccionados em que a solda fica no comprimento útil e ensaiados segundo as Normas ASTM A370 (2012) e API 5L (2013). As dimensões dos corpos de prova de seção retangular para tração longitudinal são apresentadas na Figura 4.10.

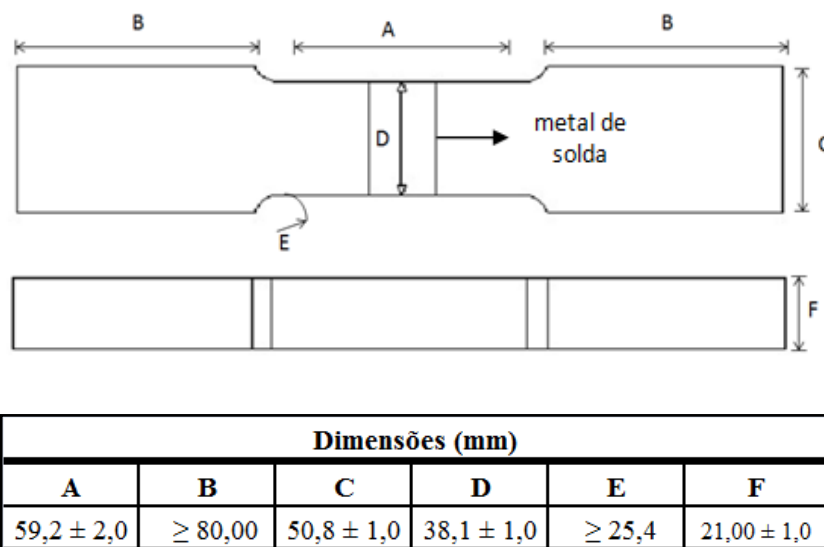


Figura 4.10 - Corpo de prova de tração retangular e as respectivas dimensões, com a solda localizada na seção útil. A: comprimento da seção útil; B: comprimento da cabeça do CP; C: largura; D: largura da seção útil; E: raio de curvatura e F: espessura do CP. Adaptação da Norma ASTM A370 (2012).

A Figura 4.11 apresenta a fotografia dos corpos de prova *full size* confeccionados para os ensaios de tração. Três corpos de prova correspondem à junta JV e outros três à junta JM.

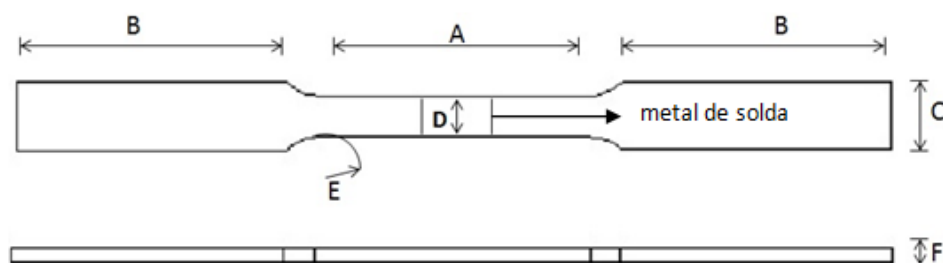




Figura 4.11- Fotografia dos corpos de prova *full size* confeccionados para ensaio de tração.

**Corpo de prova: *sub size* (em camadas da junta)**

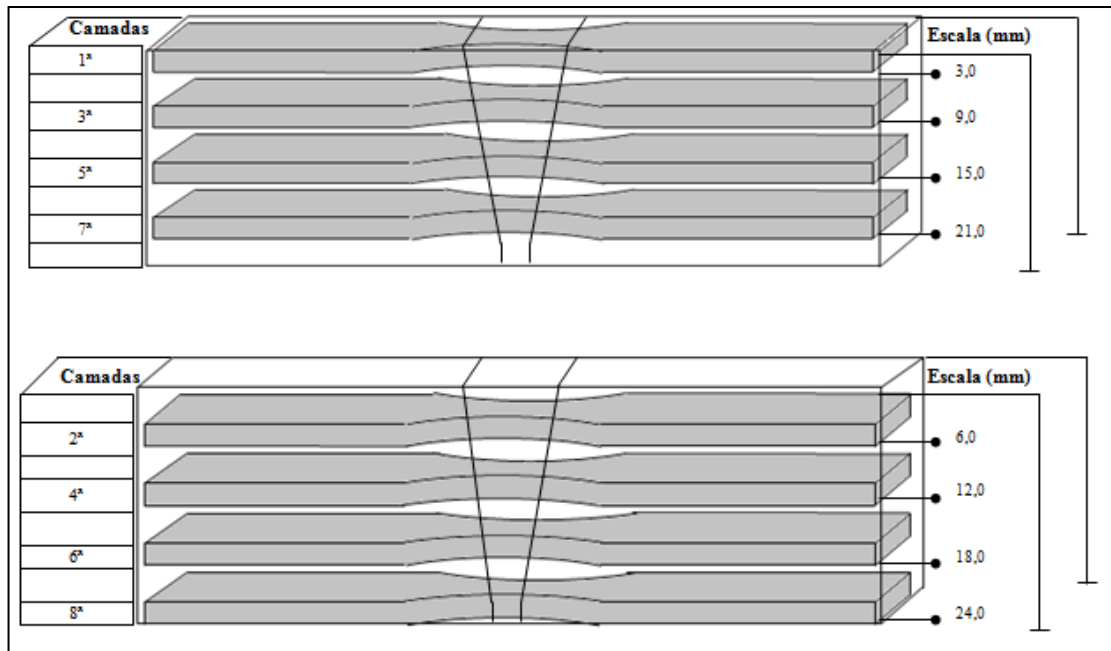
Para as análises em camadas da junta, dezesseis corpos de prova de tração retirados longitudinalmente foram confeccionados, obtendo-se também a solda em sua área útil e ensaiados segundo as Normas ASTM A370 (2012), API 5L (2012) e ISO/R 377 (2013). As dimensões dos corpos de prova de seção retangular para tração longitudinal encontram-se na Figura 4.12.



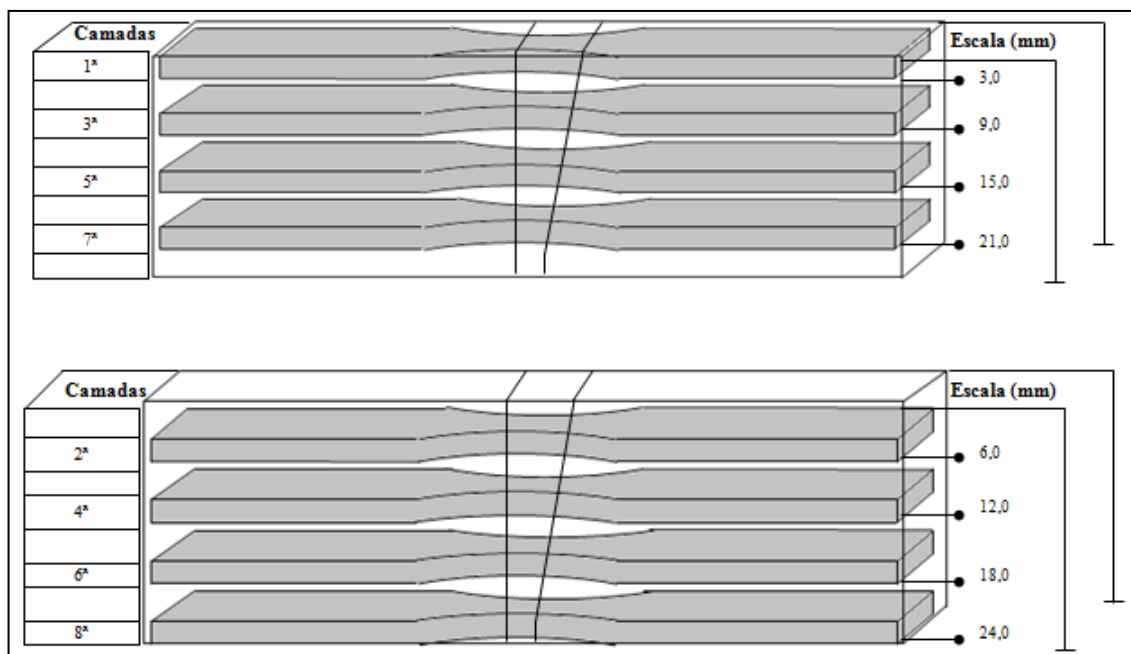
Dimensões (mm)					
A	B	C	D	E	F
≥ 50,00	≥ 80,00	~ 20,00	12,5±0,25	≥ 13,00	2,00 ± 1,00

Figura 4.12 - Corpo de prova de tração retangular de baixa espessura e as respectivas dimensões, com a solda localizada na seção útil. A: comprimento da seção útil; B: comprimento da cabeça do CP; C: largura; D: largura da seção útil; E: raio de curvatura e F: espessura do CP. Adaptação da Norma ASTM A370 (2012).

A Figura 4.13 ilustra um esquema de corte realizado ao longo da espessura do tubo para obtenção dos dezesseis corpos de prova de chapa fina de aproximadamente 3mm. A representação indica a posição de cada corpo de prova em relação às camadas da junta e sua profundidade.



(a)



(b)

Figura 4.13 - Representação esquemática para corte dos corpos de prova para ensaio de tração de uma chapa fina de juntas (a) JV e (b) JM.

Na Figura 4.14 é apresentada a fotografia dos oitos corpos de prova confeccionados e atacados quimicamente na junta JM; similarmente foi realizado para junta JV. É possível identificar o metal de solda em sua área útil e as respectivas camadas.

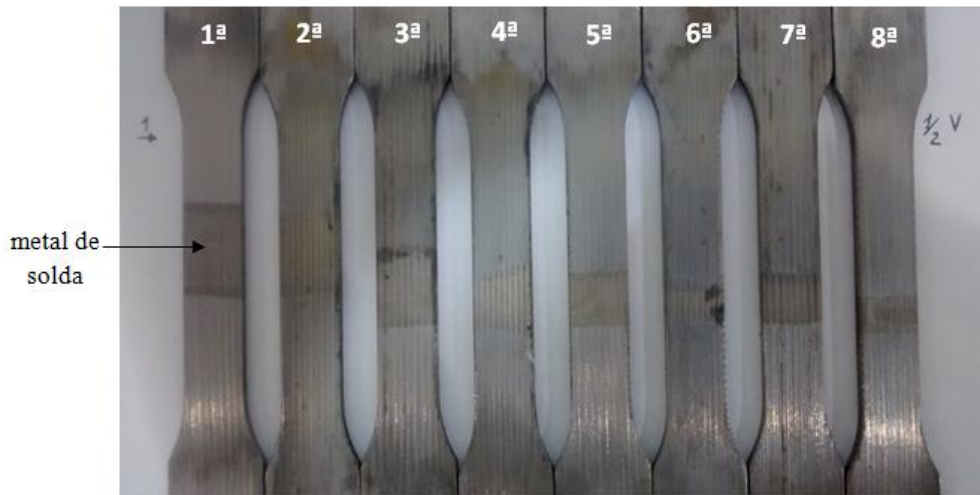


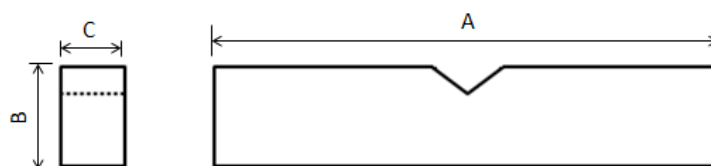
Figura 4.14 - Fotografia de corpos de prova em tamanhos reduzidos (*sub size*) para ensaio de tração de uma amostra JM.

#### 4.7.2 Ensaio de impacto

Os ensaios foram realizados em uma máquina Instron, modelo SI-1D3, com capacidade de aproximadamente 407J a 0°C. As análises foram realizados no Laboratório Mecânico da Cia. VSB de acordo com as Normas API 5L-09 e ASTM A370-09.

Corpo de prova: *sub size* (em camadas da junta)

Quarenta e um corpos de prova foram confeccionados com orientação longitudinal do tubo, de geometria e dimensões conforme ilustra a Figura 4.15. Foram gerados dezoito corpos de provas (JV) e 23 corpos de prova de junta (JM).



Dimensões (mm)		
A	B	C
55,00 ± ( 1,00)	10,00 ± (0,025)	3,00±(0,025)

Figura 4.15 - Representação esquemática das dimensões dos corpos de prova do tipo *sub size* para ensaio de impacto Charpy.

Para elaboração dos corpos de prova, foram retirados da área lateral da junta chapas de aproximadamente dez milímetros de espessura. Os locais para a confecção dos entalhes foram identificados sobre a superfície da chapa. As etapas deste procedimento podem ser visualizadas pelo esquema representado na Figura 4.16.

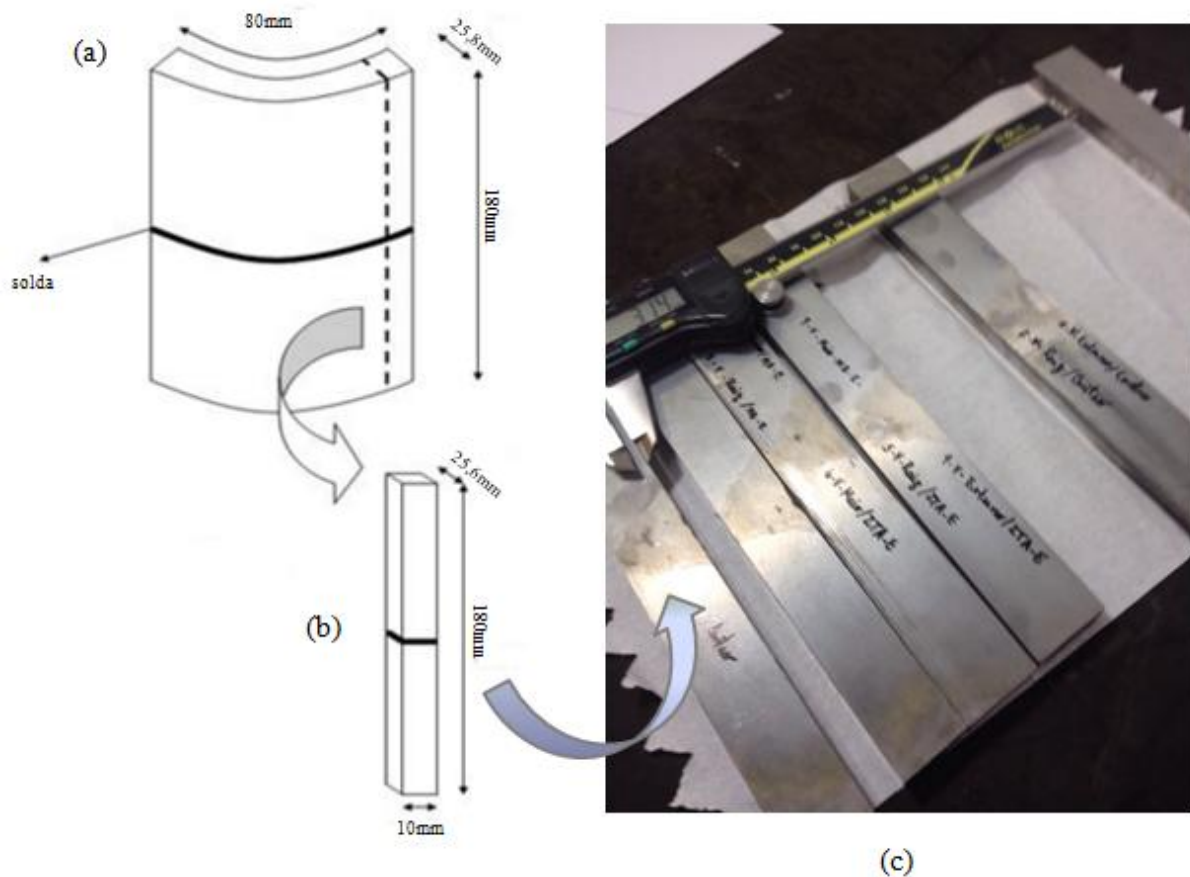


Figura 4.16 - Representação esquemática da posição de entalhe para corpos de prova de juntas JV; (a): corte da seção lateral do tubo; (b): corte de chapa de 10mm de espessura (c): chapas com identificações das regiões para confecção dos entalhes.

Todos os entalhes foram elaborados da direção transversal ao metal de solda conforme a Norma API 5L/2013 e os corpos de provas foram retirados da primeira, quarta e oitava camada. A Figura 4.17 ilustra a orientação do entalhe em relação à junta e as Figuras 4.18 e 4.19 representam as regiões de entalhe na JV e JM, respectivamente.

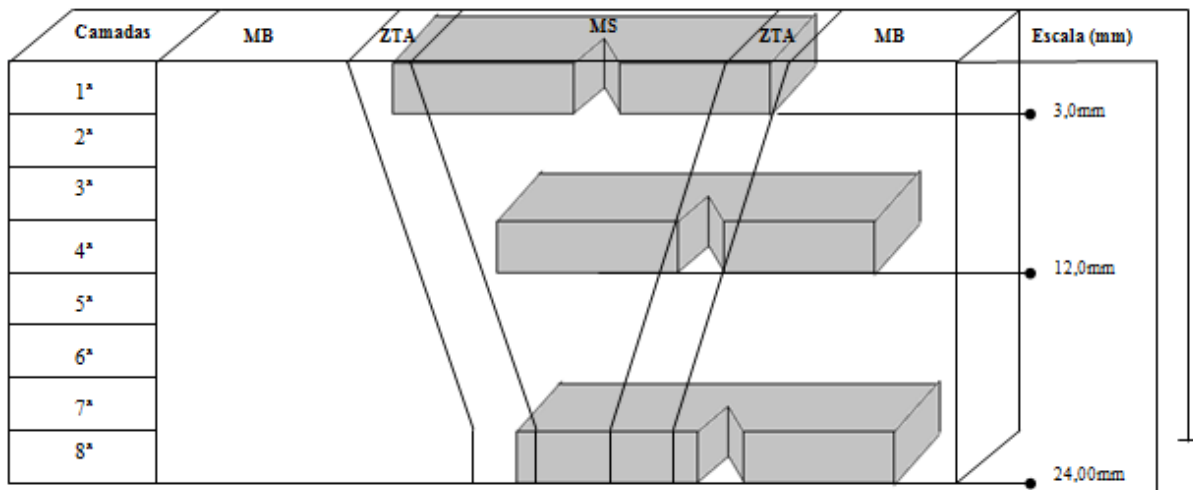


Figura 4.17 - Representação esquemática de uma junta JV, com direção do entalhe no material soldado para ensaio de impacto Charpy e suas respectivas camadas.

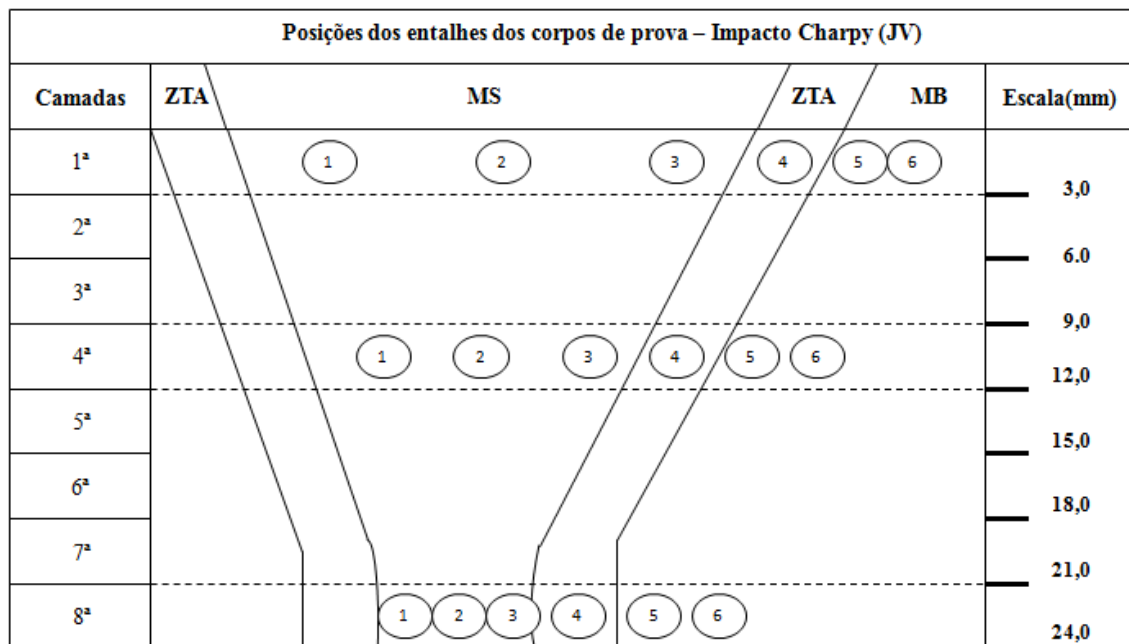


Figura 4.18 - Representação esquemática de uma junta JV, com círculos indicando as regiões dos entalhes na junta soldada para ensaios de impacto Charpy e suas respectivas camadas.

Posições dos entalhes dos corpos de prova – Impacto Charpy (JM)									
Camadas	MB		ZTA		MS			ZTA	Escala(mm)
1ª	1	2	3	4	5	6	7	8	3,0
2ª									6,0
3ª									9,0
4ª	1	2	3		4	5	6	7	12,0
5ª									15,0
6ª									18,0
7ª									21,0
8ª	1	2	3	4	5	6	7		24,0

Figura 4.19 - Representação esquemática de uma junta JM, com círculos indicando as regiões dos entalhes na junta soldada para ensaios charpy e suas respectivas camadas.

#### 4.7.3 Ensaio de microdureza

Os ensaios de microdureza Vickers foram abordados como análise em camadas das juntas. Os ensaios de microdureza foram realizados no Laboratório Mecânico da Cia. VSB em um microdurômetro de marca EMCOTEST/ modelo Duravison 250, utilizando a carga de 1kgf por 10 segundos, atendendo a Norma ASTM A370-09a. Os corpos de provas foram analisados ao longo de sete linhas com intervalos de 3,2mm, como ilustram as Figuras 4.20 e 4.21. A cada linha foram coletados 20 dados, sendo esses distribuídos entre o metal de base, zona termicamente afetada (ZTA) e metal de solda (MS). A escala com variação de 3mm corresponde à aquela adotada para a análise em camada; a de 3.2mm corresponde as linhas com indentações aplicadas. Considerando um intervalo muito pequeno entre as escalas, estabeleceu-se que: a 3,2mm estão contidos indentações entre a 1ª e 2ª camada, a 6,4mm estão contidos indentações entre a 2ª e 3ª camada, e a partir da 4ª camada as indentações estão posicionadas na região central das camadas.

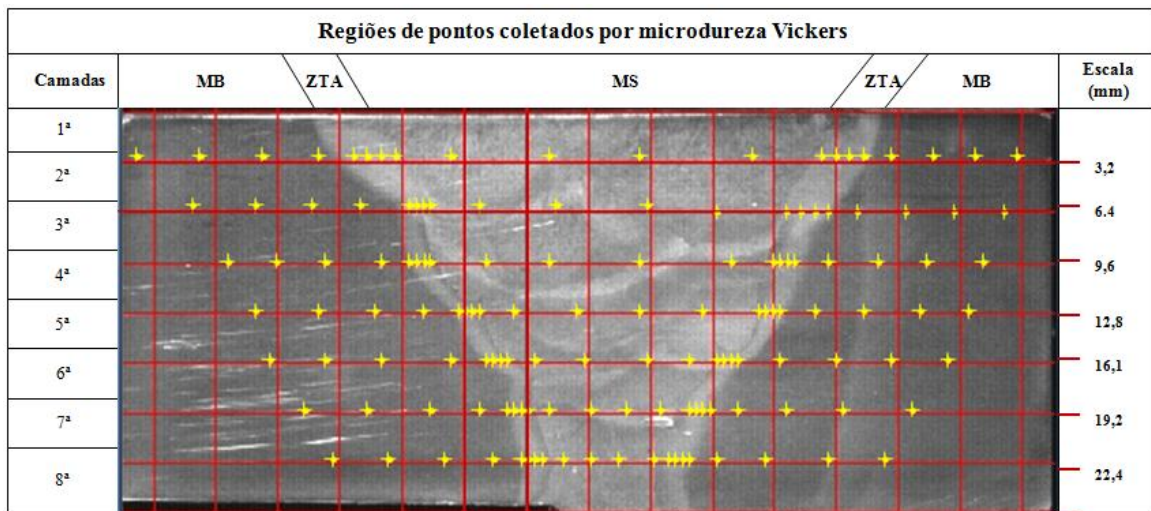


Figura 4.20 – Perfil de microdureza Vickers de uma junta JV com pontos associados às regiões analisadas; aço API5L X65Q; 1kgf.

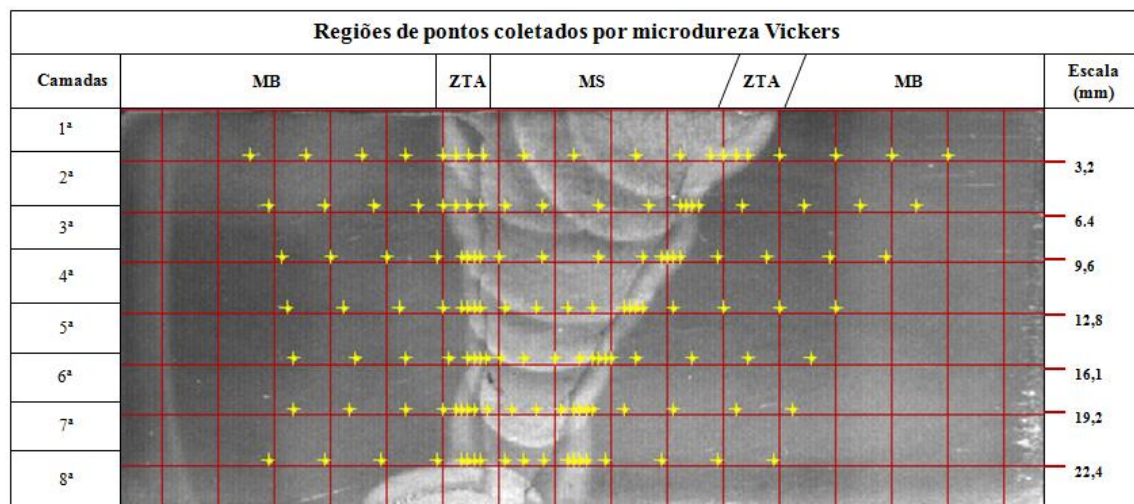


Figura 4.21 - Perfil de microdureza Vickers de uma junta JM com pontos associados às regiões analisadas; aço API5L X65Q; 1kgf.

#### 4.8 Análises de Fraturas

As avaliações de fraturas foram realizadas para ambas as análises, perfil da junta (corpos de prova *full size*) e camadas das juntas (corpos de prova *sub size*). As análises das superfícies fraturadas de CPs do ensaio de tração e CPs do ensaio de impacto Charpy foram analisadas pelo método de microscopia eletrônica de varredura (MEV). As avaliações foram realizadas no Laboratório Nanolab/CMM/REDEMAT/DEMÉT-UFOP usando o equipamento Vega 3 Tescan com detector EDS OXFORD X-ACT.

## 5. RESULTADOS E DISCUSSÃO

Neste capítulo serão apresentados os resultados obtidos na caracterização química, microestrutural e propriedades mecânicas das juntas JV e JM. Seguindo a metodologia proposta, busca-se discutir demais resultados relacionando à análise da junta soldada e suas camadas.

### 5.1. Análise Química

Nas Tabelas V.1 e V.2, apresentam-se os resultados da análise química do metal de solda obtidos da junta JV e JM, respectivamente. A composição química nominal do metal de base é apresentada na Tabela V.3, o resultado real obtido está de acordo com a especificação para o grau X65Q.

Tabela V.1- Composição química do metal de solda (% em massa) em camadas da junta JV (vide Figura 4.8).

Junta JV									
Camadas	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Cu	N
1ª (***)	0,0663	0,8550	1,3355	0,0198	0,0123	0,0200	0,0175	0,0500	0,0080
2ª (**)	0,0720	0,7400	1,3580	0,0180	0,0099	0,0345	0,0220	0,0590	0,0088
3ª	0,0780	0,6600	1,3820	0,0170	0,0083	0,0420	0,0240	0,0630	0,0058
4ª (**)	0,0700	0,8170	1,3655	0,0190	0,0103	0,0250	0,0180	0,0520	0,0145
5ª	0,0730	0,8100	1,0000	0,0190	0,0100	0,0260	0,0180	0,0530	0,0126
6ª (**)	0,0800	0,4730	1,3885	0,0125	0,0051	0,0620	0,0290	0,0700	0,0117
7ª	0,0740	0,6710	1,3650	0,0130	0,0080	0,0350	0,0160	0,0520	0,0090
<b>Média Total</b>	0,0720	0,7306	1,3389	0,0173	0,0096	0,0339	0,0209	0,0568	0,0099
Camadas	B	Mo	V	Ca	Al	Ti	CE <sub>IW</sub>	PCM	
1ª (***)	0,0004	0,0050	0,0050	0,0004	0,0053	0,0012	0,3375	0,1681	
2ª (**)	0,0004	0,0190	0,0125	0,0006	0,0090	0,0014	0,3500	0,1741	
3ª	0,0004	0,0240	0,0160	0,0006	0,0100	0,0014	0,3600	0,1800	
4ª (**)	0,0004	0,0120	0,0080	0,0004	0,0070	0,0014	0,3500	0,1727	
5ª	0,0004	0,0130	0,0080	0,0005	0,0070	0,0013	0,3500	0,1579	
6ª (**)	0,0004	0,0455	0,0290	0,0010	0,0190	0,0017	0,3700	0,1802	
7ª	0,0005	0,0220	0,0140	0,0006	0,0100	0,0012	0,3500	0,1746	
<b>Média Total</b>	0,0004	0,0188	0,0127	0,0006	0,0095	0,0014	0,3505	0,1726	
CE <sub>IW</sub> - Carbono equivalente segundo o Instituto Internacional de Soldagem.									
PCM - Parâmetro de trincamento modificado para determinação do carbono equivalente.									
(**) média de duas análises									
(***) média de quatro análises									



Tabela V.2 - Composição química do metal de solda (% em massa) em camadas da junta JM (vide Figura 4.9).

Junta JM									
Camadas	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Cu	N
1 <sup>a</sup> (***)	0,0643	0,8150	1,3048	0,0193	0,0110	0,0220	0,0180	0,0498	0,0073
2 <sup>a</sup> (**)	0,0755	0,5650	1,3515	0,0150	0,0075	0,0515	0,0275	0,0665	0,0055
3 <sup>a</sup>	0,0900	0,2710	1,4310	0,0090	0,0020	0,0840	0,0370	0,0840	0,0050
4 <sup>a</sup> (**)	0,0700	0,7670	1,2930	0,0185	0,0105	0,0290	0,0215	0,0560	0,0110
5 <sup>a</sup>	0,0710	0,7650	1,3030	0,0200	0,0100	0,0280	0,0210	0,0580	0,0150
6 <sup>a</sup> (**)	0,0770	0,4945	1,3380	0,0130	0,0055	0,0595	0,0290	0,0690	0,0090
7 <sup>a</sup>	0,0810	0,4420	1,3810	0,0120	0,0050	0,0650	0,0300	0,0750	0,0090
<b>Média Total</b>	0,0724	0,6490	1,3286	0,0163	0,0084	0,0416	0,0242	0,0612	0,0083
Camadas	B	Mo	V	Ca	Al	Ti	CE <sub>IW</sub>	PCM	
1 <sup>a</sup> (***)	0,0004	0,0070	0,0058	0,0004	0,0053	0,0010	0,3200	0,1636	
2 <sup>a</sup> (**)	0,0004	0,0360	0,0235	0,0011	0,0160	0,0015	0,3450	0,1750	
3 <sup>a</sup>	0,0004	0,0650	0,0420	0,0015	0,0250	0,0020	0,3700	0,1901	
4 <sup>a</sup> (**)	0,0004	0,0160	0,0090	0,0005	0,0070	0,0010	0,3250	0,1688	
5 <sup>a</sup>	0,0004	0,0160	0,0090	0,0005	0,0080	0,0010	0,3300	0,1703	
6 <sup>a</sup> (**)	0,0004	0,0435	0,0270	0,0015	0,0185	0,0015	0,3500	0,1749	
7 <sup>a</sup>	0,0004	0,0500	0,0320	0,0017	0,0230	0,0020	0,3600	0,1808	
<b>Média Total</b>	0,0004	0,0266	0,0171	0,00086	0,0122	0,0013	0,3365	0,17148	
CE <sub>IW</sub> - Carbono equivalente segundo o Instituto Internacional de Soldagem.									
PCM - Parâmetro de trincamento modificado para determinação do carbono equivalente.									
(**) média de duas análises									
(***) média de quatro análises									

Tabela V.3 - Composição química nominal do metal base do aço API5L grau X65Q (% em massa). A composição real é confidencial.

Grau do Aço	C	Mn	P	S	Si	Al	Mo
X65Q	0,05-0,08	1,20-1,30	0,0-0,10	0,0-0,001	0,10-0,20	0,010-0,025	0,05-0,10
Grau do Aço	V	Nb	Ti	Cu	CE <sub>IW (Max)</sub>	PCM <sub>(Max)</sub>	
X65Q	0,01-0,03	0,015-0,025	0,0-0,01	0,0-0,05	0,35	0,094	

Segundo as exigências de composição química da Norma API5L (2013) (Tabela IV.1) e Norma DNV-OS-F101(2013), os resultados obtidos da análise química do metal de base estão de acordo com o aço e grau X65Q. Pela Tabela V.1 e V.2 pode-se afirmar que a média de carbono equivalente do metal de solda, para as juntas JV e JM, atendeu o exigido pela Norma API 1104/2010,  $CE_{IW}^{(JV)} \cong 0,35$  e  $CE_{IW}^{(JM)} \cong 0,34$ . Observa-se que a média da composição química das juntas possui valores semelhantes, e para alguns elementos o maior teor é verificado na 1<sup>a</sup>

camada das juntas. Um exemplo é o Si, um dos importantes elementos para desoxidação do material soldado e nucleação de ferrita intragranular e ferrita acicular.

Outro elemento químico com maior teor entre as camadas das juntas é o Mn. Segundo Trindade et al. (2004) além formação de óxidos de silício, manganês e alumínio também influenciam na microestrutura final do metal de solda, atuando como sítios para nucleação de ferrita intragranular e de ferrita acicular.

## 5.2. Caracterização Microestrutural

Serão apresentados os resultados de microscopia óptica (MO) e microscopia eletrônica de varredura (MEV) destacando-se o metal base, fases e constituintes presentes no metal de solda nas regiões das juntas. Também serão apresentados e discutidos os resultados de metalografia quantitativa de constituintes do metal de solda.

### 5.2.1 Metal de base

O metal de base é o aço API 5L X65Q laminado a quente e tratado termicamente por têmpera e posteriormente por revenimento. A Figura 5.1 ilustra a microestrutura do metal base (MB) de ambas as juntas soldadas, JV e JM.

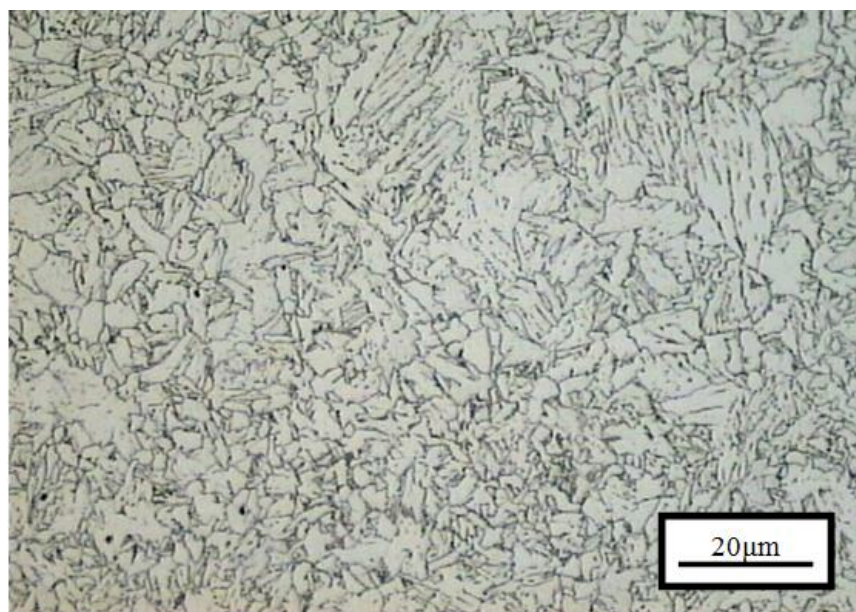


Figura 5.1 - Micrografia óptica do metal base no estado temperado e revenido— aço API 5L X65Q. Ataque Nital 2%, 500x.

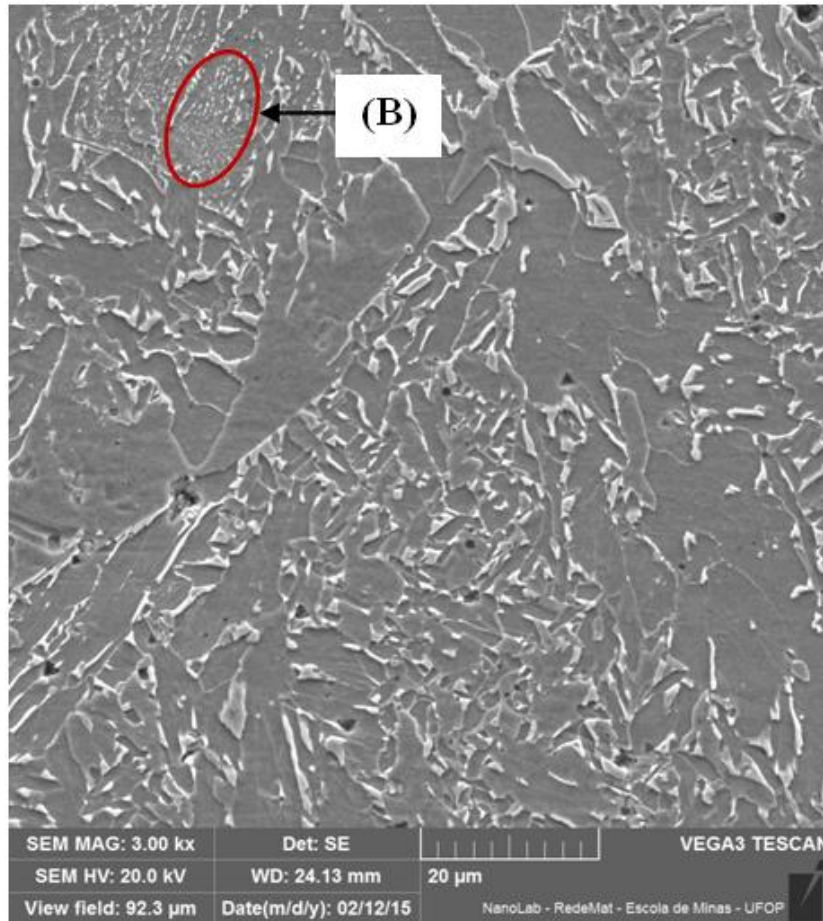


Figura 5.2 - Imagem do metal base – aço API 5L X65Q. (B) – Bainita. Ataque Nital 5%. MEV; 8.000x.

Observa-se na Figura 5.1 uma microestrutura refinada e homogênea formada por martensita revenida e bainita. Na Figura 5.2 destaca-se a bainita identificada em microscopia eletrônica de varredura.

## 5.2.2 Junta soldada

### a) Microscopia Óptica – Ataque Nital

A Figura 5.3 ilustra as regiões limitantes (interfaces) entre metal base, zona termicamente afetada e metal de solda. Observa-se o crescimento de grão na ZTA e crescimento epitaxial de grãos a partir da linha de fusão.

As microestruturas do metal de solda (últimos passes) das juntas JV e JM estão apresentadas na Figura 5.4 e Figura 5.5, atacadas por Nital 2%. Pelas imagens nota-se a presença de constituintes típicos do metal de solda no passe de acabamento, como por exemplo, ferrita acicular (FA), ferrita primária (PF) e ferrita com segunda fase (FS).

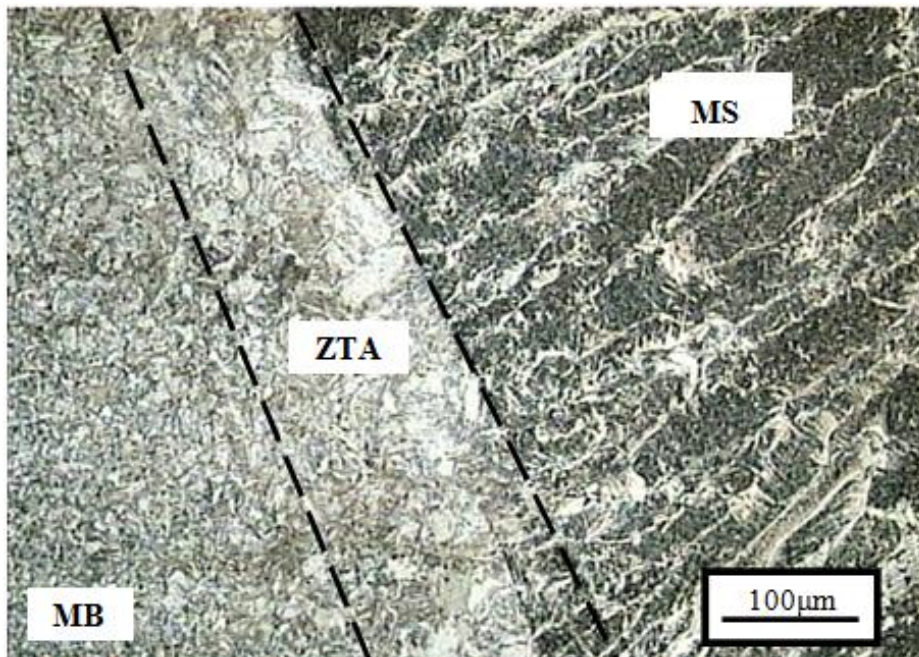


Figura 5.3 - Micrografia óptica da junta soldada JV - Aço API X65Q, passe de enchimento. MB - Metal Base; ZTA - Zona Termicamente Afetada; MS - Metal de Solda. Ataque Nital 2%, 100x.

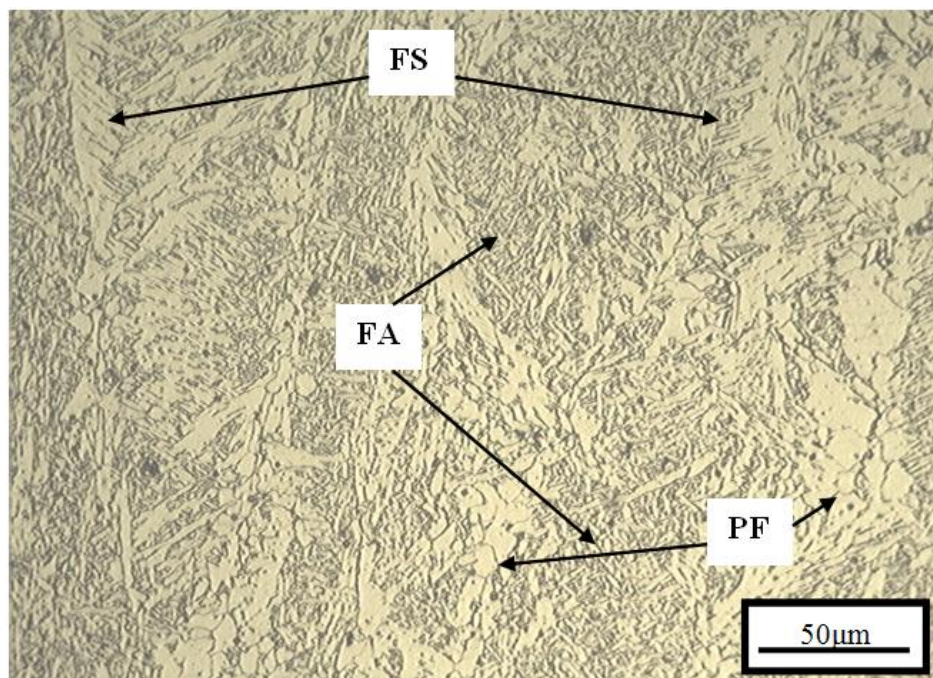


Figura 5.4 – Micrografia óptica do metal de solda do aço API 5L X65Q – passe de acabamento: Junta JV. FA – ferrita acicular; PF – ferrita primária; FS – ferrita com segunda fase. Ataque Nital 2%, 400x.

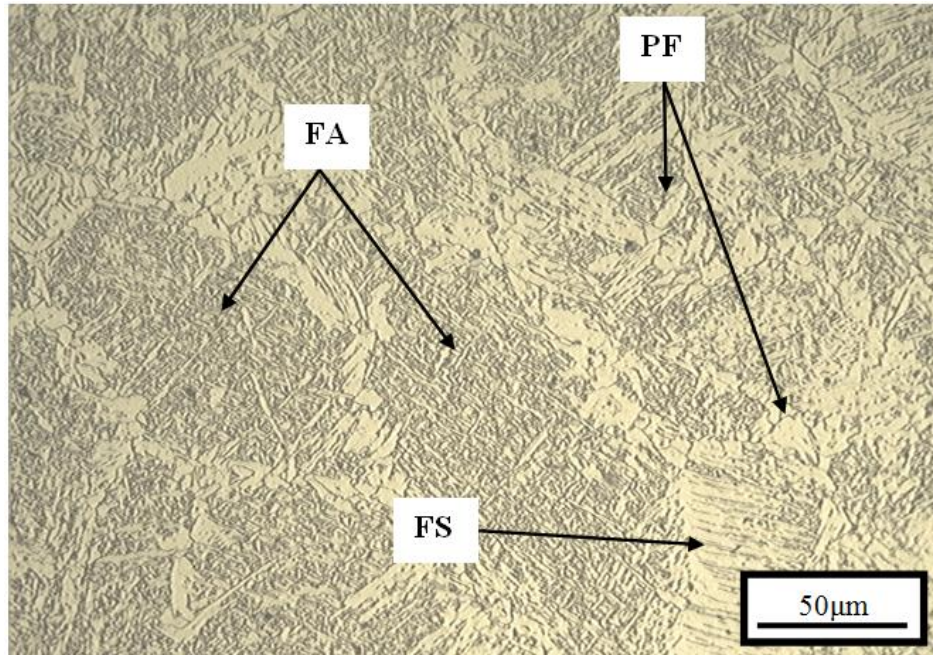


Figura 5.5 – Micrografia óptica do metal de solda do aço API 5L X65Q – passe de acabamento: Junta JM. FA – ferrita acicular; PF – ferrita primária; FS – ferrita com segunda fase. Ataque Nital 2%, 400x.

Na Tabela V.4 tem-se as frações volumétricas, em porcentagem, dos constituintes no metal de solda especificados: ferrita acicular (FA), ferrita de contorno de grão [PF(G)], ferrita poligonal intergranular [PF(I)], ferrita com segunda fase alinhada [FS(A)], ferrita com segunda fase não alinhada [FS(NA)] e agregado de ferrita-carboneto (FC).

Tabela V.4: Fração volumétrica, em porcentagem, dos constituintes presentes no metal de solda no passe de acabamento.

JV	FA (%)	PF(G) (%)	PF(I) (%)	FS(A) (%)	FS(NA)(%)	FC
Média	40,5	14,6	27,5	8,6	5,0	3,8
JM	FA (%)	PF(G) (%)	PF(I) (%)	FS(A) (%)	FS(NA)(%)	FC
Média	46,0	12,0	27,5	8,5	4,0	2,0

Podem-se observar maiores frações volumétricas de ferrita acicular (FA) e ferrita intergranular (FP (I)), como já esperado devido ao alto teor de Si e Mn nas soldas. Como indica Trindade *et al.* (2004), na faixa de 0,6 a 1,8% em massa de Mn, aumenta-se a porcentagem de FA e diminui-se a fração volumétrica da ferrita alotriomórfica. Essa relação é confirmada para junta JM na qual o aumento de teor de FA proporcionou a diminuição de ferrita primária. A soma de ferrita primária intragranular e de contorno de grão apresentam-se em menor proporção na junta JM,  $\Sigma (FP^{(JV)}) = 42,1\%$  e  $\Sigma (FP^{(JM)}) = 39,5\%$ .

Observa-se na junta JM maior presença de ferrita acicular ( $FA^{(JM)} = 46,1\%$  e  $FA^{(JV)} = 40,5\%$ ), quando comparado à fração volumétrica da junta JV. Batalha (2015) obteve resultados semelhantes ao soldar o mesmo aço por GMAW com chanfro em V, aproximadamente com 40% em fração volumétrica de FA.

Nas Tabelas V. 1 e V.2 destaca-se o Si em maior proporção na 1ª camada das juntas. O alto teor de Si na junta JM somado ao rápido resfriamento do cordão promoveu maior percentual de FA em relação à junta JV. Como a junta JV também apresentou alto do teor de Si, o maior percentual de FA da junta JM pode ser explicado pela maior taxa de resfriamento do cordão de solda como descreve Kou (2003).

Em aços microligados, maiores taxas de resfriamento do metal de solda podem favorecer a nucleação de ferrita no interior do grão, em forma de placas finas, sobre as inclusões formando a ferrita acicular (Figura 3.5). Como os parâmetros de soldagem (espessura da peça e eficiência do processo de soldagem) são os mesmos para as duas juntas, a maior concentração de ferrita acicular na junta JM comparada à junta JV é explicada considerando o tipo de chanfro. Em um cordão de solda com chanfro de geometria V (Figura 4.3) e  $\frac{1}{2}$  V (Figura 4.4) o menor volume de solda é depositado na junta  $\frac{1}{2}$  V e por consequência essa terá a maior taxa de resfriamento.

Pelas micrografias reveladas após ataque Nital 2%, apresenta-se também a região do passe de raiz do metal de solda. A Figura 5.6 identifica os constituintes específicos do metal de solda nesta região. É possível visualizar as microestruturas formadas nos primeiros passes do metal de solda. Nesses, além da ferrita de contorno de grão [PF(G)] há presença significativa de ferrita com segunda fase alinhada [FS(A)]. A deposição de passes subsequentes transferiu energia térmica aos passes anteriores, necessária para o crescimento da ferrita de Widmanstätten previamente nucleada. Alguns constituintes de ferrita poligonal intergranular [PF(I)] também podem ser observados na Figura 5.6.

Na Figura 5.7, são apresentadas as regiões das camadas no centro do metal de solda, que ilustram regiões de grãos colunares e de refinamento de grãos causado por aporte térmico de passe subsequente na soldagem multipasses, como já observado por vários autores, Trindade et al. (2004); Laitinen (2006) e Braz (1999).

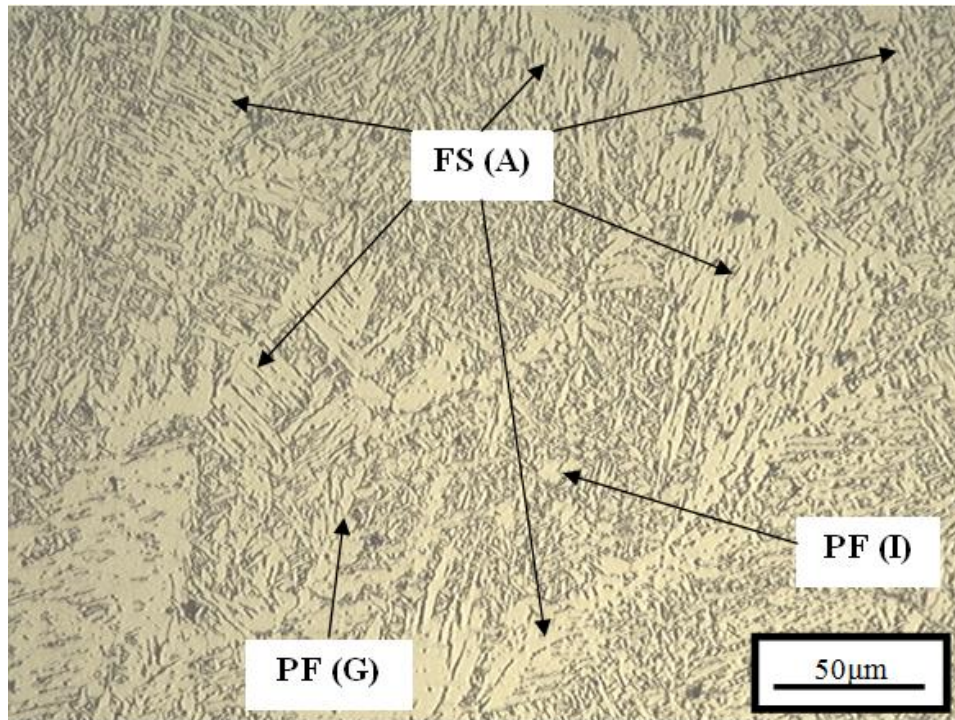


Figura 5.6 - Micrografia óptica da junta soldada JV – Aço API X65Q, passe de raiz, Ataque Nital 2%, 400x.

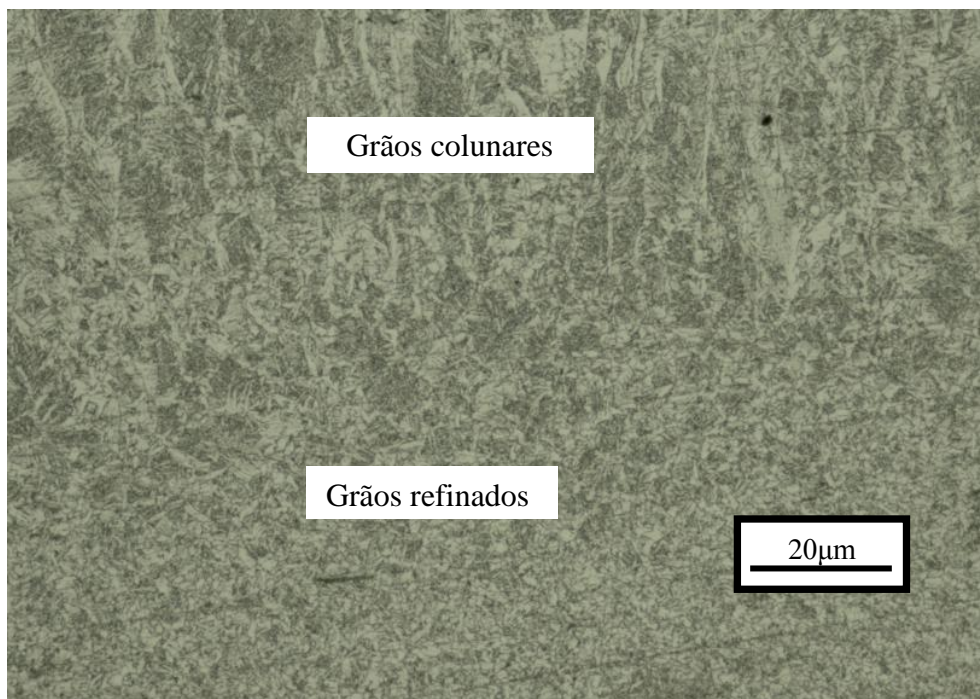
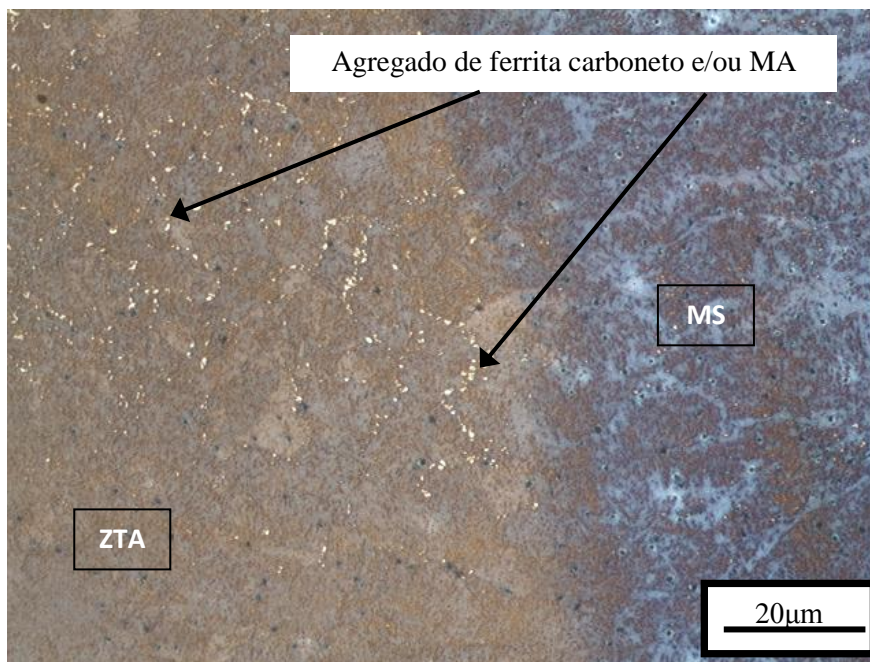


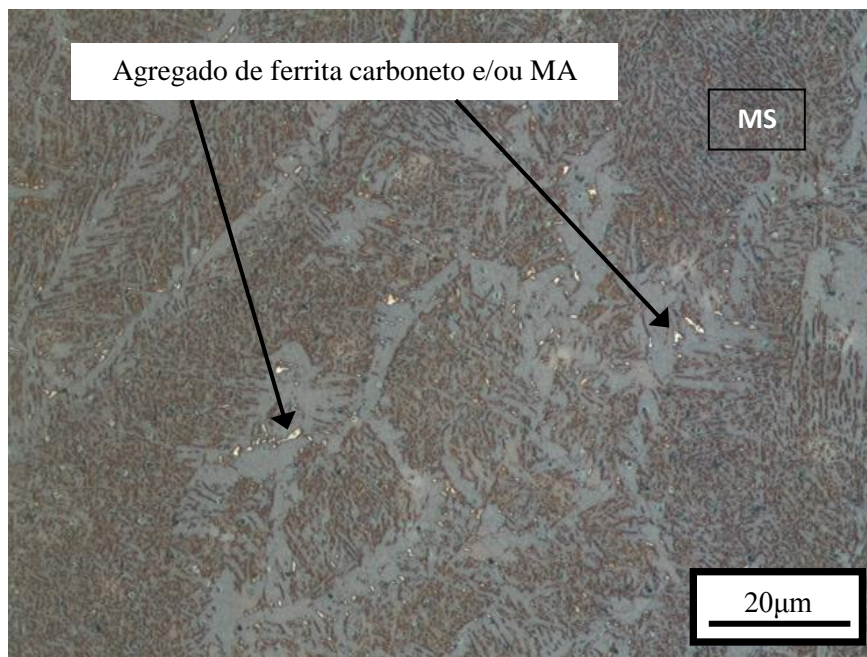
Figura 5.7 - Micrografia óptica da junta soldada JV – Aço API X65Q, passe de enchimento, Ataque Nital 2%, 200x.

## b) Microscopia Óptica – Ataque Le Pera

A microestrutura do metal de solda revelada por ataque Le Pera é apresentada na Figura 5.8. Observa-se na micrografia que as fases claras não são atacadas, caracterizadas por presença do constituinte M-A e/ou agregado ferrita carboneto.



(a)



(b)

Figura 5.8 – Micrografia óptica do metal de solda do aço API 5L X65Q – passe de acabamento; juntas: JV(a); JM(b). Ataque Le Pera, 500x.

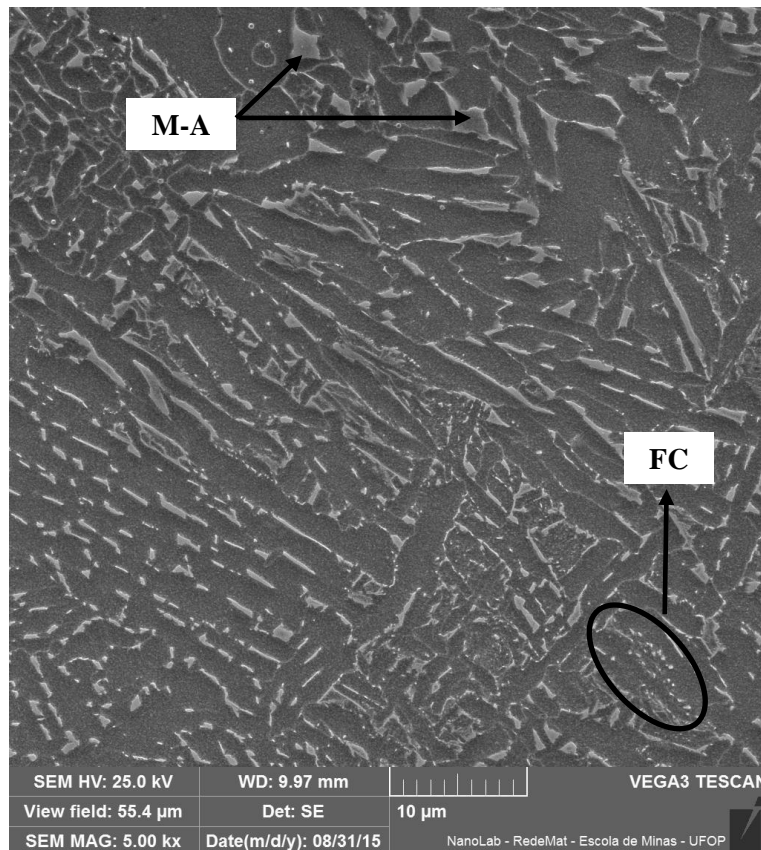


Pela Figura 5.8, notam-se pontos brancos que, segundo, Laitinen (2006) e Araújo (2013), podem ser partículas de constituinte M-A e/ou agregado de ferrita-carbono.

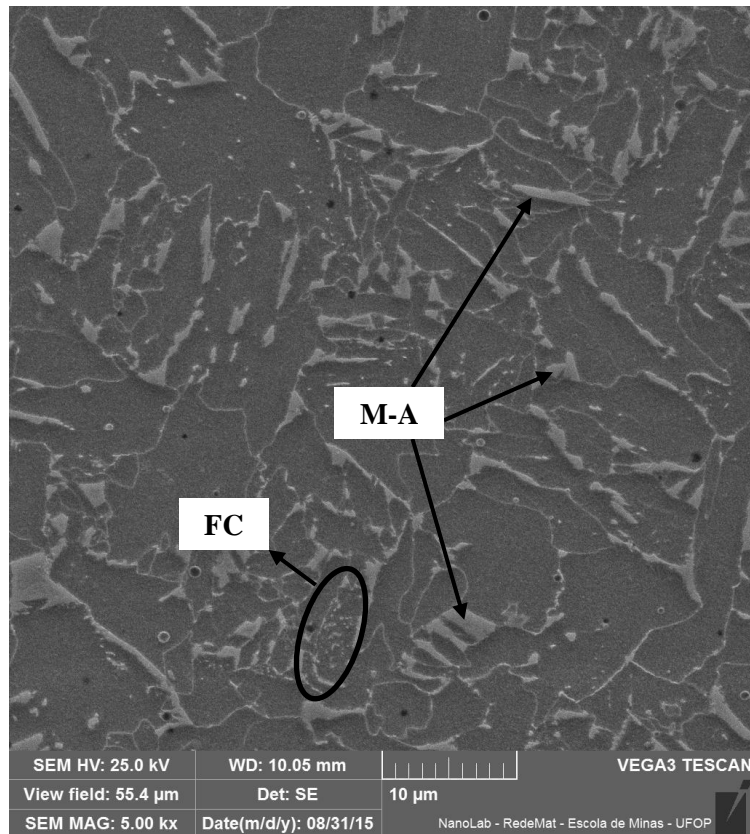
### c) Microscopia Eletrônica de Varredura – Ataque Le Pera

A análise por microscopia óptica após ataque Le Pera é insuficiente para confirmar a presença de M-A. Para a adequada identificação do constituinte M-A, as microestruturas com ataque Le Pera são observadas por MEV. Por essas micrografias, notam-se que as regiões atacadas destacam a ferrita e regiões não atacadas revelam constituintes contínuos e “grandes” (M-A) e constituintes descontínuos (carbonetos) (ARAÚJO, 2013).

As fotomicrografias obtidas em microscópio eletrônico de varredura, após ataque com reagente Le Pera no metal de solda, são apresentadas na Figura 5.9.



(a)



(b)

Figura 5.9 – Micrografia do metal de solda do aço API 5L X65Q – passe de acabamento; (a) junta JV; (b) junta JM. Ataque Le Pera, 5.000x. MEV.

Observam-se na Figura 5.9 (a) várias regiões de ferrita-carboneto com poucas regiões de M-A e na Figura 5.9 (b) destaca-se a presença predominante de agregados M-A. Essas imagens comprovam que na junta JM houve maior formação do constituinte M-A, pois esse se forma para taxas maiores de resfriamento, tornando estável a austenita remanescente pelo enriquecimento de carbono e crescimento da ferrita.

Apesar de não ter-se realizado medições de temperaturas interpasses no metal de solda, acredita-se que o volume do material depositado influenciou na taxa de resfriamento do cordão de solda e por consequência na fração volumétrica de constituinte M-A.

### 5.3 Propriedades Mecânicas

Serão apresentados os resultados obtidos nos ensaios de tração, impacto charpy e microdureza Vickers. Para os demais ensaios serão discutidos os resultados obtidos em camadas das juntas soldadas, JV e JM.

### 5.3.1 Microdureza Vickers

As Figuras 5.10 e 5.11 ilustram a representação esquemática de pontos coletados por microdureza Vickers identificando as indentações e as respectivas regiões das camadas da junta (Figuras 4.13 e 4.14).

Pontos medidos por microdureza Vickers (JV)						
Camadas	MB	ZTA	MS	ZTA	MB	Escala (mm)
1ª						
2ª	1 2 3 4	5 6 7 8	9 10 11 12	13 14 15 16	17 18 19 20	3,2
3ª	1 2 3 4	5 6 7 8	9 10 11 12	13 14 15 16	17 18 19 20	6,4
4ª	1 2 3 4	5 6 7 8	9 10 11 12	13 14 15 16	17 18 19 20	9,6
5ª	1 2 3 4	5 6 7 8	9 10 11 12	13 14 15 16	17 18 19 20	12,8
6ª	1 2 3 4	5 6 7 8	9 10 11 12	13 14 15 16	17 18 19 20	16,1
7ª	1 2 3 4	5 6 7 8	9 10 11 12	13 14 15 16	17 18 19 20	19,2
8ª	1 2 3 4	5 6 7 8	9 10 11 12	13 14 15 16	17 18 19 20	22,4

Figura 5.10 - Representação esquemática das regiões de pontos obtidos por microdureza Vickers em relação às camadas da junta JV. MB: metal de base; ZTA: zona termicamente afetada; MS: metal de solda.

Pontos medidos por microdureza Vickers (JM)						
Camadas	MB	ZTA	MS	ZTA	MB	Escala (mm)
1ª						
2ª	1 2 3 4	5 6 7 8	9 10 11 12	13 14 15 16	17 18 19 20	3,2
3ª	1 2 3 4	5 6 7 8	9 10 11 12	13 14 15 16	17 18 19 20	6,4
4ª	1 2 3 4	5 6 7 8	9 10 11 12	13 14 15 16	17 18 19 20	9,6
5ª	1 2 3 4	5 6 7 8	9 10 11 12	13 14 15 16	17 18 19 20	12,8
6ª	1 2 3 4	5 6 7 8	9 10 11 12	13 14 15 16	17 18 19 20	16,1
7ª	1 2 3 4	5 6 7 8	9 10 11 12	13 14 15 16	17 18 19 20	19,2
8ª	1 2 3 4	5 6 7 8	9 10 11 12	13 14 15 16	17 18 19 20	22,4

Figura 5.11- Representação esquemática das regiões de pontos obtidos por microdureza Vickers em relação às camadas da junta JM. . MB: metal de base; ZTA: zona termicamente afetada; MS: metal de solda.

Pelas Figuras 5.10 e 5.11 observa-se que na escala de profundidade 3,2mm os valores obtidos devem estar contidos entre a 1ª e 2ª camada. E em 6,4mm de profundidade, as indentações de 1 à 20 compreendem aproximadamente a região da 2ª e 3ª camadas. A partir da quarta linha de medida os resultados de microdureza Vickers estão relacionados com a posição central de cada camada.

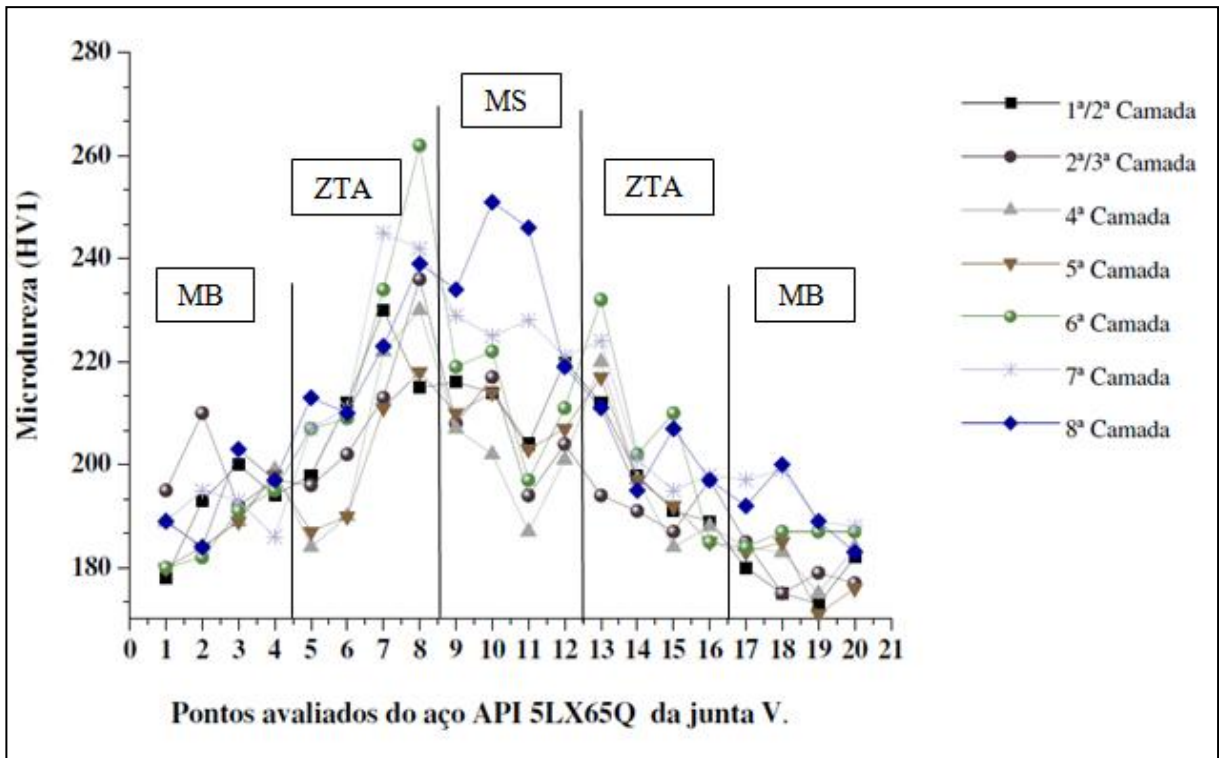
A Tabela V.5 apresenta os valores obtidos nos ensaios indicados na região de metal de base, zona termicamente afetada e metal de solda.

Tabela V.5 - Valores de microdureza Vickers (HV 1) obtidos para o aço API 5L-X65Q na condição em camadas das juntas JV e JM.

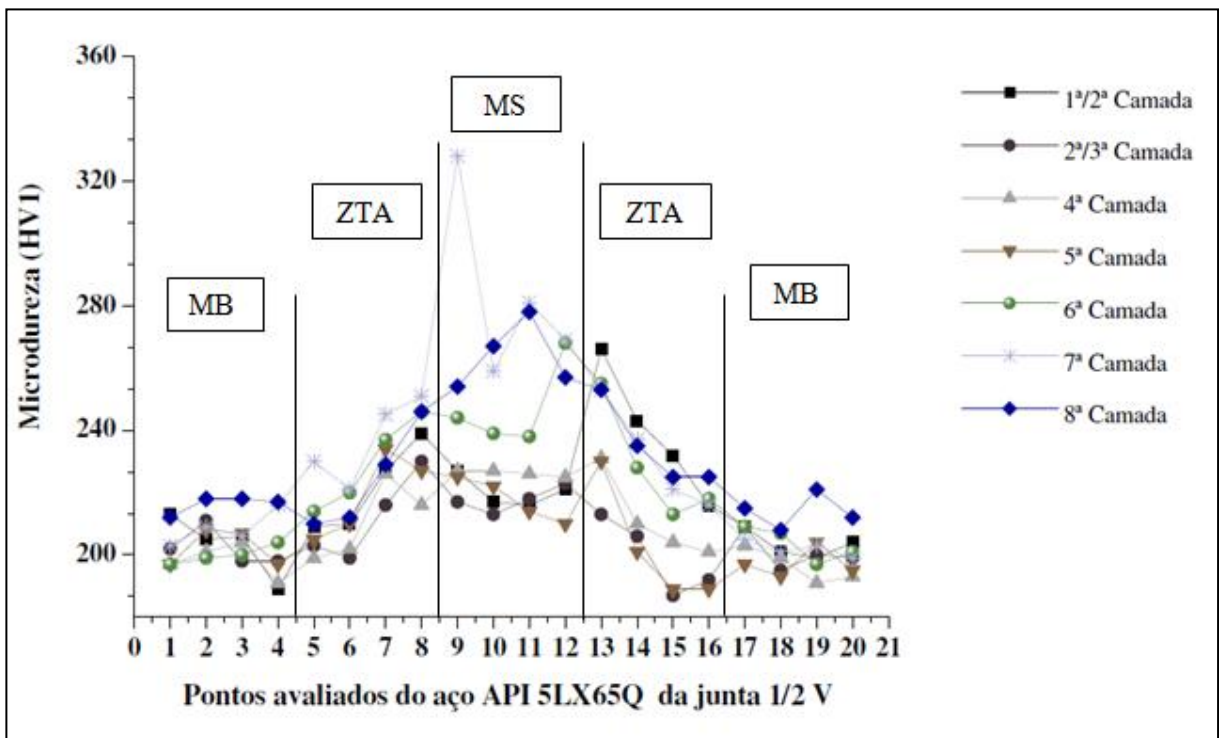
Camadas JV	MB				ZTA				MS				ZTA				MB			
	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11	12	13	14	15	16	17	18	19	20
1ª/2ª	178	193	200	194	198	212	230	215	216	214	204	220	212	198	191	189	180	175	173	182
2ª/3ª	195	210	192	197	196	202	213	236	208	217	194	204	194	191	187	197	185	175	179	177
4ª	189	184	189	199	184	190	222	230	207	202	187	201	220	197	184	188	184	183	175	184
5ª	180	184	189	198	187	190	211	218	210	214	203	207	217	197	192	185	183	185	171	176
6ª	180	182	191	195	207	209	234	262	219	222	197	211	232	202	210	185	184	187	187	187
7ª	189	195	193	186	207	211	245	242	229	225	228	221	224	201	195	198	197	199	189	188
8ª	189	184	203	197	213	210	223	239	234	251	246	219	211	195	207	197	192	200	189	183
Camadas JM	MB				ZTA (ângulo 90°)				MS				ZTA (ângulo 30°)				MB			
	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11	12	13	14	15	16	17	18	19	20
1ª/2ª	213	205	206	189	209	210	227	239	227	217	216	221	266	243	232	216	209	201	199	204
2ª/3ª	202	211	198	198	203	199	216	230	217	213	218	223	213	206	187	192	209	195	200	199
4ª	197	201	204	191	199	202	226	216	227	227	226	225	231	210	204	201	203	199	191	193
5ª	197	208	207	197	205	210	234	227	225	222	214	210	230	201	189	189	197	193	204	195
6ª	197	199	200	204	214	220	237	246	244	239	238	268	255	228	213	218	209	207	197	201
7ª	203	209	206	216	230	221	245	251	328	259	281	269	253	237	221	216	205	201	203	199
8ª	212	218	218	217	210	212	229	246	254	267	278	257	253	235	225	225	215	208	221	212
Legenda: <span style="background-color: #d9ead3; border: 1px solid black; padding: 2px;"> </span> maiores valores de microdureza (HV)																				

Na Tabela V.5 os resultados obtidos na ZTA (ângulo 90°) de JM corresponde os valores de microdureza da ZTA do lado planar do chanfro, a ZTA (ângulo 30°) corresponde a ZTA da outra extremidade do chanfro.

A Figura 5.12 representa graficamente o perfil dos valores de microdureza Vickers referentes às juntas JV e JM.



(a)



(b)

Figura 5.12 - Perfis de microdureza, (a) junta soldada com chanfro em V: JV; (b) junta soldada com chanfro em 1/2 V: JM.

Observa-se que o passe de raiz, 8ª camada na Figura 5.12, possui em geral maiores valores de microdureza nas duas juntas. Esse resultado está em acordo com Laitinen (2006), em soldagem multipasses a região do passe de raiz é submetida a temperaturas mais altas e se solidifica a uma taxa de resfriamento maior que o passe subsequente, justificando a maior dureza para essa região.

O perfil de microdureza no metal de solda da junta V decresce da 8ª camada para a 5ª camada. Após a 5ª camada, foram identificadas na 4ª camada os menores valores de microdureza na junta JV. A 1ª, 2ª e 3ª camada possuem valores de microdureza aproximadamente iguais. Entre a 8ª e 5ª camada a taxa de resfriamento diminui e promove um tratamento térmico entre os passes subsequentes que adquirem valores menores de microdureza. Na 4ª camada os menores valores de microdureza Vickers podem ser justificados pelo menor teor de carbono apresentado pela Tabela V.1. O maior teor de carbono promove na região do metal de solda a precipitação de agregados de ferrita-carbonetos que apresentam maiores valores de microdureza. Ao comparar os percentuais de carbono entre as camadas verifica-se menor teor de carbono na 4ª camada, o que confirma o baixo valor de microdureza no metal de solda da junta JV.

O comportamento na junta JM no metal de base obedece ao mesmo perfil de microdureza que a junta JV, mas neste caso a 4ª e 5ª camadas apresentam valores de microdureza aproximados, o que está de acordo com o teor de carbono segundo a Tabela V.1.

Nas regiões de ZTA, os valores de microdureza foram como esperado, mais altos que o metal base, principalmente próximo à linha de fusão, uma vez que na zona termicamente afetada possui maior temperabilidade em função do crescimento de grão, o que está de acordo com Mine (2012). Ao comparar os lados das regiões da ZTA da junta ½ V, observa-se que não há diferença significativa de microdureza entre o lado de 90° (ZTA à esquerda) e 30° (ZTA à direita).

### **5.3.2 Ensaio de Tração**

Os corpos de prova *full size e sub size*, utilizados nos ensaios de tração foram confeccionados para diversas condições ( Figura 4.11 a Figura 4.14).

Os resultados obtidos nos ensaios de tração para corpos de prova de metal de base e junta completa são apresentados na Tabela V.6.

**Corpos de prova: full size**

Pela Tabela V.6 verifica-se que os corpos de prova *full size* foram todos fraturados na região da ZTA. O aço estudado atendeu aos requisitos da Norma API 5L/2013 e DNV- OS - F101 /2013 para o grau X65Q nas condições de juntas JV e JM. Os valores de limite de escoamento e limite de resistência são praticamente iguais para as duas juntas.

A Figura 5.13 apresenta fractografias de corpos de prova das juntas soldadas ensaiados por tração.

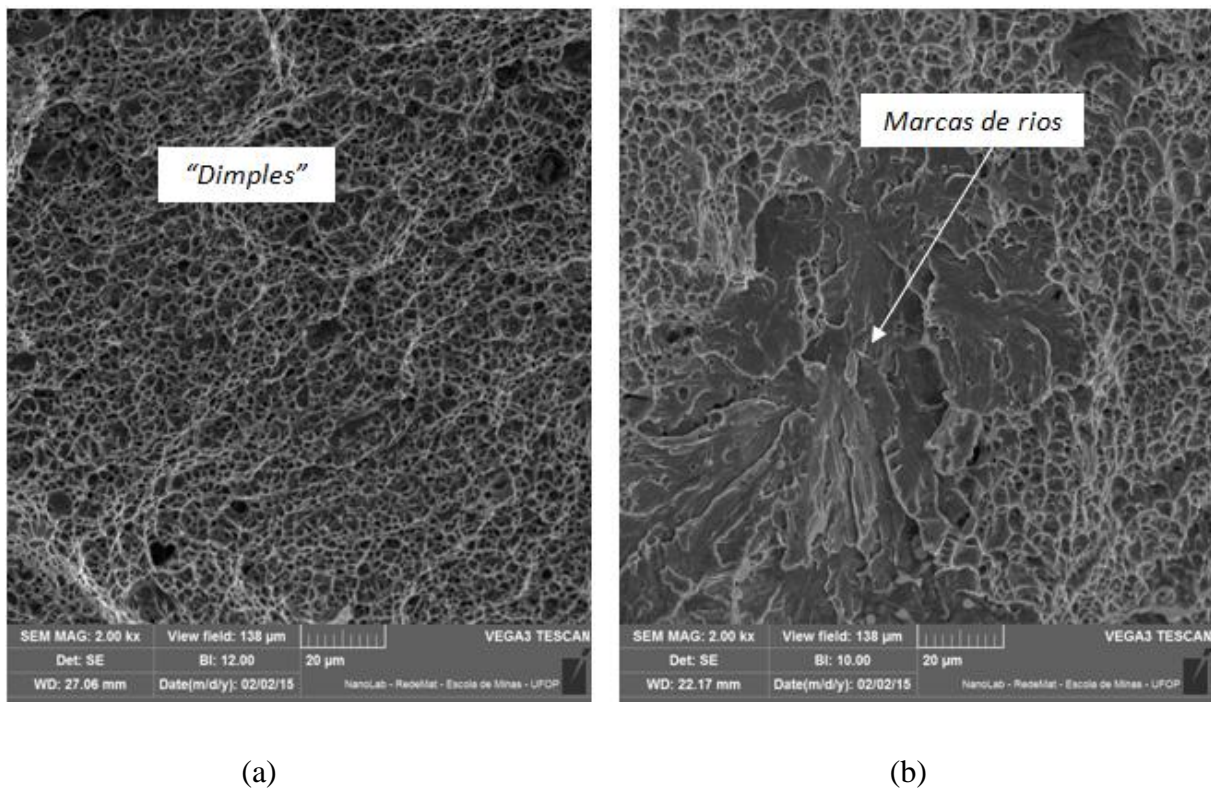


Figura 5.13 - Microfractografias de corpos de prova ensaiados por tração do aço API 5L X65Q, nas condições: (a) junta JV; ( b) junta JM; 2000x; MEV.

Tabela V.6 - Resultados dos ensaios de tração do aço API 5LX65Q e de juntas soldadas pelo processo GMAW.

Material (full size)	Fratura (Local)	Limite de Escoamento (MPa)		Limite de Resistência (MPa)		Alongamento %			LE/LR		
		Individual	Média	Individual	Média	Individual	Média	Desvio	Individual	Média	Desvio
JV	ZTA	510	510	604	611	15	14	2,1	0,84	0,83	0,01
	ZTA	509		618		12			0,82		
JM	ZTA	505	500	539	571	15	16	0,7	0,94	0,88	0,08
	ZTA	496		603		16			0,82		
Camadas JV (sub size)	Fratura (Local)	Limite de Escoamento (MPa)		Limite de Resistência (MPa)		Alongamento %			LE/LR		
		Individual	Média	Individual	Média	Individual	Média	Desvio	Individual	Média	Desvio
1ª	Metal Base	456	439	559	515	14	10	5,5	0,81	0,86	0,08
2ª	Metal Base	459		569		14			0,81		
3ª	Metal de Solda	362		364		2			0,99		
4ª	Metal Base	463		569		14			0,81		
5ª	Metal Base	469		574		14			0,82		
6ª	Metal Base	471		578		14			0,81		
7ª	Metal de Solda	449		519		4			0,86		
8ª	Metal de Solda	381		389		4			0,97		
Camadas JM (sub size)	Fratura (Local)	Limite de Escoamento (MPa)		Limite de Resistência (MPa)		Alongamento %			LE/LR		
		Individual	Média	Individual	Média	Individual	Média	Desvio	Individual	Média	Desvio
1ª	Metal de Solda	420	480	425	557	1	10	5,5	0,98	0,86	0,06
2ª	Metal Base	473		593		15			0,8		
3ª	Metal Base	498		599		11			0,83		
4ª	Metal Base	502		603		14			0,83		
5ª	Metal Base	496		601		14			0,82		
6ª	Metal de Solda	478		518		6			0,92		
7ª	Metal Base	506		586		13			0,86		
8ª	Metal de Solda	471		532		3			0,88		



Pela Figura 5.13 (a) observa-se nas fractografias a presença predominante de *dimples*. No entanto, na Figura 5.13 (b) além de *dimples*, marcas de rios também são observadas caracterizando uma fratura do tipo semi-frágil.

**Corpos de prova: *sub size***

**a) Camadas de junta JV**

Pela Tabela V.6 e Figura 5.14 verificam-se que os corpos de prova *subsize* correspondentes às 3ª, 7ª e 8ª camadas não atingiram ao especificado por Norma API 5L (2013). Para os três casos a fratura ocorreu no metal de solda. Na Figura 5.14 apresenta-se o gráfico com valores individuais de limite de escoamento e de limite de resistência da Tabela V.4 na condição de camadas da junta JV.

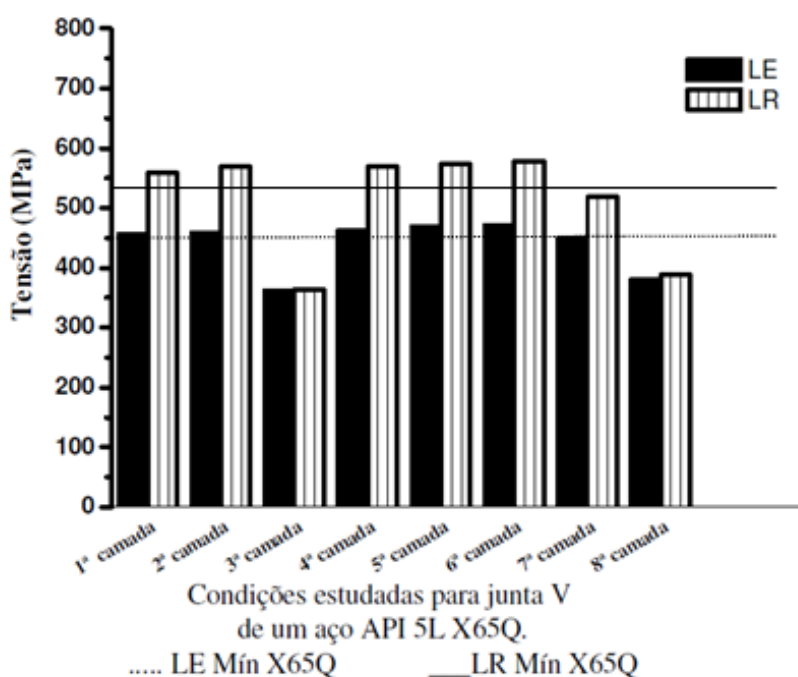
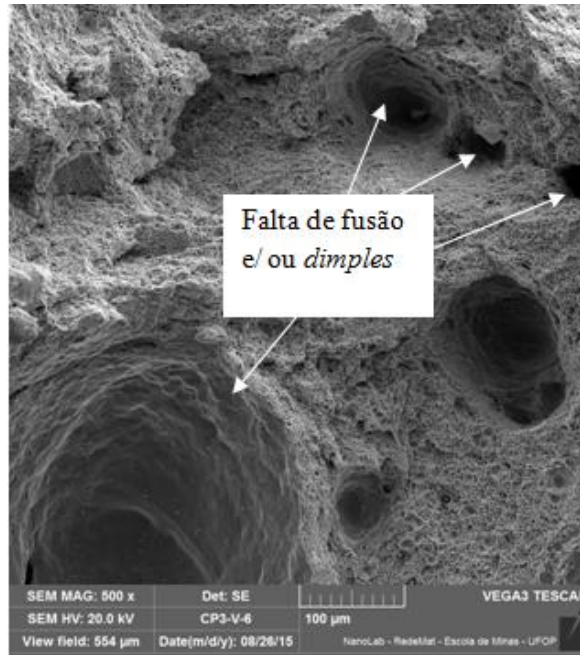


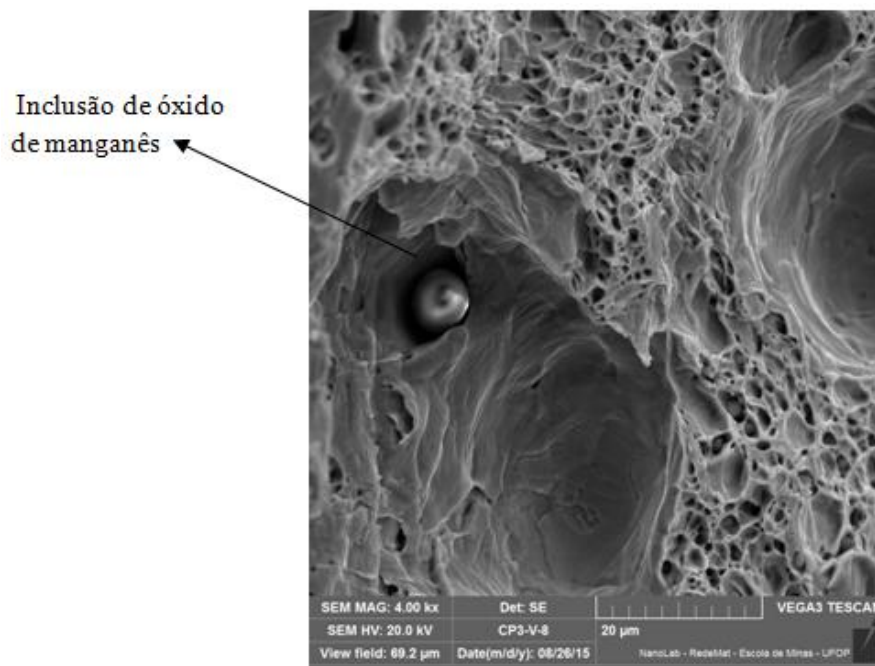
Figura 5.14 - Propriedades mecânicas obtidas nos ensaios de tração do aço API 5L X65Q, de junta soldada com chanfro em V (JV). LE – Limite de Escoamento; LR – Limite de Resistência; (Norma API 5L/ 2013).

Para o caso da 3ª camada observou-se que na superfície da fratura uma possível falta de fusão e/ou *dimples* e presença de inclusões (Figura 5.15 (a-c)).

Pelas fractografias da Figura 5.15(a) observam-se algumas regiões no metal de solda com falta de fusão, na Figura 5.15(b) verifica-se a presença de micro inclusões de óxido de manganês e em (c) mostra o percentual em peso de elementos químicos presentes na inclusão.



(a)



(b)

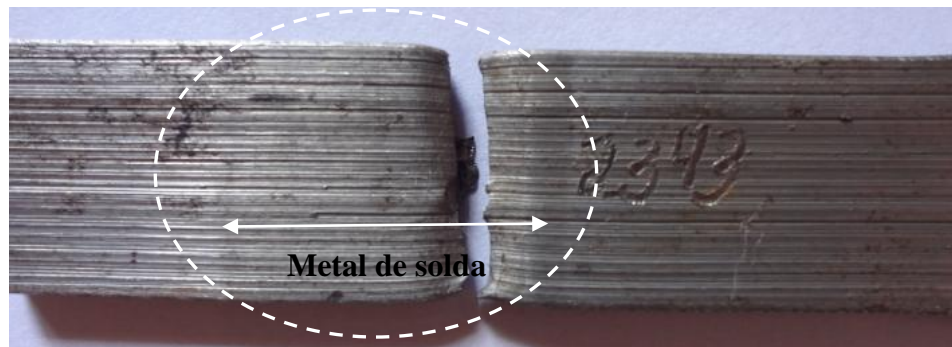
	Wt%
O	36.0
Mn	26.3
Si	20.5
Fe	17.1

(c)

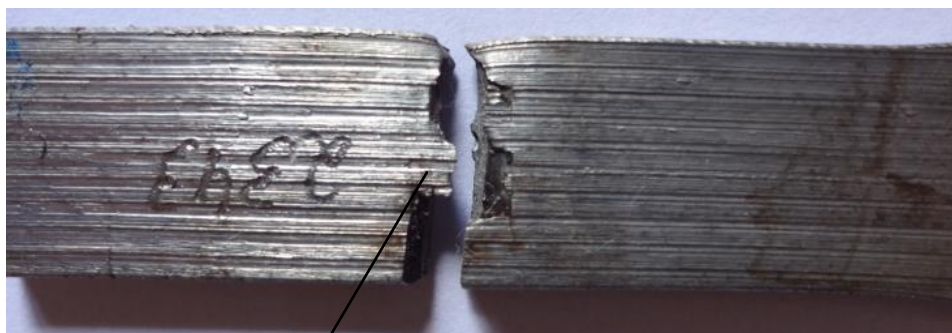
Figura 5.15 - Microfractografias do corpo de prova ensaiado em tração correspondente à terceira camada da junta JV (a): 500x; (b): 4000x; (c) Wt% - percentual de massa atômica, analisada qualitativamente por MEV/EDS.

O segundo corpo de prova fraturado na região do metal de solda corresponde à 7ª camada da junta JV. A Figura 5.16 apresenta a macrofotografia do corpo de prova ensaiado em tração correspondente à sétima camada da junta JV. Observou-se nesta junta que o trincamento

iniciou-se próximo à ZTA onde a microdureza apresenta um pico (262 HV) e propagou-se no metal de solda. Essas trincas podem ter surgido na fase final do resfriamento.



(a)



(b)

Borda: fratura frágil

Figura 5.16 - Macrofotografia do corpo de prova ensaiado em tração correspondente à sétima camada da junta JV (a) região da fratura: metal de solda (círculo); (b) verso da fratura ;aspecto plano indicando fratura frágil.

Para a 8ª camada verificou-se que a fratura iniciou-se em uma descontinuidade de solda localizado no passe de raiz. A Figura 5.17 apresenta a fotografia da fratura correspondente ao corpo de prova da 8ª camada da junta JV.

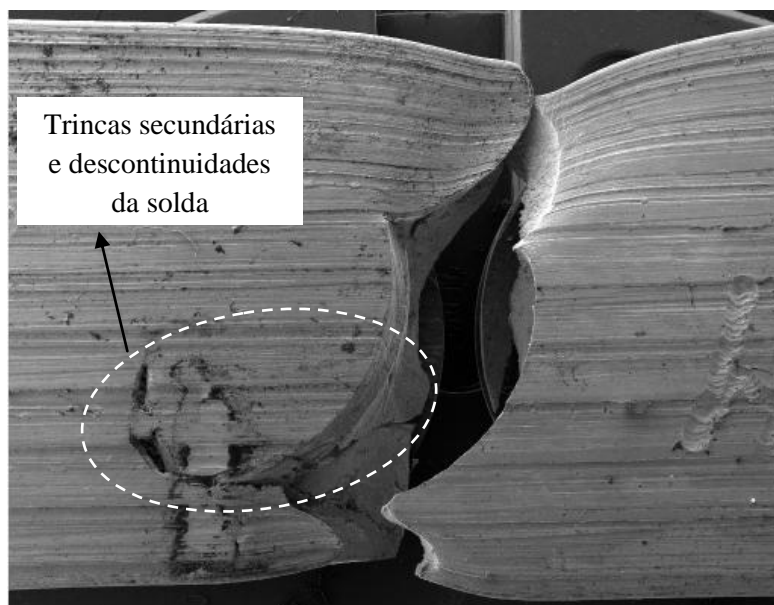


Figura 5.17 - Macrofotografia do corpo de prova ensaiado em tração correspondente à 8ª camada da junta JV; aspecto dúctil da fratura.

Na macrofotografia apresentada pela Figura 5.17 destaca-se (círculo) o defeito de solda caracterizado por uma trinca longitudinal na região do passe de raiz. Observam-se locais com descontinuidades da solda próximos à região fraturada que podem formar concentradores de tensões e propagação de trincas que reduzirão a seção efetiva da solda como descrito por Marques (2011). Nota-se, também, pelo fato do material ser menos resistente mecanicamente gerou uma fratura com “empescoçamento”, portanto com maior estrição, característica da fratura dúctil.

#### **b) Camadas JM**

Na Tabela V.4 observa-se que os corpos de prova *sub size* para camadas com junta JM, apresentaram fraturas na 1ª, 6ª e 8ª camada do metal de solda. A Figura 5.18 apresenta graficamente os valores individuais de limite de escoamento e limite de resistência da Tabela V.4 para junta soldada.

Pela Figura 5.18 observa-se que o corpo de prova da primeira camada não atingiu o limite mínimo de escoamento e o limite de resistência.

A macrofotografia do corpo de prova ensaiado por tração é visualizada na Figura 5.19. A mesma apresenta a fratura no metal de solda da 1ª camada corresponde aos últimos passes. Observaram-se nessas regiões acabamento inadequado na superfície da solda.

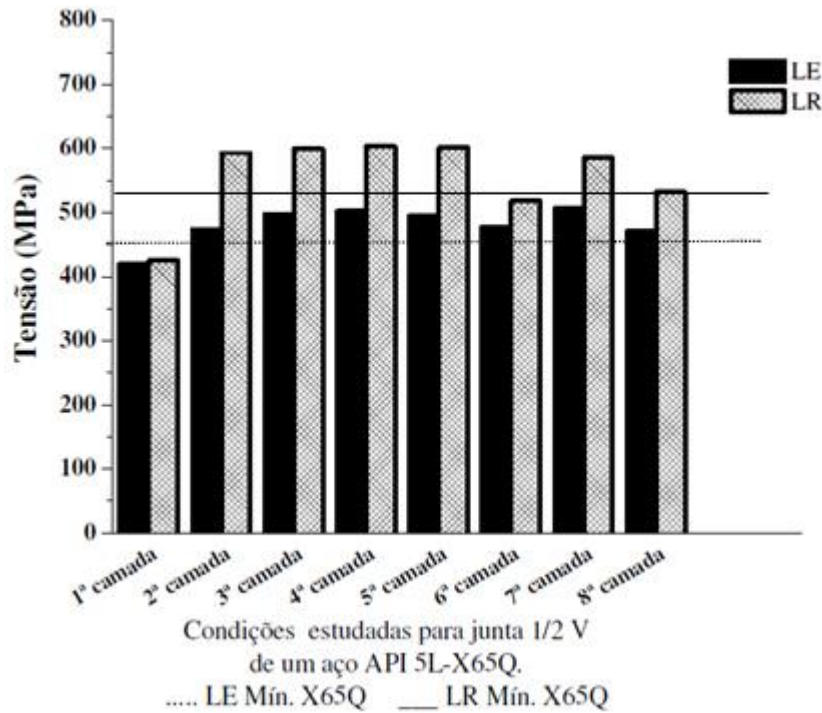


Figura 5.18 - Propriedades mecânicas obtidas nos ensaios de tração do aço API 5L X65Q, de junta soldada com chanfro em V (JM); LE – Limite de escoamento; LR – Limite de Resistência; (Norma API 5L/ 2013).

Acabamento inadequado na superfície da solda

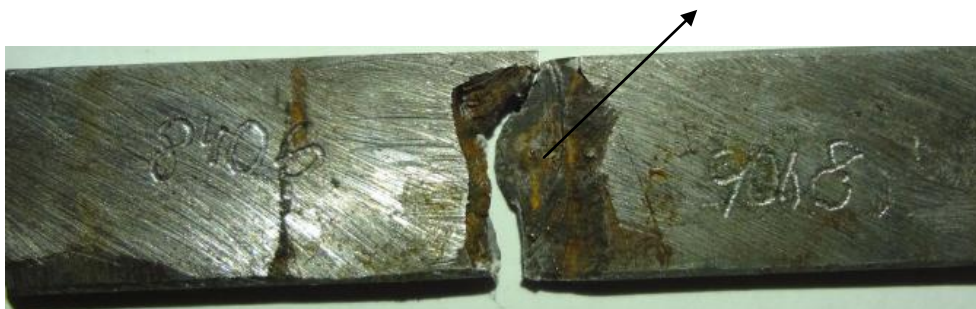
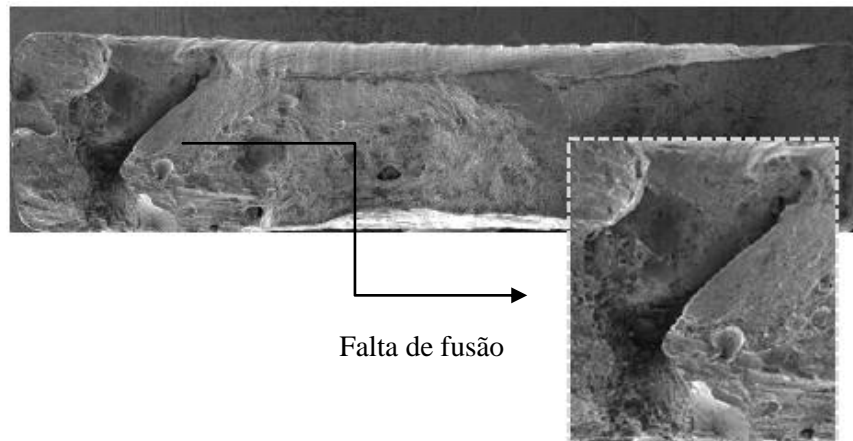
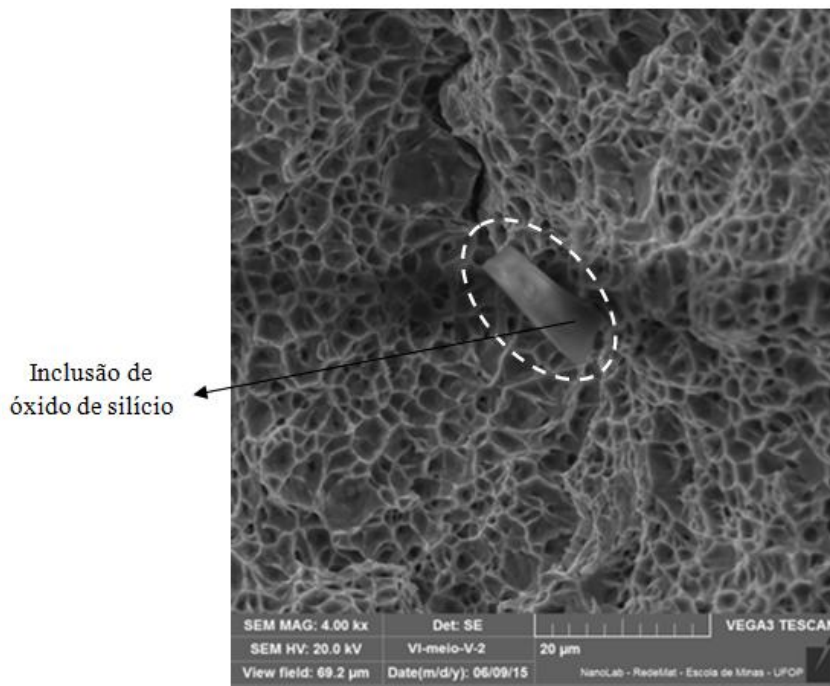


Figura 5.19 - Macrofotografia do corpo de prova fraturado em ensaio em tração correspondente à 1ª camada da junta JM.

Na sexta camada, verifica-se que o limite de escoamento do aço soldado atende o especificado, mas o limite de resistência mecânica (518 MPa - Figura 5.18) está abaixo do valor especificado pela Norma API 5L/2013. Observou-se na superfície de fratura falta de fusão e presença de inclusões de óxido de silício de acordo com a composição química qualitativa indicada por MEV/EDS. Destaca-se o aspecto dúctil da fratura devido a presença de *dimples* ( Figura 5.20 a-c).



(a)



(b)

	Wt%
O	41.2
Si	35.1
Al	8.2
Fe	5.1

(c)

Figura 5.20 - Macrofotografia do corpo de prova ensaiado em tração correspondente à 6ª camada da junta JM; (a): falta de fusão; (b): 4000x; (c) Wt% - percentual de massa atômica;

MEV/EDS.

Para a oitava camada os valores mínimos de resistência mecânica também não atenderam o especificado. O valor de 532 MPa está próximo ao limite de resistência mínimo para o aço “X65Q”, no entanto a fratura no metal de solda apresentou característica frágil (seção plana), Figura 5.21.



Figura 5.21- Macrofotografia do corpo de prova ensaiado em tração correspondente à 8ª camada da junta JM.

Observa-se também que ao diminuir a espessura dos CPs de tração (24mm para 3mm), os mesmos apresentaram características mais frágeis em suas rupturas. Corpos de prova de maior espessura apresentaram maior deformação, sendo que a média do alongamento percentual para corpos de prova de junta completa variou de 13,5% a 15,5%. No entanto, para corpos de prova de tamanho reduzido essa média diminuiu para 10%. Esse resultado explica as fraturas na região do metal de solda de corpos de prova reduzido, pois os mesmos apresentaram um efeito de concentração de tensão mais pronunciado.

### 5.3.3 Ensaio de impacto Charpy

Os resultados de energia absorvida sob impacto para CPs *sub size* do tipo Charpy com entalhes no metal base, zona termicamente afetada e metal de solda são apresentados na Tabela V.7. As condições das juntas JV e junta JM atenderam ao grau X65Q para o requisito mínimo de absorção de 27J a 0°C, como especificado pela Norma API 5L/2013.

Tabela V.7- Energia média absorvida em ensaio de impacto Charpy das camadas das juntas JV e JM; aço API 5L X65Q soldado; CPs com entalhes conforme Figuras 4.18 e 4.19.

Material (Condição)	Energia média absorvida (T = 0 ° C)			
	MB	ZTA (ângulo 30°)	MS	ZTA (ângulo 30°)
<b>Camadas JV</b>				
1ª	156		118	93
4ª	168		96	147
8ª	160		117	153
<b>Camadas JM</b>				
1ª	159	132	76	169
4ª	159	90	106	127
8ª	160	67	100	97



Região não analisada da junta JV; junta com chanfros de lados semelhantes.

Para os corpos de prova das amostras correspondentes às juntas JV e JM foram obtidos os resultados de energia absorvida de acordo com a Norma ASTM A370-09. A Tabela V.7 apresenta a média dos valores de energia em joule para corpos de prova de ensaio de impacto Charpy identificando as regiões de entalhe. As Figuras 4.18 e 4,19 ilustram as posições dos entalhes para as duas juntas.

Na 1ª camada, metal de solda (MS), observa-se que a junta JV possui maior valor de energia absorvida comparada à junta JM. A média dos valores de energia para junta JV é 118J enquanto na junta JM é 76J. Os passes de acabamento na junta JM possuem taxa de resfriamento maior devido à menor quantidade de metal de solda depositado e exposição da solda à atmosfera, o que influencia na formação do constituinte M-A como observado na microestrutura com ataque Le Pera na Figura 5.9(b). Verifica-se que apesar de possuir maior quantidade de ferrita acicular, a junta JM apresentou menor tenacidade ao impacto que a junta em V, fato atribuído ao maior teor de M-A no passe de acabamento.

Na região central das amostras, 4ª camada, as médias dos valores de energia para JV e JM não possui muita influência do tipo de chanfro.

E na 8ª camada, observa-se que a junta V absorve maior quantidade de energia no passe de raiz comparada à junta JM. A média de energia absorvida para a 8ª camada é 117J na junta JV e 100J na junta JM.

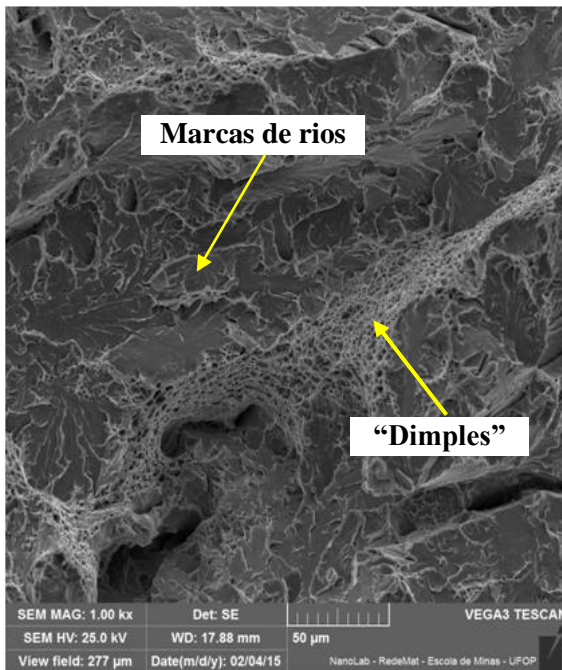
Calculando a média da energia absorvida do metal de solda nas duas juntas, observa-se que a junta JM apresenta menor valor de energia absorvida ( energia<sub>ab.</sub><sup>(JV)</sup> = 110J e energia<sub>ab.</sub><sup>(JM)</sup> = 94J).

Pelas condições avaliadas na ZTA, percebe-se que os tipos de chanfros exerceram influência na energia absorvida. Para junta JV a energia absorvida aumentou do passe de acabamento para o passe de raiz e na junta JM esse comportamento foi o contrário para ambos os lados da ZTA.

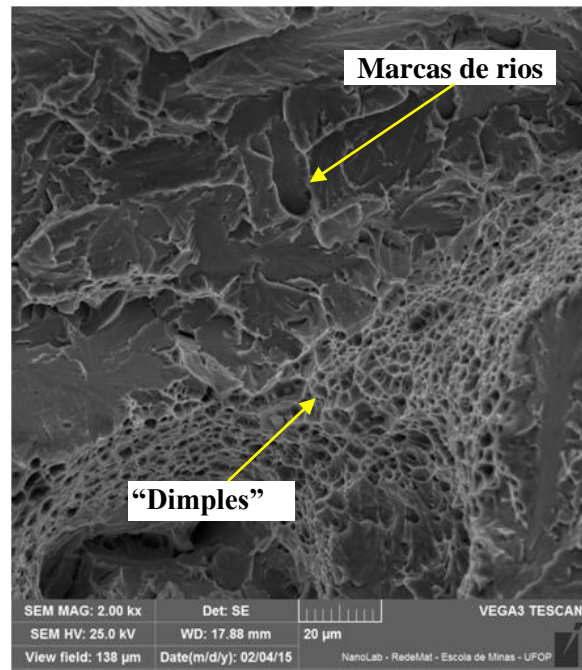
Na Figura 5.22 apresenta microfractografias de corpos de prova da 4ª camada das juntas ensaiadas por impacto Charpy. As microfractografias da Figura 5.22 apresentam aspecto típico de fratura semi-frágil dos corpos de prova da JV e JM com aspecto de fratura frágil.

Observa-se a presença de *dimples*, típico de fratura dúctil e marcas de rios, característico de fratura frágil (Figura 5.22a; Figura 5.22b e Figura5. 22c). Na Figura 5.22(d), observa-se a presença predominante de marcas de rios.

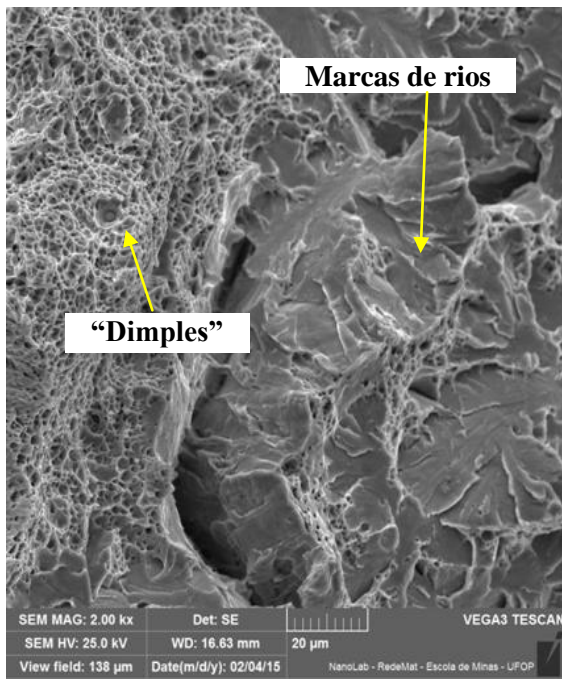




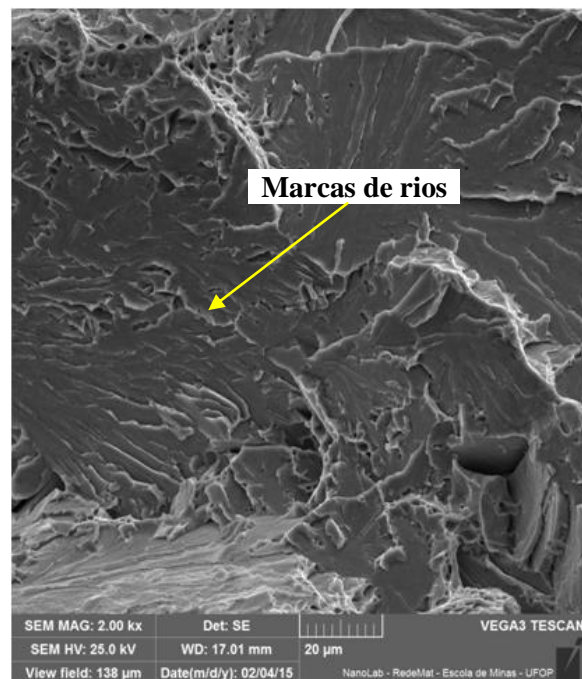
(a)



(b)



(c)



(d)

Figura 5.22 - Macrofotografia do corpo de prova ensaiado por impacto Charpy correspondente à 4ª camada do metal de solda; (a) e (b): JV; (c) e (d): JM.

Na condição JM os corpos de prova possui a média de energia absorvida no metal de solda menor do que a JV. Assim, a microfractografia apresenta aspecto predominantemente frágil ( Figura 5.22d).

## 6. CONCLUSÕES

Após avaliar os resultados obtidos na análise química, caracterização estrutural e ensaios mecânicos das juntas JV e junta JM em um aço API 5LX65Q, as seguintes conclusões foram obtidas:

- Os tratamentos de têmpera e revenimento resultaram em uma microestrutura formada por martensita revenida e bainita no metal base das juntas JV e JM.
- De acordo com a metalografia quantitativa observou-se que o tipo de chanfro exerceu influência sobre o teor de ferrita acicular. A soldagem na junta JM permitiu depositar menor quantidade de material, portanto a taxa de resfriamento tende ser mais alta que na JV. Esse comportamento conduziu a formação de M-A em maior quantidade em JM.
- Os resultados da análise química do metal base atenderam à especificação para o grau X65Q. A média da composição química das juntas possuem valores aproximados e para a maioria dos elementos o teor não se altera, significativamente, entre as camadas analisadas.
- O metal base atendeu aos requisitos mínimos de limite de escoamento e limite de resistência de acordo com a Norma API 5L/2013. Para os corpos de prova da junta completa o limite de escoamento e limite de resistência atendeu a Norma API 5L/2013 e foram praticamente iguais nas juntas JV e JM. No entanto, ao analisar as camadas em corpos de prova de tamanho reduzido, as propriedades mecânicas de algumas camadas de juntas JV e JM, apresentaram-se inferiores ao limite especificado.
- Os resultados obtidos nos ensaios de microdureza Vickers indicaram que a junta JM possui em geral maiores valores na junta comparada à junta JV, o que comprova a maior taxa de resfriamento na junta JM.
- Para o ensaio de impacto Charpy, o tipo de chanfro também mostrou influência na tenacidade ao impacto das juntas soldadas. Na ZTA da junta JV observou-se que a energia absorvida aumenta da 1ª à 8ª camada e na junta JM tem o comportamento contrário. No metal de solda em geral observou-se menor energia absorvida na junta JM quando comparada à junta JV.
- As micrografias de CPs ensaiados em tração e impacto Charpy indicaram comportamento semi-frágil e frágil, com a presença de *dimples* e facetas de clivagem.

## **7. SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS**

A partir do presente estudo recomendam-se alguns trabalhos futuros:

- Realizar as soldas com aportes térmicos diferentes.
- Soldar o passe de raiz com o processo TIG ou GTAW, com gás de “purga” (puro).
- Aplicar metodologias da Mecânica de Fratura para avaliar a tenacidade à fratura nas diferentes regiões das soldas.

## **8. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS**

ALBUQUERQUE, M. C. S; LIMA, I. E; MACIEL, T. M. Efeito da espessura e da microestrutura do corpo de prova sobre as propriedades mecânicas de juntas soldadas de tubulações de aço para plataforma marítima. 2009.

ARAÚJO, L. C. S. D. 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. Dissertação de Mestrado. Universidade Federal De Ouro Preto. Programa de Pós Graduação em Engenharia de Materiais - Rede Temática em Engenharia de Materiais. Ouro Preto. 2013.

ARMENDRO, B. N; RIBEIRO, F. M. P; FIORI, M. A. P. Tubos com e sem costura: breve histórico e principais processos produtivos. Escola Politécnica da Universidade de São Paulo. São Paulo, 2011.p.13-16.

ASTM A370-09a - Standard Test Methods and Definitions for Mechanical Testing of Steels Products. American Society for Testing and Materials. [S.l.]. 2009.

ASTM E8/8M-08 - Standard Test Method for Tension Testing of Metallic Materials. American Society for Testing and Materials. [S.l.]. 2008.

ASTM. ASTM E562: Standard test method for determining volume fraction by systematic manual point count. West Conshohocke. American Society for Testing and Materials. [S.l.]. 2011.

API 1104-10 - Welding of Pipeline and Related Facilities. American Petroleum Institute. [S.l.]. 2010.

API 5L-09 - Specification for Line Pipe. American Petroleum Institute. [S.l.]. 2013.

AWS A5.18/18M-05 - Specification for Carbon Steel Electrodes and Rods for Gas Shileding Arc Welding. American Welding Society. [S.l.]. 2005.

BATALHA, R. L. Envelhecimento por Deformação em juntas soldadas pelo processo GMAW de Tubos de Aço API 5L X65Q sem costura. Dissertação de Mestrado. Universidade Federal de Ouro Preto. Programa de Pós Graduação em Engenharia de Materiais - Rede Temática em Engenharia de Materiais. Ouro Preto. 2015.

BARBEDO, N. D. C. Avaliação comparativa dos processos de soldagem GMAW e FCAW utilizando aço ASTM A-36 para verificar a soldabilidade, propriedades metalúrgicas e geométricas, e resistência mecânica. Dissertação de Mestrado. Universidade Federal de Itajubá. Programa de Pós- Graduação em Engenharia Mecânica. Itajubá. 2011

BELLOTO, H. J.; Análise de falhas em tubos sem costura de aço St52 utilizados em motores diesel. Dissertação de Mestrado. Universidade Federal de Campinas, 2011.

BUENO, E. W. Desempenho Superficial de Barras laminadas redondas de um aço SAE 1043 frente às variáveis de condicionamento de tarugos, temperatura de laminação e uso do descarepador. Dissertação de Mestrado. Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e Materiais. Universidade Federal do Rio Grande do Sul. Porta Alegre. 2012.

BRACARENSE, A. Q. Gas Metal Arc Welding. Infosolda. Universidade Federal de Minas Gerais. Programa de Pós Graduação em Engenharia Mecânica. Belo Horizonte. 2008.

BRADESHIA, H.K.D.H; SVENSSON, L. E. Modeling of evolution of microstructure in steel weld metal in mathematical modeling of weld phenomena. The Institute of Materials, 1993.p109-180.

BRANDI, S. D.; WAINER, E.; MELLO, F. D. Soldagem: Processos e Metalurgia. São Paulo, 2004.

BRAZ, M. H. P. Propriedade de fadiga de soldagem de alta resistência e baixa liga com diferentes composições microestruturais. Dissertação de Mestrado. Universidade de São Paulo: USP; 1999.

COLPAERT, H. Metalografia dos produtos siderúrgicos comuns. 4 ed. São Paulo: Edgard Blucher; 2008. Revisão técnica André Luiz V. da Costa e Silva.

DNV-OS-F101: Offshore Standard – Submarine Pipeline Systems. DET NORSKE VERITAS AS. [S.l.]. 2013.

EVANS, G.M. The effect of nickel on the microstructure and properties of C-Mn all-weld metal deposits, 1999.p.18-35.

EVANS, G. M. The effect of titanium on the microstructure and properties of C-Mn all-weld metal deposits, 1991.p.22-23.

FERNANDES, P. E. A. Avaliação da tenacidade à fratura da zona termicamente afetada pelo calor (ZAC) e do aço API 5L X80 soldado pelos processos SMAW e FCAW. Tese de Doutorado. Escola Politécnica da Universidade de São Paulo. São Paulo. 2011.

GORNI, A. A.; SILVEIRA, J. H. D. da; REIS, J. S. de S. Metalurgia dos aços microligados usados na fabricação de tubos soldados com grande diâmetro. *Tubo & Companhia*, 5:26, p. 49-63, 2009.

SICILIANO, F. Materiais para gasodutos: Aços de Alta Resistência para Dutos de Transporte de Gás e Petróleo - Tendências Atuais. *Metalurgia e Materiais*. São Paulo: vol.64, N°588,p.208-211, Mai/2008.

ISO/R 377, 2013 – Selection and preparation of samples and test pieces for wrought steel.

JUNIOR, J. C. S; ROCHA, D. B; BRANDI, S. D. Uma Breve Revisão Histórica do Desenvolvimento da Soldagem dos Aços API para tubulações. Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais da EDUSP. *Soldagem & Inspeção*. São Paulo, vol.18. N° 02, p.176-195, Abr/Jun 2013.

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

LAITINEN, R. – Improvement of weld HAZ toughness at low heat input by controlling the distribution of M-A constituents. Tese de Doutorado Universidade de Oulu, Finlândia, *Acta Univ. Oul. C* p. 234, 2006.

LEAL, V. S; MANTOVANI, R; ALCÂNTARA, N.G; et. Al. Influência da Energia de Soldagem na junta Soldada de um aço ARBL. Congresso Brasileiro de Engenharia e Ciências dos Materiais, , Águas de Lindóia. São Paulo. Vol. 2.p.951-954.

LIMA, T. R. S. Desenvolvimento de Metodologia para determinação de curvas de resistência à fratura de materiais elasto-plásticos pela análise do campo deformacional à frente da ponta da trinca. Tese de Doutorado. Universidade Federal do Rio Grande do Sul. Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgicas e de Materiais. Porto Alegre. 2011.

MARQUES, P. N; MONDENESI, P. J; BRACARENSE, A. Q. *Soldagem: Fundamentos e Tecnologia*. Editora UFMG, 3ªed. Belo Horizonte, 2011. p.100-112.

MINE, Y.; HIRASHITA. K.; TAKASHIMA, H.; MATSUDA, M.; TAKASHIMA, K. Micro-tension behaviour of lath martensite structure of carbon steel. Departamento f Materials Science and Engineering. Kumamoto University. Japan. 2012. p.536-537.

MODENESI, P. J. Soldabilidade dos Aços Transformáveis. Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais. Universidade Federal de Minas Gerais. Belo Horizonte. 2004.

MODENESI, P. J.; MARQUES, P. V.; SANTOS, D. B. Introdução à Metalurgia da Soldagem. Universidade Federal De Minas Gerais. Belo Horizonte. 2012.

MONTE, I.R. Caracterização Microestrutural do aço API 5L X65Q soldado por feixe de elétrons com diferentes aportes térmicos. Dissertação de Mestrado. Escola de Engenharia de Lorena. Universidade de São Paulo. Lorena, 2013.

NASCIMENTO, J.J.S; SANTOS, M.A. O efeito da Espessura do corpo de prova sobre os valores de tenacidade à fratura do aço A516-GR65. Congresso de Engenharia Mecânica Norte-Nordeste, NO 4,1996, Recife, vol.1. p.33-38.

PEIXOTO, A. L. Soldagem. Rede e-Tec Brasil. Universidade Federal do Pará. 2012.

PERINI, F. G. Propriedades mecânicas e microestruturais de aços de alta resistência e baixa liga soldado. Dissertação de Mestrado. Universidade de Caxias do Sul. Caxias do Sul.2008.

PINTO, F. C. Características Mecânicas e Microestrutural do aço API 5L-X65Q soldado por Feixe de Elétrons. Universidade Federal de São Paulo. Escola de Engenharia de Lorena. Dissertação de Mestrado. Lorena. 2011.

QUINTINO, L.; LISKEVICH, O.; VILARINHO, L.; SCOTII, A. Heat input in full penetration welds in gas metal arcwelding (GMAW). Original Article. Springer-Verlag, 2013. p.2836-2839.

SILVA, A. L.V; MEI, P. R. Aços e Ligas Especiais. São Paulo: Edgard Blucher, 2006.

SILVA, C. B. A.; Metalurgia da soldagem - Notas de Aula da Disciplina Metalurgia da Soldagem. Centro Ensino Federal e Tecnológico do Pará. Área da Indústria – Coordenação de Mecânica. Belém, 2009.p.53.

SENAI – Tubulação Industrial e Estrutura Metálica. Programa de Certificação Operacional CST- Apostila.p.112-123.

SOARES, W. R. Relação entre Microestrutura e Propriedades Mecânicas de Tubos de Aço utilizados no revestimento de Poços e para condução de Petróleo e Gás. Dissertação de Mestrado. Universidade Federal de Ouro Preto. Programa de Pós Graduação em Engenharia de Materiais - Rede Temática em Engenharia de Materiais. Ouro Preto. 2015.

TRINDADE, V. B; PAYÃO, F. J. C; GUIMARÃES, A. S; PARANHOS, R. P. R. Normalizing heat treatment on the mechanical behavior of low-alloy steel weld metals. Journal of the Brazilian Society of Mechanical Sciences and Engineering. 2004.

TRINDADE, V. B; PAYÃO, F. J. C; GUIMARÃES, A. S; PARANHOS, R. P. R. Influence of Zirconium on Microstructure and Toughness of Low-Alloy Steel Weld Metals. Journal of Materials Engineering and Performance. 2005.

TRINDADE, V. B; PAYÃO, F. J. C; GUIMARÃES, A. S; FELILE, G.S.L; PARANHOS, R. P. R. The role of addition of Ni on the microstructure and mechanical behaviour of C-Mn weld metals. Network of Scientific Journal from Latin America, the Caribbean, Spain and Portugal. Exacta, vol.5, num.1, jan- jun, 2007, p.177-183.