

UNIVERSIDADE FEDERAL DE SANTA CATARINA
DEPARTAMENTO DE ENGENHARIA MECÂNICA
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA DE
MATERIAIS

FABIANO RICARDO MILARCH

**INFLUÊNCIA DO APORTE TÉRMICO NA TENACIDADE DE
SOLDAS POR ALTA FREQUÊNCIA (HFIW) DE TUBOS API 5L
X65M COM DOIS CONCEITOS DE LIGA**

Florianópolis
2017

FABIANO RICARDO MILARCH

**INFLUÊNCIA DO APORTE TÉRMICO NA TENACIDADE DE
SOLDAS POR ALTA FREQUÊNCIA (HFIW) DE TUBOS API 5L
X65M COM DOIS CONCEITOS DE LIGA**

Dissertação submetida ao Programa de Pós-graduação em Ciência e Engenharia de Materiais da Universidade Federal de Santa Catarina para a obtenção do Grau de Mestre em Engenharia de Materiais.

Orientador: Prof. Carlos Enrique Niño Bohórquez, Dr.Eng.

Florianópolis
2017

Ficha de identificação da obra elaborada pelo autor,
através do Programa de Geração Automática da Biblioteca Universitária da UFSC.

Milarch, Fabiano Ricardo

Influência do aporte térmico na tenacidade de soldas por alta frequência (HFIW) de tubos API 5L X65M com dois conceitos de liga / Fabiano Ricardo Milarch ; orientador, Carlos Enrique Niño Bohórquez, 2017.

125 p.

Dissertação (mestrado) - Universidade Federal de Santa Catarina, Centro Tecnológico, Programa de Pós Graduação em Ciência e Engenharia de Materiais, Florianópolis, 2017.

Inclui referências.

1. Ciência e Engenharia de Materiais. 2. Soldagem HFIW. 3. defeito penetrador. 4. aço API 5L X65. 5. tenacidade da solda. I. Bohórquez, Carlos Enrique Niño . II. Universidade Federal de Santa Catarina. Programa de Pós-Graduação em Ciência e Engenharia de Materiais. III. Título.

FABIANO RICARDO MILARCH

**INFLUÊNCIA DO APORTE TÉRMICO NA TENACIDADE DE
SOLDAS POR ALTA FREQUÊNCIA (HFIW) DE TUBOS API 5L
X65M COM DOIS CONCEITOS DE LIGA**

Esta Dissertação foi julgada adequada para obtenção do Título de Mestre em Engenharia de Materiais e aprovada em sua forma final pelo Programa Programa de Pós-graduação em Ciência e Engenharia de Materiais.

Florianópolis, 31 de julho de 2017

Prof. Guilherme Mariz de Oliveira Barra, Dr.Eng.
Coordenador do Curso

Banca Examinadora:

Prof. Régis Henrique Gonçalves e Silva, Dr.Eng.
Universidade Federal de Santa Catarina

Wilson Alexander Hormaza Rodríguez, Dr. Eng.

Prof. João Batista Ribeiro Martins, Msc.Eng.
Instituto Federal Espírito Santo

Este trabalho é dedicado a minha esposa
Lilian e meu filho Nicolás.

AGRADECIMENTOS

À Deus, grande arquiteto do universo, origem de todas as verdades e conhecimentos.

À Arcelor Mittal Brasil e à Tuper, pela oportunidade e pelo apoio financeiro.

Ao Professor Carlos Enrique Niño, pela orientação e apoio na condução deste trabalho.

Aos colegas da Gerência de Área de Laboratório Metalúrgico e de Processos da Arcelor Mittal Vega, pelo apoio na realização dos ensaios e em especial à Bruno Kneipel pela solicitude e precisão nas análises metalográficas.

À Universidade Federal de Santa Catarina, em especial ao Programa de Pós-Graduação em Ciência e Engenharia de Materiais, pela oportunidade da realização deste projeto de pesquisa.

À minha esposa Lilian, pelo incentivo, ajuda e compreensão durante todo o desenvolvimento deste trabalho e meu filho Nicolás por saber compreender minha ausência quando da elaboração do trabalho.

RESUMO

O processo de soldagem por indução de alta frequência (*High Frequency Induction Welding*, HFIW) é o processo mais utilizado na fabricação de tubos com costura destinados para o transporte de óleo e gás conforme especificação na norma API (*American Petroleum Institute*) 5L. Devido à aplicação destes tubos em condições severas como altas pressões e vazões de trabalho, um requisito de fundamental importância é a tenacidade da solda. Dentre os parâmetros de soldagem estudados no processo de soldagem HFIW, a potência aplicada, que influencia diretamente o aporte térmico, é que têm maior influência sobre os fenômenos que serão predominantes no processo e, conseqüentemente, sobre as propriedades mecânicas e o tipo e intensidade de defeitos de soldagem que podem ser gerados na junta soldada. Com o objetivo de se avaliar a influência do aporte térmico na tenacidade da solda, foi realizado um estudo comparativo entre duas ligas que atendem aos requisitos de propriedades mecânicas do aço API 5L X65, sendo uma das ligas com alto Mn e baixo Nb, convencionado neste trabalho como liga tipo A, e outra com baixo Mn e alto Nb denominada liga tipo B. Foram avaliadas a tenacidade e a dureza da zona fundida e da ZAC ao utilizar seis níveis de aporte térmico através da alteração da potência aplicada e mantendo os demais parâmetros constantes durante a produção de tubos de 219 mm de diâmetro externo e 9,65 mm de espessura de parede. Verificou-se que o aço B possui uma soldabilidade maior que o A, pois a janela de processo é maior. Por exemplo, para certa velocidade da linha, o aço B permite uma maior faixa de potências de soldagem, sem deixar de atender ao requisito de tenacidade dado pela norma API 5L. Além disso, embora as durezas em todas as soldas tenham atendido aos requisitos da norma API 5L, que fixa como limite o valor de 250 HV, as soldas no aço A apresentaram uma maior variação da dureza e, para alguns aportes térmicos, valores de dureza muito próximos do limite aceitável. Análises ao MEV de soldas realizadas com aporte de 1,55 kJ/mm mostraram que, enquanto que no aço tipo A surgiram defeitos tipo penetrador, na forma de inclusões alinhadas de óxidos do sistema FeO-MnO-SiO₂, no aço tipo B não houve esse tipo de defeito.

PALAVRAS-CHAVE: Soldagem HFIW; defeito penetrador; aço API 5L X65; tenacidade da solda;.

ABSTRACT

The High Frequency Induction Welding (HFIW) is the most used process to produce pipes to apply in oil and gas pipelines according to API 5L standards (*American Petroleum Institute*). Due to severe environment application of these pipes, it is very important to guarantee the welding toughness, which can be estimated by Charpy Impact test. Among the welding parameters studied in the HFIW welding process, the heat input is the most important to determine which type of phenomenon will be present during the welding process and, consequently, in the type and intensity of welding defect will be generate at the welding centerline. In order to evaluate the influence of the heat input to the welding toughness, was carried out a comparative study between two different alloys in accordance with API 5L standard grade X65. Toughness behavior was evaluated in the Heat affected Zone and the welding center line by using 6 different levels of heat input through changes on power applied and keeping the others parameters fixed during the production of 219 mm diameter pipes with 9,65 mm wall thickness. In order to analyze the Heat affected Zone and the welding center line, were evaluated the chemical composition, microstructure, mechanical resistance, hardness and absorbed impact energy Charpy. Analysis through SEM (Scanning Electronic Microscopy) on 1,55 kj/mm samples indicated presence of the defect penetrator on High Mn alloy welding zone. It was also observed that chemical composition of the steel alloy has important influence on the welding center line integrity, indicating that Low Mn alloy had better and more homogeneous results without discontinuity generation as penetrators found on the High Manganese alloy.

KEYWORDS: Weld toughness, HFIW Welding, Penetrator defect, API 5L X65.

LISTA DE FIGURAS

Figura 1 – Evolução dos aços API ao longo dos anos.....	31
Figura 2 - Faixa de temperatura de transição dúctil-frágil.	36
Figura 3 – Evolução do teor de carbono e faixas de soldabilidade dos aços API.	38
Figura 4 – Representação do efeito do teor de Manganês na formação de segregações na região de solda de um processo HFIW.....	40
Figura 5 – Influência da temperatura de aquecimento de placa no tamanho de grão austenítico em 4 ligas.....	45
Figura 6 – Efeito da redução na laminação e do tamanho de grão austenítico no valor de Sv.	47
Figura 7 – Representação esquemática do processo de resfriamento de uma tira laminada a quente.....	48
Figura 8 – Efeito da taxa de resfriamento acelerado nas propriedades mecânicas de um aço API com 0,07%C-1,50%Mn-(Nb-V-Ti).....	49
Figura 9 – Representação do processo de fabricação de tubos.....	51
Figura 10 - Esquema de funcionamento processo de soldagem HFIW.	52
Figura 11 - Representação do efeito “skin” na soldagem HFIW	53
Figura 12 – Efeito da proximidade de dois condutores sobre a concentração de corrente.....	55
Figura 13 – Distribuição de corrente em região próxima ao ponto de convergência do “V”.	56
Figura 14 – Aumento da profundidade de penetração da corrente na face das bordas com o aumento da espessura.	57
Figura 15 – Força Eletromagnética atuante na expulsão de metal líquido das bordas da bobina.	58
Figura 16 - Representação do encontro das bordas na soldagem HFIW.....	58
Figura 17 – Foto de soldagem em que se observa o fenômeno tipo 1...	59
Figura 18 – Representação do Fenômeno de soldagem tipo 2.	60
Figura 19 - Representação do Fenômeno de soldagem tipo 3.....	61
Figura 20 – Micrografia do defeito solda fria em uma superfície de fratura, realizada no MEV.....	63
Figura 21 – Representação da ocorrência de micro-extrusões observadas durante o fenômeno de soldagem tipo 1, que causa o defeito solda fria.	64
Figura 22 - Diagrama Ternário Sistema MnO-SiO ₂ -FeO.	66
Figura 23 - Micrografia ótica e MEV do defeito penetrator.....	66
Figura 24 - Micrografia ótica e MEV do defeito penetrator.....	67
Figura 25 - Diagrama de fases do sistema MnO - SiO ₂	68

Figura 26– Regiões onde as descontinuidades de soldagem são encontradas em função do aporte de calor e velocidade.	70
Figura 27 – Relação entre a potência aplicada e o produto velocidade x ângulo de convergência e sua influência na geração de descontinuidades de soldagem.	72
Figura 28 - Potência requerida em função da frequência, para várias velocidades de soldagem.....	74
Figura 29 – Configurações possíveis do sistema de placas de rolos.	75
Figura 30 – Macrografia da região de soldagem com a ZAC em formato de ampulheta. (Cortesia Tuper).....	76
Figura 31 – Relação entre o ângulo de convergência e a taxa de descontinuidades.	77
Figura 32 – Influência do Aporte térmico e a temperatura de Transição na zona afetada pelo calor.	79
Figura 33 – Relação entre o comprimento da ponte do canal estreito e a Potência Kw.	80
Figura 34 – Imagens do comportamento da ponte de metal líquido com câmera de alta velocidade.	81
Figura 35 – Relação entre tamanho das descontinuidades em função do aporte térmico para uma condição de velocidade de soldagem de 18 m/min e espessura de 9,5 mm.	82
Figura 36 – Locais de retirada dos corpos-de-prova para ensaio Charpy: Regiao 1 – Solda e Regiao 2 – Metal base.....	88
Figura 37– Esquema com a localização dos pontos de medição de microdureza, definida de acordo com a norma API 5L.	90
Figura 38 – Orientação dos CPs Charpy e do entalhe.....	91
Figura 39 – Macrografia da solda em aço API X65 tipo A, com as dimensões da ZF e ZAC em amostra na condição de menor aporte térmico.	93
Figura 40 – Macrografia da solda em aço API X65 tipo B, com as dimensões da ZF e ZAC em amostra na condição de menor aporte térmico.	94
Figura 41 – Microestruturas verificadas na liga API X65 tipo A nas condições de menor aporte térmico (figura à esquerda) maior aporte térmico (figura à direita) na região fundida e ZAC.....	96
Figura 42 – Microestrutura verificada na liga API X65 tipo B nas condições de menor aporte térmico (figura à esquerda) e maior aporte térmico (figura à direita) na região fundida e ZAC.....	97
Figura 43 – a) Macrografia da liga X65 tipo A na condição de laminado a quente evidenciando linha de segregação. b) Microestrutura da seção	

da liga X65 tipo A na condição de laminado à quente. c) Morfologia e o nível de inclusões da liga X65 tipo A.....	98
Figura 44 – a) Macrografia da liga X65 tipo B na condição de laminado a quente evidenciando linha de segregação. b) Microestrutura da seção da liga X65 tipo B na condição de laminado à quente. c) Morfologia e o nível de inclusões da liga X65 tipo B.....	99
Figura 45 – Nomenclatura de identificação adotada para os pontos de medição de dureza neste estudo.	100
Figura 46 – Perfis de dureza no tubo fabricado em aço X65 Tipo A utilizando aporte térmico 1,3 kJ/mm.	101
Figura 47 – Perfis de dureza no tubo fabricado em aço X65 Tipo A utilizando aporte térmico de 1,35 kJ/mm.	102
Figura 48 – Perfis de dureza no tubo fabricado em aço X65 Tipo A utilizando aporte térmico de 1,40 kJ/mm.	102
Figura 49 – Perfis de dureza no tubo fabricado em aço X65 Tipo A utilizando aporte térmico de 1,45 kJ/mm.	103
Figura 50 – Perfis de dureza no tubo fabricado em aço X65 Tipo A utilizando aporte térmico de 1,50 kJ/mm.	103
Figura 51 – Perfis de dureza no tubo fabricado em aço X65 Tipo A utilizando aporte térmico de 1,55 kJ/mm.	104
Figura 52 – Perfis de dureza no tubo fabricado em aço X65 Tipo B utilizando aporte térmico de 1,30 kJ/mm.	104
Figura 53 – Perfis de dureza no tubo fabricado em aço X65 Tipo B utilizando aporte térmico de 1,35 kJ/mm.	105
Figura 54 – Perfis de dureza no tubo fabricado em aço X65 Tipo B utilizando aporte térmico de 1,40 kJ/mm.	105
Figura 55 – Perfis de dureza no tubo fabricado em aço X65 Tipo B utilizando aporte térmico de 1,45 kJ/mm.	106
Figura 56 – Perfis de dureza no tubo fabricado em aço X65 Tipo B utilizando aporte térmico de 1,50 kJ/mm.	106
Figura 57 – Perfis de dureza no tubo fabricado em aço X65 Tipo B utilizando aporte térmico de 1,55 kJ/mm.	107
Figura 58 – Valores médios de energia de impacto em função do aporte térmico, para as soldas de tubos fabricados em aço X65 Tipo A.	112
Figura 59 – Valores médios de energia de impacto em função do aporte térmico, para as soldas de tubos fabricados em aço X65 Tipo B.	112
Figura 60 – Micrografias da região da solda do aço API X65 Tipo A obtida com aporte térmico de 1,55 kJ/mm. a) imagem ao MO; b) imagem ao MEV.	114

Figura 61 – Resultado da composição química analisada via EDS do defeito penetrador observado no centro da solda da liga API X65 tipo A, obtida com aporte termico de 1,55 kJ/mm. 114

LISTA DE TABELAS

Tabela 1 - Especificação de propriedades mecânicas para os graus API 5L em tubo.	33
Tabela 2 - Requisitos de composição química para os graus de aço API 5L PSL2 em % de peso máximo.	34
Tabela 3 - Requisitos do Ensaio Charpy para os graus API 5L em diâmetros menores que 508 mm.	35
Tabela 4 - Composição química dos aços avaliados no estudo em % de peso.	84
Tabela 5 - Propriedades mecânicas das bobinas utilizadas neste estudo.	84
Tabela 6 - Energia absorvida (em J) pelas amostras dos metais de base no ensaio Charpy.	85
Tabela 7 – Valores de aporte térmico (em kJ/mm) utilizados nas soldagens realizadas.	86
Tabela 8 – Tamanho médio de grão nas regiões avaliadas em μm para o maior e menor aporte térmico aplicado.	96
Tabela 9 - Resultados de energia absorvida (em J) no ensaio de Charpy a 0°C , de corpos de prova da liga X65 tipo A, com o entalhe preparado na zona fundida (centro da solda).	109
Tabela 10 - Resultados de energia absorvida (em J) no ensaio de Charpy a 0°C , de corpos de prova da liga X65 tipo B, com o entalhe preparado na zona fundida (centro da solda).	110
Tabela 11 - Resultados de energia absorvida (em J) no ensaio de Charpy a 0°C , de corpos de prova da liga X65 tipo A, com o entalhe preparado na ZAC, a 2 mm do centro da solda.	110
Tabela 12 - Resultados de energia absorvida (em J) no ensaio de Charpy a 0°C , de corpos de prova da liga X65 tipo B, com o entalhe preparado na ZAC, a 2 mm do centro da solda.	111

LISTA SÍMBOLOS, ABREVIATURAS E SIGLAS

- API - American Petroleum Institute (Instituto Americano do Petróleo).
- ASTM – American Society for Testing and Materials (Sociedade Americana de testes e Materiais)
- CCC – Cúbico de Corpo Centrado.
- CEiiw - Carbono equivalente do IIW (Instituto Internacional de Soldagem).
- CFC – Cúbico de Face Centrada.
- CTOD – Crack Tip Opening Displacement. Método de avaliação de tenacidade à Fratura.
- EDS – Espectrômetro de Energia Dispersiva.
- ERW – Electric Resistance Welding (Soldagem por Resistência Elétrica).
- HFIW - High Frequency Induction Welding (Soldagem por Indução com Alta Frequência).
- HSLA - High Strength Low Alloy steels (Aços de alta resistência e baixa liga).
- HV - Dureza Vickers.
- kHz – Unidade de Frequência (mil ciclos por segundo).
- ksi - Unidade de Tensão Inglesa que corresponde a 1000 lb/ in²
- ISO – International Standard Organization.
- LE - Limite de escoamento obtido no ensaio de tração.
- LR - Limite de resistência obtido no ensaio de tração.
- MEV - Microscopia Eletrônica de Varredura.
- MPa - Unidade de Tensão MegaPascal que corresponde a N/mm².
- Pcm - Carbono equivalente de Ito e Bessyo.
- Sv - Área Interfacial por unidade de Volume.
- Tnr – Temperatura de Não Recristalização.
- TTDF – Temperatura de Transição Dúctil-Frágil.
- ZAC - Zona afetada pelo Calor.
- α – Ferrita
- γ - Austenita
- δ - Profundidade de penetração da corrente alternada em um condutor isolado.
- f - Frequência da corrente elétrica.
- ρ - Resistividade elétrica.
- μ_r - Permeabilidade magnética relativa.
- θ - Ângulo entre as bordas durante a soldagem.
- Ar3 - Temperatura de início de transformação da austenita em ferrita.

SUMÁRIO

1. INTRODUÇÃO E OBJETIVOS.....	25
1.1 OBJETIVO GERAL	26
1.2 OBJETIVOS ESPECÍFICOS.....	26
1.3 JUSTIFICATIVA DO TRABALHO	26
2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA.....	29
2.1 AÇOS PARA APLICAÇÃO EM TUBOS API.....	29
2.1.1 Desenvolvimento dos Aços API	31
2.1.2 Requisitos Específicos da Norma de Aços API	32
2.1.2.1 Propriedades Mecânicas	32
2.1.2.2 Composição Química	34
2.1.2.3 Tenacidade	35
2.1.2.4 Soldabilidade.....	36
2.1.2.5 Influência dos elementos de liga nas propriedades dos Aços API.....	37
2.2 O PROCESSO DE FABRICAÇÃO DOS AÇOS API (ARBL/HSLA).....	43
2.2.1 Reaquecimento da Placa	44
2.2.2 Laminação de Desbaste	45
2.2.3 Intervalo entre a Laminação de Desbaste e a Laminação de Acabamento.....	46
2.2.4 Laminação de Acabamento.....	46
2.2.5 Resfriamento Acelerado.....	48
2.2.6 Temperatura de Bobinamento	50
2.3 PROCESSO DE FABRICAÇÃO DE TUBOS API.....	50
2.4 SOLDAGEM DE TUBOS POR ALTA FREQUÊNCIA (HFIW)	51
2.4.1 Características do processo de soldagem HFIW.....	52
2.4.1.1 Efeito Pelicular ou “Skin”	53
2.4.1.2 Efeito de proximidade	54
2.4.2 Fenômenos observados na soldagem HFIW.....	57
2.4.3 Defeitos na Soldagem HFIW	62
2.4.3.1 Solda fria	62
2.4.3.2 Penetradores (“Penetrators”).....	64
2.4.4 Principais Parâmetros de Soldagem no Processo HFIW.....	69
2.4.4.1 Velocidade de Soldagem.....	69
2.4.4.2 Potência de Soldagem	70
2.4.4.3 Frequência de Corrente	72
2.4.4.4 Força de Recalque	74

2.4.4.5	Ângulo de convergência das bordas.....	76
2.4.4.6	Aporte Térmico.....	78
3.	MATERIAIS E MÉTODOS	83
3.1	Propriedades da Matéria-Prima	83
3.2	PROCESSO DE CONFORMAÇÃO DO TUBO E SOLDAGEM.....	85
3.3	PARÂMETROS DE SOLDAGEM.....	86
3.4	ENSAIOS PARA CARACTERIZAÇÃO E ANÁLISES DA JUNTA SOLDADA	86
3.4.1	Análise metalográfica.....	87
3.4.2	Microdureza.....	89
3.4.3	Ensaio de impacto Charpy.....	90
3.4.4	Análise por MEV e EDS	91
4.	RESULTADOS E DISCUSSÃO	93
4.1	ANÁLISE METALOGRAFICA	93
4.3	Ensaio de Impacto Charpy.....	107
4.4	ENSAIO DE MEV / EDS.....	113
5.	CONCLUSÕES.....	115
6.	SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS.....	119
	REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS.....	121

1. INTRODUÇÃO E OBJETIVOS

O mercado de óleo e gás no mundo está crescendo continuamente em virtude do aumento da demanda mundial e das recentes descobertas de grandes reservas. Por consequência, a demanda de aços que atendam aos requisitos da norma API 5L (American Petroleum Institute), que incluem alta resistência e tenacidade, além de boa soldabilidade, tem acompanhado esta tendência. O mercado externo, por exemplo da Europa, América do Norte e Ásia, tem mostrado que a sustentabilidade no mercado de fornecedores de aço para este setor só é possível através de investimentos significativos para desenvolvimento de aços de elevada resistência mecânica. A indústria petrolífera já vem adotando o emprego de graus superiores a 560 MPa de limite de escoamento nos projetos de linhas de transporte de óleo, com o intuito de poder trabalhar cada vez mais com maiores pressões e maiores vazões, reduzindo dessa forma os custos com transporte de fluidos. Entretanto, para viabilizar a aplicação destes graus de aço, dois requisitos de grande importância são a tenacidade e a soldabilidade, que devem ser mantidos no mesmo padrão que o dos aços usualmente utilizados nos projetos já realizados.

No processo de fabricação de tubos API com costura, o processo mais comum de soldagem empregado é por indução de alta frequência (HFIW- high frequency induction welding) que permite realizar a soldagem sem adição de metal de adição.

O processo de soldagem HFIW teve origem após a Segunda Guerra Mundial, com o surgimento dos osciladores de alta frequência desenvolvidos para serem utilizados em radares. Antes dos osciladores de alta frequência, a soldagem por resistência elétrica utilizava corrente de baixa e média frequência, na ordem de 60 Hz, o que acarretava em baixas velocidades de soldagem e um aquecimento excessivo do material.

Os primeiros estudos realizados para o entendimento e controle da solda pelo processo HFIW foram realizados por pesquisadores japoneses a partir do início da década de 1980. Nestes estudos foram utilizadas câmeras de alta resolução e velocidade que possibilitaram a formação de uma forte base de conhecimento sobre a influência dos parâmetros de soldagem na geração de defeitos na junta soldada que possam influir diretamente na tenacidade desta região.

Na norma de fabricação API 5L (2012), do *American Petroleum Institute*, a qual é aplicada para especificação de tubos para condução de óleo e gás, são apresentados os valores aceitáveis de energia de impacto na junta soldada, medidos utilizando o ensaio Charpy, conforme o grau

do aço utilizado, o que evidencia a importância da qualificação das soldas através do ensaio de impacto.

1.1 OBJETIVO GERAL

O presente trabalho teve como objetivo geral o de determinar as condições de aplicação do processo de soldagem por indução de alta frequência (HFIW) para a fabricação de tubos API, que resultem em mínima perda de tenacidade da solda em relação àquela do metal de base. Para o estudo foram selecionadas duas diferentes concepções de aços que atendem plenamente à especificação API 5L X65, sendo um deles com alto manganês e baixo nióbio e outro com alto nióbio e baixo manganês.

1.2 OBJETIVOS ESPECÍFICOS

Os objetivos específicos propostos para o trabalho foram:

- Determinar a influência das condições de soldagem pelo processo HFIW sobre a ocorrência de descontinuidades, dentre elas, as conhecidas como “solda fria” e “penetrador” e discutir sua correlação com os fenômenos de soldagem observados no processo de soldagem.
- Determinar a influência das condições de soldagem pelo processo HFIW sobre a tenacidade da solda, para os dois aços deste estudo.
- Correlacionar os valores de tenacidade com as microestruturas observadas na zona fundida (resultantes da solidificação e de transformações de fase no estado sólido) e na zona afetada pelo calor, ZAC, para os dois aços deste estudo.

1.3 JUSTIFICATIVA DO TRABALHO

Em virtude dos baixos valores e grande variabilidade observada nos resultados do ensaio Charpy em soldas HFWI realizadas em uma empresa catarinense fabricante de tubos API, foi percebida a necessidade deste estudo, com o intuito de determinar qual é ou são as causas fundamentais desta queda na tenacidade da solda e quais são os principais parâmetros de processo de soldagem que poderiam influir negativamente na tenacidade. Com estas informações pretende-se estabelecer as condições de processo que permitam a homologação

dessa classe de aço API com importantes clientes do segmento, aumentar a produtividade e também aumentar os índices de aprovação dos tubos com costura fabricados em aço API da classe 5L X65 PSL2. Desta forma, possibilitará que a manufatura de tubos para condução de óleo e gás de Santa Catarina se torne mais competitiva no cenário nacional e internacional.

2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

A seguir será realizada uma revisão da literatura, sobre aspectos intimamente relacionados com o tema desta pesquisa, tais como as características e propriedades dos aços utilizados na fabricação de tubos API, influência dos elementos químicos comumente utilizados nestes tipos de aços e os requisitos mínimos de tenacidade estipulados para estes aços em normas.

Também serão abordados alguns assuntos relacionados com o processo de soldagem por indução de alta frequência (comumente utilizado para a fabricação de tubos com costura), tais como: fenômenos observados nesse tipo de soldagem, tipos de defeitos mais frequentes, variáveis de processo que podem ter influência direta sobre a tenacidade da solda.

2.1 AÇOS PARA APLICAÇÃO EM TUBOS API

Os tubos petrolíferos produzidos de acordo com a norma API 5L são geralmente fabricados com aços de baixo teor de carbono, manganês até 2% e teores de nióbio, vanádio e titânio menores que 0,1% em seu uso comercial. Os aços API pertencem à família dos microligados e são da classe dos chamados aços alta resistência baixa liga, ARBL (em inglês HSLA (*High Strength Low Alloy*)). Nesses aços, através de pequenas adições de elementos de liga, se obtém limite de escoamento acima de 40 ksi (276 MPa) na condição laminado, tendo como característica uma boa relação resistência mecânica e tenacidade. Em comparação com os aços carbono convencionais com a mesma resistência mecânica, estes aços possuem baixo teor de carbono, o que lhes garante boa soldabilidade (Soeiro *et al*, 2013).

A norma API 5L divide os aços em dois níveis de especificação de produto, PSL1 e PSL2, sendo o PSL2 com requisitos adicionais que serão detalhados na seção 2.1.2 deste trabalho. Para ambas as classificações, a norma estabelece os requisitos de propriedades mecânicas, composição química, dimensões, defeitos aceitáveis, para todos os graus, desde o grau B até o X120 (onde o valor 120 corresponde ao limite de escoamento, em ksi).

Na fabricação de aços API, com a adoção do processamento termomecânico controlado, que consiste da laminação controlada seguida de resfriamento acelerado, é possível obter uma boa combinação de resistência mecânica e tenacidade, aliadas a uma boa soldabilidade, que são os três requisitos principais desses aços.

Atualmente, a técnica de laminação controlada é amplamente utilizada na ArcelorMittal Tubarão para produzir aços que exigem alta resistência mecânica além de uma boa tenacidade e soldabilidade. Para garantir estas propriedades é de fundamental importância o efeito da composição química do aço e dos parâmetros de laminação sobre as propriedades da material na condição de laminado a quente. Estes aços têm como principal mecanismo de endurecimento o refino de grão, além de maiores níveis de precipitação. Nas aplicações onde se requer maiores níveis de resistência mecânica, está sendo desenvolvido aços de baixo carbono com ferrita acicular e aços bainíticos, os quais derivam sua alta resistência da formação de finos produtos de transformação a baixas temperaturas (RATNAPULI e ETRUSCO, 1989).

Quanto ao controle da composição química do aço líquido, para formar o lingote, um dos aspectos mais importantes está relacionado à redução de teores de impurezas (limpidez), tais como enxofre, fósforo, hidrogênio e oxigênio.

No lingotamento contínuo são tomados cuidados especiais com as condições mecânicas da máquina de lingotamento, ajuste da velocidade de lingotamento, superaquecimento do aço líquido e resfriamento secundário, com o intuito de reduzir os níveis de segregação e evitar a ocorrência de trincas internas e superficiais. Nesta etapa do processo pode se utilizar a tecnologia do “soft reduction dinâmico”, sistema que permite redução significativa dos níveis de segregação central.

No processo de laminação de tiras a quente, que é a etapa final de fabricação de tiras de maior espessura, o principal objetivo é garantir que seja obtida uma estrutura com grãos refinados. Para garantir esta característica, emprega-se durante a redução a quente a estratégia de laminação controlada, visando basicamente o refino da microestrutura austenítica ao final da laminação, o qual irá determinar uma estrutura ferrítica mais refinada após a sua transformação. Este tratamento termomecânico consiste basicamente em suprimir a recristalização da austenita durante o processo de deformação a quente que ocorre sob temperaturas um pouco acima da Ar_3 . Aplicando a deformação em regiões de temperatura abaixo da temperatura de recristalização da austenita, esta será deformada sem que ocorra recristalização, encruando assim o material e promovendo maior número de sítios disponíveis para a recristalização da ferrita. Este fenômeno diminui consideravelmente o tamanho de grão da austenita e aumenta seu grau de encruamento, dando origem, após transformação, a uma microestrutura ferrítica igualmente refinada. Com isso, foi possível uma redução do teor de

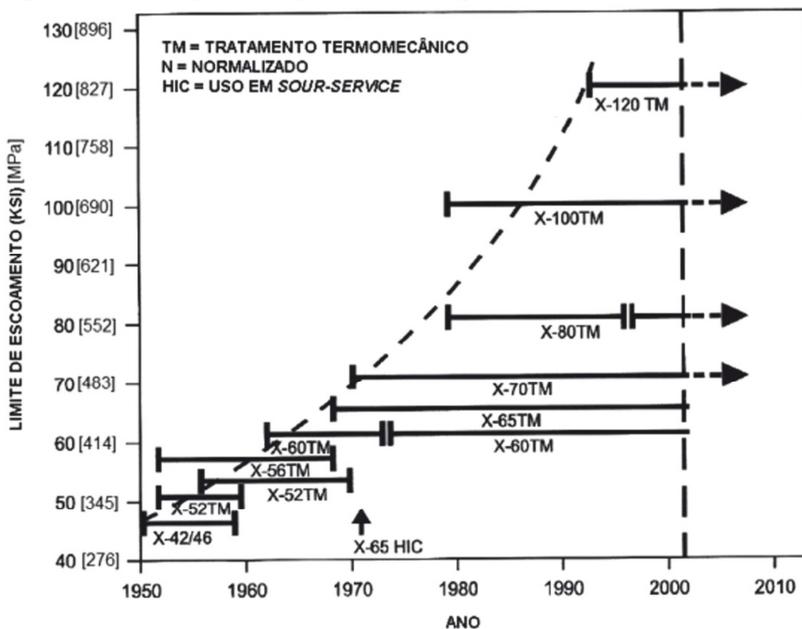
carbono mantendo o nível de resistência mecânica nos mesmos patamares e otimizando a soldabilidade desses aços.

2.1.1 Desenvolvimento dos Aços API

Os aços para tubulações na indústria de petróleo são geralmente classificados segundo a norma API (American Petroleum Institute) em função de sua aplicação, composição química e resistência mecânica. Os aços utilizados especificamente na fabricação de tubos para linhas de transporte seguem a classificação de acordo com a norma API.

Durante a evolução dos aços API têm sido realizadas diversas modificações, tanto na composição química quanto no processo de fabricação, em função do surgimento de novas tecnologias e concepções, como resultado das pesquisas. O histórico do desenvolvimento dos aços API-5L é representado no gráfico da Figura 01, onde pode ser visualizado o aumento da resistência mecânica destes materiais, passando do grau X42, na década de 1950, até o X120 em utilização nos dias atuais (TOFFOLO, 2008).

Figura 1 – Evolução dos aços API ao longo dos anos.



Fonte: (Soeiro *et al*, 2013)

Até o final da década de 60, a rota de produção do material API era baseada na laminação a quente de chapas grossas seguida do processo de normalização, com o qual obtinha-se o grau X60. No início da década de 70 foi introduzida uma nova rota de produção na laminação de tiras a quente desses aços, chamada de laminação controlada, que possibilitou a fabricação de aços com maiores requisitos de tenacidade, utilizados na exploração de petróleo em temperaturas baixas, como o grau X70 microligado ao nióbio e ao vanádio com redução do tamanho de grão e do teor de carbono (Soeiro *et al*,2013). Além disso, um grande benefício para a soldabilidade foi a redução do teor de Carbono com esses processos mais avançados.

Na década de 80, esta tecnologia foi aperfeiçoada, com a introdução do processo de resfriamento controlado adicionado à laminação termomecânica, possibilitando a produção do aço X80, com teores de carbono ainda mais reduzidos. A metalurgia dos aços mais avançados como o X100 e X120 é fundamentada em um aço com carbono muito baixo e adições de elementos de liga como o molibdênio, o cromo, o cobre e o níquel, além de processos modificados de resfriamento acelerado (Gray e Siciliano, 2009).

2.1.2 Requisitos Específicos da Norma de Aços API

A norma API 5L / ISO 3183, elaborada para fabricação de tubos com finalidade de transporte de petróleo e gás, determina todos os requisitos de composição química, propriedades mecânicas, resistência ao impacto e outros detalhes, visando que o material apresente a resistência, tenacidade e soldabilidade necessárias para a aplicação final. Esta norma determina duas classes principais de aços, PSL1 e PSL2, sendo a classe PSL2 com requisito especial de valores mínimos de resistência ao impacto (avaliada mediante o ensaio de impacto Charpy com entalhe em V) e especificação do carbono equivalente.

2.1.2.1 Propriedades Mecânicas

O valor utilizado na nomenclatura do grau do aço representa a tensão mínima de escoamento do material em [ksi] (unidade inglesa que corresponde a $1000lb/in^2$). Assim sendo, o grau X65, avaliado neste estudo, apresenta o valor de 65 ksi como tensão de escoamento mínima (450 MPa).

Na tabela 1 podem-se observar os requisitos de resistência mecânica para os graus PSL2 atualmente fornecidos no Brasil de acordo com a norma API 5L / ISO 3183 de 2010, sendo essas garantias de propriedade mecânica requisitadas para o tubo. Usualmente, os valores de propriedade mecânica estabelecidos para a matéria-prima na condição de laminado a quente são ligeiramente superiores devido a ocorrência do efeito Bauschinger durante a conformação do tubo.

Tabela 1 - Especificação de propriedades mecânicas para os graus API 5L em tubo.

		Grau					
		X52	X56	X60	X65	X70	X80
Propriedade Mecânica	LE (Rt0,5) MPA	360-530	390- 545	415-565	450-600	480-635	555-705
	LR (Rm) MPA	460- 760	490-760	520-750	535-760	570-760	625-825
	Along min (%)	32	30	28	27	27	25
	LE / LR max	0,93	0,93	0,93	0,93	0,93	0,93

Fonte: Norma API 5L / ISO 3183 de 2010.

Nesses aços o alongamento mínimo é determinado através de uma equação que relaciona a área transversal do corpo de prova com o limite de resistência mínimo especificado na norma conforme equação 1.

$$\text{Along Min\%} = C \left(\frac{A_{xc}^{0,2}}{U^{0,9}} \right) \quad (1)$$

onde:

C: Constante, 1940 no SI

A_{xc}: Área transversal do corpo de prova de ensaio em mm²

U: Limite de resistência mínima estabelecida mínima em Mpa

O limite de escoamento é determinado a 0,5% (Rt0,5), ou seja, corresponde a intersecção entre uma linha perpendicular ao eixo das abcissas traçada a partir de um ponto a 0,5% de deformação e a curva tensão-deformação originalmente traçada.

2.1.2.2 Composição Química

De um modo geral, quanto à composição química, os aços API 5L podem ser caracterizados como sendo: aços acalmados ao silício e ao alumínio; de baixo teor de carbono (0,10% máx) e alto teor de manganês (1,85% máx); com a presença de elementos de liga como Ni, Cu, Cr, Mo e elementos de microliga como Nb, V e Ti (Soeiro et al,2013).

A adição de elementos de liga diminui a temperatura de transformação da austenita em ferrita ($\gamma \rightarrow \alpha$) e aumenta o endurecimento por solução sólida. Os elementos microligantes são adicionados com a finalidade de auxiliar no refino de grão e endurecimento por precipitação (RATNAPULI, 2007).

Na tabela 2 são indicados os requisitos de composição química aceitável para os graus PSL2, com destaque para os elementos avaliados no presente estudo (Mn e Nb). Em relação ao teor de Manganês, serão aceitos teores maiores que o máximo estabelecido na tabela baseado no teor de Carbono da liga, onde para cada redução de 0,01% de C abaixo da máxima concentração aceita é permitido um aumento de 0,05% no teor de Manganês até um máximo de 1,75% no aço API 5L X65.

Tabela 2 - Requisitos de composição química para os graus de aço API 5L PSL2 em % de peso máximo.

		Grau					
		X52	X56	X60	X65	X70	X80
Composição Química (% em peso) Teor Máximo	C	0,22	0,22	0,12	0,12	0,12	0,12
	Si	0,45	0,45	0,45	0,45	0,45	0,45
	Mn	1,40	1,60	1,60	1,60	1,70	1,85
	P	0,025	0,025	0,025	0,025	0,025	0,025
	S	0,0150	0,0150	0,0150	0,0150	0,0150	0,0150
	Al	0,045	0,045	0,045	0,045	0,045	0,045
	Cr	0,30	0,30	0,50	0,50	0,50	0,50
	Ni	0,30	0,30	0,50	0,50	0,50	1,00
	B	0,004	0,004	0,004	0,004	0,004	0,004
	Cu	0,50	0,50	0,50	0,50	0,50	0,50
	Mo	0,5	0,5	0,5	0,5	0,5	0,5
	Nb+V+Ti	0,15	0,15	0,15	0,15	0,15	0,15
	(1) CE eq	0,43	0,43	0,43	0,43	0,43	0,43
	(2) CE Pcm	0,25	0,25	0,25	0,25	0,25	0,25

Fonte: Norma API 5L / ISO 3183 de 2010.

2.1.2.3 Tenacidade

Devido ao regime de operação a altas pressões e vazões, um requisito de fundamental importância dos aços API é a tenacidade. Como a determinação da tenacidade por métodos válidos (CTOD, por exemplo) é dispendiosa e tem um elevado custo (relativo à usinagem dos corpos de prova, realização do ensaio e processamento dos resultados), a norma API especifica os níveis mínimos de resistência ao impacto medida através do ensaio Charpy.

O ensaio de impacto Charpy com entalhe em V é um ensaio padronizado que tem como objetivo determinar a quantidade de energia absorvida pelo material durante a nucleação e propagação da fratura.

Na tabela 3 pode-se visualizar os requisitos solicitados pela norma “API Specification 5L” para os graus API 5L PSL2 que são fabricados atualmente no Brasil (X56 a X80) para a condição de diâmetro externo de tubo menor que 508 mm.

Tabela 3 - Requisitos do Ensaio Charpy para os graus API 5L em diâmetros menores que 508 mm.

	Grau				
	X56	X60	X65	X70	X80
Temp. Ensaio (°C)	0	0	0	0	0
Energia Abs Individual Min (J)	27	27	27	27	40

Fonte: (NORMA API 5L, 2012).

Outro requisito relativo à tenacidade é a avaliação do aspecto da fratura, onde para tubos com diâmetro externos menores que 508 mm se aplicam, como critério, que no mínimo 85% da área fraturada deve apresentar aspecto de fratura dúctil.

Uma informação importante possível de se obter do ensaio Charpy é a temperatura de transição dúctil-frágil, TTDF, que é a temperatura à qual o material muda seu comportamento de dúctil para frágil e que pode ser visualizada na figura 2.

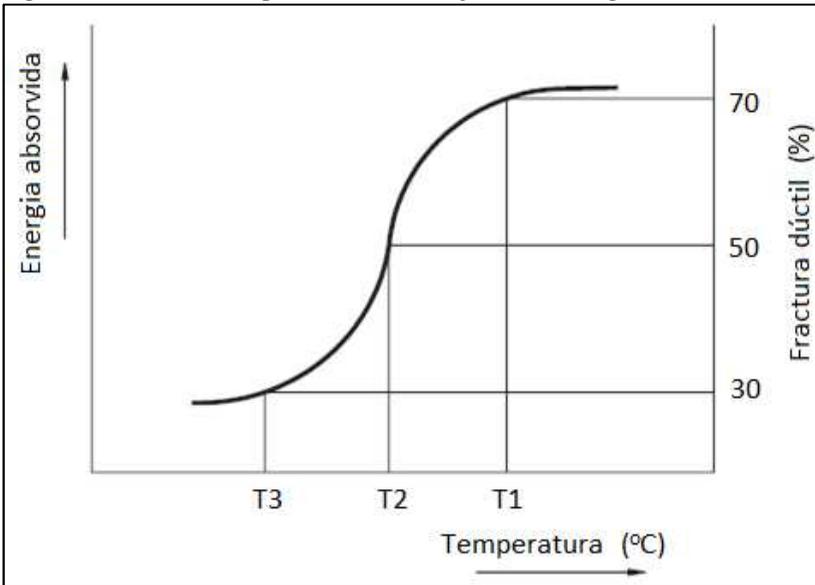
Um determinado material sujeito a impactos durante serviço deve apresentar uma temperatura de transição menor do que a temperatura de trabalho que o material estará sujeito (ASKELAND et al, 2010).

Nem todos os materiais apresentam uma temperatura de transição definida (como a mostrada na Figura 2). Metais com estrutura CCC apresentam temperatura dúctil-frágil definida, mas a maioria dos metais

com estrutura CFC, além de não terem TTDF definida, apresentam maiores valores de energia absorvida no ensaio Charpy devido aos seus planos de deslizamentos serem mais compactos que a estrutura CCC.

Para se determinar a temperatura de transição dúctil-frágil de um material é necessário realizar ensaios Charpy a diferentes temperaturas. Existem vários critérios para definir a TTDF: a) a temperatura à qual a energia absorvida corresponde à média dos valores de energia em que o comportamento é dúctil e é frágil; b) a média das temperaturas T1 e T3, às quais a superfície de fratura dos Corpos de provas Charpy apresentam 70% de aspecto frágil (cristalina) e 30% de aspecto dúctil (fibrosa) ou 70% de aspecto dúctil e 30% de aspecto frágil, respectivamente conforme figura 2.

Figura 2 - Faixa de temperatura de transição dúctil-frágil.



Fonte: (ASKELAND *et al.*, 2010)

2.1.2.4 Soldabilidade

A soldabilidade nos aços API no que diz respeito à susceptibilidade às trincas a frio, depende muito da composição química do aço e pode ser estimada quantitativamente utilizando o carbono equivalente (Ceq), conforme as equações abaixo:

$$CEI IW = C + \frac{Mn}{6} + \frac{(Cr + Mo + V)}{5} + \frac{(Cu + Ni)}{15} \quad (2)$$

$$P_{cm} = C + \frac{Si}{30} + \frac{(Mn + Cu + Cr)}{20} + \frac{Ni}{60} + \frac{Mo}{15} + \frac{V}{10} + 5 \times B \quad (3)$$

A norma API 5L especifica que a fórmula de carbono equivalente utilizada seja a CEI IW (equação 2), para teores de carbono acima de 0,12%, e P_{cm} (equação 3) para teores de carbono de até 0,12%. O carbono equivalente máximo especificado na norma é 0,43% para aços com carbono acima de 0,12%, e 0,25% em aços com teor de carbono abaixo de 0,12%.

A adição de elementos microligantes como o nióbio permitiu, inicialmente, uma significativa redução no carbono equivalente. Porém, uma maior redução no carbono equivalente tornou-se possível somente com procedimentos de melhoria no processamento termomecânico, como a laminação controlada, dentre outros. (AKSELSEN, 1989).

2.1.2.5 Influência dos elementos de liga nas propriedades dos Aços API

A composição química do aço é um dos fatores que determinam as características para sua aplicação, principalmente em relação à soldabilidade, conforme evidenciado nas fórmulas 1 e 2 apresentadas na seção 2.1.2.4. Nesta seção será abordada a influência dos principais elementos de liga e microliga nas propriedades finais dos aços API, com ênfase na influência dos mesmos na tenacidade e soldabilidade do material.

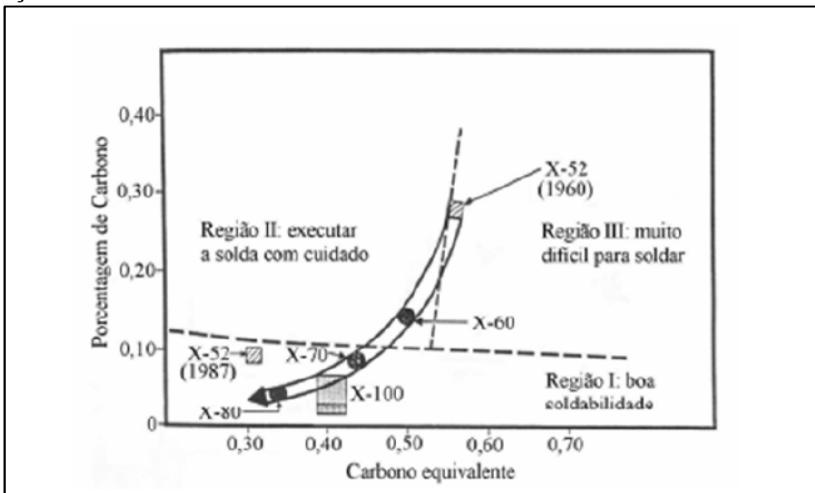
Carbono (C) – Historicamente, o carbono é o elemento que apresenta a melhor relação custo/benefício para aumentar a dureza e resistência mecânica dos aços estruturais, porém seus efeitos na tenacidade e soldabilidade do aço são bastante negativos.

A concentração de carbono é um fator importante a ser controlado durante o processo de fabricação de um aço API. O teor máximo de carbono deve ser inferior a 0,09%, sendo que o aumento do teor de carbono implicará no aumento da fração de perlita. Ao se manter o carbono em níveis abaixo de 0,09%, a liga passará pelo campo ferrítico (delta) durante o aquecimento e, desta forma, a difusão de carbono será cem vezes superior à que é verificada na austenita,

proporcionando uma melhor condição de estabilidade da ferrita delta. De uma forma geral, quanto maior o tempo durante o qual o aço permanece nesta fase, maior será a homogeneização do carbono no aço. Este é um fator benéfico para a tenacidade da ZAC durante a soldagem (HULKA e HEISTERKAMP, 1995).

O efeito do carbono na soldabilidade do aço é expresso pelas fórmulas de carbono equivalente indicadas na seção 2.1.2.4. Quanto maior o valor do carbono equivalente, maior a suscetibilidade de ocorrência de trincas a frio na zona afetada pelo calor produzida na soldagem. Nas equações de carbono equivalente é possível perceber que, depois do boro, o carbono é o elemento químico com maior influência sobre a soldabilidade do material. Na figura 3 pode ser observada a redução do teor de carbono com a evolução dos aços. Para aços próximos ao X65 se preconiza trabalhar com teores de carbono inferiores a 0,10% e C_{eq} inferiores a 0,45% (GRAY e PONTREMOLI, 1987).

Figura 3 – Evolução do teor de carbono e faixas de soldabilidade dos aços API.



Fonte: (GRAY e PONTREMOLI, 1987).

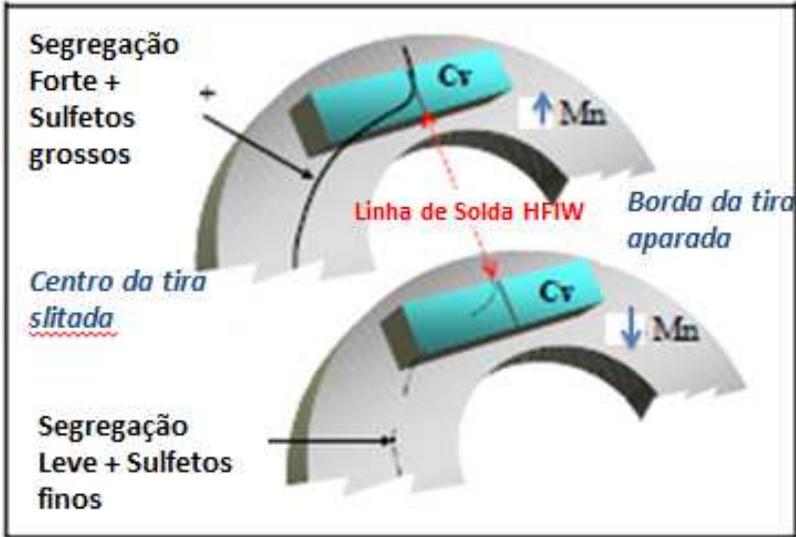
Manganês (Mn) – O Manganês é o principal elemento na substituição do carbono com o objetivo de aumentar a tenacidade e soldabilidade dos aços API. Um aumento na relação entre manganês e carbono ocasionará uma melhora na tenacidade, sem prejudicar as

propriedades mecânicas do material (GLADMAN, 1997). O mecanismo de atuação do manganês para aumento da tenacidade é através da redução da temperatura de transição da austenita para ferrita, auxiliando no refinamento do grão ferrítico, que é o único mecanismo de aumento simultâneo de resistência mecânica e tenacidade (HONEYCOMBE, 1982).

Uma das principais características do manganês é sua alta afinidade com o enxofre formando sulfetos de manganês, que são muito plásticos durante a etapa de laminação, gerando no interior da matriz inclusões alongadas no sentido de laminação do material. Com a presença desses tipos de inclusões, a ductilidade e tenacidade do material diminuem devido ao aumento de pontos de concentração de tensões no material.

Uma desvantagem do manganês como elemento de liga é a sua forte tendência de segregar e formar microestruturas indesejadas com alta dureza e baixa tenacidade na região central da placa produzida pelo processo de lingotamento contínuo. O efeito adverso desta segregação central é intensificado pela ocorrência de inclusões alongadas de MnS no material produzido na laminação à quente que aumentam sua plasticidade diretamente através do aumento nível de manganês. As inclusões alongadas de MnS influem importantemente na tenacidade à fratura do metal base e na linha de centro da solda em um processo de soldagem HFIW. Uma demonstração comparativa entre o resultado de uma linha de solda em um material com alto Manganês e outro com baixo manganês pode ser visualizado na figura 4, onde pode ser verificada a baixa tendência de formar segregações na linha de solda em um material com baixo Manganês (Willians, 2007).

Figura 4 – Representação do efeito do teor de Manganês na formação de segregações na região de solda de um processo HFIW.



Fonte: (WILLIANS, 2007).

Um aspecto importante da influência do manganês na qualidade da junta soldada é a relação entre Mn e Si. Estudos realizados por Yokoyama *et al* indicam que menores valores da relação Mn/Si favorecem a formação de óxidos com teores mais elevados de SiO₂ durante o processo de soldagem, que apresentam maior dificuldade de arraste pelo metal líquido, pois aumentam a temperatura de fusão e viscosidade do óxido formado na gota fundida retornada. Estes óxidos, quando presentes na junta soldada, causam uma redução significativa da tenacidade desta região (*apud* ALÉ et al, 2012)

Nióbio (Nb) – Este elemento é bastante efetivo para aumento de resistência mecânica e também responsável pelo aumento da tenacidade do material. O níobio promove o endurecimento por refino do grão austenítico, seguido pelo ferrítico, além da possibilidade de endurecimento por precipitação de nitretos e carbonetos (TOTTEN, 2006).

A concentração usual de níobio em um aço API varia entre 0,03 e 0,07% e pode contribuir com a resistência mecânica das seguintes formas:

- Pelo aumento efetivo da temperatura de não-recristalização. A austenita deformada promove maior quantidade de núcleos na transformação da fase austenítica para ferrítica. Por ser o elemento mais efetivo na redução da temperatura de transformação austenítica;
- Controle do tamanho de grão austenítico pela precipitação de Nb(C,N) na faixa de temperaturas de recristalização da austenita;
- Endurecimento pela precipitação de partículas de NbC finas e dispersas na matriz após a transformação $\gamma \rightarrow \alpha$.

Silício (Si) – É um dos principais elementos desoxidantes do aço. Quando usado em combinação com alumínio, reduz o teor de oxigênio introduzido no aço durante o processo de fabricação do mesmo, evitando a formação de porosidades durante o processo de solidificação do aço (GRAY, 2007).

O Silício influi favoravelmente sobre a resistência mecânica e a resistência à corrosão, mas reduz a soldabilidade por contribuir com a redução da relação Mn/Si e favorecer a formação de óxidos com teores mais elevados de SiO₂ durante o processo de soldagem (Alé et al, 2012)

Enxofre (S) – O enxofre é muito prejudicial aos aços de uma maneira geral. Diminui a ductilidade, tenacidade à fratura e soldabilidade. O enxofre apresenta afinidade com manganês formando inclusões de sulfeto de manganês, reduzindo a energia absorvida no ensaio Charpy de impacto transversal. É normal reduzir o enxofre para teores menores que 0,01%, sendo comercialmente utilizado teores abaixo de 0,003% nos aços API. As inclusões de sulfeto de manganês após a laminação apresentam-se alongadas devido à plasticidade. Para evitar que as inclusões de sulfeto de manganês fiquem alongadas após o processo de laminação, adiciona-se cálcio que age com efeito globulizante (0,001 – 0,005) GRAY, 2007).

Titânio (Ti) – Aumenta o limite de resistência e melhora o desempenho mecânico em temperaturas elevadas. O nitreto de titânio controla o tamanho de grão austenítico e apresenta baixa solubilidade, tanto que mesmo níveis de adição de titânio muito baixos podem induzir a precipitação de carbonitretos de titânio ricos em nitrogênio no aço líquido. Possibilita uma distribuição extremamente fina e estável de nitretos, que evitam extensa precipitação no estado líquido. Níveis de titânio em excesso ao requerido para combinar estequiometricamente

com o nitrogênio resultam em combinação com o carbono, cuja solubilidade é similar ao carboneto de nióbio, portanto levando-o a efeitos similares aos do nióbio. (TOFFOLO, 2008). Progressivos aumentos no teor de Titânio acima de 0,03% resultam na formação de grande quantidade de TIC que produz grande aumento na resistência do aço, mas com grande perda de tenacidade (GRAY, 2007).

Fósforo (P) – O teor de fósforo implica diretamente na redução da ductilidade e da tenacidade do material. O fósforo possui forte tendência de segregar em contorno de grão, causando fragilização em aços ligados com Mn, Cr, Mn-Si, Ni-Cr e Cr-Mn (TOTTEN, 2006).

Níquel (Ni) – Aumenta a resistência mecânica e a resistência à corrosão. Em relação à tenacidade, abaixa a temperatura de transição dúctil/frágil, sendo desta forma favorável à tenacidade do material (TOFFOLO, 2008). Não é formador de carbonetos e é estabilizador do campo austenítico, sendo o único elemento que possibilita um aumento da tenacidade do aço quando todos os outros fatores são fixos. O Níquel também promove um pequeno aumento da resistência mecânica devido ao endurecimento por solução sólida (GRAY, 2007).

Nitrogênio - O nitrogênio em solução sólida contribui para o aumento da resistência mecânica, mas prejudica a tenacidade do aço. O nitrogênio é absorvido da atmosfera durante as etapas de produção do aço, ou através da adição de ferro-ligas contaminadas. A presença de nitrogênio prejudica a tenacidade da ZAC, quando não está combinado com titânio, e a formação de nitretos de nióbio (NbN) durante a etapa de laminação. Isto resultará em uma perda da eficiência da adição de nióbio, devido a uma maior tendência de formação de NbN quando comparada à formação de NbC. Este efeito fica mais evidenciado quando o aço permanece em temperaturas da ordem de 900 a 960°C. O teor máximo recomendado de nitrogênio é de 0,008 a 0,009%, em conjunto com teor de titânio entre 0,009 a 0,015%, para minimizar seus efeitos deletérios (SOEIRO *et al.*, 2013).

Molibdênio - Este elemento também aumenta a tenacidade do aço e é amplamente utilizado em combinação com nióbio. A combinação com Nb resulta na formação de (NbMo)₄C₃ que aumenta a fração volumétrica de precipitados e melhora o benefício do uso do nióbio para teores de molibdênio de até 0,12%. Para teores acima de 0,12%, observa-se aumento do endurecimento da subestrutura de discordâncias nas microestruturas não poligonais, assim como, no aumento no potencial de endurecimento por precipitação. Dependendo da taxa de resfriamento, observa-se a formação de ferrita acicular ou bainita (GRAY, 2007).

Cromo – É utilizado sozinho ou em combinação com níquel ou molibdênio para produzir pequena fração das fases martensita /austenita, reduzindo as bandas de Luders no ensaio de tração e o efeito Bauschinger (redução da tensão limite de escoamento obtido no ensaio de tração transversal ao comprimento do tubo em amostras retiradas de tubos) (TOTTEN, 2006). Quando aplicado resfriamento acelerado, pode ser obtido microestruturas com ferrita acicular / bainita. A adição deste elemento apresenta como benefício à redução de segregação de impurezas em contorno de grão como P e Sn, pois o cromo, ao contrário do manganês, níquel e cobre, mantém o campo da ferrita e aumenta o tempo de residência da placa nas temperaturas desta fase que apresenta maior taxa de difusão que a austenita (GRAY, 2007).

Vanádio – Atua em aços microligados ao Nb melhorando a resistência ao trincamento a quente. Esta característica pode ser atribuído ao aumento do tamanho dos precipitados intragranulares promovido pela presença do vanádio; reduzindo o potencial endurecedor dos precipitados, evitando a formação de gradientes de dureza significativos entre o interior dos grãos e seus contornos (LAGNEBORG et Al, 1999).

O vanádio é estabilizador de ferrita e pode formar carboneto de vanádio e nitreto de vanádio durante e após a transformação $\gamma \rightarrow \alpha$. Os precipitados formam-se em baixa temperatura, por isso são finos. A adição de Ti na composição química dos aços microligados favorece a precipitação de TiN em altas temperaturas, inibindo a formação de VN, sendo o VC o responsável pelo endurecimento por precipitação (KORCHYNSKY, 2000).

Cobre – É utilizado em combinação com a mesma quantidade de níquel para melhorar a tenacidade da zona termicamente afetada quando são utilizadas altas taxas de aquecimento durante o processo de soldagem, para este caso, o teor típico de cobre é entre 0,12 e 0,17% (GRAY, 2007). O também Cobre promove aumento da resistência atmosférica, quando excedido em 0,20%.

2.2 O PROCESSO DE FABRICAÇÃO DOS AÇOS API (ARBL/HSLA)

As condições de processo de fabricação de uma bobina de aço da classe API, a partir de uma placa de aço, são determinantes para a microestrutura e propriedades mecânicas finais do material.

Nesta seção, são apresentadas as etapas mais importantes do processamento de laminação termomecânico controlado, aplicado nos

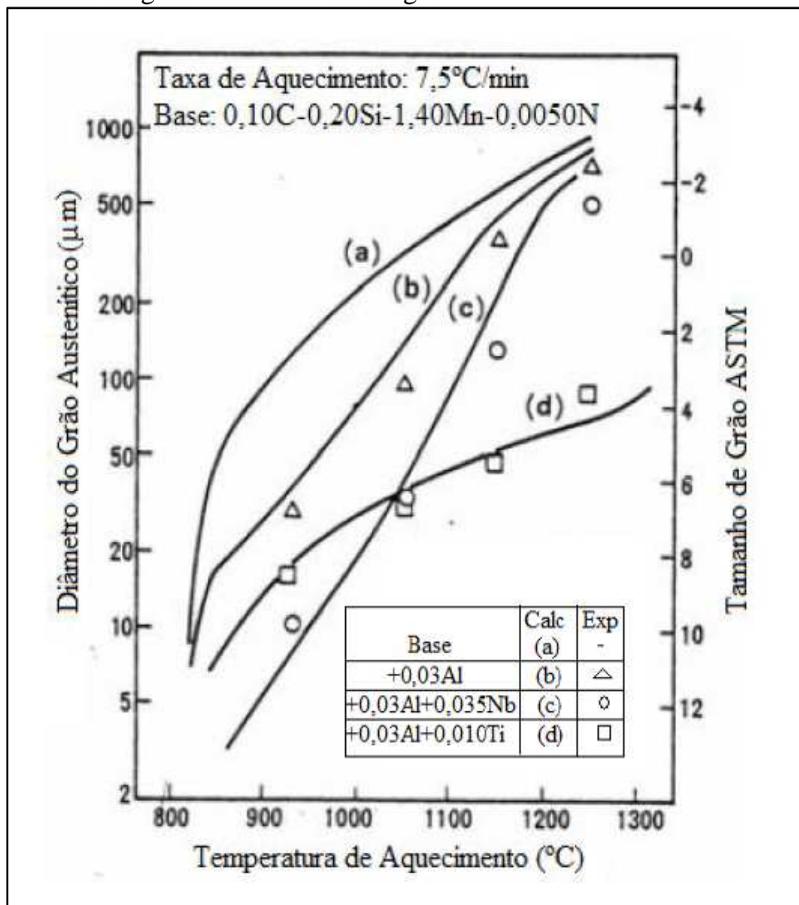
aços da classe API 5L – X65 partindo do aquecimento da placa de aço até o resfriamento final da bobina laminada a quente.

2.2.1 Reaquecimento da Placa

O reaquecimento do material é o estágio inicial de qualquer processo de deformação a quente. O objetivo desta etapa no processo é uniformizar a temperatura através de um aquecimento uniforme até a temperatura onde ocorre a dissolução dos compostos de microligantes existentes, como Nb(C, N) ou V(C, N) (TANG, 2006).

A etapa de reaquecimento da placa determina o tamanho e dispersão inicial do grão austenítico e a disposição dos elementos microligantes. Sendo assim, apresenta importante influência na microestrutura, tenacidade e resistência mecânica do aço ARBL. Menores temperaturas de aquecimento da placa promovem a formação de menores grãos austeníticos, possibilitando uma microestrutura final mais fina, tendo como consequência o aumento da tenacidade do material, conforme pode ser observado na Figura 5 este comportamento com 4 ligas de aço diferentes. Por outro lado, a resistência mecânica do material é reduzida devido à menor quantidade de elementos microligantes que são dissolvidos na austenita, reduzindo assim o potencial de endurecimento por precipitação (LAGNEBORG et Al, 1999).

Figura 5 – Influência da temperatura de aquecimento de placa no tamanho de grão austenítico em 4 ligas.



Fonte: (TANG, 2006)

2.2.2 Laminação de Desbaste

A etapa de laminação de desbaste dos aços API 5L – X65 é realizada na região de recristalização da austenita, usualmente acima de 1040°C, dependendo dos teores de Nb e Ti. Nestas temperaturas elevadas, o refino dos grãos é realizado por sucessivos passes de laminação seguidos da recristalização da austenita e do controle do crescimento dos grãos recristalizados pelos precipitados de TiN. Durante a laminação de desbaste, com a redução da temperatura, pode

haver a precipitação de carbonitreto de nióbio que também controlam o crescimento do grão austenítico (PORTO, R. 2010).

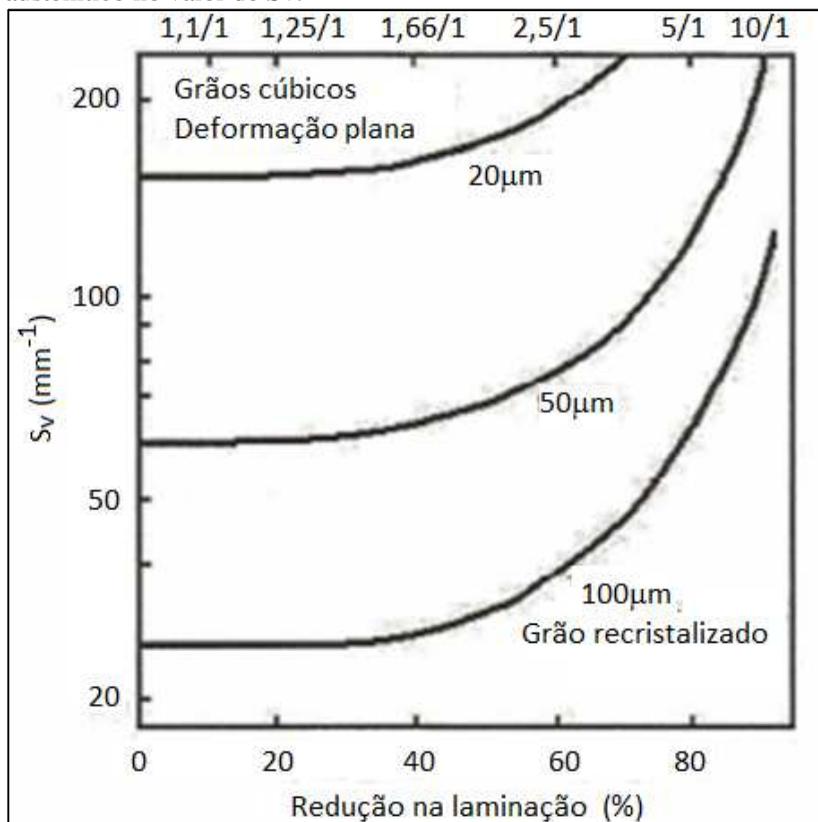
2.2.3 Intervalo entre a Laminação de Desbaste e a Laminação de Acabamento

Como a etapa anterior de laminação de desbaste é realizada em uma faixa de temperatura com recristalização completa da austenita entre os passes e a laminação de acabamento deve ser realizada em temperaturas onde não ocorre a recristalização da austenita (temperatura de laminação menor que a temperatura de não-recristalização, $T_{laminação} < T_{nr}$), deve-se, em caso de necessidade, aguardar a queda de temperatura do material antes de iniciar a laminação de acabamento. Este tempo de espera é definido em função das dimensões da peça e das temperaturas do último passe da laminação de desbaste e do primeiro passe da laminação de acabamento (PORTO, R. 2010). Atualmente esta etapa é praticada somente na laminação de chapas grossas e, desta forma, não é mais praticado na laminação de tiras a quente.

2.2.4 Laminação de Acabamento

A etapa de laminação de acabamento de um aço API geralmente é realizada abaixo da temperatura de recristalização da austenita, com objetivo de produzir grãos alongados. Com o aumento da deformação que ocorre ao longo dos passes de laminação, os grãos apresentarão elevada área interfacial de austenita por unidade de volume (S_v), que corresponde à relação da área de descontinuidades (contornos de grãos, células de discordâncias e contornos de pequeno ângulo) por unidade de volume. Conforme pode ser visualizado na Figura 6, o tamanho de grão ferrítico decresce continuamente com o aumento de S_v , devido à maior quantidade de sítios para nucleação da ferrita (PANIGRAHI, 2001).

Figura 6 – Efeito da redução na laminação e do tamanho de grão austenítico no valor de S_v .



Fonte: (PANIGRAHI, 2001)

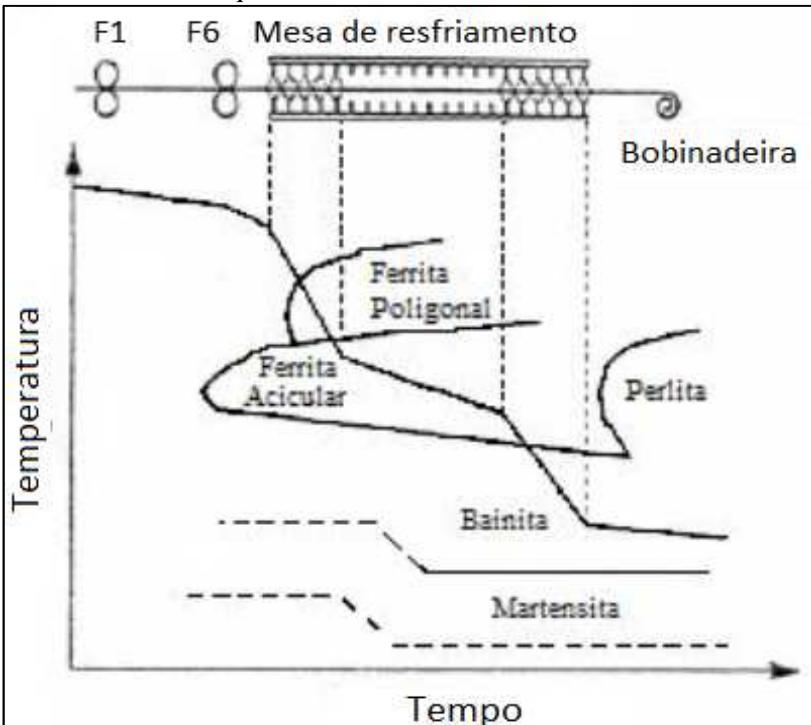
Um aspecto importante para determinar a tenacidade do material é a utilização de uma estratégia de laminação em que a redução total em temperaturas inferiores à T_{nr} (temperatura de não-recristalização) esteja entre 60 e 85%, apresentando assim um aumento do limite de escoamento, sem afetar a temperatura de transição dúctil-frágil no ensaio de impacto Charpy. Este nível de redução em temperaturas abaixo da recristalização promove pequeno refinamento de grão e o resfriamento rápido aumenta o percentual de bainita/ferrita acicular na microestrutura. Ao utilizar este nível de redução seguido de um resfriamento acelerado, o resultado obtido é o aumento do limite de escoamento com redução da temperatura de transição dúctil-frágil

devido à redução do tamanho de grão ferrítico. Esta redução do tamanho de grão está associada ao aumento da taxa de nucleação e à falta de tempo suficiente para o crescimento da ferrita (TANG, 2006).

2.2.5 Resfriamento Acelerado

A taxa de resfriamento e a temperatura de acabamento são parâmetros fundamentais para otimizar os resultados de propriedades mecânicas de um aço da classe API. O controle destes parâmetros, quando feito de forma adequada, promove o controle da precipitação dos carbonitretos durante o resfriamento acelerado e influi diretamente nas possibilidades de ajustes microestrutural como, por exemplo, o percentual de ferrita poligonal e acicular, conforme pode ser visualizado na Figura 7.

Figura 7 – Representação esquemática do processo de resfriamento de uma tira laminada a quente.

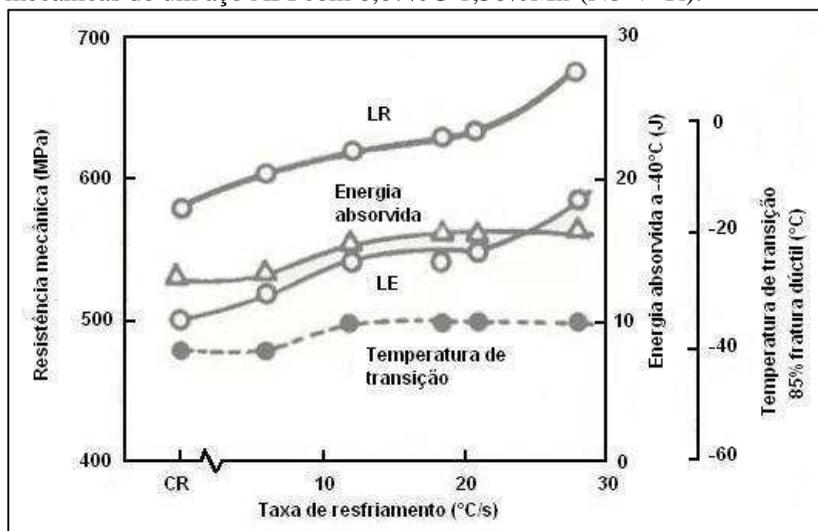


Fonte: TANG (2006)

O resfriamento acelerado durante a transformação $\gamma \rightarrow \alpha$ é extremamente importante para o desenvolvimento da microestrutura final do aço. Altas taxas de resfriamento abaixam a temperatura de transformação, favorecendo a nucleação em detrimento do crescimento de α , resultando em um refino da microestrutura. A condição do grão austenítico (tamanho de grão ou S_v) e a taxa de resfriamento durante a transformação $\gamma \rightarrow \alpha$ têm forte influência no tamanho do grão ferrítico (REPAS, 1988).

Altas taxas de resfriamento e baixas temperaturas de final de resfriamento acelerado favorecem a formação de estruturas aciculares, que apresentam alta densidade de discordâncias e tamanho médio na ordem de 1 μm . O resfriamento acelerado também melhora o endurecimento por precipitação pela formação de precipitados mais finos e dispersos na matriz. Conforme pode ser visualizado na figura 8, a prática do resfriamento acelerado propicia uma melhora na resistência considerando o mesmo nível de tenacidade (TAMEHIRO et Al, 1985).

Figura 8 – Efeito da taxa de resfriamento acelerado nas propriedades mecânicas de um aço API com 0,07%C-1,50% Mn-(Nb-V-Ti).



Fonte: (TAMEHIRO et Al, 1985).

2.2.6 Temperatura de Bobinamento

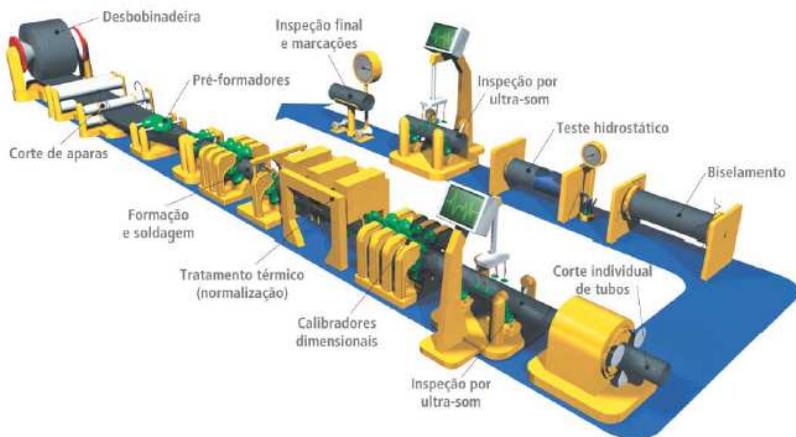
A temperatura de bobinamento é um parâmetro importante e deve ter um controle rigoroso para otimizar o endurecimento por precipitação. Bobinamento realizado a altas temperaturas acarretarão na geração de poucos precipitados grosseiros, que irá acrescentar muito pouco ao endurecimento do material, enquanto que baixas temperaturas permitem a formação de precipitados finos. Temperaturas de bobinamento muito baixas podem retardar a precipitação e acarretar em baixos resultados de limite de escoamento (TANG, 2006).

2.3 PROCESSO DE FABRICAÇÃO DE TUBOS API

Basicamente, o processo de conformação dos tubos com costura longitudinal consiste no processo de encurvamento da bobina por meio de um sistema de calandras e corte das bordas com tesouras circulares que livram a superfície de rebarbas e auxiliam na garantia da qualidade da região soldada. Na etapa inicial do processo, ocorre uma pré-formação gradativa antes da etapa de formação e soldagem.

A linha de formação do tubo, representada na figura 9, é constituída por um conjunto de rolos côncavos, ajustada para proporcionar um maior ângulo de fechamento, tendo em vista a alta resistência mecânica do material, auxiliando assim, no processo de soldagem. Logo após a soldagem o tubo passa por placas de aperto, para realizar a etapa de recalque, que é uma etapa importante para garantir uma boa limpidez na linha de fusão, através da expulsão de parte do metal fundido e das inclusões de óxidos formados durante a soldagem. Após sua execução, é realizado um tratamento térmico de normalização da solda. Após inspecionados e aprovados no ensaio de ultrassom na linha e no teste de amassamento, os tubos são testados hidrostaticamente e submetidos ao ensaio de ultrassom final.

Figura 9 – Representação do processo de fabricação de tubos.



FONTE: (SILVA et Al, 2005).

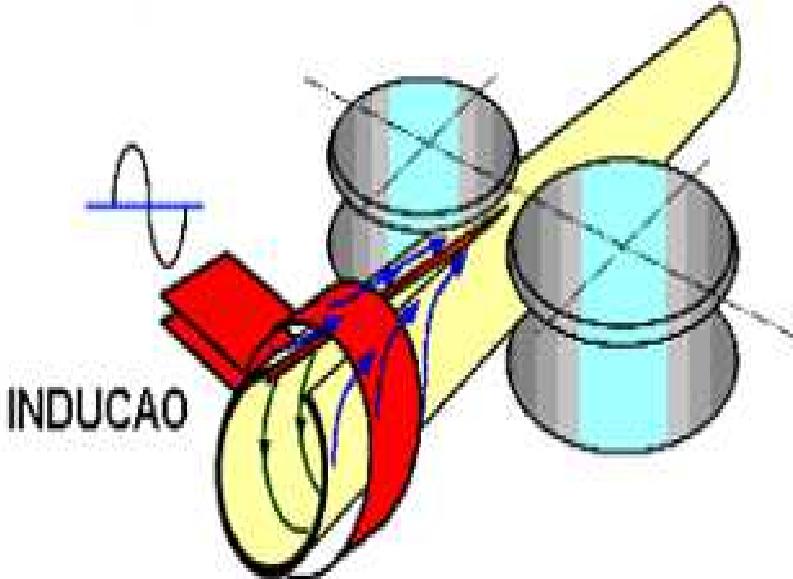
2.4 SOLDAGEM DE TUBOS POR ALTA FREQUÊNCIA (HFIW)

O processo de soldagem por indução de alta frequência (High Frequency Induction Welding, HFIW) é um processo de soldagem desenvolvido a partir do mesmo princípio do processo ERW (Electric Resistance Welding) a partir da década de 50. Trata-se de um processo de soldagem onde não é utilizado metal de adição e as extremidades da junta a soldar são aquecidas por meio de bobinas de indução, pelas quais circula uma corrente alternada de alta frequência que causa o aparecimento de correntes induzidas na região da junta. Estas correntes aquecem o material pelo efeito Joule, o que facilita a deformação desta região à altas temperaturas e a formação da solda com a aplicação de pressão (NICHOLS, 1994).

Uma importante aplicação desse processo de soldagem é na fabricação de tubos API, mediante um processo contínuo, no qual bobinas do material a ser soldado são continuamente conformadas em uma forma circular e depois suas extremidades são unidas por soldagem mediante o processo HFIW, no qual uma corrente de alta frequência, de aproximadamente 400 kHz, é induzida na região das bordas de uma tira de aço calandrada através de uma bobina de indução localizada antes do ponto de soldagem.

Na Figura 10, é possível visualizar um esquema básico do princípio de soldagem HFIW, com a indicação dos principais componentes diretamente envolvidos na soldagem de tubos.

Figura 10 - Esquema de funcionamento processo de soldagem HFIW.



Fonte: (KIM et al, 2007)

A bobina de indução, que envolve a região que antecede a junção das bordas atua como um primário de um transformador de alta frequência e a região das bordas atua como um secundário. A maior parte da corrente induzida completa seu percurso ao redor do tubo conformado fluindo ao longo das extremidades e se concentrando ao redor do ponto de junção das bordas, região próxima da ocorrência da soldagem. Rolos de pressão posicionados próximos a esta região possibilitam a junção das bordas aquecidas completando o processo de soldagem. (NICHOLS, 1994).

2.4.1 Características do processo de soldagem HFIW

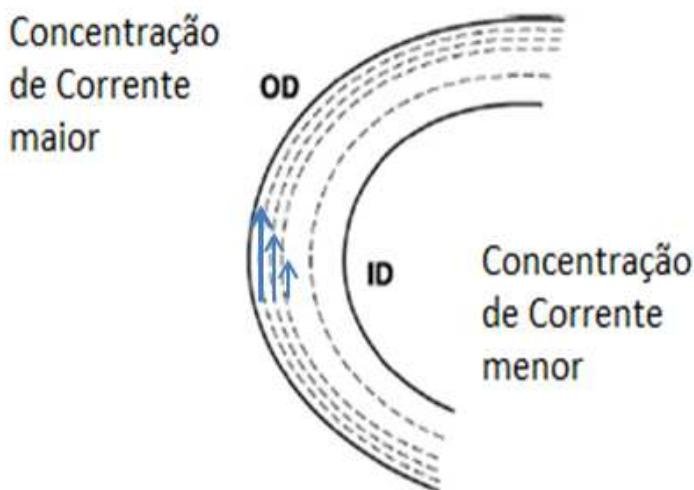
O processo de soldagem de alta frequência por indução oferece diversas vantagens em relação a processos de baixa frequência por

resistência elétrica. Uma das características do processo de alta frequência é a possibilidade de obter soldas com uma zona afetada pelo calor bastante reduzida (NICHOLS, 1994). Uma ZAC mais reduzida é geralmente desejada, pois está associada a uma junta soldada mais resistente e tenaz da obtida com outros processos de soldagem. Esta condição só é possível no processo HFI devido a dois fenômenos que ocorrem exclusivamente com correntes de alta frequência: o efeito “skin” ou pelicular e o efeito de proximidade, que serão abordados na sequência.

2.4.1.1 Efeito Pelicular ou “Skin”

O efeito pelicular, também conhecido como efeito “skin”, é a particularidade que correntes alternadas de alta frequência apresentam ao se concentrarem na superfície de um condutor. Na figura 11 é representado o fluxo de uma corrente de alta frequência através de um condutor, onde está ilustrado que praticamente todo o fluxo de corrente se concentra em uma região muito próxima da superfície. (NICHOLS, 1994).

Figura 11 - Representação do efeito “skin” na soldagem HFIW



Fonte: (NICHOLS, 1994)

Na região afetada pela corrente de alta frequência, a profundidade de penetração da corrente alternada em um condutor isolado (δ), desde a

sua superfície, é função da frequência da corrente elétrica (f) e das propriedades físicas do material: resistividade elétrica (ρ) e permeabilidade magnética relativa (μ_r) (RUDNEV et al, 2003). A equação 4 apresenta a relação entre essas grandezas:

$$\delta = 503 \sqrt{\frac{\rho}{\mu_r \cdot f}} \quad (4)$$

Como pode ser visualizado nesta equação, fica evidenciado que ao aumentar a frequência da corrente elétrica que flui pelo condutor, menor será a profundidade de penetração da corrente nesse condutor e, conseqüentemente, menor será a zona afetada pelo calor. Desta forma, dentro de certos limites, é desejável se trabalhar com frequências mais altas para obter uma solda de melhor qualidade. Maiores detalhes sobre a influência da frequência de soldagem serão abordados na seção 2.4.4.3 deste trabalho.

Outro aspecto importante é que, embora a maior parte da corrente alternada que flui em um condutor esteja concentrada em sua superfície, representado pela penetração de corrente δ , a distribuição da densidade de corrente segue uma função exponencial, conforme descrito na equação 5 abaixo.

$$I = I_{sup} \cdot e^{-\frac{y}{\delta}} \quad (5)$$

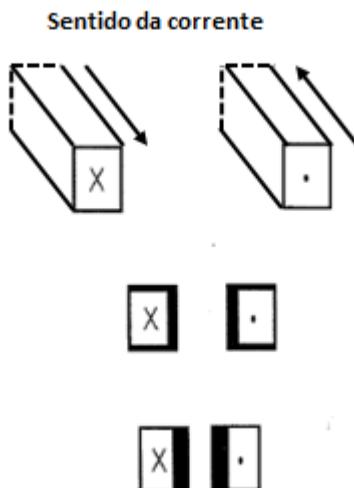
Sendo I a densidade da corrente a uma distância y da superfície do condutor e I_{sup} a densidade da corrente na superfície do condutor. Por exemplo, quando $y = \delta$, a densidade da corrente será $I=0,368I_{sup}$, ou seja, 63% da densidade de corrente que flui em um condutor isolado está em δ .

2.4.1.2 Efeito de proximidade

O segundo fenômeno observado no processo de soldagem de alta frequência é o efeito de proximidade. O fenômeno está associado à tendência que a corrente possui de se concentrar nas regiões adjacentes mais próximas em condutores com fluxo de corrente inversos. Como se pode visualizar na figura 12, este efeito é intensificado à medida que o afastamento entre as partes diminui, fazendo com que o campo

magnético entre eles se some e tenha maior intensidade (NICHOLS, 1994).

Figura 12 – Efeito da proximidade de dois condutores sobre a concentração de corrente.



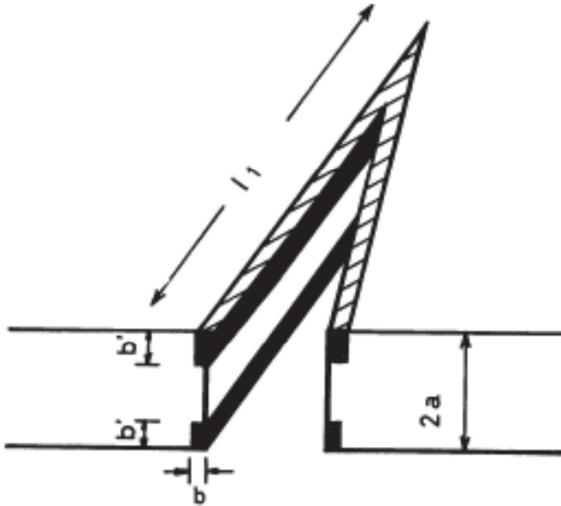
Fonte: (NICHOLS, 1994)

Devido a esta interação dos campos magnéticos entre as extremidades durante a soldagem, um aspecto importante a ser observado é a condição geométrica de apresentação das bordas, principalmente em relação ao paralelismo, antes do encontro das mesmas no local da soldagem. Esta condição possibilitará o aquecimento mais uniforme e uma solda de maior qualidade.

Um fator importante que influencia diretamente a distribuição da corrente na região de encontro entre as bordas é o fator geométrico, ou seja, no caso da soldagem de tubos API, a espessura de parede do tubo a ser fabricado. Em um estudo realizado por Saito *et al* (1986) foi encontrada uma relação direta entre a distribuição da densidade da corrente e a espessura da tira a ser soldada. Nesse estudo foi concluído que a corrente na face das bordas na região de convergência “V”, região próxima ao encontro das bordas, tem a tendência de fluir uniformemente nesta região com o aumento da espessura. Com isso, deve ocorrer uma

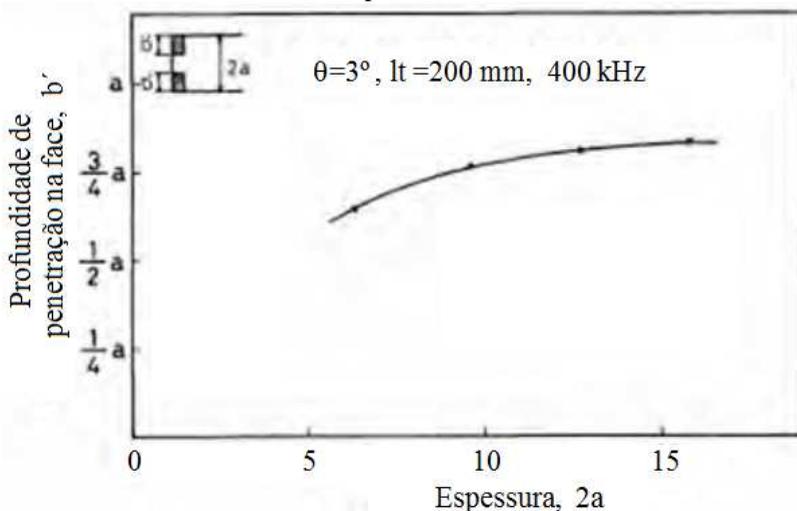
separação da penetração da corrente na face das bordas, sendo menor quanto maior a espessura. Este fenômeno pode ser visualizado na figura 13, onde quanto maior a espessura do material, $2a$, maior será o valor da profundidade de penetração da corrente na face das bordas, b' . A evidência disto pode ser visualizada na figura 14 que demonstra a relação entre a espessura do material $2a$ e a profundidade de penetração de corrente b' para uma determinada condição de processo. Na Figura 14, na legenda temos que $\theta = 3^\circ$, $l_1 = 200$ mm, 400 kHz, correspondem, respectivamente, aos valores do ângulo entre as bordas, à distância dos contatos elétricos ao ponto de soldagem e à frequência da corrente alternada utilizada nos experimentos do referido trabalho.

Figura 13 – Distribuição de corrente em região próxima ao ponto de convergência do “V”.



Fonte: (SAITO et al, 1986)

Figura 14 – Aumento da profundidade de penetração da corrente na face das bordas com o aumento da espessura.



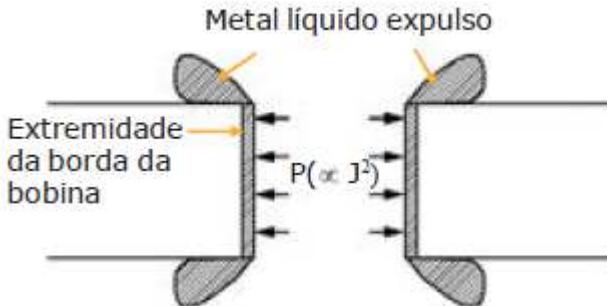
Fonte: (SAITO *et al*, 1986)

2.4.2 Fenômenos observados na soldagem HFIW

Os fenômenos que ocorrem na região de soldagem no processo HFIW são complexos e foram estudados com profundidade no Japão a partir dos anos 80 com o auxílio de câmeras de alta velocidade. Através das análises das imagens coletadas foram identificados os fenômenos que ocorrem durante este tipo de soldagem e quais as consequências dos mesmos na integridade da junta soldada.

De acordo com um estudo realizado por SATO *et al* (1980) utilizando câmeras de alta velocidade e alta resolução, foi observado que pode ocorrer uma defasagem entre o ponto de encontro das bordas e o ponto de soldagem. Isto pode acontecer em certas condições em que a pressão eletromagnética presente na região de soldagem é suficientemente alta para expulsar o metal líquido das bordas e causar o distanciamento entre o ponto de soldagem e ponto de encontro das bordas. Este efeito pode ser visualizado na figura 15, sendo esta força eletromagnética originada pela repulsão entre as correntes fluindo em sentidos opostos ao longo das bordas das tiras previamente curvadas com intensidade diretamente proporcional ao quadrado da intensidade de corrente.

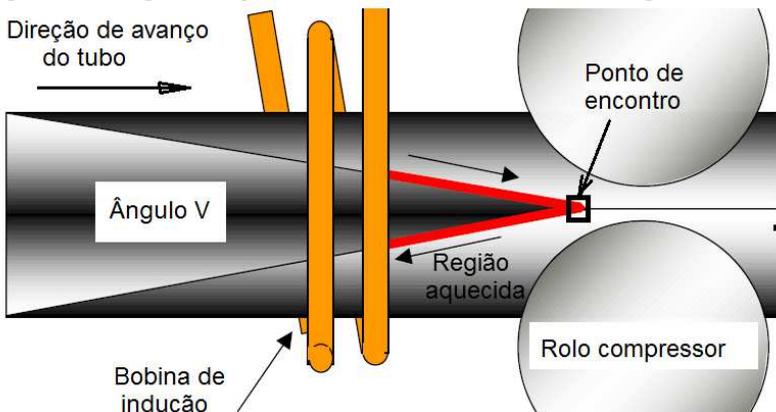
Figura 15 – Força Eletromagnética atuante na expulsão de metal líquido das bordas da bobina.



Fonte: SATO et al (1980)

Na figura 16 são mostrados em forma esquemática os principais elementos envolvidos na soldagem HFIW de tubos, sendo eles: ângulo de encontro das bordas (θ), a bobina de indução e os rolos de pressão. De uma forma geral, para promover uma junta soldada de melhor qualidade, procura-se trabalhar com o ponto de encontro das bordas o mais próximo possível da linha de centro dos rolos de pressão.

Figura 16 - Representação do encontro das bordas na soldagem HFIW.



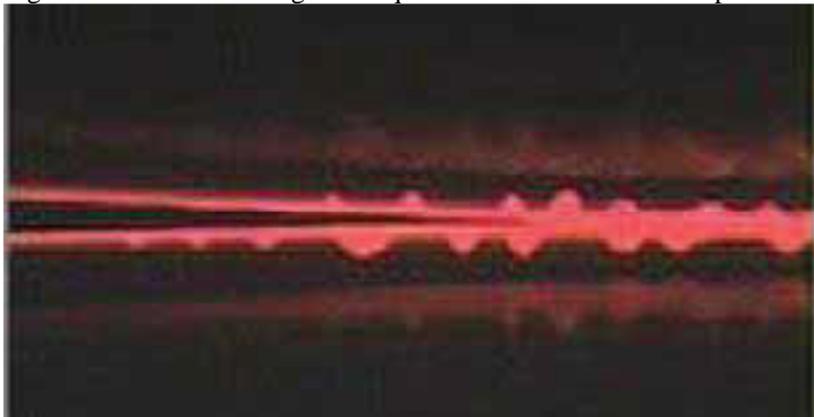
Fonte: (NICHOLS, 1994)

Através das análises das imagens com câmeras de alta velocidade conduzidas por SATO *et al*, foi concluído que podem ocorrer três

diferentes tipos de fenômenos durante a soldagem pelo processo HFTW. A predominância de cada um depende diretamente dos parâmetros de processo utilizados durante a soldagem. Estes três fenômenos podem ser classificados de acordo com o distanciamento do ponto de soldagem e o ponto de encontro das bordas e estão associados aos níveis de energia aplicados na soldagem.

O fenômeno classificado como tipo 1 é aquele que acontece quando o ponto de soldagem coincide com o ponto de encontro das bordas conforme imagem da figura 17. Geralmente ocorre quando os níveis de energia aplicados são muito baixos, insuficientes para que haja um distanciamento entre o ponto de soldagem e o ponto de encontro das bordas (KIM *et al*,2007).

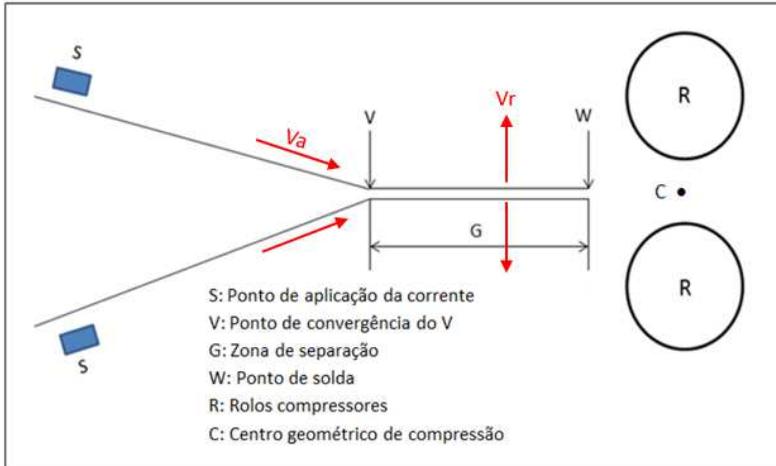
Figura 17 – Foto de soldagem em que se observa o fenômeno tipo 1.



Fonte: (KIM *et al*,2007).

O Fenômeno tipo 2 é típico de níveis médios de energia e consiste na presença de uma zona de separação ou canal, chamado de “narrow gap”, entre o ponto de soldagem e o ponto de encontro das bordas. A formação desta zona de separação esta associada à remoção do metal fundido pela pressão eletromagnética exercida nas superfícies a soldar, devido à passagem da corrente em direções opostas. Neste tipo de fenômeno ocorre que a velocidade de aproximação das bordas V_a é da mesma magnitude que a velocidade de recuo V_r , devido à remoção do metal fundido, formando uma zona de separação de até 15 mm com as bordas paralelas após o ponto de convergência (ALE *et al*, 2012). A representação deste fenômeno pode ser visualizada na figura 18.

Figura 18 – Representação do Fenômeno de soldagem tipo 2.



Fonte: (ALE et al, 2012).

O Fenômeno tipo 3 é o mais complexo e ocorre com altos níveis de aporte térmico aplicado na região de solda, quando a velocidade de recuo se torna superior à velocidade de aproximação, aumentando assim a separação das bordas a medida que avança a linha.

De maneira geral, este fenômeno ocorre de forma cíclica, em quatro estágios. O primeiro é similar a um fenômeno do tipo 1, com o ponto de soldagem coincidindo com o ponto de encontro das bordas, mas em seguida há um afastamento do ponto de soldagem em relação ao ponto de encontro, similar ao fenômeno tipo 2. Depois, forma-se uma ponte líquida entre as bordas, que causa um curto circuito antes da formação do ponto de solda (KIM *et al*, 2007).

Assim sendo, é observada uma movimentação alternante do ponto de soldagem, o que causa uma instabilidade na região do canal estreito.

Na figura 19 estão ilustrados os estágios que ocorrem ciclicamente quando há o fenômeno tipo 3, descritos a seguir:

Estágio 1: O ponto de soldagem está localizado na mesma posição do ponto de encontro das bordas;

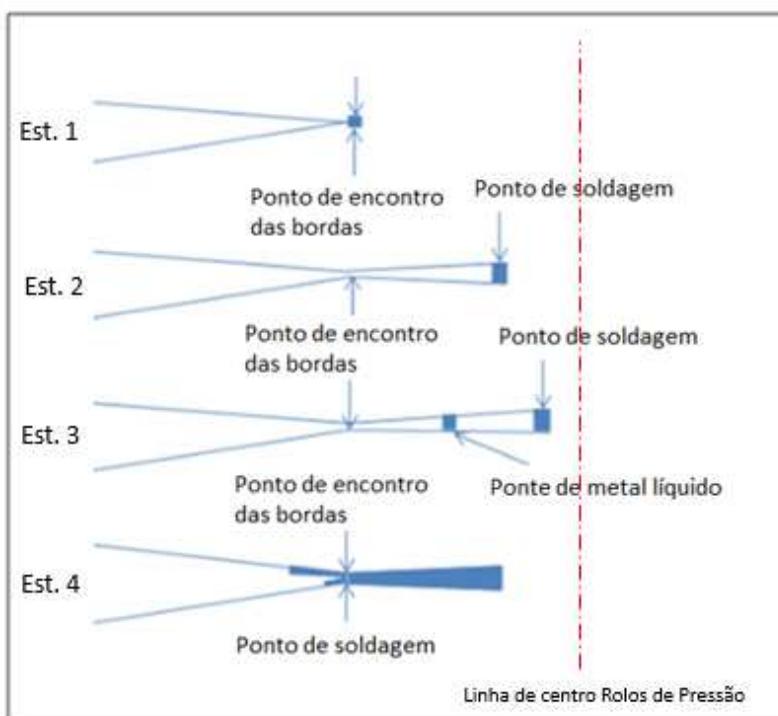
Estágio 2: O ponto de soldagem se afasta do ponto de encontro das bordas com a mesma

velocidade da linha. Neste estágio as bordas não estão soldadas;

Estágio 3: Na zona de separação ocorre formação de uma ponte de metal líquido e a movimentação da mesma em direção ao ponto de soldagem;

Estágio 4: O metal líquido preenche a maior parte da região do canal estreito e desta forma força o ponto de soldagem a retornar à posição inicial, ou seja, ao ponto de encontro das bordas.

Figura 19 - Representação do Fenômeno de soldagem tipo 3.



Fonte: (DIAN, 2008)

Nos estudos realizados por Choi *et al* (2001), esses autores concluíram que os fenômenos associados à soldagem HFIW tinham uma correlação muito forte com a tendência a ocorrer os defeitos “solda fria”

ou “penetrador” (“penetrator”) e impactavam assim diretamente na qualidade da junta soldada. Informação descritiva dos defeitos e a respectiva influência do tipo de fenômeno de soldagem sobre o defeito serão apresentados com maior detalhe nas seções 2.4.3 e 2.4.4.

2.4.3 Defeitos na Soldagem HFIW

Conforme HAGA et al (1981), há dois defeitos principais com origem no processo de soldagem HFIW, ambos associados à presença de óxidos na junta soldada. Estes defeitos são denominados de “solda fria” e “penetrador” (o termo em inglês é “penetrator”). Os dois defeitos estão diretamente relacionados com o tipo de fenômeno predominante durante a soldagem.

2.4.3.1 Solda fria

A solda fria é um defeito associado à aplicação de um aporte térmico insuficiente e é caracterizada pela presença de inclusões de óxidos, formados na sua maior parte por Fe, de forma fina contínua na linha de solda. Estes óxidos apresentam uma grande dificuldade de serem removidos, mesmo depois de ser aplicada pressão mediante os rolos de pressão (CHOI *et al*, 2004). O defeito solda fria ocorre de maneira uniforme ao longo da linha de solda e predominantemente no fenômeno de soldagem tipo 1 (HAGA et al, 1981). Na figura 20 é mostrada a superfície de fratura de uma solda contendo tal defeito, observada através do Microscópio Eletrônico de Varredura (MEV) onde podem ser visualizadas as partículas de óxido distribuídas.

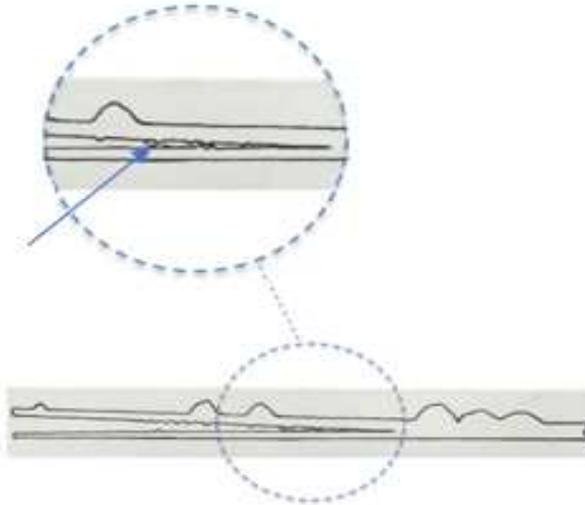
Figura 20 – Micrografia do defeito solda fria em uma superfície de fratura, realizada no MEV.



Fonte: (HAGA et Al, 1981).

Em estudos realizados por Haga et al, foram observados durante a formação do defeito, próximo do ponto de encontro das bordas, a presença de micro extrusões em ambas as bordas que ficam presas entre as faces soldadas conforme é indicado na figura 21. Estas extrusões, quando ocorrem os fenômenos de soldagem tipo 2 ou 3, não são visualizadas entre o ponto de convergência e o ponto de soldagem, pois desaparecem antes do encontro das bordas. Este comportamento pode ser explicado pelo aumento da força eletromagnética que ocorre nos fenômenos de soldagem 2 e 3, a qual promove um aumento um afastamento lateral do metal fundido da região das faces a serem soldadas. Portanto, a solda fria é uma colônia de óxidos que foi formada na superfície das bordas e que não foram removidos durante o processo de aperto pelos rolos de pressão (HAGA et al, 1981).

Figura 21 – Representação da ocorrência de micro-extrusões observadas durante o fenômeno de soldagem tipo 1, que causa o defeito solda fria.



Fonte: (HAGA et Al, 1981).

2.4.3.2 Penetradores (“Penetrators”)

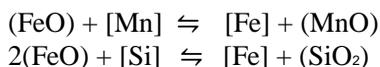
Este defeito, como o nome do mesmo sugere, é formado por inclusões de óxidos de Mn, Si e Fe que se formam durante a soldagem e ficam aprisionadas na junta soldada, sem que sejam removidas para fora da junta pela ação da força de recalque imposta pelos rolos de pressão (KIM; 2009) O defeito é formado por descontinuidades geradas em condição de alto aporte térmico que conduzem à geração do fenômeno de soldagem tipo 3 (CHOI *et al*, 2004).

Os óxidos são formados a partir das bordas fundidas junto ao ponto de convergência em V. Nesta região, caso a taxa de fusão do material seja maior que a velocidade de aproximação das bordas, formam-se na poça fundida óxidos que, em condições normais de recalque, não conseguem ser expulsos para fora da região de solda adequadamente.

No fenômeno de soldagem tipo 3, as bordas entram em contato periodicamente próximo ao ponto de convergência. Neste instante, ocorre abertura de um arco e em seguida a formação de uma ponte de metal fundido entre as bordas da zona de separação. A ponte de metal fundido é impulsionada pela força eletromagnética em direção ao ponto

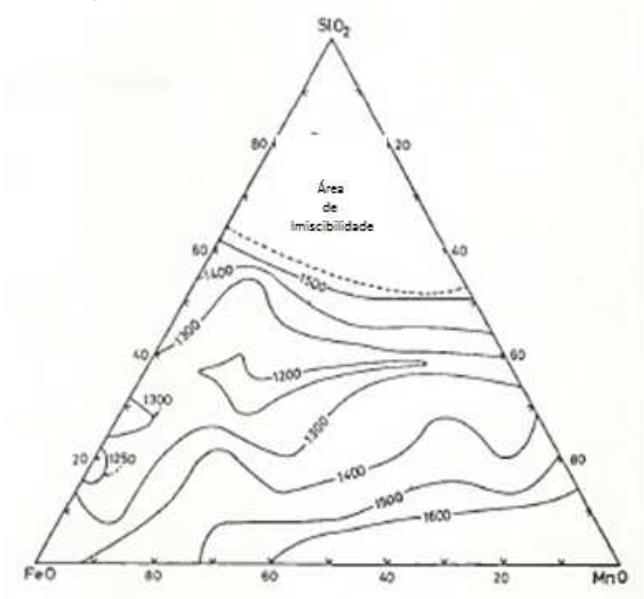
de solda imediatamente após a sua formação. Simultaneamente à formação da ponte, se inicia o preenchimento da zona de separação pela gota de metal fundido, que havia sido removido pela força eletromagnética. Isto ocorre porque a força eletromagnética, que atua nas paredes da zona de separação, subitamente desaparece devido a ocorrência de um curto-circuito na região, agindo assim apenas a tensão superficial. A gota fundida, que contém uma grande quantidade de óxidos por ficar exposta à atmosfera, forma o defeito penetrador quando não é expulsa novamente da zona de separação, pelo movimento de varredura da ponte de metal fundido em direção ao ponto de solda ou pelo recalque. (ALE et al, 2012).

De acordo com Haga *et al* (1981), na interface entre a gota fundida e a camada oxidada em contato com a atmosfera ocorrem as seguintes reações:



Onde [] representa a concentração no metal fundido e () o teor de óxido livre na escória formada. Uma parte do MnO, SiO₂ e FeO são livres ou formam silicatos e existem na forma de fase líquida. O restante existe como fase sólida. Esta proporção de óxidos livres depende da respectiva solubilidade destes óxidos. Na figura 22 pode ser visualizado o diagrama de fases ternário indicando o comportamento dos componentes MnO-SiO₂-FeO como fase líquida na temperatura de 1500 °C onde muitos estudos também mostram a existência de penetradores na fase líquida (HAGA *et al*, 1981).

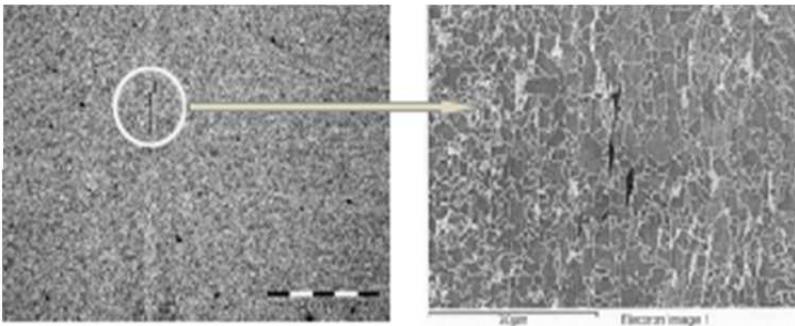
Figura 22 - Diagrama Ternário Sistema MnO-SiO₂-FeO.



Fonte: (Haga et al, 1981).

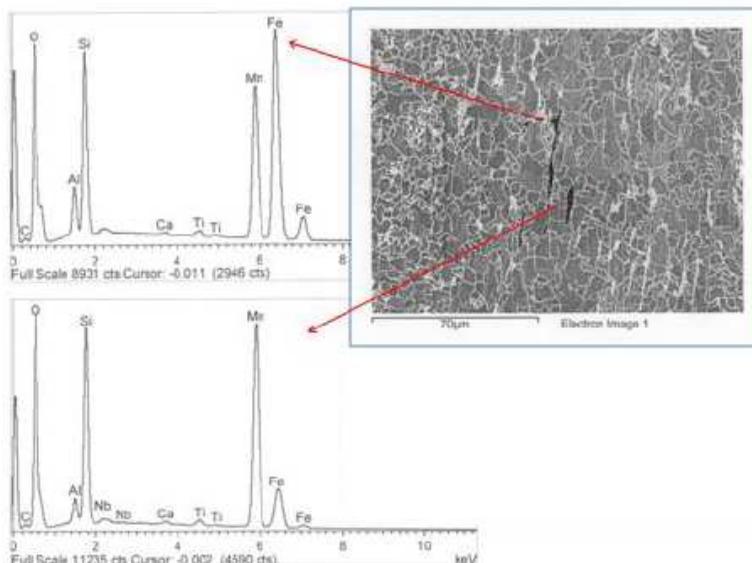
Na figura 23 são apresentadas duas imagens relativas ao defeito penetrador sendo à esquerda uma imagem obtida através de microscopia ótica e à direita através de microscopia eletrônica de varredura. Na figura 24, é apresentada a análise EDS do respectivo defeito onde pode se verificar a presença de elementos como Mn e Si na formação de óxidos na região do penetrador.

Figura 23 - Micrografia ótica e MEV do defeito penetrador.



Fonte: (KUMAR et al, 2013).

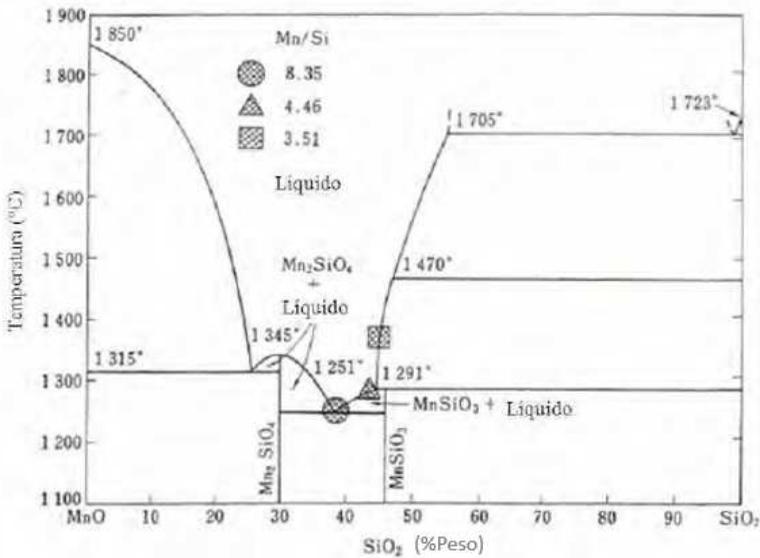
Figura 24 - Micrografia ótica e MEV do defeito penetrador.



Fonte: (KUMAR *et al.*, 2013).

Outro fator importante e com influência direta na tendência de formação do defeito penetrador é a composição química do metal base. Neste sentido, durante o projeto de liga de um aço API, os teores de Mn e de Si devem ser avaliados com bastante atenção com o objetivo de se promover uma junta soldada com boa qualidade. Nas temperaturas atingidas durante o processo de soldagem HFIW, o Mn e Si, por terem uma maior afinidade pelo oxigênio, oxidarão em preferência ao Fe em um ambiente sem atmosfera protegida (KUMAR *et al.*, 2013).

Em um estudo realizado por Yokoyama *et al.* (1978) foi verificado que a relação Mn/Si tem influência importante na junta soldada e que é possível a determinação de uma relação Mn/Si que promova a dispersão dos óxidos mais facilmente durante a soldagem. Neste estudo chegou-se à conclusão que com uma relação Mn/Si entre 7 e 9 a temperatura de fusão do sistema MnO-SiO₂ é a menor, conforme ilustrado no diagrama de fases da Figura 25. Quanto menor a temperatura de fusão, menor a dimensão do óxido, sendo mais difícil eles permanecerem na superfície das bordas após a etapa de recalque e, mesmo que eles não sejam expulsos, é mais difícil que eles se tornem descontinuidades de tamanho que prejudiquem a junta soldada.

Figura 25 - Diagrama de fases do sistema MnO - SiO₂.

Fonte: (YOKOYAMA *et al.*, 1978).

Por outro lado, em um estudo realizado por Williams (2007), foi evidenciado que a redução dos teores de Mn e S tem um efeito ainda mais benéfico para a tenacidade da região da solda avaliada pelo ensaio Charpy em casos onde a bobina tenha sido subdividida longitudinalmente em duas partes. Nesta situação, muito comum na produção de tubos API com diâmetros inferiores a 300 mm, ocorrerá uma influência da linha de segregação central da placa com inclusões alongadas de MnS observada nas ligas com maiores teores de Mn (Figura 5). Através deste estudo foi concluído que ligas com baixo Mn apresentaram resultados de energia de impacto na solda até 3 vezes superiores que os de ligas com alto teor de manganês. Portanto, além da importância de se manter o silício em baixos níveis, deve também priorizar o desenvolvimento de ligas de baixo manganês para se reduzir a tendência à formação do sistema de óxidos MnO-SiO₂ e, assim, minimizar as possibilidades de ocorrência do defeito penetrador.

2.4.4 Principais Parâmetros de Soldagem no Processo HFIW

Basicamente, os parâmetros de processo que influem diretamente sobre a qualidade e resistência da solda no processo HFIW são o aporte térmico e a força de recalque aplicada sobre as bordas do material. O aporte térmico corresponde à relação entre a potência aplicada e a velocidade de soldagem. A força de recalque pode ser estimada a partir da redução do perímetro medida após a passagem do tubo conformado pelos rolos de placa de solda.

É importante destacar a importância dos parâmetros de processo de soldagem que podem ser diretamente controlados durante o processo como: velocidade de soldagem, potência de soldagem, força de recalque e a frequência de corrente.

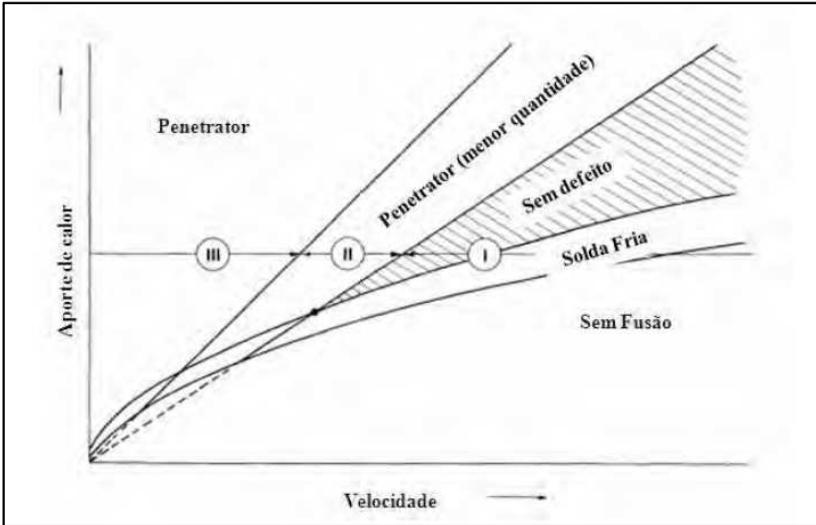
2.4.4.1 Velocidade de Soldagem

A velocidade de soldagem, caracterizada pela velocidade de avanço da linha de conformação de tubos, tem influência direta no controle dos fenômenos de soldagem ao ser determinante para a quantidade de energia fornecida por unidade de comprimento de solda, que é conhecida como aporte térmico. O aporte térmico afeta a microestrutura e a tenacidade da região de solda e determina a quantidade de energia disponível no canal estreito, que faz com que a retenção de óxido seja facilitada ou não.

Em diversos estudos, como o realizado por Watanabe et al em 1986, foi verificado que há uma correlação direta da velocidade com o surgimento de descontinuidades e que o ajuste correto da velocidade com outros parâmetros importantes são determinantes para promover a ocorrência do fenômeno tipo 2, o que é desejado para se evitar defeitos como solda fria e penetrador.

Em outro estudo realizado por Ichihara et al (1986) foi concluído que existe para uma determinada combinação entre velocidade e aporte térmico uma área designada como região sem defeito que se amplia ao aumentar a velocidade de soldagem. Este comportamento pode ser visualizado na figura 26, na região hachurada do gráfico, onde para velocidades maiores se tem uma faixa mais extensa de aporte térmico que permitirá uma solda isenta de defeitos.

Figura 26– Regiões onde as discontinuidades de soldagem são encontradas em função do aporte de calor e velocidade.



Fonte: (ICHIHARA *et al*, 1986).

2.4.4.2 Potência de Soldagem

A potência de soldagem é obtida mediante a seguinte equação:

$$P = \sum_{n=0}^i U_i I_i \quad (6)$$

Onde U e I são, respectivamente, a tensão e a corrente do circuito primário de alimentação do equipamento de soldagem. O produto será igual à potência útil P_u entregue quando a tensão estiver em fase com a corrente. No equipamento de solda, se a corrente está adiantada um ângulo α em relação à tensão, devido à carga indutiva, a potencia útil será igual a:

$$P_u = UI \cdot \cos \alpha \quad (7)$$

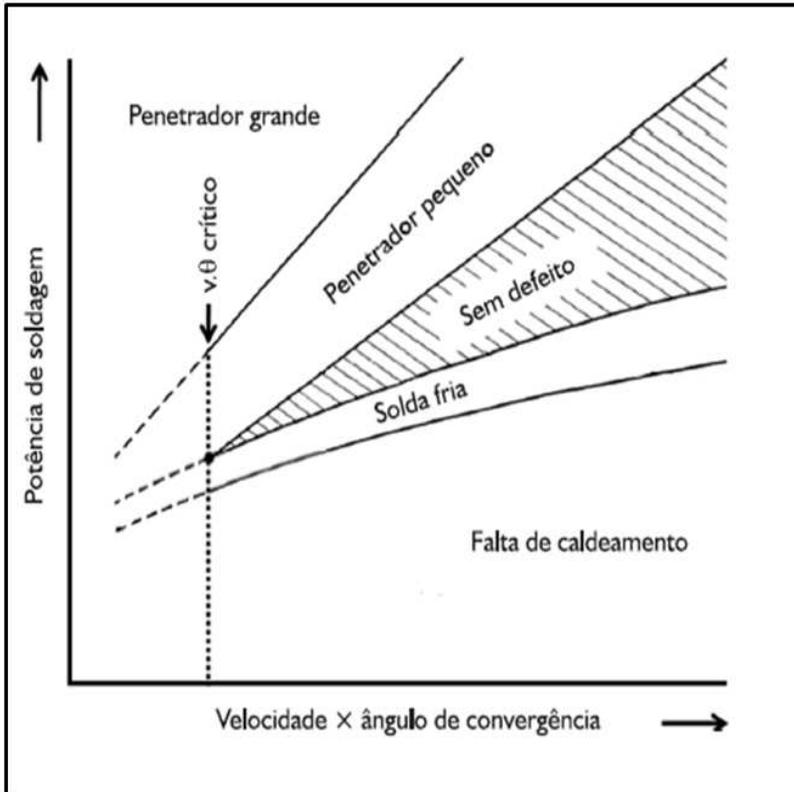
A potência, controlada através da variação de corrente, é um dos parâmetros mais simples e diretos de se controlar o aporte térmico e, por este motivo, foi o parâmetro selecionado neste estudo para verificar a influência das condições de soldagem sobre a qualidade da solda das duas ligas avaliadas.

A potência de soldagem deve ser controlada, de modo que seja reduzida a sua variação, e o seu valor deve ser ajustado com os outros parâmetros de soldagem para que seja obtido o fenômeno tipo 2 durante o processo de solda. O ajuste de potência adequado permite o controle da quantidade de energia ideal no canal estreito e, desta forma, faz com que a retenção de óxidos seja dificultada.

Com base nos trabalhos de Haga et al e de Ichihara et al, é possível inferir, em um gráfico da potência versus o produto da velocidade de soldagem e ângulo de convergência ($v.\theta$), que existe uma faixa de potência de soldagem na qual os defeitos solda fria e penetrador não ocorrem, quando $v.\theta > v.\theta$ crítico.

Como pode ser observado na figura 27, a faixa de potências sem defeito, denominada como campo de soldabilidade, é extremamente estreita quando o produto $v.\theta$ é pequeno e se torna mais ampla conforme este produto aumenta. A explicação para este comportamento está associada ao fato de que para maiores velocidades e ângulos de convergência existe uma faixa mais ampla de potência de soldagem que permite a geração de uma zona de separação de aproximadamente mesma extensão. Além disso, haja vista que $v.\theta$ corresponde à taxa de aproximação das bordas, este produto pode ser analisado como sendo uma taxa de recalque.

Figura 27 – Relação entre a potência aplicada e o produto velocidade x ângulo de convergência e sua influência na geração de discontinuidades de soldagem.



Fonte: ALE et al (2011).

2.4.4.3 Frequência de Corrente

Um dos parâmetros de maior efeito sobre o resultado na soldagem por alta frequência é a própria frequência utilizada durante o processo de soldagem. A frequência de alternância da corrente que passa pela bobina tem influência sobre a profundidade da camada de material em que as correntes são induzidas. Quanto maior a frequência de corrente da bobina, menor será a profundidade da camada em que são induzidas correntes que causam aquecimento por efeito Joule.

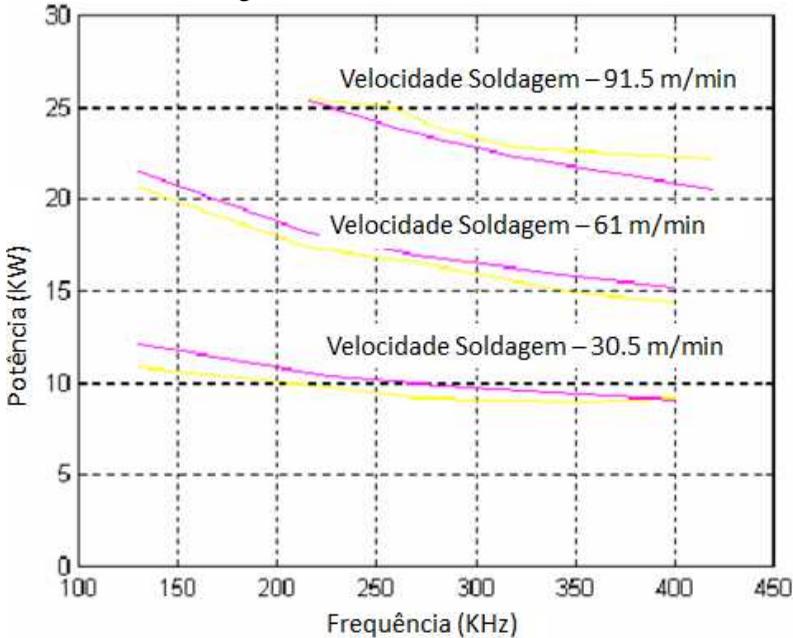
De uma maneira geral, a frequência da corrente influi diretamente no valor da potência e da velocidade de soldagem necessárias para ter

uma solda de boa qualidade. Para baixas velocidades de soldagem, a frequência tem pouca influência sobre a potência necessária, mas, para velocidades maiores, a potência requerida aumenta com a frequência da corrente. Por exemplo, para uma velocidade típica no processo HFIW de 15 m/min, a potência de soldagem necessária para obter um determinado grau de aquecimento nas bordas próximas às bobinas será maior à medida que a frequência da corrente for menor.

No processo HFIW, para se obter a melhor eficiência energética, a frequência da corrente de soldagem deve ser alta (acima de 100 kHz), mas deve-se ter o cuidado de não aumentar excessivamente a frequência. Um aumento excessivo de frequência poderá levar a uma concentração de corrente nas quinas das bordas, gerando sobreaquecimento dessa região e falta de fusão no centro da espessura da bobina (Nichols, 1994).

A escolha da frequência, em conjunto com os demais parâmetros de soldagem, deve sempre visar um aquecimento uniforme das bordas antes do ponto de soldagem. Na Figura 28 é mostrada a relação entre frequência de corrente e potência requerida para uma determinada geometria do material, considerando diferentes velocidades de soldagem.

Figura 28 - Potência requerida em função da frequência, para várias velocidades de soldagem.



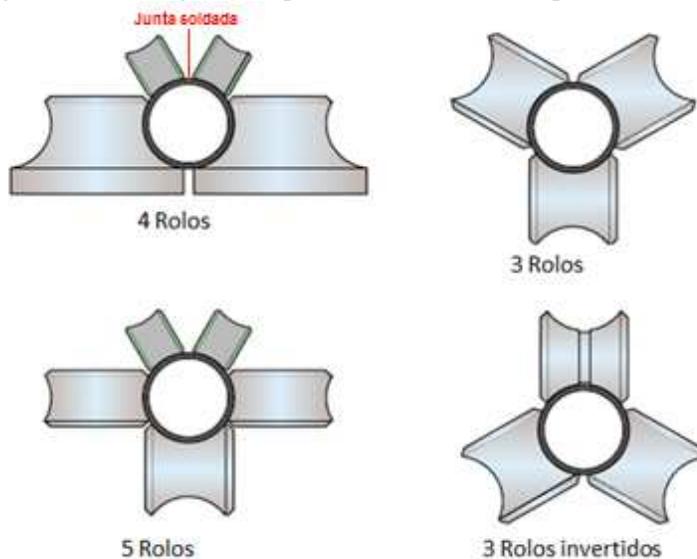
Fonte: (SCOTT, 1999).

2.4.4.4 Força de Recalque

A força de recalque pode ser definida como a força de contato exercido nas bordas por um conjunto de rolos de pressão durante a soldagem e é de fundamental importância para a sanidade interna da região de solda, que tem como um dos principais aspectos a ausência de defeitos associados com óxidos nesta região.

Na figura 29 podem ser visualizadas as configurações do sistema de rolos, também chamado de “placa de solda”, que geralmente é composto por três a cinco rolos, dependendo do diâmetro do tubo a ser soldado. De uma forma geral, para linhas de fabricação de API com tubos de diâmetro maiores que 200 mm e espessuras maiores que 8 mm se preconiza trabalhar com um sistema com 5 rolos de pressão, que proporcionará uma melhor rigidez do sistema.

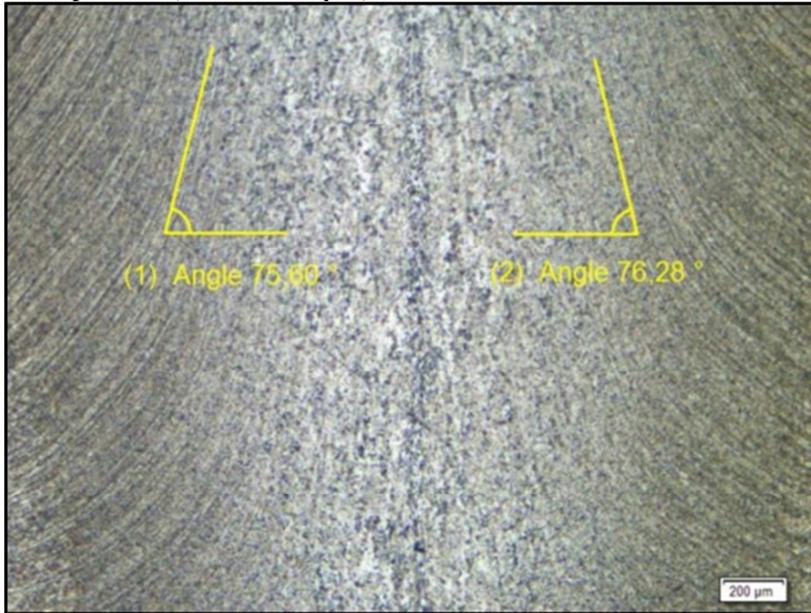
Figura 29 – Configurações possíveis do sistema de placas de rolos.



Fonte: (WRIGHT, 1997)

O controle da pressão aplicada pela placa de solda é realizado indiretamente com base na diferença entre o perímetro de entrada do tubo, antes da soldagem, e o perímetro de saída após a soldagem, sendo esta diferença conhecida também como aperto. É possível também estimar a pressão através dos ângulos de fluência formados no processo de soldagem. Estes ângulos podem ser visualizados em macrografias de seções transversais à solda similares àquela da figura 30, pois, dependendo da pressão aplicada pelo rolos da placa de solda, as linhas irão se deformar segundo um ângulo específico (WATANABE, 1986).

Figura 30 – Macrografia da região de soldagem com a ZAC em formato de ampulheta. (Cortesia Tuper)



A magnitude de aperto aplicado no processo de soldagem deve ser ajustada objetivando a completa expulsão do material oxidado formado na etapa de aquecimento das bordas para, desta forma, gerar uma junta soldada isenta de discontinuidades. Devido à sua importância para a boa qualidade da junta soldada, a quantidade de aperto ao longo do processamento deve ser a mais constante possível. Segundo Watanabe *et al* (1986), pode ocorrer variação na quantidade de aperto durante o processamento devido à alteração no perímetro do tubo antes da soldagem (o qual é causado por desvios na largura da tira em relação ao especificado), na espessura e no limite de escoamento do material. Outra conclusão importante do estudo é que a rigidez dos conjuntos de formação e da placa de solda deve garantir uma quantidade de aperto mais constante possível.

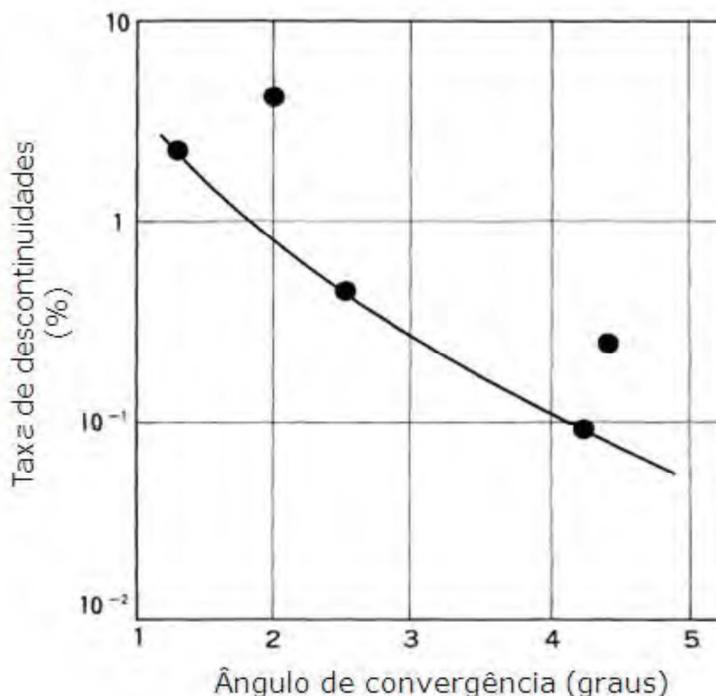
2.4.4.5 Ângulo de convergência das bordas

O ângulo de convergência, também chamado de ângulo de encontro das bordas determina a intensidade do efeito de proximidade

atuante na região de soldagem. Portanto, é um parâmetro que altera a distribuição da corrente nas bordas das bobinas. Isso faz com que a determinação deste parâmetro influencie na quantidade de energia que deverá ser empregada e, conseqüentemente, na qualidade da junta soldada.

A relação entre o ângulo de convergência das bordas a incidência de descontinuidades foi analisada no estudo de Watanabe *et al* (1986). Na Figura 31 é apresentado o gráfico com um dos resultados obtidos no estudo, onde para uma condição de velocidade de soldagem de 18 m/min e espessura de 9,5 mm, pode ser observado que quanto maior o ângulo, menor a incidência de descontinuidades. Isso pode ser entendido da seguinte maneira: quanto maior o ângulo, maior deverá ser o aporte de energia necessário para que ocorra um aumento na extensão do canal estreito, e, portanto, menor a probabilidade de que uma mudança de fenômeno de soldagem ocorra tornando o processo mais estável.

Figura 31 – Relação entre o ângulo de convergência e a taxa de descontinuidades.



Fonte: (Watanabe, 1986)

2.4.4.6 Aporte Térmico

O aporte de calor é o parâmetro que determina a quantidade de energia que é aplicada no processo de soldagem e está diretamente ligada a dois parâmetros já citados anteriormente: a velocidade de soldagem e a potência aplicada. O aporte térmico pode ser descrito como:

$$H = 60 \frac{P}{V} \text{ (J/m)} \quad (8)$$

onde P é a potência de soldagem e V é a velocidade de soldagem.

De uma forma mais complexa, Watanabe *et al* (1986), desenvolveram uma relação do aporte térmico teórica, confirmada experimentalmente, para cálculo do aporte de calor, que correlaciona os principais parâmetros que influenciam no processo HFIW:

$$H = K \frac{UpIp}{V^{0,6} l^{0,55} \theta^{0,15} e^{0,85}} \quad (9)$$

onde:

K: constante

Up, Ip: tensão e corrente de soldagem

V: velocidade

l: distância entre o ponto de fornecimento de energia e o ponto de soldagem

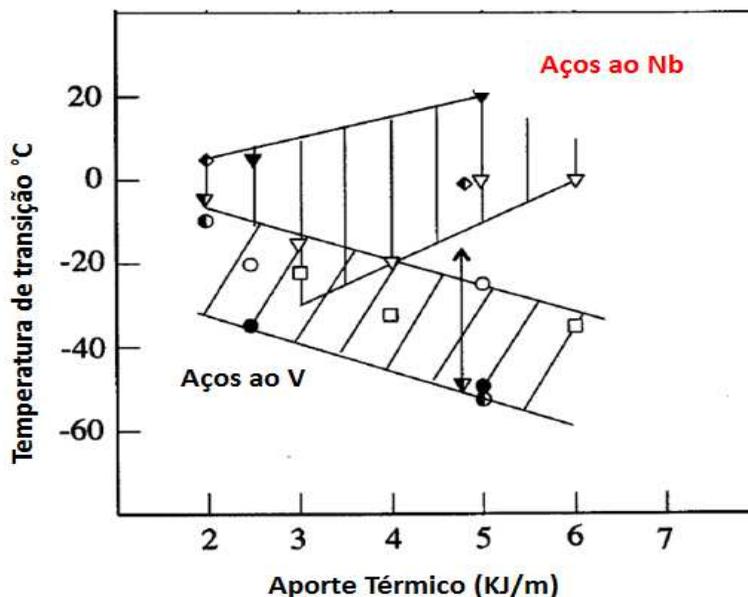
θ : ângulo entre as bordas

e: espessura da bobina

Analisando a equação 9, verifica-se que cada um dos parâmetros de soldagem tem sua influência na determinação do aporte térmico aplicado.

O aporte térmico tem forte influência na tenacidade da região da solda em aços microligados ao nióbio. A figura 32 apresenta uma série de resultados de teste de impacto, na condição de soldado, de aços contendo aproximadamente 0,13% de carbono e 1,4% manganês. Foi concluído que maiores aportes térmicos no aços ao nióbio, devido à formação de precipitados mais grosseiros, deterioram a tenacidade da região afetada pelo calor e aumentam a temperatura de transição dúctil-frágil.

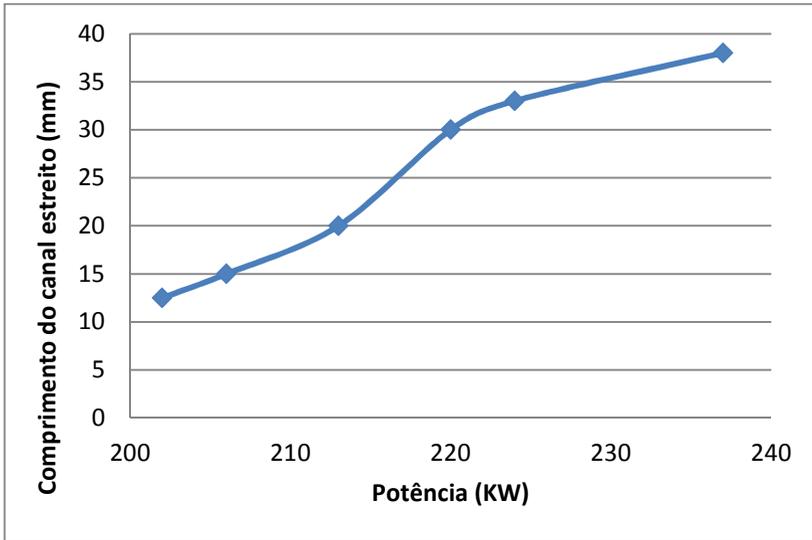
Figura 32 – Influência do Aporte térmico e a temperatura de Transição na zona afetada pelo calor.



Fonte: (MITCHELL et al, 1995)

O aporte térmico tem influência direta também no comportamento da ponte de metal líquido e seu processo de varredura. Esta correlação pode ser observada pelo gráfico da figura 33 onde se visualiza a relação entre o comprimento da ponte de metal líquido e a potência aplicada em uma condição de velocidade constante de 18 m/min. Próximo ao ponto de fusão, o canal estreito foi desenvolvido como indicado por Haga *et al* (1980), sendo o comprimento do canal medido através de imagens de câmeras de alta velocidade em função do aporte térmico. O comprimento do canal estreito aumentou linearmente de 12 até 40 mm enquanto o aporte térmico foi alterado através do aumento da potência aplicada de 201 até 237 kW.

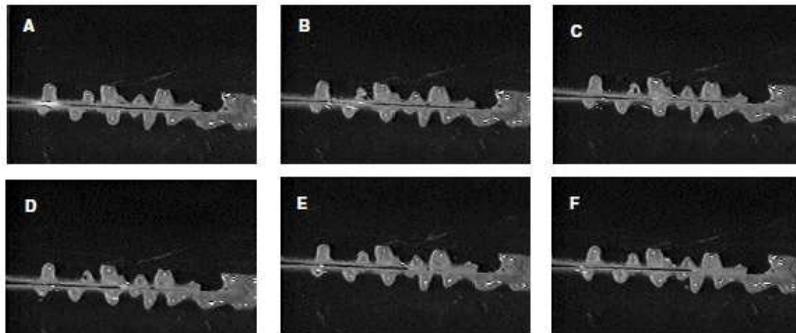
Figura 33 – Relação entre o comprimento da ponte do canal estreito e a Potência Kw.



Fonte: (CHOI, 2004)

Nas condições de baixo aporte térmico pode ser observado que o desvio padrão é muito menor, que significa que assim que a ponte é formada ocorre um processo de varredura desde a formação da ponte até o ponto de soldagem. Assim que se aumenta o aporte térmico, o desvio padrão aumenta, indicando que uma quantidade significativa de pontes são interrompidas antes de alcançar o ponto de soldagem. Nas imagens observadas durante o experimento, foi relacionada esta interrupção com a ocorrência de múltiplas pontes se movimentando ao longo da ponte líquida. Na Figura 34 pode ser observado este fenômeno, onde a ponte formada pelo primeiro centelhamento (34A) se movimento ao longo da ponte (34B-D) e um segundo centelhamento se formou (34D) e começou a se movimentar através da ponte (34E). A formação de uma segunda ponte deveria homogeneizar o campo eletromagnético ao redor da primeira ponte e resultar em redução da velocidade da movimentação e assim eventualmente causar a interrupção do movimento da mesma (CHOI, 2004).

Figura 34 – Imagens do comportamento da ponte de metal líquido com câmera de alta velocidade.

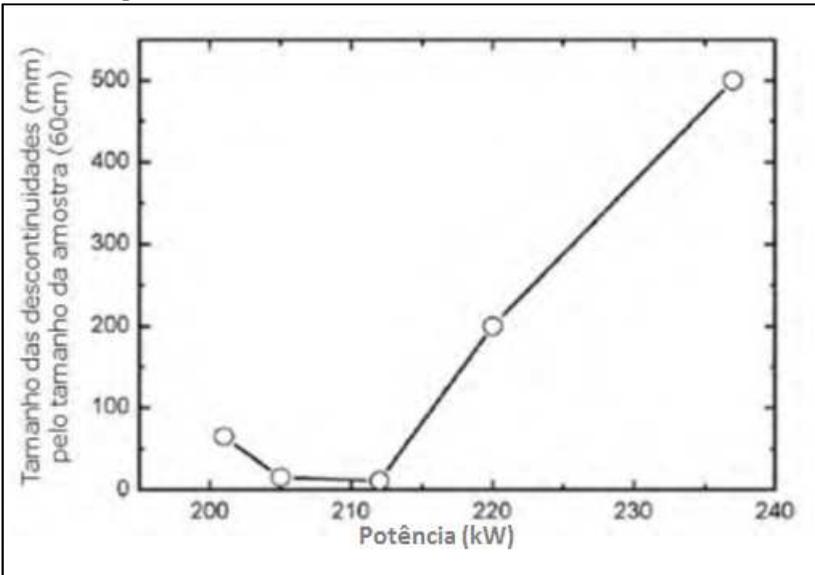


Fonte: (CHOI, 2004)

Na figura 35 mostra a relação encontrada entre o aporte térmico e a fração de inclusões de óxidos encontradas na junta soldada. Este gráfico confirma que com aportes térmicos maiores, a ação de varredura da ponte líquida se torna irregular levando ao preenchimento de metal líquido na ponte “narrow gap”. Nessas condições foi observado um aumento significativo da fração volumétrica de inclusões de óxido. Desta forma, fica evidenciado que o movimento de varredura da ponte de metal líquido no canal estreito é que garante uma junta soldada livre ou com mínima quantidade de óxidos (CHOI. 2004).

De uma forma geral, foi possível concluir que, quando ocorre o fenômeno do tipo 2, a junta solda praticamente fica isenta de descontinuidades. Na ocorrência do fenômeno de soldagem 1, a predominância do defeito relacionado à falta de fusão ou solda fria está associada um aporte térmico insuficiente. Quando predomina o fenômeno tipo 3 é observado uma maior incidência de descontinuidade do tipo óxidos ou penetradores associado a um aporte térmico excessivo durante a soldagem.

Figura 35 – Relação entre tamanho das descontinuidades em função do aporte térmico para uma condição de velocidade de soldagem de 18 m/min e espessura de 9,5 mm.



Fonte: (CHOI, 2004)

3. MATERIAIS E MÉTODOS

3.1 Propriedades da Matéria-Prima

Neste trabalho, foi realizado o processamento (conformação e soldagem) de bobinas de dois tipos de aço que cumprem os requisitos da norma API 5L classe X65 PSL2, produzidas por laminação a quente, nas instalações da ArcelorMittal Tubarão, localizadas no estado do Espírito Santo. Um dos aços tem a concepção de alto manganês e baixo teor de nióbio e outro tem baixo manganês e alto teor de nióbio. Por convenção, a partir daqui o aço com alto Mn e baixo Nb será denominado X65 tipo A e o aço com baixo Mn e alto Nb será denominado X65 tipo B. Na tabela 04 está detalhada a composição química, avaliada na ArcelorMittal tubarão no aço líquido, para esses dois materiais avaliados no estudo.

De cada tipo de aço foram processadas na fábrica de tubos da Tuper, situada em São Bento do Sul, norte de Santa Catarina, duas bobinas com espessura de 9,65 mm e largura de 1.380 mm.

Tabela 4 - Composição química dos aços avaliados no estudo em % de peso.

% El em peso	C	Mn	Si	S	P	Cr	Cu	Ni	Mo	V	Nb	Ti
X65 Tipo A	0,070	1,60	0,190	0,002	0,018	0,141	0,010	0,006	0,001	0,016	0,055	0,021
X65 Tipo B	0,043	0,26	0,190	0,001	0,009	0,490	0,280	0,150	0,001	0,003	0,089	0,012

Foram realizados ensaios de tração de acordo com a norma ASTM A370 em máquina universal Shimatzu modelo OHF500 KNI em 3 amostras representativas, retiradas transversalmente no início das 4 bobinas sob avaliação neste estudo. Os resultados médios destas avaliações estão mostrados na tabela 5:

Tabela 5 - Propriedades mecânicas das bobinas utilizadas neste estudo.

Tipo de aço	Bobina	LE (MPa)	LR (MPa)	Al%
X65 Tipo A	BQA1	571	647	30
	BQA2	565	646	30
X65 Tipo B	BQB1	536	606	38
	BQB2	534	596	39

Conforme já descrito no item 2.1.2.1, as propriedades mecânicas solicitadas em norma são referentes ao material em tubo. Na bobina usualmente é acordado entre o fornecedor e cliente um limite de escoamento ligeiramente superior à norma para compensar o efeito Bauschinger.

Foram realizados ensaios de impacto Charpy, de acordo com a norma ASTM A370, em corpos de prova a 0 °C, em 3 amostras retiradas das bobinas avaliadas, utilizando máquina Charpy do fabricante Roell Amsler modelo RKP 450, utilizando um sistema de sistema preciso de controle de temperatura para os corpos de prova que permite reduzi-la até -60°C. Os resultados destes ensaios estão descritos na tabela 6.

Pode-se observar que, dos dois aços, o tipo B apresentou resultados de energia de impacto superiores ao aço tipo A. Por outro lado, ambos os aços cumprem o requisito mínimo de energia absorvida com bastante segurança estipulado pela norma API 5L (Min. 27J).

Tabela 6 - Energia absorvida (em J) pelas amostras dos metais de base no ensaio Charpy.

Tipo de aço	Bobina	CP 1	CP 2	CP 3	Valor Médio
X65 Tipo A	BQA1	162,6	167,4	147,8	159,2
	BQA2	145,5	175,8	180,1	167,1
X65 Tipo B	BQB1	304,2	305,4	248,1	285,9
	BQB2	319,4	323,1	319,9	320,8

3.2 PROCESSO DE CONFORMAÇÃO DO TUBO E SOLDAGEM

Inicialmente, as bobinas de aço foram processadas em máquina de corte longitudinal com laminas de tesoura rotativas, sendo subdivididas no centro da largura em 2 tiras com largura de 690 mm cada. Ao final da linha de Corte, as tiras foram rebobinadas e disponibilizadas para a etapa de conformação dos tubos.

A transformação das tiras de aço em tubos API com diâmetro 219 mm, foi realizada em máquina formadora que segue o conceito de formação através de *Break Down / Cage Roll*, com três conjuntos de *Fin-Pass* e placa de solda com cinco rolos e calibração realizada em 04 etapas. Sendo o *Break Down / Cage Roll* o primeiro conjunto de formadoras que realiza a conformação mais pesada a partir da condição de tira recebida e o *Fin-Pass* o conjunto de rolos formadores com maior precisão e que serão responsáveis por dar o acabamento e forma final antes do equipamento de solda.

O equipamento de solda é do fabricante ThermoTool com potência nominal de até 1000 kW e frequência máxima de 400 kHz, com transmissão de energia por bobina de indução. Logo após a soldagem é realizado tratamento térmico de normalização na junta soldada, que consiste de aquecimento localizado da junta soldada através de indução até temperatura de 950°C (acima da temperatura de austenitização) seguido de resfriamento ao ar até 400°C. Por último ocorre um resfriamento forçado com feixes de água sobre a junta soldada, a fim de reduzir a temperatura até a temperatura ambiente antes da calibração final do tubo.

3.3 PARÂMETROS DE SOLDAGEM

Com base na fundamentação teórica contida na revisão bibliográfica, foi verificado que o aporte térmico, que é determinado pela combinação dos parâmetros potência e velocidade de soldagem, tem uma forte influência na qualidade da junta soldada. Com o objetivo de simplificar os ensaios, foi definido realizar a variação do aporte térmico através do controle da potência de soldagem. Os demais parâmetros foram mantidos constantes, a saber: velocidade de soldagem, de 15,5 m/min; frequência de oscilação da corrente de 250 kHz; Ângulo de contato de bordas de 6 graus e força de recalque constante, avaliada mediante a diferença entre o perímetro do tubo medido antes da soldagem e logo após a soldagem. Ao todo, foram processados 18 tubos de cada tipo de aço, sendo que esse total de 18 corresponde a 6 níveis de aporte térmico (entre 1,30 e 1,55 kJ/mm) e 3 tubos para cada aporte térmico visando aumentar a confiabilidade pelo número maior de dados coletados no estudo. Cada um dos lotes foi processado com um nível diferente de potência de soldagem, selecionado com base nos valores de potência indicado pelo fabricante para o dimensional e propriedades mecânicas do material em estudo. Os valores de aporte térmico em kJ/mm estão indicados na tabela 7:

Tabela 7 – Valores de aporte térmico (em kJ/mm) utilizados nas soldagens realizadas.

Lote 1	Lote 2	Lote 3	Lote 4	Lote 5	Lote 6
1,30	1,35	1,40	1,45	1,50	1,55

Desta forma, a faixa de variação de aporte de calor, estimado pela equação 8 da página 50, foi de 17,85 %.

3.4 ENSAIOS PARA CARACTERIZAÇÃO E ANÁLISES DA JUNTA SOLDADA

Para a caracterização da junta soldada foram realizados os seguintes ensaios: análise metalográfica, ensaio de impacto Charpy e ensaio de microdureza.

Para avaliar a qualidade das soldas obtidas com cada condição de aporte térmico, foram realizados ensaios de impacto Charpy com o

entalhe localizado em dois pontos: sobre a zona fundida (chamada por alguns autores de “linha de solda”) e a uma distância de 2 mm do centro da solda determinada em projetor de perfil, de modo a ficar na zona afetada pelo calor confirmada por macrografia realizada na região da solda sem aplicação de tratamento térmico.

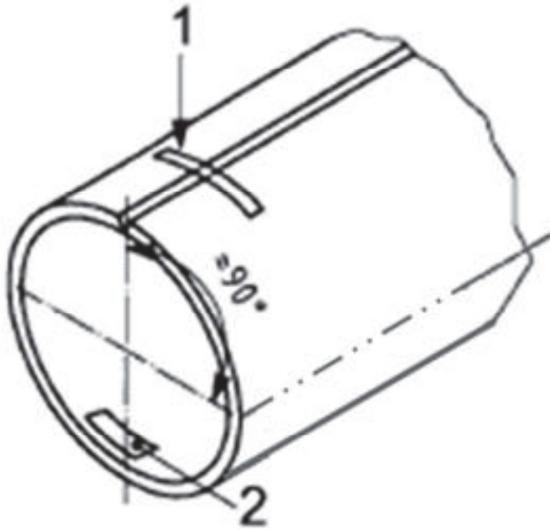
Em algumas condições onde o resultado do ensaio de Charpy apresentou valores considerados baixos, foram também avaliadas as regiões da junta soldada dos respectivos corpos de prova por MEV e EDS, com objetivo de evidenciar a ocorrência de defeitos de soldagem que justificassem a perda de tenacidade observada.

3.4.1 Análise metalográfica

Foram realizadas análises metalográficas em 4 amostras, sendo duas delas referentes a tubos produzidos a partir do aço X65 tipo A e outras duas de tubos produzidos a partir do aço X65 tipo B. Para cada tipo de aço, uma das amostras foi na condição de maior aporte térmico (1,55 kJ/mm) e outra na condição de menor aporte térmico aplicado (1,30 kJ/mm). Esta análise foi realizada com estes níveis de aporte térmico por se tratarem das condições extremas de aporte térmico aplicado e que conseqüentemente estavam mais propensas a apresentarem descontinuidades na junta soldada.

As amostras foram retiradas de acordo com a norma de fabricação de tubos API 5L, que especifica os locais nos quais as mesmas devem ser obtidas, conforme mostrado na Figura 35. A posição 1 é para corpos-de-prova da junta soldada. As amostras foram obtidas de uma das pontas dos tubos em posição intermediária em relação ao lote, ou seja, início do terceiro tubo referente aos dois lotes (1,30 e 1,55 kJ/mm) avaliados de cada padrão de aço.

Figura 36 – Locais de retirada dos corpos-de-prova para ensaio Charpy: Região 1 – Solda e Região 2 – Metal base.



Fonte: (Specification for API 5L, 2012)

As amostras foram analisadas com a utilização de um microscópio óptico da marca Zeiss AXIO (MO) com emprego de Software Analisador de Imagem AxioVision Rel. 4.6 com o objetivo de determinar o tamanho de grão no metal base e na zona termicamente afetada pelo processo de solda de acordo com a norma ASTM 112-96. Além disso, foram também verificadas a presença e morfologia das inclusões do metal base baseado na norma ASTM E45-87.

As amostras foram retiradas com utilização de serra mecânica. Aquelas para ensaios Charpy foram usinadas por fresamento. As amostras para metalografia e dureza foram seccionadas através de disco abrasivo, sob refrigeração e em uma das frações foram realizados os seguintes procedimentos:

- Lixamento e polimento: realizados manualmente em equipamento de discos rotativos da marca Arotec. Granulometria das lixas: # 100, #220, #320, #400 e #600.

- Polimento com pasta de diamante de 3 micrometros.

- Para o ataque químico foram utilizados dois tipos de reagentes: Saspanansa e Nital. O reagente Saspanansa é constituído de 1,0 g de

ácido pícrico, 100 ml de água e 1ml de detergente líquido; o ataque com esse reagente foi por imersão durante 10 min, a uma temperatura de 23 °C. O ataque com Nital 5% também foi por imersão, por um tempo de 10 s;

- Realização de macrografia: Câmera Evolution LC; Software de captura de imagens Image Express;

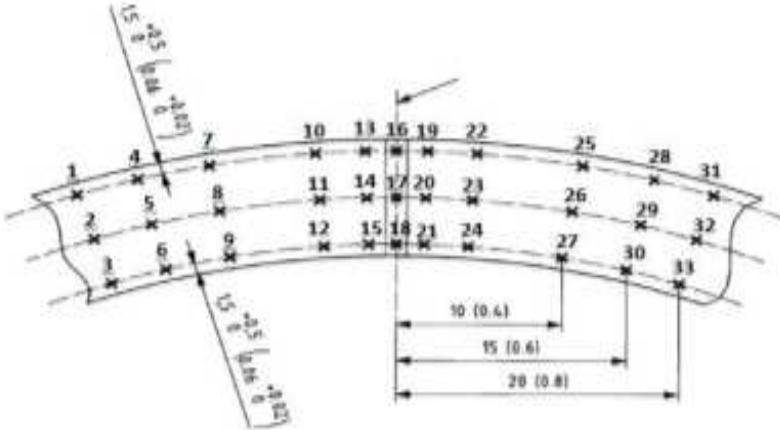
- Realização de micrografias: microscópio óptico Zeiss, modelo AXIO Observer Z1M; objetiva EC Epiplan 20x; câmera AxioCam MR3; software de captura e análise de imagens Carl Zeiss Micro Imaging.

Foram analisados o tamanho de grão e a microestrutura presente no metal base e na área tratada termicamente. Os tamanhos de grão foram medidos de acordo com a norma ASTM E112, utilizando o método do intercepto.

3.4.2 Microdureza

O ensaio de microdureza Vickers com carga de 10 N foi realizado de acordo com a norma ASTM E384, na seção transversal de uma amostra da junta soldada para cada condição de aporte térmico testada, após passar por procedimento metalográfico de lixamento e polimento. O equipamento utilizado para realização do ensaio é da marca Wilson Wolpert, modelo Testor 930 com uma incerteza de medição de 2%. A amostra utilizada para o ensaio de dureza foi a mesma utilizada para a análise da microestrutura (dimensões 70 mm x 10 mm, retirada do terceiro tubo produzido com cada condição testada). Foram realizada a medição em 33 pontos, em conformidade com o anexo H.4.4 da norma API 5L, que define como critério de aceitação que a dureza no corpo do tubo, na ZAC e solda não deverá ser superior a 250 HV10. Na Figura 36 é apresentado um esquema da localização dos pontos de medição. A microdureza Vickers foi medida em ao longo de três linhas, localizadas em diversas profundidades em relação à espessuras (uma junto à superfície externa do tubo, outra no meio e a última perto da superfície interna). Ao longo de cada linha foram realizadas 11 medições, de modo a abranger regiões da zona fundida, a zona afetada pelo calor e o metal base, de acordo com o estabelecido na norma API 5L. Os pontos 16, 17 e 18 estão localizados na zona fundida. Os pontos de medição no intervalo de 13 a 15 e 19 a 21 foram situados a 0,25 mm do centro da solda, já os pontos compreendidos no intervalo de 10 a 12 e 22 a 24 ficaram a uma distancia de 0,5 mm do centro da solda.

Figura 37– Esquema com a localização dos pontos de medição de microdureza, definida de acordo com a norma API 5L.



Fonte: (Specification for API 5L, 2012).

3.4.3 Ensaio de impacto Charpy

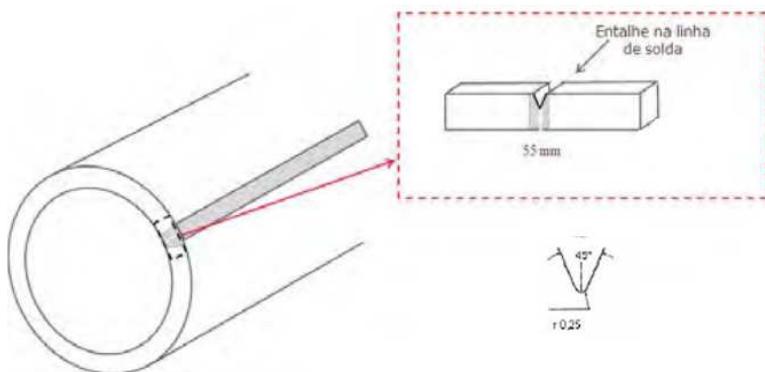
Os ensaios Charpy foram realizados em acordo com a norma ASTM E23, com corpos-de-prova com dimensões padronizadas, isto é, comprimento de 55 mm e seção de 10 x 9,65 mm (esta última corresponde à espessura do tubo), com entalhe em V. Os resultados foram convertidos considerando a espessura real proporcionalmente ao padronizado em norma de 10 mm. Esses CPs foram usinados a partir de amostras retiradas transversalmente na região de solda e previamente endireitados para ajuste de planicidade em prensa hidráulica. O entalhe em V foi usinado em brochadeira vertical adaptada com ferramenta de perfil similar ao solicitado em norma. Os ensaios Charpy foram realizados em corpos-de-prova resfriados previamente à temperatura de 0 °C, sendo utilizado máquina de ensaio do fabricante Instron, modelo SI-1C3, com capacidade máxima de 406,7 J.

O entalhe foi sempre orientado paralelo ao eixo do tubo, conforme indicado na Figura 38. Foram utilizadas duas posições do entalhe: no centro da solda (para avaliar a tenacidade da zona fundida) e a 2 mm do centro da solda, para avaliar a tenacidade da ZAC.

Para posicionar o entalhe os corpos-de-prova usinados foram previamente atacados por imersão em Nital 15%, para revelar assim a zona fundida e ZAC.

A amostragem realizada para a avaliação do ensaio de impacto Charpy foi de três corpos-de-prova por lote, totalizando assim 36 corpos-de-prova.

Figura 38 – Orientação dos CPs Charpy e do entalhe.



3.4.4 Análise por MEV e EDS

Foram também retiradas amostras em uma posição adjacente às das amostras destinadas para o teste de Charpy objetivando realizar análise em microscópio eletrônico de varredura (MEV) para avaliar a presença de defeitos tais como penetrador e solda fria, assim como a composição química das inclusões que poderiam produzir redução da tenacidade.

Nas condições em que foi observada uma redução da energia de impacto com resultados abaixo do limite aceitável pela norma API 5L (27 J) foram realizadas análises ao MEV das respectivas amostras.

Para estas análises foi utilizado o Microscópio Eletrônico de Varredura, do fabricante JEOL, modelo JSM-6360, em conjunto com EDS, fabricante Thermo Electron, modelo 6714A-1505-SN disponível no laboratório metalográfico da ArcelorMittal Vega em São Francisco do Sul, Santa Catarina.

4. RESULTADOS E DISCUSSÃO

4.1 ANÁLISE METALOGRÁFICA

Com o objetivo de determinar a geometria e as dimensões mínimas da zona afetada pelo calor foram realizadas macrografias em corpos de provas retirados de tubos soldados com o menor aporte térmico. Para permitir esta avaliação adequadamente, não foi aplicado o tratamento térmico de normalização empregado normalmente após a soldagem na fabricação de tubos API. Nas figuras 39 e 40 pode se visualizar estas duas macrografias com a indicação da largura da zona fundida e da largura total da ZAC, no centro da espessura e junto à parede interna do tubo. A figura 38 é referente ao aço API X65 tipo A e a figura 40 ao aço API X65 tipo B.

Figura 39 – Macrografia da solda em aço API X65 tipo A, com as dimensões da ZF e ZAC em amostra na condição de menor aporte térmico.

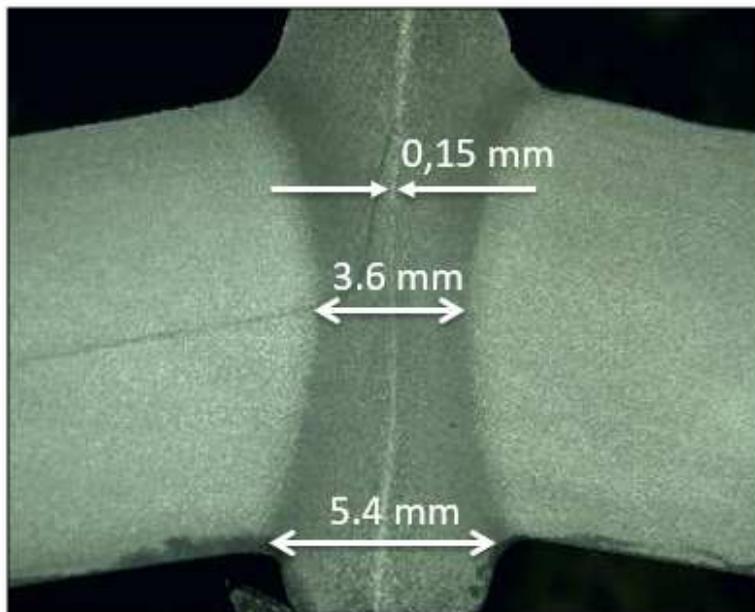
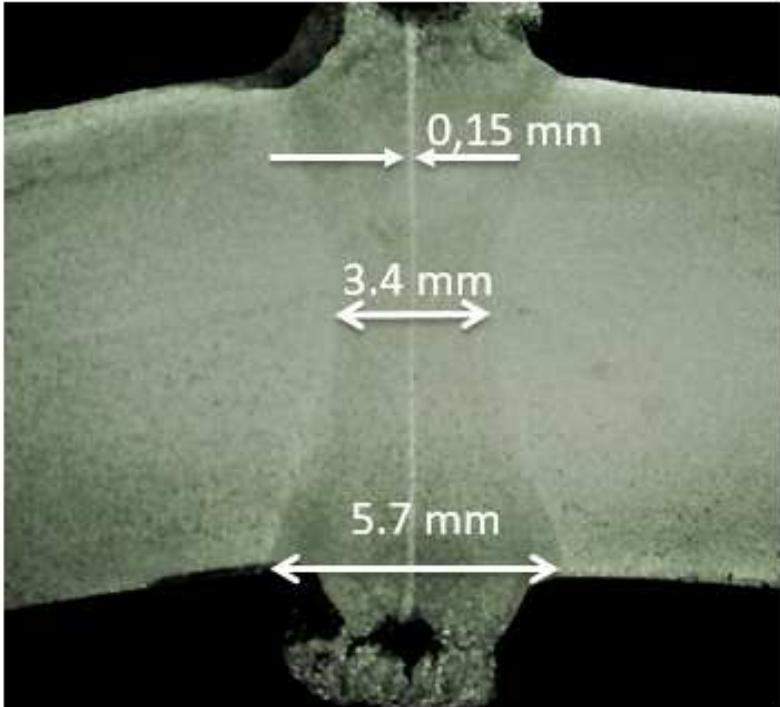


Figura 40 – Macrografia da solda em aço API X65 tipo B, com as dimensões da ZF e ZAC em amostra na condição de menor aperte térmico.



Através das macrografias realizadas na solda sem o tratamento térmico aplicado foi possível observar a influência do efeito skin e de proximidade através da visualização do formato geométrico da ZAC, semelhante à uma ampulheta, apresentando a região central da espessura uma ZAC com largura cerca de 60% daquela observada na região das extremidades (superfícies externa e interna do tubo). Parte desta ZAC sofreu um escoamento plástico significativo, que adicionado ao tratamento térmico do ciclo de soldagem e resfriamento, promove a ocorrência de um tratamento termomecânico nesta região.

Em relação à denominada “linha central da solda”, a zona fundida, onde o material foi sujeito a temperaturas superiores à de fusão, a mesma apresentou uma largura bastante reduzida, com valor médio de aproximadamente 150 μm , devido à considerável força de aperto que promove uma extrusão do metal fundido para regiões externas formando

uma rebarba de material que deverá ser usinada em etapa posterior à soldagem. Esta região se caracteriza por se apresentar praticamente isenta da fase martensita em virtude da descarbonetação que ocorre nas extremidades da tira aquecida antes do ponto de soldagem. Nesta região é que ocorrem os defeitos de soldagem mais comuns no processo HFIW como a solda fria e o penetrador.

Com objetivo de determinar o tamanho de grão e as microestruturas presentes nas soldas dos dois tipos de aço, foram realizadas análises metalográficas na zona fundida e na zona afetada pelo calor das soldas obtidas com dois aportes térmicos bastante diferentes: o maior e o menor dos utilizados, isto é, 1,55 e 1,30 kJ/mm. Estas amostras foram retiradas de tubos que foram processados de acordo com o procedimento normal de soldagem, incluindo o tratamento térmico de normalização após o resfriamento. O tamanho de grão foi quantificado em uma região localizada a 2,4 mm da superfície externa do tubo (ou seja, a 1/4 da espessura), pelo método do intercepto descrito na norma ASTM E112, através da avaliação de 5 imagens.

Não foi evidenciado crescimento de grão excessivo nas regiões analisadas. A contagem de grãos em ambas as regiões demonstrou que, embora exista diferença na morfologia dos grãos, os tamanhos de grão médios (mostrados na tabela 8) têm valores próximos: o tamanho de grão médio, na condição de maior aporte térmico, da liga X65 tipo B se apresentou ligeiramente menor com tamanho de grão médio de 7,4 μm na ZAC, enquanto a liga X65 tipo A apresentou um tamanho médio de 8,5 μm nesta região. O mesmo comportamento foi verificado nas amostras da condição de menor aporte térmico, onde o tamanho de grão médio da liga X65 tipo B na ZAC se apresentou com tamanho de grão médio de 7,1 μm , enquanto a liga X65 tipo A apresentou um tamanho médio de 8,3 μm na mesma região. Isto pode ser decorrente do maior teor de Nb do aço tipo B, pois os carbonetos desse elemento, por serem estáveis, atuam restringindo o crescimento de grão. Por outro lado, as soldas sendo analisadas haviam sido submetidas a tratamento térmico de normalização, o qual pode ter produzido significativo refino de grão.

Tabela 8 – Tamanho médio de grão nas regiões avaliadas em μm para o maior e menor aporte térmico aplicado.

Material	Aporte Térmico (KJ/mm)	Tamanho de grão Médio (μm)	
		Zona Fundida	ZAC
Liga Tipo A	1,55	8,9	8,5
	1,30	8,6	8,3
Liga Tipo B	1,55	7,4	7,2
	1,30	7,6	7,1

Nas imagens do microscópio das figuras 41 e 42, avaliadas na zona fundida e na ZAC, foi possível verificar uma estrutura ferrítica-perlítica típica, com grãos equiaxiais em todas as condições e ligas testadas. Essa estrutura é a esperada devido ao tratamento térmico de normalização aplicado na região. Na condição de maior aporte térmico (Figura 42) foi possível visualizar na zona fundida a presença de uma fase alinhada conforme seta de indicação, na direção paralela à solda, que em função da localização e morfologia parece se tratar de defeito penetrador.

Figura 41 – Microestruturas verificadas na liga API X65 tipo A nas condições de menor aporte térmico (figura à esquerda) maior aporte térmico (figura à direita) na região fundida e ZAC.

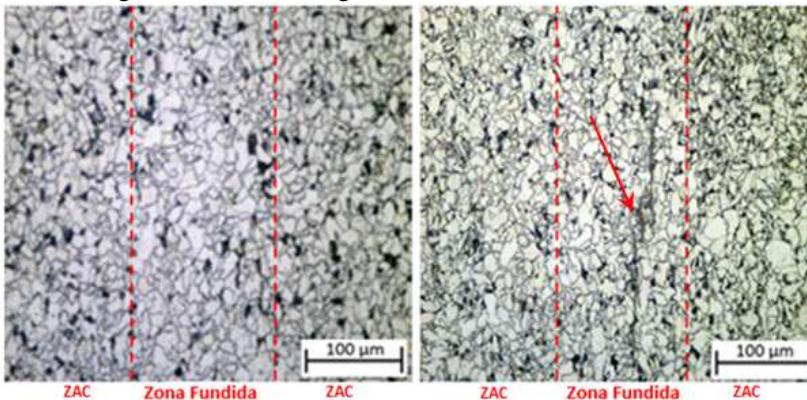
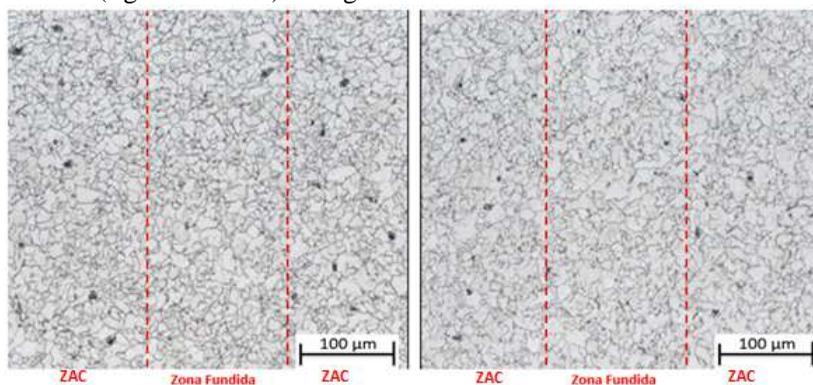
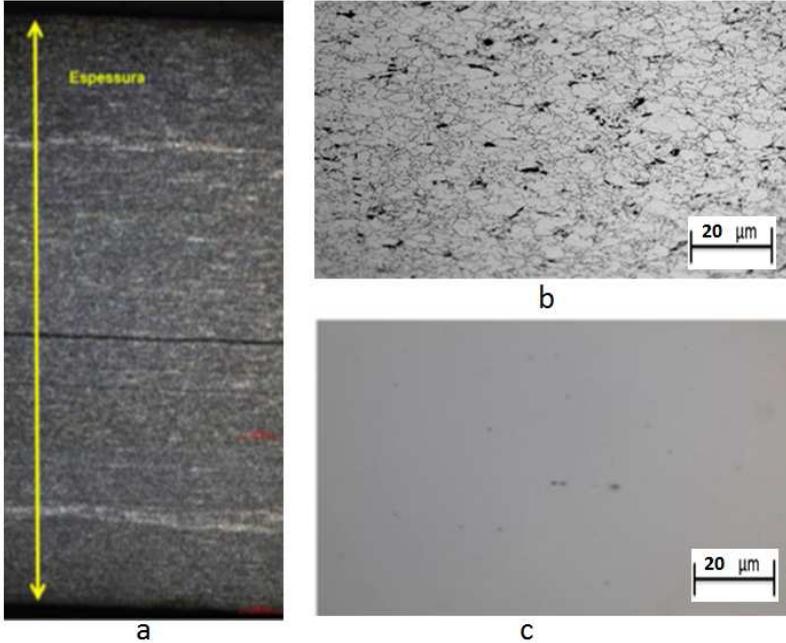


Figura 42 – Microestrutura verificada na liga API X65 tipo B nas condições de menor aporte térmico (figura à esquerda) e maior aporte térmico (figura à direita) na região fundida e ZAC.



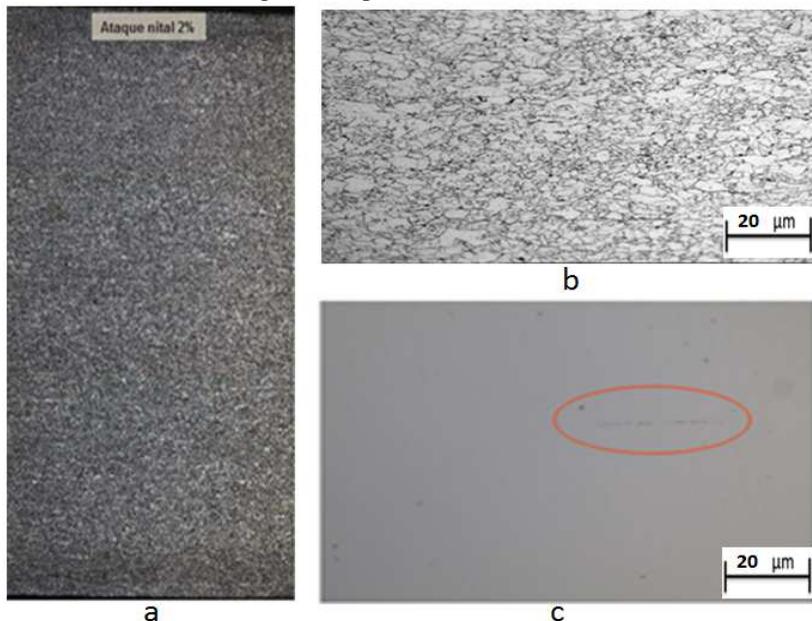
Na Figura 43 são apresentadas a macrografia e micrografias ao MO do aço tipo A (de alto Mn, baixo Nb), no estado de fornecimento, que é laminado à quente. No centro da amostra é possível identificar na micrografia (figura 43-a) a presença de uma linha de segregação central bastante espessa, típica deste aço, e que pode ser bastante prejudicial à tenacidade na região da solda. A estrutura é ferrítica-perlítica, com baixa fração volumétrica de perlita. Os grãos apresentam uma forma mais alongada, resultado do processo de laminação das bobinas. O tamanho médio do grão ferrítico $8,5 \mu\text{m}$, o que corresponde a um ASTM 10,5. O nível de inclusões (veja a figura 43-c), avaliado de acordo com a norma ASTM E45, é baixo: há presença de alumina fina de intensidade 1,0 e óxidos globulares 1,0. Pela norma ASTM E 45, a classificação de alumina série fina e nível 1 corresponde a um tamanho igual ou inferior a $7,7 \mu\text{m}$, sendo esse valor a soma de todas as medidas das aluminas encontradas em uma imagem metalográfica com ampliação de 100x.

Figura 43 – a) Macrografia da liga X65 tipo A na condição de laminado a quente evidenciando linha de segregação. b) Microestrutura da seção da liga X65 tipo A na condição de laminado à quente. c) Morfologia e o nível de inclusões da liga X65 tipo A.



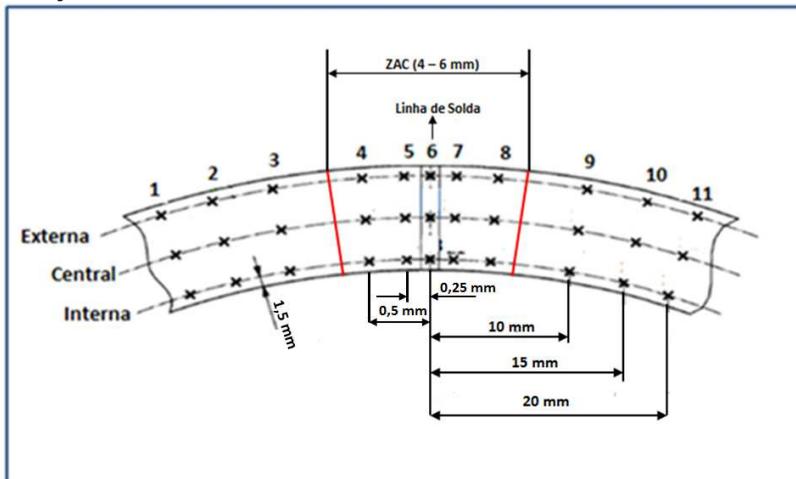
Na Figura 44 são apresentadas a macrografia e micrografias ao MO do aço tipo B (de baixo Mn, alto Nb), no estado de fornecimento, que é laminado à quente. Não se observa segregação na linha central, o que corresponde a uma limpeza interna favorável ao processo de soldagem HFIW. Assim como no aço tipo A, a estrutura é ferrítica-perlítica, com a diferença que há presença de ferrita circular e menor quantidade de perlita (figura 44-b). O tamanho de grão ferrítico médio é de 8,3 μm . O nível de inclusões (veja a figura 44-c) é baixo: há presença de alumina fina de intensidade 1,0 e óxidos globulares 0,5. Pela norma ASTM E 45, se diz que os óxidos globulares são serie fina e nível 0,5 quando ao analisar em imagem metalográfica com ampliação de 100 x se encontra no máximo um oxido.

Figura 44 – a) Macrografia da liga X65 tipo B na condição de laminado a quente evidenciando linha de segregação. b) Microestrutura da seção da liga X65 tipo B na condição de laminado à quente. c) Morfologia e o nível de inclusões da liga X65 tipo B.



Conforme determina a norma API 5L, foi medida a dureza Vickers em 33 pontos, localizados em três linhas: uma no centro da espessura e as outras duas próximas as superfícies interna e externa do tubo. Nessa norma, por convenção, as três linhas são denominadas de linha superior, central e inferior. Na figura 47 há uma representação da sistemática de nomenclatura dos pontos de impressão, com base na classificação adotada. Em função das distâncias entre impressões de dureza recomendadas na norma API 5L (veja a figura 45) e do tamanho da ZAC nas soldas, verificada nas macrografias das figuras 39 e 40, os pontos de medição 4, 5, 7 e 8 ficaram dentro da ZAC. Destes pontos, os de número 5 e 7, situados à 0,25 mm do centro da solda, ficaram na ZAC perto do limite desta com a zona fundida, enquanto que os pontos 4 e 8, situados à 0,5 mm do centro da solda, ficaram a uma distância do limite com a ZF em torno de um terço da largura total da ZAC.

Figura 45 – Nomenclatura de identificação adotada para os pontos de medição de dureza neste estudo.



As amostras foram retiradas do segundo tubo produzido com cada um dos seis valores de aporte térmico. Os valores de dureza são mostrados nos gráficos das figuras 46 a 51 (para o aço do tipo A) e 52 a 57 (para o aço do tipo B). Nelas foi utilizada a mesma escala para o eixo das ordenadas, para facilitar a comparação visual. Como no eixo das abscissas não foi utilizada a escala em distância, mas apenas foram colocados os números que correspondem a cada ponto de dureza, não estão na mesma proporção com seu valor verdadeiro as distâncias entre as linhas tracejadas, que correspondente aos limites da ZAC e MB.

Como referência, foi colocada nas figuras 46 a 57 uma linha horizontal correspondente ao valor limite de dureza de 250 HV estipulado na norma API 5L. Como se pode observar, todos os valores de dureza nas soldas realizadas ficaram abaixo desse valor e, portanto, cumprem com esse requisito de aceitação.

Analisando os valores de dureza graficados no perfil de dureza para a liga A, é verificado que na maioria das amostras, as durezas obtidas na linha inferior apresentam uma queda dentro da região tratada termicamente, em comparação com as outras duas linhas (superior e do centro). O aquecimento desde a superfície externa realizado no tratamento térmico após solda, e o resfriamento ao ar, que apresenta condições diferentes entre o ambiente externo e interno do tubo, implicaram em uma taxa de resfriamento menor na região interna do que

na região externa do tubo, o que pode explicar a menor dureza observada na linha inferior da região tratada termicamente. Foi verificado também que a diferença entre a linha superior e a linha inferior foi maior no aço X65 tipo A do que no tipo B, diferença esta esperada devido a maior temperabilidade da liga com alto Mn.

Para as linhas intermediária e superior não se observou uma diferença significativa entre o MB e a ZAC original que sofreu tratamento térmico após a solda. Conforme especificado na análise metalográfica, as microestruturas encontradas tanto no metal base como na área tratada são compostas de ferrita e perlita, sendo esperado que os valores de dureza em ambas as regiões apresentem valores próximos.

Em relação ao aço tipo B, verifica-se que as mesmas apresentam resultados de microdureza muito próximos ao longo dos pontos avaliados, com uma dispersão de resultados menor que a liga tipo A. Nesta liga, o desvio padrão médio amostral ficou em 5,6 HV, enquanto para a liga X65 tipo A foi verificado um desvio padrão médio amostral de 16,4 HV. A média dos resultados para a liga X65 tipo A foi de 208 HV, sendo que para a liga X65 tipo a média B ficou em 213 HV. Este é mais um aspecto positivo do aço tipo B, pois, considerando que a dureza é um indicador do limite de escoamento local, pode-se inferir que, quando o tubo for sujeito a deformação plástica, seja durante o processamento ou durante a operação, a deformação vai ser mais uniforme no aço B do que no A.

Figura 46 – Perfis de dureza no tubo fabricado em aço X65 Tipo A utilizando aporte térmico 1,3 kJ/mm.

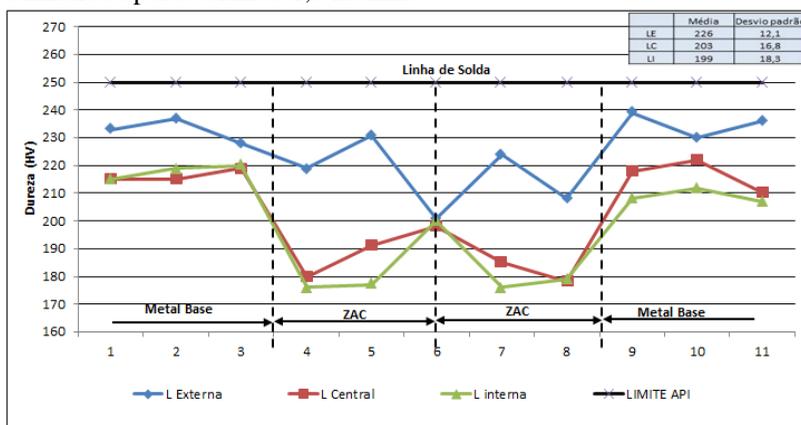


Figura 47 – Perfis de dureza no tubo fabricado em aço X65 Tipo A utilizando aporte térmico de 1,35 kJ/mm.

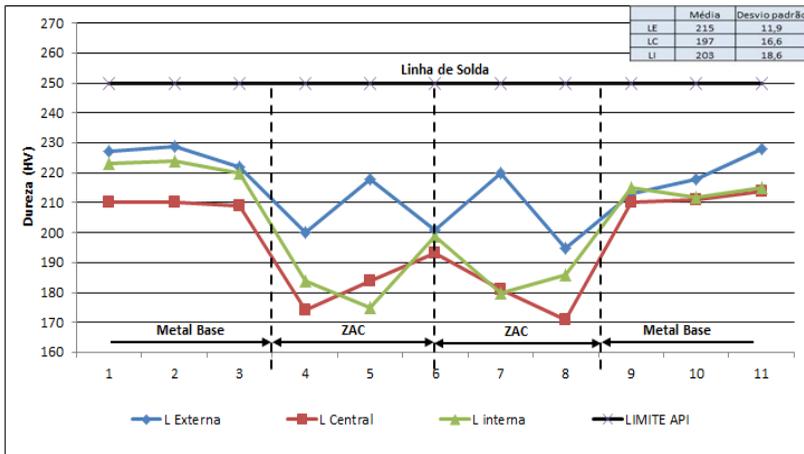


Figura 48 – Perfis de dureza no tubo fabricado em aço X65 Tipo A utilizando aporte térmico de 1,40 kJ/mm.

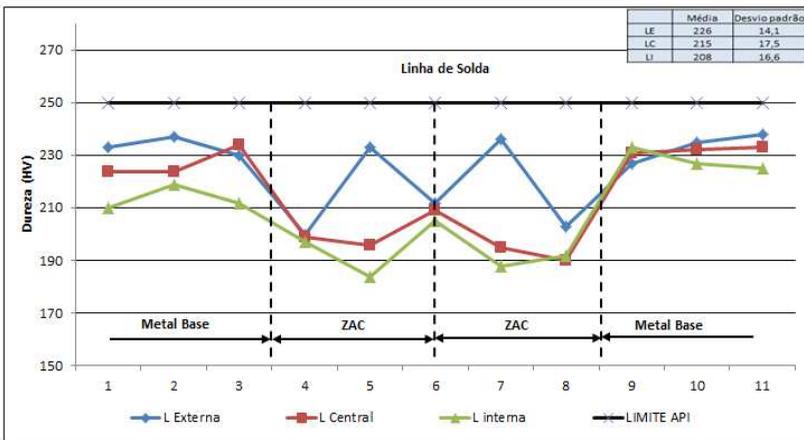


Figura 49 – Perfis de dureza no tubo fabricado em aço X65 Tipo A utilizando aporte térmico de 1,45 kJ/mm.

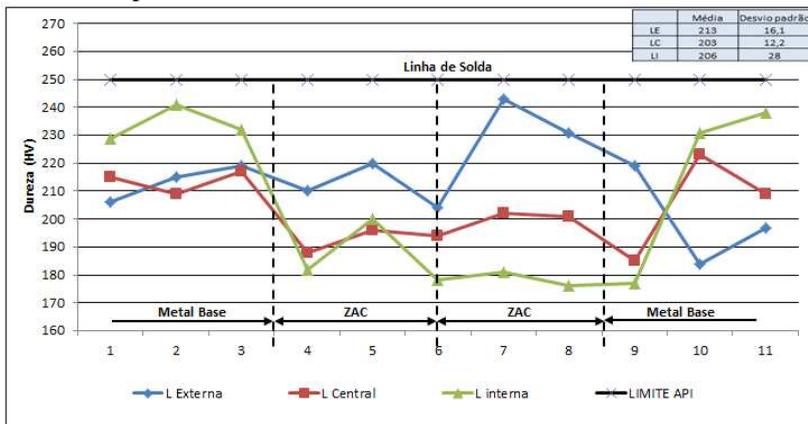


Figura 50 – Perfis de dureza no tubo fabricado em aço X65 Tipo A utilizando aporte térmico de 1,50 kJ/mm.

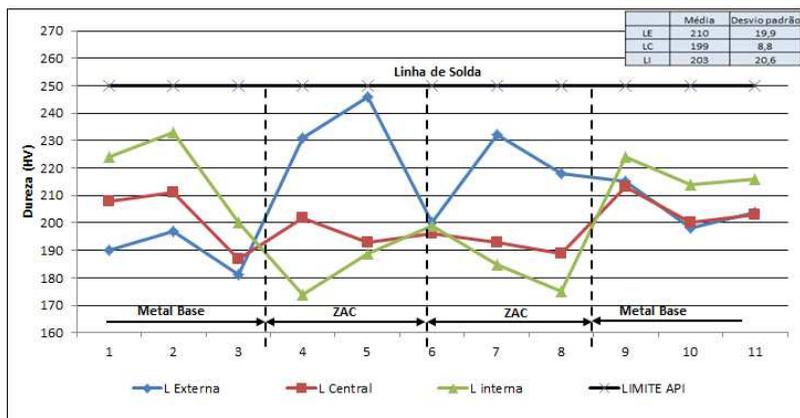


Figura 51 – Perfis de dureza no tubo fabricado em aço X65 Tipo A utilizando aporte térmico de 1,55 kJ/mm.

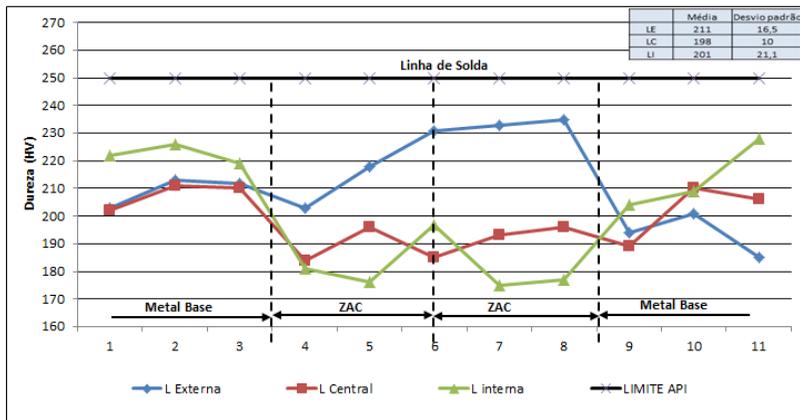


Figura 52 – Perfis de dureza no tubo fabricado em aço X65 Tipo B utilizando aporte térmico de 1,30 kJ/mm.

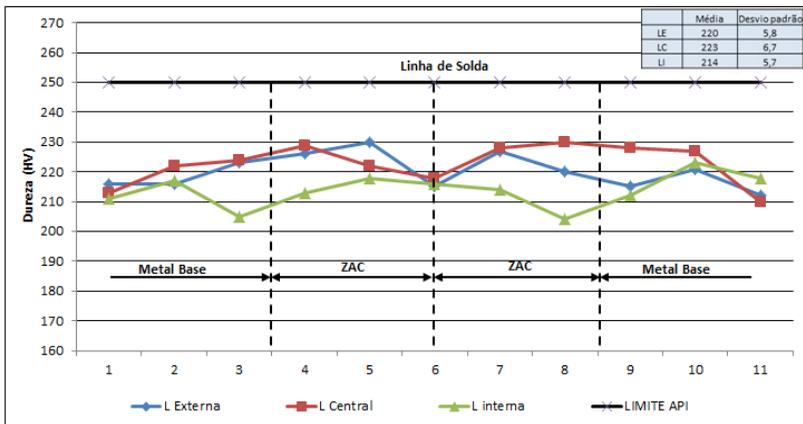


Figura 53 – Perfis de dureza no tubo fabricado em aço X65 Tipo B utilizando aporte térmico de 1,35 kJ/mm.

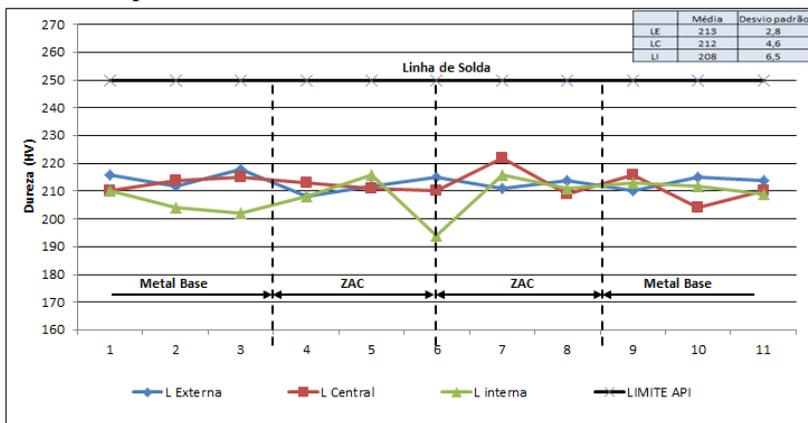


Figura 54 – Perfis de dureza no tubo fabricado em aço X65 Tipo B utilizando aporte térmico de 1,40 kJ/mm.

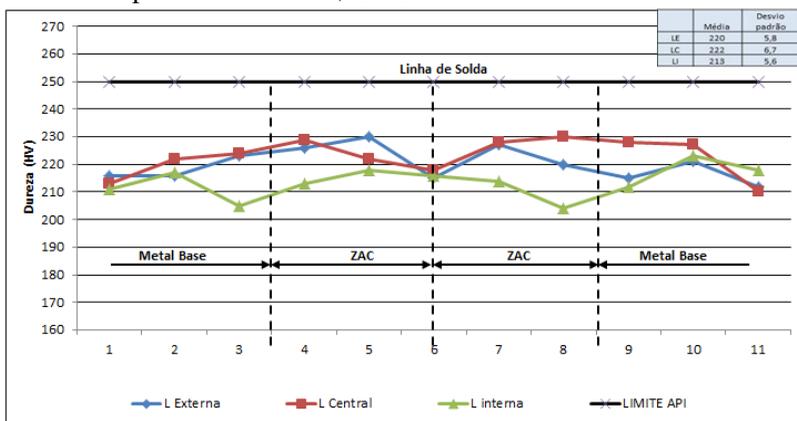


Figura 55 – Perfis de dureza no tubo fabricado em aço X65 Tipo B utilizando aporte térmico de 1,45 kJ/mm.

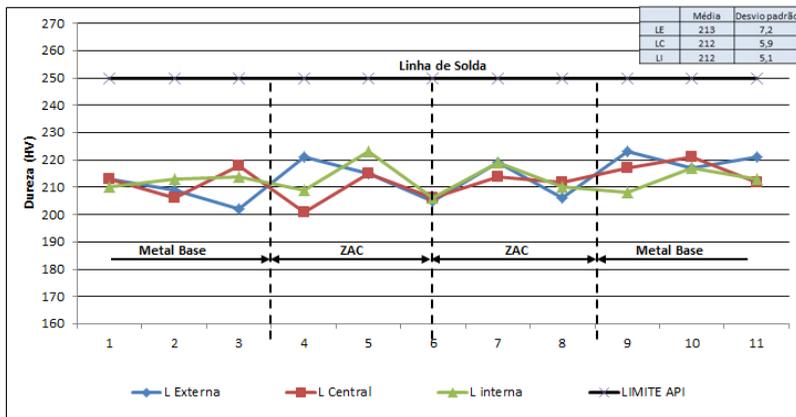


Figura 56 – Perfis de dureza no tubo fabricado em aço X65 Tipo B utilizando aporte térmico de 1,50 kJ/mm.

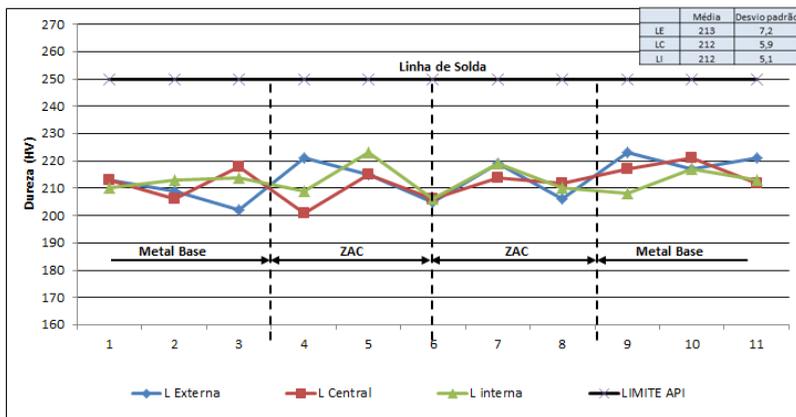
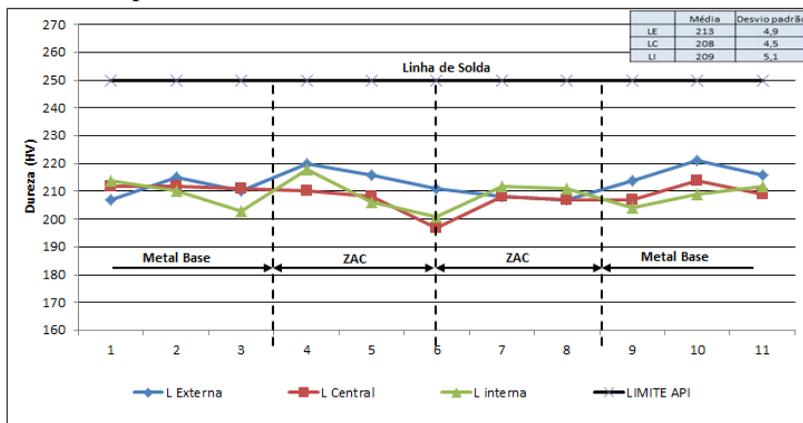


Figura 57 – Perfis de dureza no tubo fabricado em aço X65 Tipo B utilizando aporte térmico de 1,55 kJ/mm.



4.3 Ensaio de Impacto Charpy

Para cada aporte térmico testado em cada tipo de aço, foram retiradas seis amostras padronizadas para ensaio de impacto Charpy, sendo quatro amostras para cada tubo produzido. No total foram preparados 144 corpos de prova Charpy, ou seja, 4 para cada condição testada. Das quatro amostras, duas foram no início e duas no fim de cada tubo. Uma dessas duas amostras foi com entalhe na zona fundida (centro da solda) e a outra foi com entalhe na ZAC, a 2 mm do centro da solda e, portanto, em uma região da ZAC próxima ao limite desta com a ZF (conforme pode ser visto nas macrografias das figuras 38 e 39).

Como referência para a análise dos dados foi definido o valor de 27 J como valor mínimo aceitável, conforme estipula a norma API 5L para a resistência ao impacto. Na tabela 9 estão compilados todos os resultados do ensaio de Charpy individuais para cada corpo de prova ensaiado com o entalhe preparado na zona fundida (linha de solda) para a liga X65 tipo A (Alto Mn). Na tabela 10 estão compilados todos os resultados do ensaio de Charpy individuais para cada corpo de prova ensaiado com o entalhe preparado no centro da linha de solda para a liga X65 tipo B (Baixo Mn). Nas tabelas 11 e 12 estão compilados todos os resultados do ensaio de Charpy individuais para cada corpo de prova ensaiado com o entalhe preparado na zona afetada pelo calor a 2 mm do centro da solda para as liga X65 tipo A e tipo B respectivamente. Os

valores médios de energia de impacto obtidos para as seis condições de aporte térmico testadas estão nos gráficos das figuras 57 e 58.

Avaliando os resultados dos ensaios de Charpy, primeiramente para a liga tipo A (alto manganês), fica evidenciado que um aumento do aporte térmico para valores acima de 1,5 kJ/mm, é bastante prejudicial para a junta soldada, pois provoca uma diminuição drástica nos resultados de energia de impacto absorvida na região da solda. A influência do aporte térmico nas condições de soldagem pode ser entendida pela análise das implicações que ela produz no canal estreito conforme já visto na revisão bibliográfica. Considerando uma determinada forma do canal estreito, com um maior aporte de energia ocorrerá uma tendência maior à formação de óxidos que darão origem ao defeito penetrador e também ocorrerá maior formação de pontes de metal líquido que permitirão estes óxidos serem retidos na junta soldada. Nessas condições de alto aporte térmico, o canal estreito tende a ficar instável devido ao aumento de sua dimensão pela alta densidade de corrente presente, ocorrendo assim uma diminuição na velocidade de varredura de pontes de metal líquido no seu interior, o que aumenta a taxa de pontes que tem o seu movimento de varredura interrompido antes de alcançar o ponto de soldagem. Estas pontes que tem seu movimento interrompido facilitam a retenção de óxidos do sistema FeO-MnO-SiO₂ e assim facilitam a formação dos defeitos tipo penetrador no canal estreito, que ocorrem predominantemente com o fenômeno de soldagem tipo 3.

Avaliando todos os resultados da liga tipo A, verifica-se que foram aprovados os corpos de prova processados com os aportes térmicos entre 1,30 e 1,50 kJ/mm, com resultados melhores nos CPs submetidos aos aportes térmicos de 1,35 e 1,40 kJ/mm, onde pode-se concluir que foi obtida uma melhor condição de limpidez de óxidos. Consequentemente, pode indicar que ocorreu a predominância do fenômeno de soldagem tipo 2 para essas condições. Como já estudado anteriormente, esse fenômeno de soldagem promove as condições mais favoráveis para se manter a junta soldada livre de óxidos após o recalque promovido pelos rolos de pressão.

Na condição de aporte térmico mais alto (1,55 kJ/mm), foi verificada uma degradação significativa na tenacidade da junta soldada para a liga X65 tipo A. Neste caso, pode-se considerar que ocorreu uma predominância do fenômeno tipo 3, permitiu a retenção de óxidos do sistema FeO-MnO-SiO₂ e facilitando a retenção dos defeitos penetradores no canal estreito, como será visto no item 4.4.

Os resultados da energia de impacto Charpy da liga tipo B (baixo Mn e alto Nb), foram muito diferentes aos observados na liga com alto Mn. Como pode ser visualizado na tabela 10 e figura 58, o material apresentou uma dispersão muito menor nos resultados e, mesmo ao utilizar aporte térmico maior, não ocorreu redução significativa nos resultados de Charpy em relação ao observado no MB. Apesar desta liga apresentar uma relação Mn/Si baixa, em torno de 1,5, a ausência da segregação central de MnS parece ter sido importante para evitar na junta soldada defeitos do tipo penetrador, oriundos de óxidos, mesmo que possa ter ocorrido o fenômeno de soldagem tipo 3. Sendo assim, neste caso a limpeza do aço foi um fator preponderante na obtenção de elevada tenacidade da junta soldada.

Tabela 9 - Resultados de energia absorvida (em J) no ensaio de Charpy a 0°C, de corpos de prova da liga X65 tipo A, com o entalhe preparado na zona fundida (centro da solda).

	Aporte Térmico					
	1,30 kJ/mm	1,35 kJ/mm	1,40 kJ/mm	1,45 kJ/mm	1,50 kJ/mm	1,55 kJ/mm
Tubo 1 início	36	48	63	52	28	15
Tubo 1 Fim	42	52	66	55	36	36
Tubo 2 início	32	60	67	37	30	9
Tubo 2 Fim	37	49	61	39	33	13
Tubo 3 início	47	55	59	39	33	16
Tubo 3 Fim	55	61	62	41	41	32
Média	41,5	54,2	63,0	43,8	33,5	20,2
Desvio Padrão	8,4	5,5	3,0	7,7	4,6	11,1
Minímo	32	48	59	37	28	9

Tabela 10 - Resultados de energia absorvida (em J) no ensaio de Charpy a 0°C, de corpos de prova da liga X65 tipo B, com o entalhe preparado na zona fundida (centro da solda).

	Aporte Térmico					
	1,30 kJ/mm	1,35 kJ/mm	1,40 kJ/mm	145 kJ/mm	1,50 kJ/mm	1,55 kJ/mm
Tubo 1 início	128	147	141	174	158	165
Tubo 1 Fim	131	152	132	162	133	141
Tubo 2 início	122	149	124	158	105	85
Tubo 2 Fim	114	139	141	169	121	142
Tubo 3 início	116	133	148	162	117	137
Tubo 3 Fim	121	141	137	163	125	98
Média	122,0	143,5	137,2	164,7	126,5	128,0
Desvio Padrão	6,6	7,1	8,3	5,8	18,0	30,2
Minímo	114	133	124	158	105	85

Tabela 11 - Resultados de energia absorvida (em J) no ensaio de Charpy a 0°C, de corpos de prova da liga X65 tipo A, com o entalhe preparado na ZAC, a 2 mm do centro da solda.

	Aporte Térmico					
	1,30 kJ/mm	1,35 kJ/mm	1,40 kJ/mm	145 kJ/mm	1,50 kJ/mm	1,55 kJ/mm
Tubo 1 início	97	93	84	103	91	97
Tubo 1 Fim	93	99	95	99	96	101
Tubo 2 início	94	93	95	85	95	92
Tubo 2 Fim	87	88	87	81	90	94
Tubo 3 início	90	85	98	95	92	97
Tubo 3 Fim	95	89	93	102	91	90
Média	92,7	91,2	92,0	94,2	92,5	95,2
Desvio Padrão	3,6	4,9	5,4	9,2	2,4	4,0
Minímo	87	85	84	81	90	90

Tabela 12 - Resultados de energia absorvida (em J) no ensaio de Charpy a 0°C, de corpos de prova da liga X65 tipo B, com o entalhe preparado na ZAC, a 2 mm do centro da solda.

	Aporte Térmico					
	1,30 kJ/mm	1,35 kJ/mm	1,40 kJ/mm	145 kJ/mm	1,50 kJ/mm	1,55 kJ/mm
Tubo 1 início	158	168	165	169	161	147
Tubo 1 Fim	161	162	169	160	164	159
Tubo 2 início	164	162	168	169	156	163
Tubo 2 Fim	167	166	161	171	159	161
Tubo 3 início	163	167	159	167	169	159
Tubo 3 Fim	158	169	163	173	163	151
Média	161,8	165,7	164,2	168,2	162,0	156,7
Desvio Padrão	3,5	3,0	3,9	4,5	4,5	6,3
Mínimo	158	162	159	160	156	147

Figura 58 – Valores médios de energia de impacto em função do aporte térmico, para as soldas de tubos fabricados em aço X65 Tipo A.

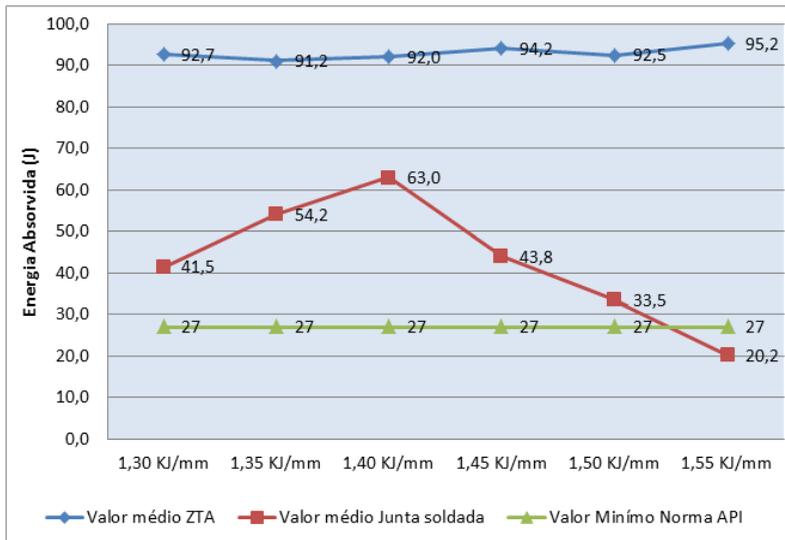
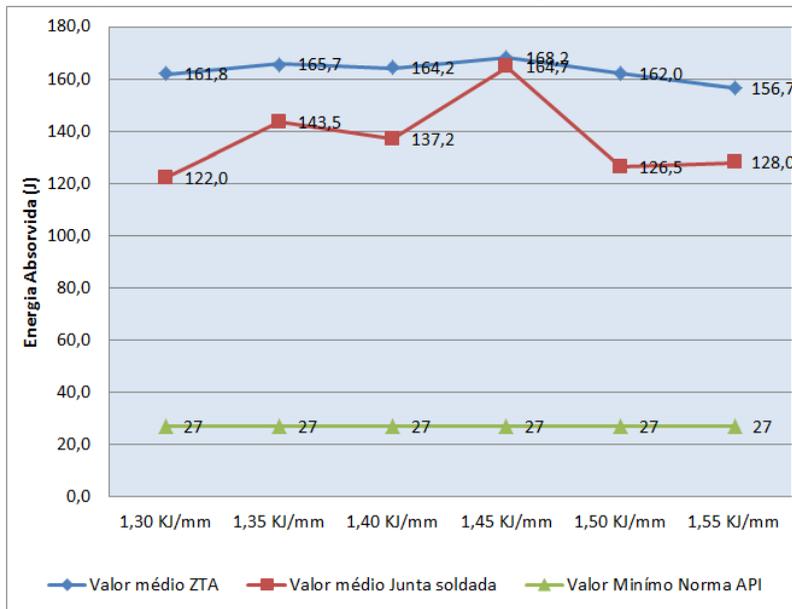


Figura 59 – Valores médios de energia de impacto em função do aporte térmico, para as soldas de tubos fabricados em aço X65 Tipo B.



4.4 ENSAIO DE MEV / EDS

Com base nos resultados do ensaio de impacto Charpy, foi escolhida a amostra que não atendeu à norma API no requisito de energia absorvida, com objetivo de identificar uma possível deterioração da tenacidade com os defeitos de soldagem descritos neste trabalho: penetradores ou solda fria.

A fim de poder analisar qual foi essa causa, foram coletadas para análise ao MEV amostras complementares da região de solda proveniente de tubos soldados com maior aporte térmico, de 1,55 kJ/mm, nos dois aços, A e B

Na micrografia da figura 59, correspondente à amostra do aço A, que apresentou resultado não satisfatório de tenacidade (menor que 27 J), é possível verificar a presença de segunda fase alinhada, formada paralelamente à linha de solda, semelhante à morfologia do defeito penetrador. Tudo indica que seu alinhamento pode colaborar na propagação da trinca, predisposta pelo entalhe, no ensaio de Charpy. Através do EDS foi confirmada a ocorrência de picos de Mn, Si, Fe e O conforme indicado no gráfico da figura 58. A presença desses elementos indica que se trata de óxidos de FeO-MnO-SiO₂ na junta soldada, conhecidos como penetradores. Essa ocorrência confirma a ocorrência do fenômeno de soldagem tipo 3 e pode ser explicada pelo surgimento de uma condição instável no canal estreito, relacionada com o aporte térmico maior aplicado durante a soldagem nesta condição.

Figura 60 – Micrografias da região da solda do aço API X65 Tipo A obtida com aporte térmico de 1,55 kJ/mm. a) imagem ao MO; b) imagem ao MEV.

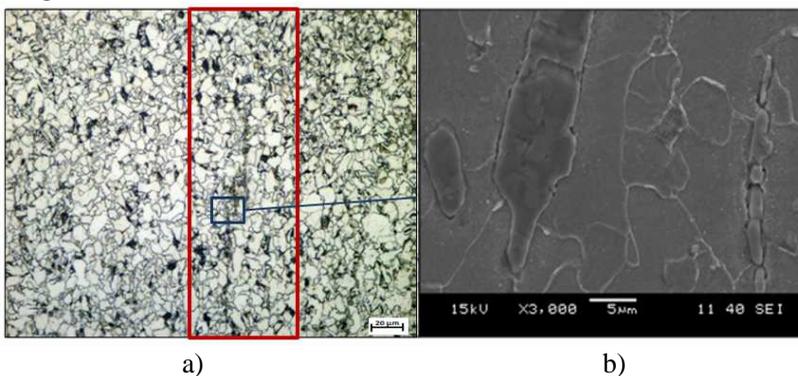
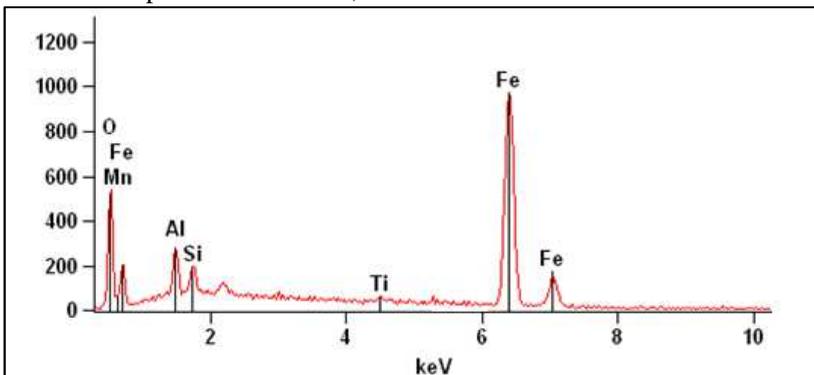


Figura 61 – Resultado da composição química analisada via EDS do defeito penetrador observado no centro da solda da liga API X65 tipo A, obtida com aporte termico de 1,55 kJ/mm.



Identificação	O (%)	Al (%)	Si (%)	Ti (%)	Mn (%)	Fe (%)
Partículas	11,38	2,47	1,43	0,54	3,74	71,26

5. CONCLUSÕES

Com base nos resultados das soldagens pelo processo HFIW realizadas com 6 níveis diferentes de aporte térmico de tubos com diâmetro externo de 219 mm e espessura 9,65 mm fabricados em dois aços API X65, um deles concebido com baixo-Mn/alto-Nb e outro com alto-Mn/baixo-Nb, foi possível chegar às seguintes conclusões:

a) Em relação às microestruturas.

As micrografias realizadas na região de fusão e ZTA após tratamento térmico de normalização não indicaram diferenças significativas entre a estrutura das duas ligas avaliadas. Foi observada uma microestrutura ferrítica-perlítica típica, com grãos equiaxiais em todas as condições de soldagem e ligas testadas, comportamento esperado devido ao tratamento térmico de normalização aplicado na região após a soldagem. O tamanho de grão apresentou valores próximos para as duas ligas, sendo que para liga X65 tipo B (Alto Nb e baixo Mn) ligeiramente inferior com tamanho de grão médio de 7,2 μm (ASTM 11) e para a liga X65 tipo A (alto Mn e Nb reduzido) apresentou tamanho de grão médio de 8,5 μm (ASTM 10,5). O tamanho de grão reduzido apresentado na liga tipo é decorrente do maior teor de Nb do aço tipo B, onde os carbonetos desse elemento, por serem estáveis, atuam restringindo o crescimento de grão.

b) Em relação à dureza.

Para todas as condições de aporte térmico testadas, nos dois aços os valores de dureza atenderam ao que requer a norma API 5L, pois foram menores que 250 HV. Entretanto, os valores absolutos e as variações de dureza nos dois aços foram bastante diferentes, como será explicado a seguir.

Em relação aos resultados do perfil de dureza da liga tipo A (alto Mn), ocorreram diferenças mais significativas entre os valores de dureza entre o metal base, ZAC e a zona fundida. O desvio padrão médio foi de 16,5 HV e nas condições de maior aporte térmico (1,50 e 1,55 kJ/mm) foram observadas diferenças bastante significativas entre os resultados das regiões externas, central e internas do tubo (da ordem de 55 HV) na região da ZAC. De uma maneira geral, foi verificado que os valores na linha superior da região tratada termicamente (perto da superfície externa do tubo) são maiores em comparação com as demais duas linhas de impressão, associado com a maior velocidade de resfriamento que ocorre nesta região durante o tratamento térmico pós-soldagem.

Apesar da liga tipo A estar em conformidade com norma API 5L quanto ao requisito de dureza máxima (250 HV) em todos os pontos avaliados, foram identificados valores muito próximos do limite (246 HV) na ZAC em algumas situações e, desta forma, pondo em risco a aprovação do material em caso de algum desvio no processo de soldagem ou tratamento térmico de normalização além do risco de atendimento de requisito devido a incerteza de medição de 2%. Esse resultado pode estar associado à maior temperabilidade da liga A (alto Mn).

Em relação aos resultados do perfil de dureza da liga tipo B (baixo Mn), os resultados apresentaram uma homogeneidade maior sem diferenças significativas entre os valores de dureza entre o metal base, ZAC e a zona fundida. O desvio padrão médio foi de 5,6 HV e mesmo nas condições de maior aporte térmico, a diferença entre os resultados das regiões externas, central e internas do tubo na região da ZAC (da ordem de 10 HV) foram muito menores que a observada na liga tipo A. Esta variação menor observada na liga com baixo Mn pode estar associada à sua menor temperabilidade e à sua maior limpidez, que fez com que a região da solda e ZAC apresentassem menos heterogeneidades do que a liga com alto Mn. Esta liga também apresentou menores riscos de não atendimento ao requisito de dureza máxima da norma API 5L, ficando a grande maioria dos pontos avaliados abaixo de 220 HV

c) Em relação à tenacidade das soldas.

Os ensaios de impacto Charpy na liga tipo A (alto Mn e baixo Nb) indicaram que valores de aporte térmico acima de 1,50 kJ/mm são bastante prejudiciais para a tenacidade da junta soldada promovendo uma diminuição drástica nos resultados de energia de impacto absorvida na região. Nessas condições de alto aporte térmico, o canal estreito tende a ficar instável devido ao aumento de sua dimensão pela alta densidade de corrente presente, ocorrendo assim uma diminuição na velocidade de varredura de pontes de metal líquido no seu interior, o que aumenta a taxa de pontes que tem o seu movimento de varredura interrompido antes de alcançar o ponto de soldagem. Estas pontes que tem seu movimento interrompido facilitam a retenção de óxidos do sistema FeO-MnO-SiO₂ e assim facilitam a retenção dos defeitos penetradores no canal estreito que ocorrem predominantemente no fenômeno de soldagem tipo 3. Com o nível mais baixo de aporte térmico (1,3 kJ/mm) também foi observado uma redução nos resultados de energia de impacto, mas não tão representativo e não impactou no

atendimento dos critérios mínimos de liberação da norma API. O aporte térmico intermediário no valor de 1,40 kJ/mm foi o que apresentou os melhores resultados no ensaio de impacto Charpy nesta liga, indicando a predominância do fenômeno de soldagem do tipo 2 e, desta forma, deve ser o aporte térmico preferencialmente aplicado em processamento de futuros lotes deste material.

Os ensaios de impacto Charpy realizados com a liga tipo B (Baixo Mn e alto Nb) indicaram resultados satisfatórios nas diferentes combinações de aporte térmico testadas, apresentando uma homogeneidade maior na distribuição dos resultados, sem redução significativa no resultado de energia de impacto, mesmo na condição de maior aporte térmico aplicado. Desta forma, pode se concluir que a menor disponibilidade de Mn para formação de óxidos e o alto nível de limpidez interna desta liga, que não apresentou a segregação central interna observada na análise do material laminado à quente da liga com alto Mn, foram os principais responsáveis pela aprovação do material mesmo em condições nas quais pode ocorrer predominância do fenômeno de soldagem tipo 3 (que favorece a ocorrência do defeito penetrador). Esta liga pode ser avaliada com uma proposta mais robusta para o atendimento do ensaio de Charpy da norma API 5L, permitindo uma janela de processo mais ampla em termos de aporte térmico aplicado e fazendo com que eventuais desvios de processo, causado por instabilidades no equipamento de soldagem, tenham uma menor influência na aprovação final do material

Com as análises ao MEV das soldas realizadas com o maior aporte térmico, de 1,55 kJ/mm, foi constatada nas soldas do aço tipo A a presença do defeito penetrador, enquanto que no aço B esse tipo de defeito não ocorreu.

6. SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

Neste trabalho foi possível correlacionar os defeitos e fenômenos observados na soldagem HFIW com a variação do aporte térmico aplicado em duas diferentes concepções de ligas que atendem ao grau API 5L X65. Com o intuito de aprofundar esta pesquisa, sugerem-se os seguintes itens para desenvolvimento:

- a) Realizar ensaios de tenacidade à fratura nas juntas soldadas obtidas neste trabalho a fim de se comparar com os valores de impacto Charpy utilizando outros métodos válidos como CTOD ou DWTT objetivando confirmar a tenacidade verificada nas ligas deste estudo.
- b) Avaliar a influência na qualidade da solda HF-ERW das demais variáveis abordadas na revisão bibliográfica neste trabalho como: ângulo de encontro das bordas, frequência de soldagem, força de recalque e velocidade de soldagem.
- c) Ampliar os valores de aporte de calor durante a produção de tubos com grau de aço X65 baixo Mn, a fim de se analisar a influência da composição química desta liga para condições de aporte térmico mais críticos.

REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

AMERICAN PETROLEUM INSTITUTE. Specification for Line Pipe – ANSI/API Specification 5L. 45th ed. Dec, 2012.

KIM, D.; KIM, T; PARK, Y. W.;SUNG, K.;KANG, M;KIM, C.;LEE C.;RHEE S. Estimation of Weld Quality in High-Frequency Electric Resistance Welding with Image Processing, *Welding Journal*, 2007.

CHOI, J.-H; CHANG, Y. S.; KIM, C.-M; OH, J.-S and KIM, Y.-S. Penetrator Formation Mechanisms during High Frequency Electric Resistance Welding, *Welding Journal*, 2004.

SOUZA, S. A. *Ensaio Mecânicos de Materiais Metálicos*. São Paulo: Editora Edgar Blucher, 1982.

CALLISTER, W. D.. *Materials Science and Engineering: An Introduction*. Utah: John Wiley & Sons, Inc, 7th Edition, 2007.

HAGA, H.; AOKI, K; SATO, T. The Mechanisms of formation of Weld defects in High-Frequency Electric Resistance Welding. *Welding Research Supplement*, 1981.

HAGA, H.; AOKI, K; SATO, T. Welding Phenomena and welding Mechanisms in high frequency electric resistance welding: 1st report. *Welding Journal*, v. 59, n. 7, p. 208s-16, 1980.

ASKELAND, DONALD R. *Essentials of Materials Science and Engineering*. Cengage Learning, 2nd Edition, 2010.

KUMAR, S; SHUKLAN, K.; SAXENA, A; JHA, B. K.; MISHRA, B.; VERMA, A; MALLIK, S. API X70 Grade HR Coils for ERW Pipes. *International Journal of Metallurgical Engineering*, 179-187, 2013.

WATANABE, N. *et al.* An Automatic Power Input Control System in High Frequency Electric Resistance Welding, *ISIJ*, 1986. Vol. 26. p. 453-460.

NICHOLS, R. K. *High Frequency Pipe & Tube Welding*, Thermatool Corp.,1994. 154p.

ICHIHARA, H.; SUMIMOTO, D; KIMURA, T.; KIMIYA, Y; YOSHIZAWA, M. Manufacture of Alloy Steel Tube by High Frequency Electric Resistance Welding. Transactions ISIJ, 1986. Vol. 26. p. 469-475.

SCOTT, PAUL F. key Parameters of high frequency welding. East Haven, CT USA, Thermatool Corp, 1999.

MAPELLI, C.; CORNA, C. Research of the best technological and metallurgical parameters for performing the electric resistance welding of low carbon Steels. Italia: La metalurgia Italiana, 2008.

RUDNEV, V. Handbook of Induction Heating, New York: Marcel Dekker, 2003. 800p.

RATNAPULI, R.C; ETRUSCO, S.C.P. Mecanismos de endurecimento em aços API processados por laminação controlada. Apresentada no 44°. Congresso Anual da ABM, 1989, São Paulo.

SOEIRO, J.C.; ROCHA, D.B.; BRANDI, S.D. Breve Revisão Histórica do Desenvolvimento da Soldagem dos Aços API para Tubulações.

RATNAPULI, R. C. Considerações Metalúrgicas de Fabricação dos Aços para Tubos API 5L. 62° Congresso Anual da ABM, 2007, Vitória – ES. Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais. 2007.

GRAY, J. M.; SICILIANO, F, “High Strength Microalloyed Linepipe: Half a Century of Evolution” Houston, TX August 2009

HAGA, H.; AOKI, K; SATO, T. The Mechanisms of formation of Weld defects in High-Frequency Electric Welding, Welding Research Supplement, 1981 p. 104S-109S.

MITCHELL et al, The effect of Microalloying on HAZ toughness, Vanitec, 1995, p. 7-10.

TOTTEN, George E.: Steel Heat Treatment – Metallurgy and Technologies. 2ª Edição, Portland – USA, Portland State University, 2006.

HAGA, H., AOKI, K., and SATO, T. Welding phenomena and welding mechanisms in High Frequency electric resistance welding — 1st report. *Welding Journal* 59(7), 1980. p. 208s - 216s

MEYERS, M. A.; CHAWLA, K. K.; Mechanical behavior of materials. New Jersey: Prentice-Hall, 1999.

NICHOLS, R. K. High Frequency Pipe & Tube Welding, Thermatool Corp., 1994. 154p.

TANG, Z. Optimizing the Transformation and Yield to Ultimate Strength Ratio of Nb-Ti Microalloyed Low Carbon Line Pipe Steels Through Alloy and Microstructural Control. 2006. 227 páginas. Tese de Doutorado em Engenharia Metalúrgica - University of Pretoria, Pretória - África do Sul.

SILVA, R *et al* Tubos API 5L X80 PSL2 processados por ERW: Desenvolvimento TenarisConfab-Usiminas, Rio Pipeline 2005

WRIGHT, JOHN. Principles of High Frequency Induction Tube Welding, p. 3.

TAMEHIRO, H., YAMADA, N., MATSUDA, H. Effect of the Thermo-Mechanical Control Process on the Properties of High-Strength Low Alloy Steel. *Transactions ISIJ*, v. 25, p. 54-61, 1985.

REPAS, P. E. Metallurgical Fundamentals for HSLA Steels. USS Technical Center, Monroeville (1988, USA), p. 3-14.

PANIGRAHI, B.K.: Processing of Low Carbon Steel Plate and Hot Strip – an Overview. *Bull. Mater. Sci. Indian Academy of Sciences, Índia*, v.24, n.4, Ago/2001. p.361-371.

ALÉ, R.; FARIA, A; SILVA, R.; DEPIZZOL, A; REINIG, W; Soldagem de tubos de aço patinável de alto Si pelo processo HFIW. In: *Tecnol. Metal. Mater. Miner.* p.96-97, São Paulo, Jun. 2012

YOKOYAMA, E; YAGAMATA M; KANO N; WATANABE S. Effects on penetrator defect occurrence of welding conditions and Mn/Si ratio of ERW high manganese line pipe. *Kawasaki Steel Giho*, v. 10, n. 1, p. 23-33, 1978.

LAGNEBORG, Rune; SIWECKI, Tadeusz; ZAJAC, Stanislaw; HUTCHINSON, Bevis: The Role of Vanadium in Microalloyed Steels. The Scandinavian Journal of Metallurgy, Estocolmo – Suécia, Out/1999, p. 86.

GRAY, Malcolm J.: A guide for Understanding & Specifying Chemical Composition of High Strength Linepipe Steels. In: 62º CONGRESSO ANUAL DA ABM, 2007, Vitória - Brasil

TOFFOLO, Rodrigo Vicente Bayão: Estudo comparativo dos aços microligados API-5L-X60 e API-5L-X70, usados para a confecção de tubos, quanto à tenacidade à fratura. 2008. 222 páginas. Dissertação (Mestrado em Engenharia de Materiais) - Universidade Federal de Ouro Preto, Minas Gerais - Brasil.

AKSELSEN, O. M., RORVIL, G., ONSOEN, M. L., GRONG, O. Assessment and predictions of haz tensile properties of high-strength steels. *Welding Journal*, v.68 , n.9, p.356s-362s, sept. 1989.

CALLISTER, Jr., W. D. *Ciência e Engenharia de Materiais - Uma Introdução*. 7. ed. Rio de Janeiro: Livros Técnicos e Científicos Editora, 2008.

GLADMAN, T: *The Physical Metallurgy of Microalloyed Steels*. Leeds – Inglaterra. Institute of Materials, University of Leeds, 1997, p363.

HONEYCOMBE, R. W. K. *Aços Microestrutura e propriedades*. Fundação Calouste Gulbenkian, Lisboa, 1982.

WILLIAMS J G,. *Advances in steels for high strength ERW linepipe application in Australia*. *Materials forum*, v. 31 , p. 3-4, 2007.

CBMM. *A guide for understanding e specifying chemical composition of high strength linepipe steels*. Technical Report.

GRAY, Malcolm J; PONTREMOLI, M: Metallurgical options for API grade X70 and X80 linepipe. In: International Conference Pipe Technology, 1987, Roma – Itália.

HULKA, K.; HEISTERKAMP, F. Weldability consideration in the development of structural steels. In: Third International Conference on HSLA steels. Proceedings. The Chinese Society for Metals, p.544-550, Beijing, Oct. 1995

KORCHYNSKY, M. Use of vanadium in flat products (plate and strip). In. The use of vanadium in steel. Proceedings. Vanitec, p. 42-47, Guilin, 2000

PORTO, R. Avaliação da Influência de Parâmetros de Laminação de Tiras a Quente na Tenacidade de um aço que atende aos requisitos da Norma API 5L, graus X70 e X80. 2010. 127 páginas. Dissertação (Mestrado em Engenharia de Materiais) - Universidade Federal de Ouro Preto, Minas Gerais - Brasil.