

UNESP
Faculdade de Engenharia do Câmpus de Guaratinguetá

Guaratinguetá
2011

Universidade Estadual Paulista
Faculdade de Engenharia de Guaratinguetá
Departamento de Materiais e Tecnologia

**DETERMINAÇÃO EXPERIMENTAL DA
TENACIDADE À FRATURA EM BAIXAS
TEMPERATURAS DE TUBOS DE AÇO API 5L X70**

Rafael Staropoli de Azevedo

Monografia apresentada ao Conselho de Curso de Graduação em Engenharia Mecânica da Universidade Paulista como parte dos requisitos para obtenção do diploma de Graduação em Engenharia Mecânica.

Orientador: Prof. Dr. Marcelino Pereira do Nascimento

Guaratinguetá

2011

A994d

Azevedo, Rafael Staropoli de

Determinação experimental da tenacidade à fratura em baixas temperaturas de tubos de aço API 5L X70 / Rafael Staropoli de Azevedo – Guaratinguetá : [s.n], 2011.

73 f : il.

Bibliografia: f. 70-73

Trabalho de Graduação em Engenharia Mecânica – Universidade Estadual Paulista, Faculdade de Engenharia de Guaratinguetá, 2011.

Orientador: Prof. Dr. Marcelino Pereira do Nascimento

1. Aço I. Título

CDU 669.14

**DETERMINAÇÃO EXPERIMENTAL DA TENACIDADE À FRATURA EM BAIXAS
TEMPERATURAS DE TUBOS DE AÇO API 5L X70**

RAFAEL STAROPOLI DE AZEVEDO

ESTE TRABALHO DE GRADUAÇÃO FOI JULGADO ADEQUADO COMO PARTE
DO REQUISITO PARA A OBTENÇÃO DO DIPLOMA DE “GRADUADO EM
ENGENHARIA MECÂNICA”

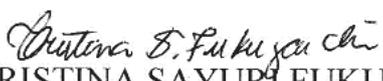
APROVADO EM SUA FORMA FINAL PELO CONSELHO DE CURSO DE
GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA MECÂNICA

Prof. Dr. MAURO HUGO MATHIAS

Coordenador

BANCA EXAMINADORA:


Prof. Dr. MARCELINO PEREIRA DO NASCIMENTO
Orientador/UNESP-FEG


Ms. CRISTINA SAYURI FUKUGAUCHI
UNESP-FEG


Ms. SANDRO LOMBARDO
UNESP-FEG

Gostaria de dedicar este trabalho a todos meus amigos que ajudaram no decorrer da minha vida acadêmica e profissional, em especial à minha grande amiga Marina Bento de Oliveira.

AGRADECIMENTOS

Agradeço primeiramente pela minha vida, força de vontade e pela minha família, que sempre me apoiou e continua me apoiando;

ao meu Orientador Professor Marcelino Pereira do Nascimento, por ter-me dado a devida orientação no trabalho de conclusão de curso;

à indústria APOLLO TUBURARS S.A., que gentilmente cedeu o material para o desenvolvimento do trabalho;

à FAPESP, Fundação de Amparo à Pesquisa do Estado de São Paulo, pelo suporte ao Projeto Jovem Pesquisador de processo número 2008/56424-5, ao qual este trabalho esta vinculado;

à minha amiga Cris, que sempre me cedeu espaço na sua residência para que eu não precisasse dormir na rua;

aos funcionários da biblioteca da FEG, em especial à Rosana, que sempre me ajudou a encontrar aquele livro escondido que ninguém consegue achar;

aos funcionários do Campus de Guaratinguetá, em especial, aos técnicos do Departamento de Materiais e Tecnologia pelo constante incentivo, apoio e paciência;

aos meus amigos da faculdade, em especial ao Raysom, Berto e Roberta, sem os quais o caminho teria sido muito mais árduo. Agradeço-os pela paciência, alegrias e dificuldades compartilhadas.

“As obras que se fazem depressa nunca
são terminadas com a perfeição devida.”

Miguel de Cervantes

Azevedo, R.S. **Determinação experimental da tenacidade à fratura em baixas temperaturas em tubos de aço API 5L X70**. Guaratinguetá, 2011. 74 p. Monografia (Graduação em Engenharia Mecânica) – Faculdade de Engenharia, Campus de Guaratinguetá, Universidade Estadual Paulista.

RESUMO

Em razão dos grandes avanços metalúrgicos, tubos soldados pelo processo HF/ERW (*High-Frequency/Electric Resistance Welding*) têm desempenhado um papel mais ativo no setor de petróleo e gás, substituindo gradualmente tubos fabricados por outros processos, para aplicações em águas profundas, em altas e extremamente baixas temperaturas, em condições de alta pressão e em ambientes altamente corrosivos. Este trabalho visa avaliar a tenacidade de tubos de aço de alta resistência e baixa liga, classe API X70, soldados pelo processo HF/ERW, utilizados nos sistemas dutoviários de transporte de gás e petróleo, a partir de dados obtidos com ensaios CTOD (*Crack Tip Opening Displacement*). Os principais objetivos do presente projeto são: caracterização microestrutural e mecânica de aços API X70 fabricados no Brasil; avaliação da tenacidade de tubos HF/ERW de aço API X70 nacional. Após realizados os ensaios mecânicos, químicos e metalográficos, pôde-se concluir que todos os tubos produzidos atendem à norma API 5L 42ª edição para o grau X70MO de forma segura e que a tenacidade comporta-se como o esperado.

Palavras-chave: tenacidade, API 5L X70, CTOD.

Azevedo, R.S. **Determinação experimental da tenacidade à fratura em baixas temperaturas em tubos de aço API 5L X70**. Guaratinguetá, 2011. 74 p. Monografia (Graduação em Engenharia Mecânica) – Faculdade de Engenharia, Câmpus de Guaratinguetá, Universidade Estadual Paulista.

ABSTRACT

Because of the great metallurgical advances, the welded tubes by HF / ERW (High Frequency / Electrical Resistance Welding) have played a more active role in the oil and gas, gradually replacing tubes produced by other processes (UOE, SAW, and others) to deep water applications, in high and extremely low temperatures, high-pressure conditions and in highly corrosive environments. However, studies have revealed that defects in the welded joints are in one of main causes of failures in pipelines. Associated with damage external and the stringent requirements of this sector, the welded joints become particularly critical for his toughness and the determination of this particular property is fundamental. This study aims to evaluate the toughness of the HF / ERW pipes in HSLA steel API X70 class, used in pipelines transport systems of gas and oil from data obtained with CTOD tests (Crack Tip Opening Displacement). The main objectives of this project are: mechanical and microstructural characterization of steels API X70 manufactured in Brazil; and evaluation of the toughness of weld process by HF / ERW steel API X70 national. After having the tests done, mechanical, chemical and metallurgical, we have the conclusion that those pipe are in agreement to API 5L 42^a edition for X70MO and the toughness behaves like the expected.

Keywords: Toughness, API 5L X70, CTOD

LISTA DE FIGURAS

FIGURA 1 -	Panorama da malha de gasodutos no Brasil	17
FIGURA 2 -	Vista geral de uma unidade flutuante de produção e seus sistemas de <i>risers</i>	22
FIGURA 3 -	Rotas para o processamento de aços para tubulações	24
FIGURA 4 -	Laminação controlada com resfriamento acelerado	25
FIGURA 5 -	Esquema mostrando a seqüência de deformação durante a laminação controlada	26
FIGURA 6 -	Esquematização da evolução dos aços API 5L	30
FIGURA 7 -	Processo de soldagem ERW	36
FIGURA 8 -	Processo HF	37
FIGURA 9 -	Representação esquemática de curvas tensão x deformação do ensaio de tração	38
FIGURA 10 -	Campo de tensões elásticas ao redor da trinca	41
FIGURA 11 -	Definições de CTOD	45
FIGURA 12 -	Parâmetro CTOD	46
FIGURA 13 -	Configurações dos corpos-de-prova	48
FIGURA 14 -	Tubo selecionado para retirada das amostras e preparação da junta soldada	50
FIGURA 15 -	Dimensões do corpo-de-prova de tração cilíndrica	52
FIGURA 16 -	Dimensões dos corpos-de-prova de impacto Charpy-V	52
FIGURA 17 -	Procedimentos para a confecção dos corpos-de-prova de tenacidade de flexão por três pontos – SE(B)	53
FIGURA 18 -	Dimensões do corpo-de-prova SE(B)	54
FIGURA 19 -	Entalhe confeccionado no corpo de prova do aço X70	55
FIGURA 20 -	Grupo de corpos de prova preparados para o ensaio CTOD	55
FIGURA 21 -	Medição do tamanho do entalhe	55
FIGURA 22 -	Corpo-de-prova SE(B) e dispositivo para ensaio de flexão de três pontas	56
FIGURA 23 -	Micrografias da junta soldada de um tubo de aço X70	58

FIGURA 24 -	Mapa de dureza HRB do tubo de aço API X70	59
FIGURA 25 -	Dureza HRB – Tubo API X70	60
FIGURA 26 -	Microdurezas HV10 na corrida A	61
FIGURA 27 -	Microdurezas HV10 – corrida A	61
FIGURA 28 -	Microdurezas HV10 na corrida B	61
FIGURA 29 -	Microdurezas HV10 – corrida B	62
FIGURA 30 -	Microdurezas HV10 na corrida C	62
FIGURA 31 -	Microdurezas HV10 – corrida C	62
FIGURA 32 -	Ensaio de tração longitudinal mostrando os valores do limite de resistência do aço X70	63
FIGURA 33 -	Ensaio de tração longitudinal mostrando os valores do limite de escoamento do aço X70	63
FIGURA 34 -	Curvas de transição da energia absorvida com a temperatura para o aço API X70 e juntas soldadas	65
FIGURA 35 -	Curvas carga vs deslocamento dos ensaios CTOD na temperatura ambiente	66
FIGURA 36 -	Curvas carga vs deslocamento dos ensaios CTOD na temperatura de 0°C	66
FIGURA 37 -	Curvas carga vs deslocamento dos ensaios CTOD na temperatura de -50°C	66
FIGURA 38 -	Superfície da fratura	67

LISTA DE TABELAS

Tabela 1 -	Extensão da malha de gasodutos no Brasil	17
Tabela 2 -	Diferenças básicas entre níveis de especificação PSL1 e PSL2	31
Tabela 3 -	Composição química e propriedades mecânicas de aços API 5L nível de especificação PSL1	32
Tabela 4 -	Composição química e propriedades mecânicas de aços API 5L nível de especificação PSL2	33
Tabela 5 -	Composição química do aço API X70	57
Tabela 6 -	Valores da dureza Rockwell B do tubo de aços API X70	60
Tabela 7 -	Energia absorvida (Charpy-V) do material-base e da junta soldada em diferentes temperaturas	64
Tabela 8 -	Valores de CTOD, referentes ao metal base, obtidos pela norma BS 7448	67

LISTA DE ABREVIATURAS

API	-	American Petroleum Institute
ARBL	-	Alta Resistência e Baixa Liga
C(T)	-	Compact Specimen
CTOD	-	Crack Tip Opening Displacement
DC(T)	-	Disc Shaped Compact Specimen
ERW	-	Electrical Resistance Welding
HF	-	High Frequency
MB	-	Metal Base
MFEP	-	Mecânica da Fratura Elasto Plástico
MFLE	-	Mecânica da Fratura Linear Elástica
PSL	-	Product Specification Level
SE(B)	-	Single Edge Notched Bend Specimen
ZTA	-	Zona Termicamente Afetada

LISTA DE EQUAÇÕES

Equação 1:	Alongamento mínimo	$e = 1,944 \frac{A^{0,2}}{U^{0,9}}$
Equação 2:	Estado de tensão no eixo x	$\sigma_x = \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}} \left[\cos \frac{\theta}{2} \left(1 - \operatorname{sen} \frac{\theta}{2} \operatorname{sen} \frac{3\theta}{2} \right) \right]$
Equação 3:	Estado de tensão no eixo y	$\sigma_y = \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}} \left[\cos \frac{\theta}{2} \left(1 + \operatorname{sen} \frac{\theta}{2} \operatorname{sen} \frac{3\theta}{2} \right) \right]$
Equação 4:	Estado de tensão no plano xy	$\tau_{xy} = \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}} \left[\operatorname{sen} \frac{\theta}{2} \cos \frac{\theta}{2} \cos \frac{3\theta}{2} \right]$
Equação 5:	Comprimento da trinca (a), espessura (B) e o ligamento remanescente (W-a) do CP	$a, B, (W - a) \geq 2,5 \left(\frac{K_I}{\sigma_y} \right)^2$
Equação 6:	CTOD	$\delta = \left[\frac{F.S}{B.W^{1,5}} \cdot f \left(\frac{a_0}{W} \right) \right]^2 \cdot \frac{(1-\nu^2)}{2.\sigma_{re}.E} + \frac{0,4.(W - a_0).v_p}{0,4.W + 0,6.a_0 + z}$
Equação 7:	CTOD	$\delta = \delta_{elástico} + \delta_{plástico}$
Equação 8:	CTOD elástico	$\delta_{elástico} = \left[\frac{F.S}{B.W^{1,5}} \cdot f \left(\frac{a_0}{W} \right) \right]^2 \cdot \frac{(1-\nu^2)}{2.\sigma_{re}.E}$
Equação 9:	CTOD plástico	$\delta_{plástico} = \frac{0,4.(W - a_0).v_p}{0,4.W + 0,6.a_0 + z}$
Equação 10:	Fator da geometria do corpo- de-prova	$f \left(\frac{a_0}{W} \right) = \frac{3 \left(\frac{a_0}{W} \right)^{0,5} \left[1,99 - \left(\frac{a_0}{W} \right) \left(1 - \frac{a_0}{W} \right) \left(2,15 - 3,93 \left(\frac{a_0}{W} \right) + 2,7 \left(\frac{a_0}{W} \right)^2 \right) \right]}{2 \left(1 + 2 \cdot \frac{a_0}{W} \right) \left(1 - \frac{a_0}{W} \right)^{1,5}}$

SUMÁRIO

1	INTRODUÇÃO	16
1.1	Considerações gerais	16
1.2	Objetivos	19
2	REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	20
2.1	Aços microligados	22
2.1.1	Aços de alta resistência e baixa liga	22
2.1.2	Laminação controlada	24
2.1.3	Efeitos dos elementos de liga	27
2.1.4	O aço API 5L X70	29
2.2	Processos de fabricação dos tubos para gasodutos	35
2.2.1	Processo de soldagem HF/ERW	35
2.3	Fundamentos da fratura	37
2.3.1	A mecânica da fratura	38
2.3.2	Mecânica da fratura linear elástica	40
2.3.3	Mecânica da fratura elasto-plástica	42
2.3.4	O parâmetro CTOD	43
2.3.5	Definição de CTOD	44
2.3.6	Ensaio de CTOD	45
2.3.7	Configuração dos tipos de corpo-de-prova	48
3	MATERIAL E MÉTODOS	49
3.1	Material	49
3.2	Métodos	50
3.2.1	Análises químicas	50
3.2.2	Análises metalográficas	50
3.2.3	Dureza e microdureza	51
3.2.4	Ensaio de tração	51
3.2.5	Ensaio de impacto Charpy-V	52
3.2.6	Ensaio de tenacidade	52
3.2.6.1	Confecção dos entalhes e das pré-trincas de fadiga	54

4	RESULTADOS E DISCUSSÕES	57
4.1	Análises químicas	57
4.2	Análises metalográficas	57
4.3	Durezas e microdurezas	59
4.4	Ensaio de tração	63
4.5	Ensaio de impacto Charpy-V	64
4.6	Ensaio de tenacidade	66
5	CONCLUSÕES	68
	REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS	70

1. INTRODUÇÃO

1.1 Considerações gerais

Segundo a ABEGÁS (2011), o consumo de gás natural no Brasil subiu 35,5% em 2010 comparado a 2009, para uma média diária de 52,9 milhões de metros cúbicos. Por isso, é grande a expectativa de que o Plano de Negócios 2010-2014 da Petrobrás reative os investimentos no setor. Divulgado no final de junho de 2011, o plano prevê a aplicação de recursos da ordem de US\$ 5,3 bilhões, completando um ciclo de investimentos na ampliação da malha de transporte de gás natural.

Com a inauguração do Gasoduto Rio de Janeiro-Belo Horizonte, o Gasbel II, o Brasil atingiu 22 mil quilômetros de dutos em operação, entre gasodutos, minerodutos e dutos submarinos. Especialistas do setor consideram este número pequeno, tomando por base as dimensões do Brasil e a produção de petróleo e da mineração, principais demandadores desse tipo de transporte (ABEGÁS, 2011).

O Brasil ocupa a 16^a posição no ranking mundial em malha dutoviária, inferior até mesmo a de países com extensão territorial menor, como México (40 mil quilômetros), Argentina (38 mil) e Austrália (32 mil), e está distante dos mais de 400 mil quilômetros dos norte-americanos e dos 800 mil quilômetros de dutos existentes na União Européia (GASNET, 2011).

Na construção da linha principal do gasoduto Bolívia – Brasil, por exemplo, foram empregados tubos de aço API 5L X70 de fabricação nacional, num total de aproximadamente 250 mil tubos de 12 metros e diâmetro de 32 polegadas (GASNET, 2011).

Conforme visto na Figura 1, os gasodutos no Brasil podem ser divididos em gasodutos em operação, gasodutos em construção, gasodutos em projetos e os gasodutos Bolívia – Brasil (GASBOL).

As suas respectivas extensões em quilômetros são vistas na Tabela 1.



Figura 1: Panorama da malha de gasodutos no Brasil (GASNET, 2011)

Tabela 1: Extensão da malha de gasodutos no Brasil (GASNET, 2011)

Classificação	Extensão [km]
Gasodutos em operação	22.000
Gasodutos em construção	70
Gasodutos em projeto	5.400
Gasodutos Bolívia-Brasil	3.150

A estrutura de produção e abastecimento de petróleo e derivados interliga, através de vários modais de transporte, três pontos distintos: os poços de produção, as refinarias e os centros de consumo. Destes três, apenas as refinarias podem ter sua

posição definida em função de uma análise socioeconômica e ambiental. Por causa disso, e considerando que os centros de consumo podem estar milhares de quilômetros distantes dos poços de produção, são necessários uma intrincada infra-estrutura de distribuição para garantir que o abastecimento de energia seja eficiente. Nesse sentido, o emprego de linhas de dutos para o transporte de óleo e derivados apresenta-se como uma boa alternativa, ao invés da utilização de modais de transporte que apresentem maior flexibilidade e eventualmente menor custo de instalação (como ferrovias e rodovias). De fato, a vantagem do transporte por dutos deve-se à convergência de duas características básicas (HIPPERT, 2004).

A primeira delas é o custo. Apesar do investimento inicial de construção e instalação das linhas ser elevado, o transporte de combustíveis fósseis através de malhas de dutos é significativamente mais barato do que o transporte por avião, navio, trem ou caminhão. Segundo dados recentes dos EUA, constatou-se que com US\$ 1,00 é possível transportar, em território norte-americano, uma tonelada de derivados de petróleo a uma distância de aproximadamente 8 km utilizando-se o avião, ao longo de 30,5 km através de caminhões, até 72,5 km em trens, 322 km utilizando-se navios, e 383 km através de linhas de dutos (TOFFOLO, 2008).

A segunda característica abonadora para o emprego de dutos na transmissão de petróleo e seus derivados é a segurança. Dutos são o meio de transporte mais seguro, confiável e de maior regularidade para o transporte de grandes quantidades de óleo e gás natural através de vastas extensões territoriais. Dados do Gabinete para Segurança de Dutos (*Office of Pipeline Safety*) do *National Transportation Safety Board – NTSB* dos EUA indicam que, no período 1986-1994, o número de registros de acidentes envolvendo dutos para transporte de derivados de petróleo ou de produtos perigosos permaneceu praticamente estável, em torno de 80 ocorrências por ano. Em termos comparativos, vale mencionar que o próprio NTSB registrou 50.000 acidentes por ano nas rodovias norte-americanas no mesmo período. No Brasil, a Agência Nacional de Petróleo não possui dados estatísticos relativos à incidência de acidentes em dutos no território nacional (TOFFOLO, 2008).

Deve-se ressaltar que o nível superior de segurança de sistemas dutoviários está relacionado tanto ao número de acidentes e perda de recursos no transporte, quanto ao

menor risco de danos ambientais devido a vazamentos. De fato, no Brasil e em vários países, a legislação ambiental tem-se tornado cada vez mais rigorosa, e multas cada vez mais severas incidem sobre companhias que ocasionam vazamentos e prejuízos ao meio-ambiente, ou colocam em risco populações às margens das faixas de servidão (HIPPERT, 2004).

Em função dessa significativa expansão, torna-se necessário aumentar os níveis de segurança e confiabilidade operacional em sistemas dutoviários. Os objetivos são redução de custos, aumento da eficiência operacional e, mais importante, a eliminação de acidentes causadores de danos ambientais e acidentes potencialmente perigosos em áreas urbanizadas. Paralelamente ao desenvolvimento de novas metodologias de avaliação de integridade estrutural, tais requisitos tem estimulado rapidamente a utilização de aços de alta resistência e baixa liga como uma maneira eficaz para a utilização de sistemas dutoviários operando a altas pressões e vazões com menor peso e menores custos construtivos (HIPPERT, 2004).

1.2 Objetivos

Este trabalho focaliza um estudo sobre a tenacidade de tubos soldados pelo processo HF/ERW (*High-Frequency/Electric Resistance Welding*) de aços microligados de alta resistência classe API 5L X70, utilizados na fabricação de dutos para sistemas dutoviários de transporte de gás e petróleo. Os principais objetivos do presente trabalho são:

- Caracterização microestrutural e mecânica do aço X70, de fabricação nacional;
- Avaliação da tenacidade de tubos soldados pelo processo HF/ERW de aço API 5L X70 por meio de ensaios de impacto Charpy e CTOD.

2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

A utilização de aquedutos remonta a séculos antes da era Cristã. O primeiro que se tem notícia é o de Jerwan, construído na Assíria em 691 a.C. para levar água doce até a cidade de Nínive. Na Roma antiga, com o aperfeiçoamento da engenharia de transporte de água, os aquedutos se multiplicaram e ficaram mais complexos. O Império Romano implantou um sistema de aquedutos para o transporte de água em 200 cidades, na Europa, na Ásia e no norte da África. Dois dos aquedutos feitos pelos romanos – o de *Pont du Gard*, na França, e o de *Segóvia*, na Espanha, são utilizados até hoje (TOFFOLO, 2008).

Entretanto, os registros mais antigos do emprego de dutos, utilizando bambus perfurados, vêm da China, e eram empregados para o transporte de água utilizada para o consumo humano e irrigação, bem como na distribuição do gás natural para a iluminação de Pequim (400 a.C) (HIPPERT, 2004).

Na Europa, a partir do século XVIII, com a disponibilidade comercial de tubos de ferro-fundido, o uso de tubulações para o transporte de água começou a difundir-se. Na Inglaterra do século XIX, o emprego do gás de carvão para iluminação residencial e pública demandou tubos para o seu transporte, realizada na época por tubulações feitas de canos de fuzis (mosquetões) rosqueados entre si. Com a popularização deste sistema de iluminação, gerou-se uma grande demanda por tubos, o que estimulou inventores a buscarem maneiras de produzi-los de forma rápida e barata (HIPPERT, 2004).

Somente na década de 1920, a utilização de tubos de aços fundidos, com maiores extensões e soldagem a arco elétrico, substituíram as juntas rosqueadas. Finalmente, durante a Segunda Guerra Mundial começou-se a desenvolver nos EUA a tecnologia de construção de grandes extensões de tubulações para o transporte de combustíveis e petróleo, motivado pela enorme demanda de energia durante aquele período (TOFFOLO, 2008).

Segundo Telles (2001), o termo tubulação é bastante amplo e refere-se aos componentes industriais representados pelo conjunto de dutos, válvulas, bombas controladoras de fluxo, etc. Um duto é entendido como um equipamento industrial

formado pela montagem sucessiva de vários segmentos iguais, resultando em uma linha de condução efetiva de fluído (gás ou líquido). Finalmente, o tubo é a unidade básica para a construção de dutos, fabricados com diferentes materiais e comprimentos e comumente unidos uns aos outros através de solda circunferencial.

Segundo Hippert (2004), as funções das tubulações na cadeia produtiva na indústria do petróleo são classificadas em:

a) Linhas de fluxo ou *gathering lines*: Estas linhas fazem o transporte de material dos poços de extração a uma unidade de centralização (*upstream*). Tipicamente, abrangem pequenas extensões e servem para coletar produtos e transportá-los para as unidades de processamento. Apresentam diâmetros variando de 2” a 4” (linhas de fluxo) e 4” a 12” (*gathering lines*). Nesta categoria de tubulação enquadra-se os dutos submarinos (*risers*);

b) Linhas de transferência: Estas linhas escoam produtos a partir das unidades de processamento e armazenamento até as linhas de transporte principal. São utilizadas para a movimentação de petróleo, derivados ou gás natural em percurso considerado de interesse exclusivo do proprietário das instalações. Tipicamente, apresentam diâmetros de 6”;

c) Linhas de transporte: São as tubulações que ligam os setores de *upstream* e *downstream*. São os principais condutores de óleo e gás natural no sistema. Estas linhas podem apresentar grandes diâmetros (até 56”) e longas extensões, e são utilizadas para a distribuição, para o transporte de óleo cru até as refinarias, ou de derivados de petróleo até regiões de consumo;

d) Linhas de produto: Estas linhas servem para o transporte de produtos derivados do petróleo a partir das refinarias para os centros de distribuição;

e) Linhas de distribuição: Permitem a distribuição local a partir do sistema de distribuição de gás para residências, comércio, etc.

A Figura 2 apresenta a vista geral de uma unidade flutuante de produção e seus sistemas de *risers* (CHIODO, 2009).

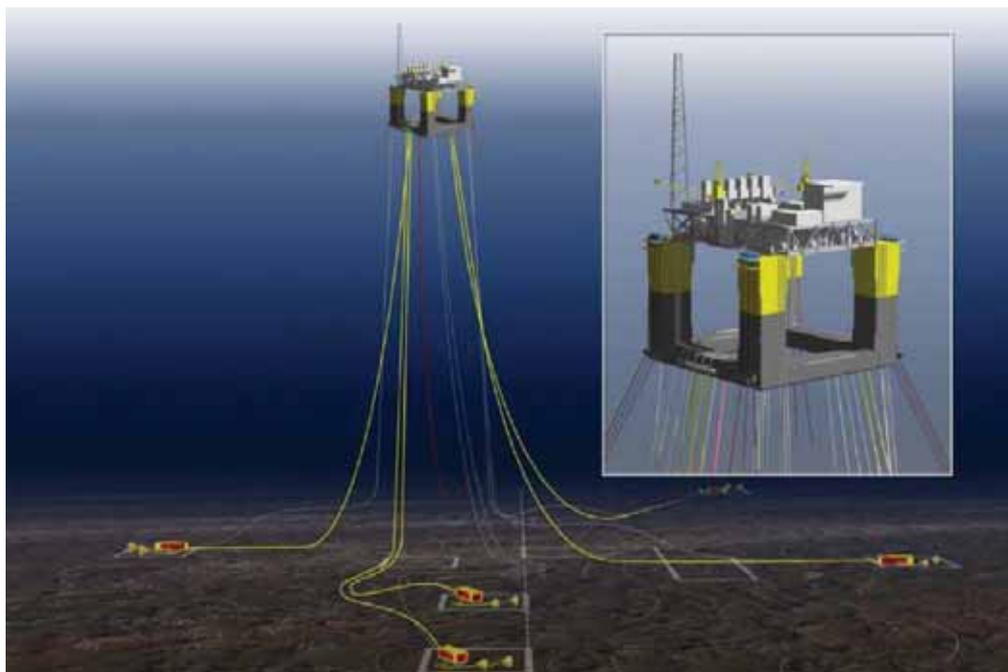


Figura 2: Vista geral de uma unidade flutuante de produção e seus sistemas de *risers* (CHIODO, 2009)

Neste trabalho, o foco de estudo são os dutos empregados como linhas de transporte de óleo e gás natural, que representam a maior parcela em operação no mundo e no Brasil.

2.1 Aço microligado

O termo aços microligados foi aplicado inicialmente para uma classe especial de aços de elevada resistência mecânica e baixo teor de carbono, que continham pequenas adições de nióbio e/ou vanádio. Estes aços contêm essencialmente menos do que 0,10% de elementos de liga, usados na forma simples ou combinados. Na verdade, o termo aços microligados foi reservado para aços que contêm pequenas adições de elementos de liga, que produzirão endurecimento por refino de grão e/ou precipitação, através da formação de carbonetos ou nitretos estáveis. Os efeitos dos elementos microligados são também fortemente influenciados por tratamentos térmicos e termomecânicos (SILVA, 1986).

2.1.1 Aços de Alta Resistência e Baixa Liga

Aços de Alta Resistência e Baixa Liga, ARBL, são definidos do seguinte modo: aços específicos com composição química especialmente desenvolvida para

proporcionar maiores valores de propriedades mecânicas e, em alguns casos, melhor resistência à corrosão atmosférica do que aquela de aços carbono convencionais. São produzidos com maior ênfase nas propriedades mecânicas do que na composição química. Por outro lado, não podem ser considerados aços de alta liga, pois os teores de elementos de liga adicionados aos aços ARBL são muito mais baixos do que em aços de outras categorias, como aços inoxidáveis, aços ferramenta e etc. (HIPPERT, 2004).

Existem basicamente três classificações ou famílias de aços ARBL. A primeira e mais comum é a dos aços microligados, chamados assim porque contêm os elementos de ligas em quantidades muito pequenas. A segunda é a dos aços ARBL com microestruturas ferrita acircular, os quais contêm menos do que 0,1% de carbono com adições de manganês, molibdênio e boro atuando como elementos de liga principais. A terceira classificação é a dos aços ARBL dupla-fase, cuja microestrutura consiste de pequenas ilhas de martensita com alto conteúdo de carbono e uniformemente distribuída numa matriz de ferrita (COOPER, 2004).

Uma das vantagens da utilização dos aços ARBL é que eles podem suportar cargas com espessuras mais finas, fornecendo economia em peso e propiciando uma redução do custo do projeto. Além disso, custos mais baixos podem ser obtidos se um aço microligado substitui um aço ligado com conteúdos consideráveis de elementos de liga caros como níquel, cromo e molibdênio. Ainda assim, a redução de custo mais significativa fornecida pelos aços microligados é a eliminação dos custos de tratamentos térmicos. Os aços microligados na sua condição de laminados fornecem propriedades comparáveis aos aços normalizados ou revenidos (COOPER, 2004).

Aços ARBL podem ser produzidos na condição de laminados com resistência ao escoamento na faixa de 290 a 600 MPa e resistência à tração na faixa de 415 a 700 MPa. Por causa de seu baixo teor de carbono apresentam excelente soldabilidade. Seu desenvolvimento foi impulsionado pela demanda por aços resistentes, tenazes e soldáveis para tubulações de transporte de óleo e gás, navios e plataformas de perfuração *offshore*. Os graus de classificação de aços ARBL são definidos pelos níveis de resistência ao escoamento e não pela composição química (HIPPERT, 2004).

2.1.2 Laminação controlada

Existem, provavelmente, dezenas de rotas distintas para o processamento metalúrgico de aços para tubulações classe X70, que envolvem tanto alterações sutis de composição química, como rotinas diversas de processamento a quente por laminação controlada. De ponto de vista metalúrgico, entretanto, há duas alternativas plausíveis para a produção deste tipo de aços com elevada resistência e tenacidade (Fig. 3).

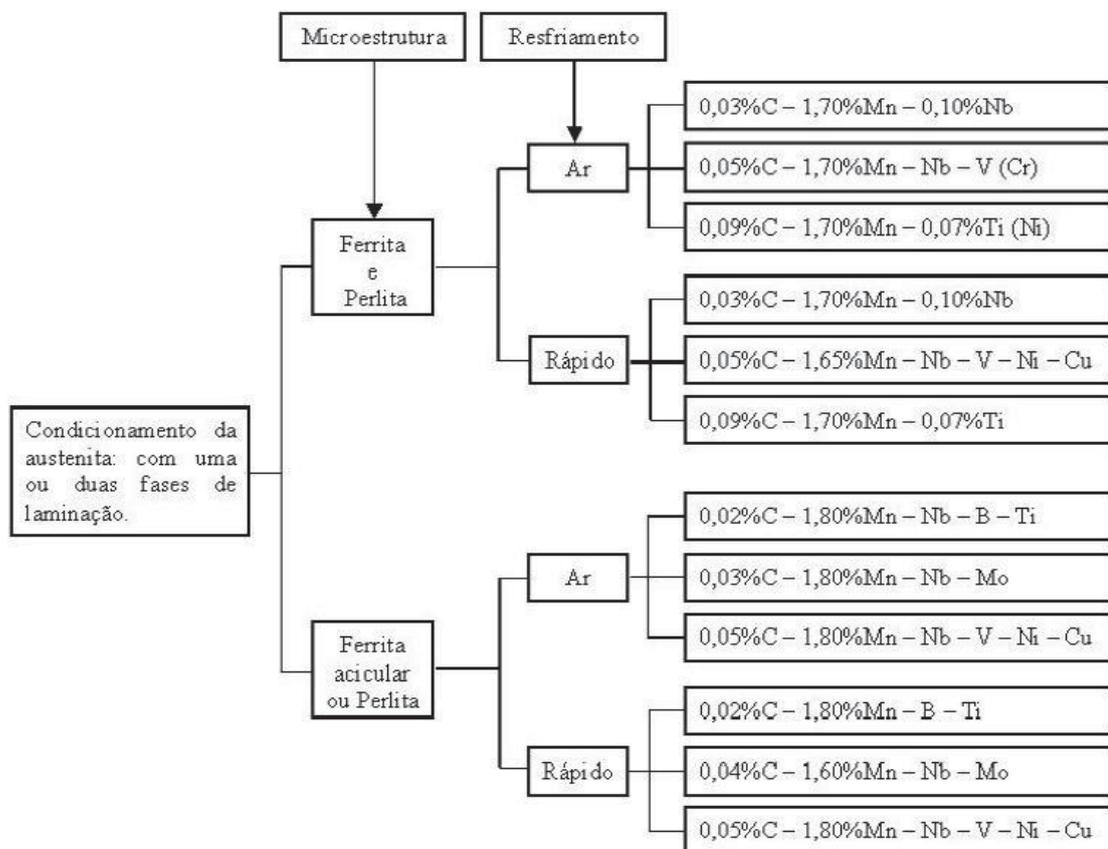


Figura 3: Rotas para o processamento de aços para tubulações (SILVA, 2004)

A primeira delas baseia-se no processamento de laminação controlada e o emprego extensivo de mecanismos de endurecimento, como refino de grão metalúrgico, endurecimento por precipitação e por solução sólida, e por deformação a frio e textura cristalográfica por intermédio da laminação dentro do campo bifásico austenita (γ) e ferrita (α) (HIPPERT, 2004).

A segunda alternativa é estabelecer uma rota metalúrgica de processamento através da escolha adequada de composição química e sequência de laminação

controlada, com o objetivo de obter uma microestrutura de ferrita acicular. Entretanto, uma dificuldade inicial para o processamento destes materiais com composições químicas específicas era o aumento significativo no custo de produção. Grandes quantidades de elementos de liga eram necessárias para garantir a temperabilidade do material, o que favoreceria a obtenção de microestruturas acicular no resfriamento ao ar. Esta dificuldade pôde ser superada através da aplicação do resfriamento acelerado após a laminação controlada (SILVA, 2009).

Dentre as práticas utilizadas na fabricação dos aços ARBL, a mais difundida tem sido a laminação controlada seguida de resfriamento acelerado, onde combinações diversas entre temperatura e quantidade de deformação a quente objetivam elevados valores de resistência e tenacidade (SILVA, 2009).

A Figura 4 apresenta esquematicamente o processo de laminação controlada com resfriamento acelerado.



Figura 4: Laminação controlada com resfriamento acelerado (USIMINAS, 2011)

A laminação controlada é um procedimento pelo qual os vários estágios de laminação têm temperatura controlada, quantidade de redução pré-determinada em cada passe e temperatura de acabamento precisamente definida. Este processamento é largamente utilizado para obtenção de aços destinados a dutos, pontes, estruturas *offshore* e outras aplicações de engenharia. O objetivo básico da laminação controlada é deformar os grãos de ferrita finos durante o processo de laminação para obtenção de grãos de ferrita finos durante o resfriamento. Isto resulta em um aumento de resistência mecânica e tenacidade e tem possibilitado a redução da quantidade de carbono nos aços ARBL, melhorando a soldabilidade destes aços (SILVA, 2009).

O processo de laminação controlada é composto, basicamente, por dois estágios. O primeiro estágio (desbaste) é comumente realizado em temperaturas relativamente

elevadas (tipicamente entre 950 °C e 1200 °C) e seu principal objetivo é o refino de grão através da completa recristalização da austenita depois de cada passe de laminação. No segundo estágio (acabamento) explora-se o efeito dos elementos de liga (principalmente o Nb) em estabilizar a austenita e retardar sua recristalização estática em temperaturas inferiores a 900°C. Com o teor de nióbio inferior a 0,05%, nenhuma recristalização deve ocorrer no intervalo entre passes, de forma que grãos de austenita são progressivamente deformados durante a laminação, consumindo apenas parte de sua energia armazenada de deformação através da recuperação. Ao final do processo, obtêm-se grãos deformados e alongados (“estrutura em panqueca”), que resultam em grãos finos de ferrita (4 μm) após a transformação $\gamma \rightarrow \alpha$ (SILVA, 2009).

A Figura 5 mostra a seqüência de deformação durante a laminação controlada.

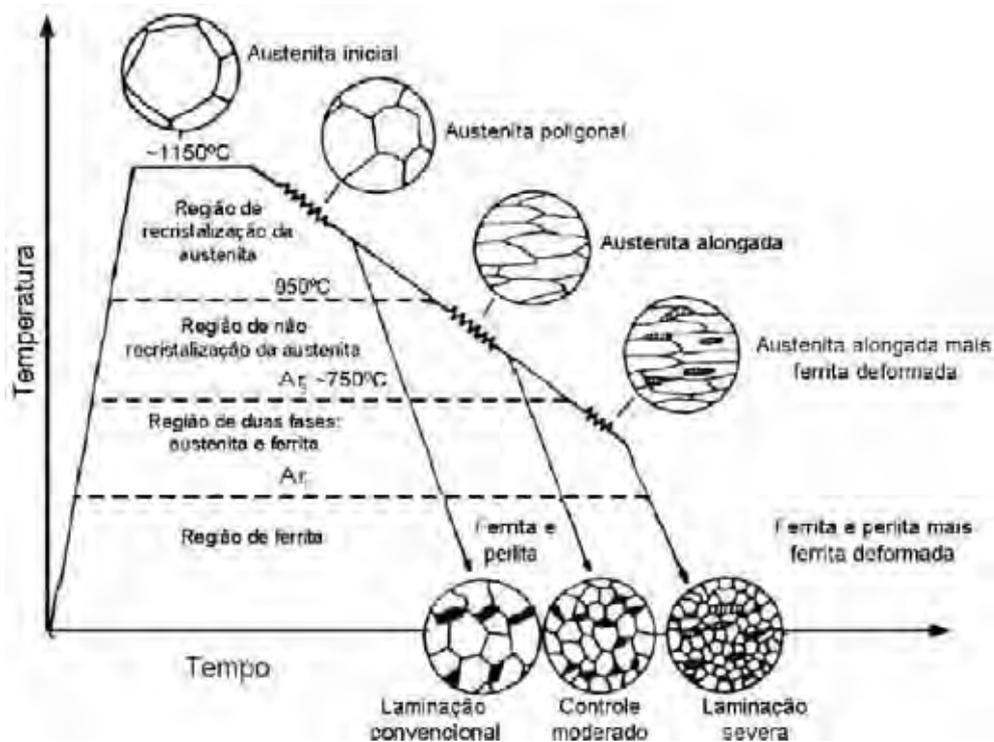


Figura 5: Esquema mostrando a seqüência de deformação durante a laminação controlada (SHIGA, 1981).

Durante o resfriamento, a transformação de austenita em produtos eutetóides e proeutetóides torna-se termodinamicamente possível. As linhas de temperatura que representam esta transformação são identificadas pela letra A. As transformações de fases ocorridas durante o resfriamento são representadas por A_r e durante o aquecimento A_c . Estas terminologias são utilizadas acompanhadas de um número subscrito adicional para definir temperaturas críticas associadas com a transformação

de austenita. A linha A_1 representa a transformação eutetóide de aços hipoeutetóides e a linha A_3 representa a temperatura abaixo da qual a ferrita pró-eutetóide inicia sua formação a partir da austenita, sob resfriamento lento. Conforme mencionado, algumas vezes a laminação controlada é conduzida dentro de um campo bifásico austenita-ferrita e isto ocorre entre as linhas de temperatura A_1 e A_3 (SILVA, 2009).

Além do refino de grão, a adição de elementos formadores de carbonetos e nitretos (como o vanádio e titânio), que atuam no ancoramento de contornos de grãos da austenita e dificultam seu crescimento, e o endurecimento por solução sólida (devido essencialmente às adições de Si, Cu e Mn) são também utilizados durante a laminação controlada de aços ligados. Finalmente, por terem seus últimos passes de laminação em temperaturas inferiores à temperatura de recristalização, os aços microligados costumam apresentar endurecimento adicional, devido à alta densidade de discordâncias na rede cristalina (encruamento) e acentuada textura cristalográfica nos planos (100), induzida na ferrita deformada (TOFFOLO, 2008).

Algumas vezes, empregar tão somente o processo de laminação controlada não será suficiente para suprir a demanda por tubulações de aços cada vez mais resistentes e tenazes. Deste modo, torna-se necessário desenvolver microestruturas que atendam estes requisitos. Conforme já foi mencionado, inicialmente, associou-se a laminação controlada a composições químicas específicas, com o objetivo de obter uma microestrutura de ferrita acicular. Entretanto, o aumento significativo da quantidade de elementos de liga eleva os custos de produção; uma alternativa, portanto, para esta dificuldade foi o desenvolvimento da tecnologia de resfriamento acelerado das chapas, já que taxas de resfriamento maiores permitem o emprego de composições químicas menos complexas para obter microestruturas não poligonais. Atualmente, os aços obtidos por esta rota de processamento apresentam excelentes propriedades mecânicas e tenacidade, além de boa soldabilidade devido ao seu baixo teor de carbono (SILVA, 2009).

2.1.3 Efeito dos elementos de liga

Os elementos de liga são adicionados aos aços com o objetivo de ajustar suas propriedades a determinadas aplicações. Nos aços ARBL empregados em tubulações,

as propriedades mais importantes são principalmente: a tenacidade à fratura em baixas temperaturas, resistência mecânica para suportar altas pressões e também o requisito de boa soldabilidade (TOFFOLO, 2008).

Conforme a norma API 5L (2000), a análise química dos aços microligados deve conter pelo menos os seguintes elementos:

- Carbono (C) – Porcentagem máxima de 0,28% em peso;
- Manganês (Mn) – Porcentagem máxima de 1,40% em peso;
- Fósforo (P) – Porcentagem máxima de 0,03% em peso;
- Enxofre (S) – Porcentagem máxima de 0,03% em peso;
- Cromo (Cr) – Porcentagem máxima não divulgada;
- Nióbio (Nb) – Porcentagem máxima de 0,08% em peso. É um dos principais elementos de liga dos aços microligados, sendo quase obrigatório nos aços ARBL. É importante destacar que o Brasil detém 99% de todas as jazidas mundiais de nióbio (CBMM, 2011). Pequenos teores desse elemento aumentam o limite de resistência e o limite de escoamento. O Nb permite diminuir os teores de carbono e manganês. O nióbio admite dissolução substancial de carbo-nitretos de nióbio somente em temperaturas elevadas. Em baixas temperaturas, na faixa austenítica, mostra uma solubilidade restrita, e o endurecimento por precipitação não é observado. Os carbo-nitretos não dissolvidos nestas temperaturas atuam como um efetivo refinador de grão. A mudança significativa na dissolução dos carbo-nitretos entre elevadas e baixas temperaturas (1300 °C e 900 °C), na faixa de temperatura austenítica, provoca substancial precipitação induzida por deformação em temperaturas abaixo de 1000 °C, e produz o que é argumentado como sendo o efeito mais peculiar do nióbio nos aços: o significativo retardamento da recristalização nestas temperaturas. Embora este efeito possa ser verificado em aços ao vanádio e aços ao titânio, ele não é tão marcante como nos aços ao nióbio (TOFFOLO, 2008).

- Cobre (Cu) – Porcentagem máxima não divulgada;
- Molibdênio (Mo) – Porcentagem máxima não divulgada;
- Níquel (Ni) – Porcentagem máxima não divulgada;
- Silício (Si) – Porcentagem máxima de 0,45% em peso;

- Titânio (Ti) – Porcentagem máxima de 0,06% em peso. Aumenta o limite de resistência e melhora o desempenho mecânico em temperaturas elevadas. A baixíssima solubilidade do nitreto de titânio é tal que mesmo modestos níveis de adição de titânio podem induzir a precipitação de carbo-nitretos de titânio ricos em nitrogênio no aço líquido. Uma distribuição extremamente fina e estável de nitretos pode ser alcançada por adições restritas de titânio, 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. De todos os elementos microligados comumente utilizados no aço, o titânio é o único capaz de formar um sulfeto ou carbo-sulfeto. Embora o titânio, em comum com diversos outros elementos que formam sulfetos, seja capaz de produzir endurecimento por solução sólida, ele reduz a deformação plástica dos sulfetos durante a conformação a quente (TOFFOLO, 2008).
- Vanádio (V) – Porcentagem máxima de 0,10% em peso. Refina a estrutura do aço, impedindo o crescimento dos grãos. Forma carbonetos duros e estáveis. A solubilidade do carboneto de vanádio é grande na fase austenítica, mesmo a baixas temperaturas, enquanto que a do nitreto de vanádio é mais baixa, e admite somente dissolução parcial em baixas temperaturas, por exemplo, 900°C. Para garantir um refino de grão na condição normalizada, a quantidade de nitrogênio nos aços ao vanádio (máximo de 0,15%V) geralmente é aumentada para níveis acima de 0,01%N (TOFFOLO, 2008).

2.1.4 O aço API 5L X70

Os tubos utilizados na indústria do petróleo são geralmente classificados segundo a Norma API (*American Petroleum Institute*) em função de sua aplicação e sua resistência mecânica. O grau dos aços, segundo a Norma API 5L, abrange tubos adequados para transporte de água, gás e óleo para as indústrias de petróleo, levando em conta a rota de processamento do tubo (tubos sem costura, com costura, do tipo solda em espiral, etc.) (HIPPERT, 2004).

O grau do aço reflete a tensão mínima de escoamento do material em ksi, ou seja, o grau X70 tem tensão de 70 ksi. O desenvolvimento dos aços API 5L é esquematizado no gráfico da Figura 6, onde pode ser verificado o aumento da resistência mecânica destes materiais, passando do grau X42 na década de 1950, até o X120 em utilização nos dias atuais (HIPPERT, 2004).

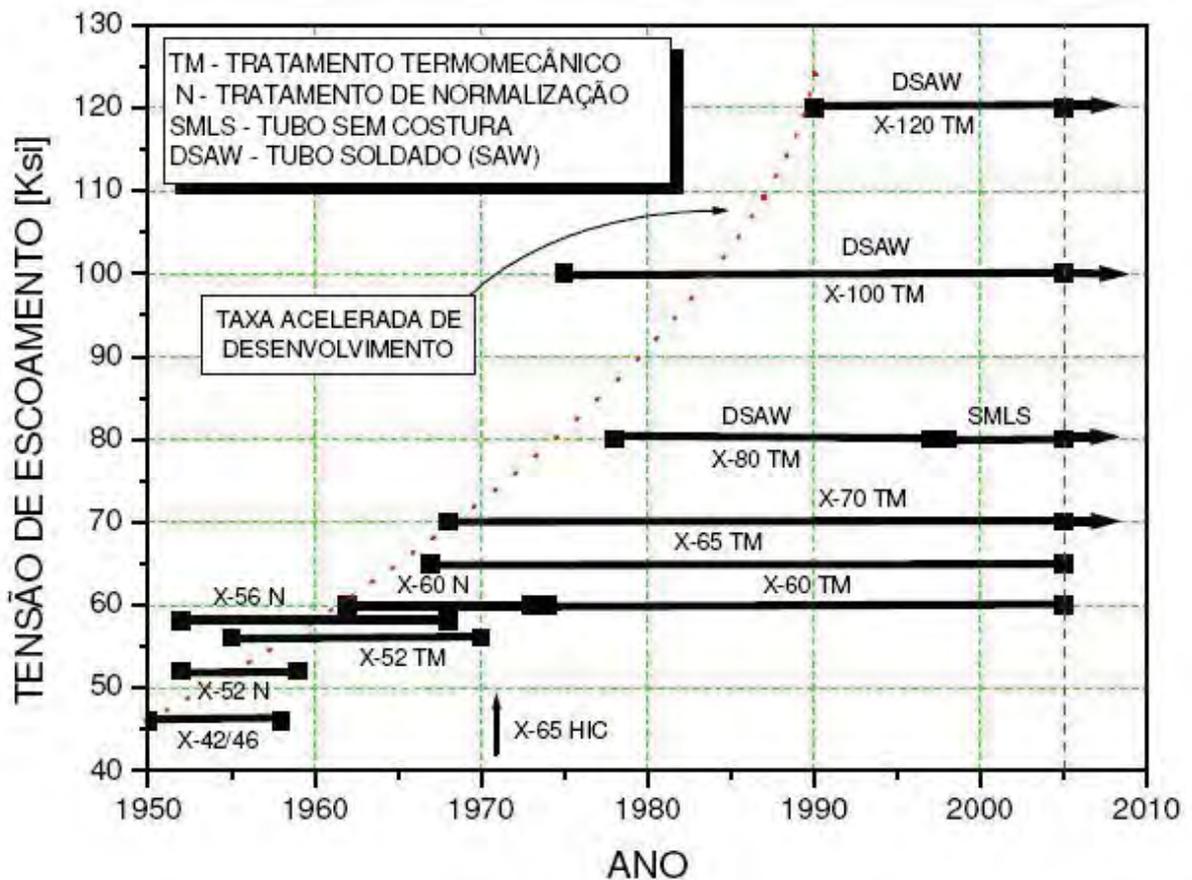


Figura 6: Esquematização da evolução dos aços API 5L (ANDREWS, 2002)

Para a classe 5L, os graus de composição química e resistência mecânica variam desde API 5L A25 até o moderno API 5L X80. A versão da Norma API 5L, editada em 2001, incorpora ainda dois níveis distintos de especificação de produtos, indicados como PSL1 e PSL2 (PSL – *Product Specification Level*). Cada um destes níveis abrange praticamente os mesmos graus de aços (PSL1 pode ser fornecido em graus A25 a aços X70; PSL2 pode ser fornecido de grau B a X80) o que permite especificar, por exemplo, aços X70 conforme os níveis PSL1 e PSL2. A diferença básica entre um nível e outro é o rigor no detalhamento e nos requisitos técnicos (HIPPERT, 2004).

Tabela 2- Diferenças básicas entre níveis de especificação PSL1 e PSL2 (HIPPERT, 2004)

Parâmetro	PSL1	PSL2
Grau	A25 até X70	B até X80
Tipo de extremidade do tubo	Rosca, bisel, topo, especial	Topo
Soldagem do cordão	Qualquer processo	Qualquer processo, Exceto soldagem a laser
C.Q.:Max %C para tubos sem costura	0,28% para grau B e superiores	0,240%
C.Q.:Max %C para tubos com costura	0,26% para grau B e superiores	0,220%
C.Q.: Max %P	0,030% para grau A e superiores	0,025%
C.Q.: Max %S	0,03%	0,015%
Carbono equivalente	Sob exigência do cliente	Máximo para cada grau
L.E. Máximo	Não especificado	Máximo para cada grau
L.R. Máximo	Não especificado	Máximo para cada grau
Tenacidade à fratura	Não especificado	Exigida para cada grau
Inspeção não destrutiva do cordão de solda	Não obrigatória	Obrigatória
Reparo por soldagem do corpo de tubo ou chapa	Permitido	Não permitido
Rastreabilidade	Não obrigatória	Obrigatória

C.Q. – Composição química L.R. – Limite de resistência L.E. – Limite de escoamento

As Tabelas 3 e 4 apresentam a composição química especificada para os vários tipos de aços API em níveis PSL1 e PSL2, respectivamente, além dos requisitos mínimos de resistência mecânica. É possível observar que a composição química mínima exigida dos aços é bastante flexível e não considera a adição compulsória de elementos de liga. Apesar disso, microadições de elementos como Ti, Nb e V são permitidas, desde que seu emprego seja acordado entre o fabricante do material e o usuário (HIPPERT, 2004).

Para os aços com níveis de resistência mais elevados (X60 até X80), a Norma API permite que o fabricante não se detenha à composição química estipulada,

permitindo elaborar materiais com composições químicas distintas que apenas atinjam as metas de resistência mecânica prescritas para cada grau desejado (HIPPERT, 2008).

Tabela 3 – Composição química e propriedades mecânicas de aços API 5L para nível PSL1 (HIPPERT, 2004)

Grau	%C Max	%Mn Max	%P Max	%S Max	Outros	L.E. (MPa)	L.R. (MPa)
Tubos sem costura							
A25 – I	0,21	0,60	0,030	0,030	-	172	310
A25 – II	0,21	0,60	0,080	0,030	-	172	310
A	0,22	0,90	0,030	0,030	-	207	331
B	0,28	1,20	0,030	0,030	Nb	241	414
X42	0,28	1,30	0,030	0,030	+	290	414
X46	0,28	1,40	0,030	0,030	V	317	434
X52	0,28	1,40	0,030	0,030	+	359	455
X56	0,28	1,40	0,030	0,030	Ti	386	490
X60	0,28	1,40	0,030	0,030	<	414	517
X65	0,28	1,40	0,030	0,030	0,15 %	448	531
X70	0,28	1,40	0,030	0,030		483	565
Tubos com costura							
A25 – I	0,21	0,60	0,030	0,030	-	172	310
A25 – II	0,21	0,60	0,080	0,030	-	172	310
A	0,22	0,90	0,030	0,030	-	207	331
B	0,26	1,20	0,030	0,030	Nb	241	414
X42	0,26	1,30	0,030	0,030	+	290	414
X46	0,26	1,40	0,030	0,030	V	317	434
X52	0,26	1,40	0,030	0,030	+	359	455
X56	0,26	1,40	0,030	0,030	Ti	386	490
X60	0,26	1,40	0,030	0,030	<	414	517
X65	0,26	1,45	0,030	0,030	0,15 %	448	531
X70	0,26	1,65	0,030	0,030		483	565

Tabela 4 – Composição química e propriedades mecânicas de aços API 5L para nível PSL2 (HIPPERT, 2004)

Grau	%C	%Mn	%P	%S	Outros	L.E. (MPa)		L.R. (MPa)	
	Max	Max	Max	Max		Min	Max	Min	Max
Tubos sem costura									
B	0,24	1,20	0,025	0,015	Nb + V + Ti < 0,15%	241	448	414	758
X42	0,24	1,20	0,025	0,015		290	496	414	758
X46	0,24	1,30	0,025	0,015		317	524	434	758
X52	0,24	1,40	0,025	0,015		359	531	455	758
X56	0,24	1,40	0,025	0,015		386	544	490	758
X60	0,24	1,40	0,025	0,015		414	565	517	758
X65	0,24	1,40	0,025	0,015		448	600	531	758
X70	0,28	1,40	0,030	0,030		483	621	565	758
X80	0,24	1,40	0,025	0,015		552	690	621	758
Tubos com costura									
B	0,22	1,20	0,025	0,015	Nb + V + Ti < 0,15%	241	448	414	758
X42	0,22	1,30	0,025	0,015		290	496	414	758
X46	0,22	1,40	0,025	0,015		317	524	434	758
X52	0,22	1,40	0,025	0,015		359	531	455	758
X56	0,22	1,40	0,025	0,015		386	544	490	758
X60	0,22	1,40	0,025	0,015		414	565	517	758
X65	0,22	1,45	0,025	0,015		448	600	531	758
X70	0,22	1,65	0,025	0,015		483	621	565	758
X80	0,22	1,85	0,025	0,015		552	690	621	758

Quanto à especificação de resistência mecânica na Tabela 4 (nível PSL2), é interessante ressaltar a exigência do limite máximo especificado para as tensões limite de escoamento e limite de resistência mecânica, o que não é prática comum, por exemplo, em especificações de aços ASTM ou AISI. Para aços de tubulações, o objetivo de se definir limites máximos de resistência mecânica é evitar a formação de gradiente de resistência significativos em regiões de solda circunferencial do tubo, devido à eventual discrepância entre a resistência mecânica do metal e a ZTA do metal de adição (HILLENBRAND, 2002).

Ainda em relação aos intervalos definidos pelos limites de propriedades mecânicas, observa-se que há sobreposição entre as faixas de L.E e L.R. para vários graus. Para os graus de aço X65 e X70, por exemplo, valores de L.E. na faixa entre 531-600 MPa e L.R. na faixa de 565-758 MPa atendem à especificação de ambos. Isso significa que um material que apresentasse estas propriedades poderia ser enquadrado em graus diferentes. Esta característica dos tubos API é frequentemente utilizada por

empresas fabricantes, de forma a minimizar a variedade de matérias-primas para a confecção de tubos. Em última análise, um mesmo lote de chapas poderia ser utilizado para produzir tubos graus X65 ou X70, desde que suas propriedades mecânicas estejam contidas dentro do intervalo de sobreposição de L.E. e L.R. definidos na Norma API (HIPPERT, 2004).

Na especificação API 5L, o valor do alongamento mínimo para cada grau de aço é dado em ábacos em função da geometria e das dimensões dos corpos-de-prova ensaiados. No caso dos corpos-de-prova retangulares, de espessura igual à espessura da chapa original, o valor de alongamento mínimo pode ser determinado através da relação empírica (em unidade SI) (HIPPERT, 2004):

$$e = 1,944 \frac{A^{0,2}}{U^{0,9}} \quad (1)$$

onde:

e - é o alongamento mínimo especificado para $L_0 = 50$ mm;

L_0 - é o comprimento inicial da amostra;

A - é o menor valor entre a área da seção transversal do CP retangular e 485 mm²;

U - é a tensão limite de resistência mínima especificada para cada grau (MPa).

Desta forma, o valor determinado de alongamento em aço X70 é igual a 12,7%. Para este mesmo material, em corpos-de-prova cilíndricos de seção transversal igual a 60 mm², o alongamento mínimo exigido é 15%. Em termos comparativos, tomando-se como referência corpos-de-prova cilíndricos igual a 12 mm (seção transversal ~ 110 mm²), o alongamento mínimo especificado varia de 20% para o grau X52, 19% para grau X56, 18% para grau X60, 18% para grau X65, 17% para grau X70 e 15% para grau X80 (HIPPERT, 2004).

Em relação à tenacidade do material, o nível de especificação PSL1 não define valores mínimos exigidos. Para o nível PSL2, entretanto, todos os graus de aços devem ser submetidos a ensaios de impacto Charpy a 0 °C, e apresentar resultados superiores a 27 J e 41 J para corpos-de-prova de orientação transversal e longitudinal à chapa,

respectivamente, e 101 J (longitudinal) como valores mínimos de energia absorvida em ensaios de impacto Charpy (HIPPERT, 2004).

2.2 Processos de fabricação de tubos para gasodutos

Há dois processos industriais empregados atualmente para a produção de tubos. Em função das características do processo final, eles podem ser divididos em:

- Tubos sem costura
 - Processo Mannesmann.
- Tubos com costura
 - Processo UOE;
 - Processo SAW;
 - Processo ERW.

As tubulações de petróleo e gás sem costura são feitos com diâmetros externos de até 16 polegadas. Tubos soldados (com costura), formados a partir de chapas individuais através do processo UOE, estão disponíveis de 16-64 polegadas (diâmetro e espessura da parede variam entre os fabricantes). Os tubos com maiores diâmetros, de 20-100 polegadas, a tira da placa é soldada em espiral por arco submerso (SAW). Tubos soldados por resistência elétrica (ERW), formada através de um processo contínuo a partir de uma tira de laminados planos, está disponível a partir de cerca de 4-24 polegadas. Estes quatro processos produzem a grande maioria dos oleodutos e gasodutos (TENARIS, 2011).

2.2.1 Processo de soldagem HF/ERW

Os tubos obtidos pelo processo HF/ERW são mais econômicos do que os tubos UOE, SAW e sem costura, pois o processo é contínuo e tem menos etapas, e como resultado é mais eficiente. Ele está disponível em diâmetros que variam de 4-24 polegadas e em espessuras de 2 mm para os tubos de pequeno diâmetro e 18 mm para diâmetros maiores (CORONA, 2007).

Dependendo do diâmetro e espessura, as usinas podem produzir 60-240 tubos por hora (TENARIS, 2011).

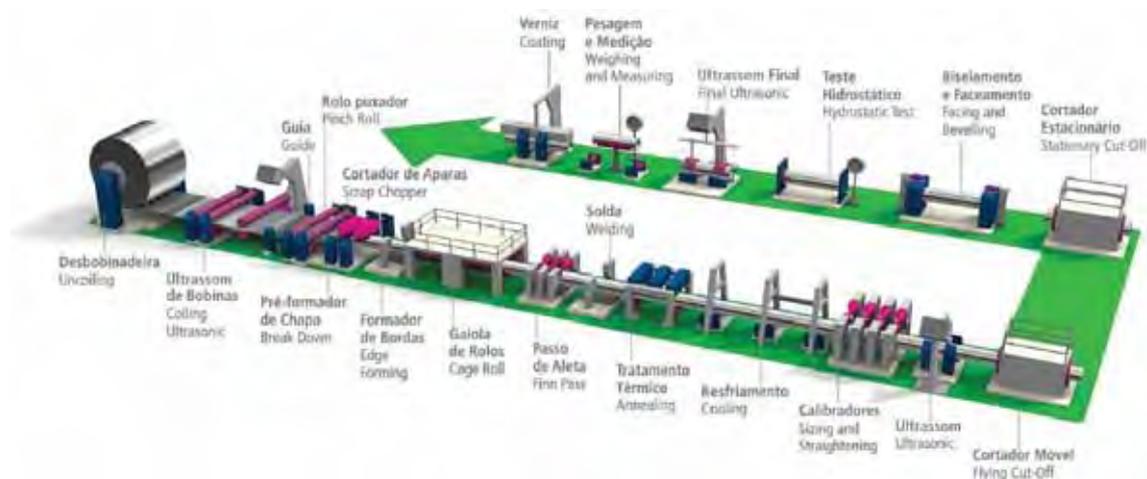


Figura 7: Processo de soldagem ERW (TENARIS, 2011).

Este processo faz parte do grupo de processos de soldagem por resistência elétrica (*Electric Resistance Welding - ERW*). Quando devidamente executada, a solda resultante é tão resistente quanto os materiais originariamente empregados. Soldagem por alta frequência (*High Frequency - HF*), algumas vezes conhecida por Soldagem por Rádio Frequência ou Soldagem Dielétrica, é um processo que promove a fusão localizada conjunta de materiais e interação entre as suas moléculas através da aplicação de energia de rádio-frequência sobre a área a ser unida (BRACARENSE, 2000).

Um gerador de correntes de alta frequência é colocado de forma a induzir campos elétricos sobre a região a ser soldada. O processo consiste em sujeitar as partes a serem soldadas a estes campos elétricos de alta frequência, que normalmente é aplicado entre duas partes metálicas. O campo elétrico dinâmico promove a oscilação de moléculas nos materiais. Dependendo de sua geometria e de seu momento dipolar, estas moléculas irão transformar parte deste movimento oscilatório em energia térmica, causando o aquecimento do material (BRACARENSE, 2000).

Como o aquecimento é causado por rápidas alternâncias de campos elétricos gerados pela corrente de alta frequência, é necessário que os materiais possuam certas propriedades específicas. Isto significa que somente alguns materiais podem ser dielectricamente soldados (BRACARENSE, 2000).

As partes metálicas também exercem pressão sobre as peças durante os processos de aquecimento e resfriamento. Esta pressão aplicada sob os materiais sujeitos a temperaturas elevadas e mantida durante o resfriamento, promoverá a união entre as partes (BRACARENSE, 2000).

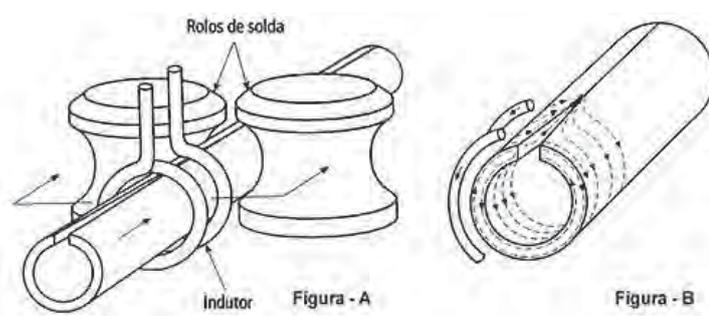


Figura 8: Processo HF – (a) Visão geral e (b) Linhas do fluxo de indução (STEFANI, 2011).

A eficiência do processo HF/ERW reside no fato de que todas as etapas, desde o desenrolar da chapa para corte do tubo acabado nos comprimentos desejados, ocorrem ao longo de um processo linear contínua (CORONA, 2007).

Além da produção mais eficiente, tubos obtidos pelo processo HF/ERW podem ser produzidos com a espessura muito uniforme realizada a tolerância apertada. Isso reduz os pesos líquidos do tubo, resultando em um custo-benefício. Além disso, os tubos podem ser produzidos com ovalização relativamente baixo (CORONA, 2007).

Soldagem por alta frequência tem muito a oferecer, incluindo velocidade, eficiência, excelente qualidade de soldagem, eliminação de consumíveis, isto é, sem eletrodo de solda é usado, longa vida para as ferramentas e grande capacidade de ser automatizado (CORONA, 2007).

2.3 Fundamentos de Fratura

A fratura simples consiste na separação de um corpo em duas ou mais partes em resposta a uma tensão imposta que possua natureza estática (isto é, constante ou que se modifica lentamente ao longo do tempo) e a temperaturas que são baixas quando comparadas com a temperatura de fusão do material. A tensão aplicada pode ser de

tração, compressão ou de cisalhamento ou outras. O estudo de fratura a ser apresentado resulta de uma carga de tração uniaxial (GODEFROID, 1995).

Para a engenharia são considerados basicamente dois tipos de fratura: dúctil e frágil. A classificação está associada ou baseada na habilidade de um material em experimentar uma deformação plástica. Os materiais com comportamento dúctil exibem tipicamente uma deformação plástica substancial com grande absorção de energia antes da ocorrência da fratura. Por outro lado, os materiais com comportamento frágil exibem normalmente pouca ou nenhuma deformação plástica macroscópica com baixa absorção de energia (CALLISTER, 2000).

Na Figura 9, a curva c é característica de uma fratura frágil (pequena área sob a curva), enquanto a curva d é característica de uma fratura dúctil (grande área sob a curva).

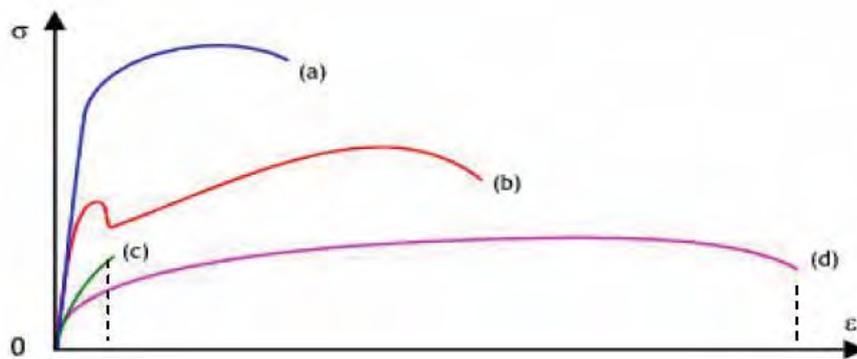


Figura 9 – Representação esquemática de curvas tensão x deformação do ensaio de tração: (a) curva típica para aços de alta resistência mecânica, (b) para aços de baixo / médio carbono, (c) para ferro fundido cinzento, (d) para materiais bastante dúcteis como cobre (ANDERSON,1995)

Os termos dúcteis ou frágeis são relativos: se uma fratura é de um modo ou de outro depende da situação. A ductilidade é uma função da temperatura do material, da taxa de deformação e do estado de tensão, além da microestrutura (por exemplo, impurezas) do material.

2.3.1 A Mecânica da Fratura

Na Resistência dos Materiais o estudo de projetos de estruturas baseia-se em duas variáveis: a tensão máxima aplicada e a resistência mecânica do material, obtida, por exemplo, a partir do ensaio de tração (TOFFOLO, 2008).

Esta abordagem tradicional é a mais empregada, tratando o material como um meio contínuo, isotrópico e homogêneo. Logo, na Resistência dos Materiais assume-se ou considera-se que um material é adequado ou apropriado para a utilização, quando a sua resistência mecânica for superior à solicitação externa aplicada, levando em consideração um dado fator de segurança (TOFFOLO, 2008).

A fratura frágil de materiais normalmente com comportamento dúctil demonstrou a necessidade de uma melhor compreensão dos mecanismos de fratura. Extensos esforços de pesquisas ao longo da década levaram à evolução do campo da mecânica de fratura, que permite quantificar a relação entre as propriedades do material, o nível de tensão, a presença de descontinuidades, geradores de trincas e os mecanismos de propagação da trinca (CALLISTER, 2000).

Atualmente o estudo da Mecânica de Fratura estuda os materiais como um meio não contínuo, anisotrópico e não homogêneo. Por causa disso, a Mecânica de Fratura analisa o tamanho da descontinuidade (tipo trinca) na estrutura. A partir dessas considerações definiu-se a propriedade tenacidade como aquela que descreve a resistência à propagação de um “defeito” (tipo trinca), e representa a capacidade do material em absorver energia mecânica sem fraturar (TOFFOLO, 2008).

A tenacidade de um material também pode ser definida como a medida da energia absorvida pelo material antes e durante o processo de fratura. Se esta energia for alta, o material é considerado tenaz, ou caracterizado por possuir uma elevada tenacidade à fratura. Por outro lado, se a energia for baixa, o material é descrito como frágil. Em materiais metálicos, a tenacidade é uma relação entre a resistência mecânica e a ductilidade e pode ser entendida fisicamente como a área sob a curva tensão deformação (quanto maior a área, mais tenaz é o material) (TOFFOLO, 2008).

Pelo exposto, a tenacidade é uma propriedade tão importante quanto a própria tensão limite de escoamento (CALLISTER, 2000).

Pode-se, ainda, definir como tenacidade à fratura de um material a sua habilidade inerente de resistir a certo valor de intensidade de tensão na ponta de uma trinca nele presente sem que ocorra a fratura (GODEFROID, 1995).

2.3.2 Mecânica da Fratura Linear Elástica

Nos anos de 1950, Irwin avaliou o efeito da concentração de tensões na ponta de um defeito, dando origem à Mecânica da Fratura Linear Elástica (MFLE). Considerando um material linear-elástico homogêneo, Irwin derivou expressões que descrevem a distribuição de tensões na região à frente de uma trinca passante em uma chapa carregada em tração (TOFFOLO, 2008).

$$\sigma_x = \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}} \left[\cos \frac{\theta}{2} \left(1 - \operatorname{sen} \frac{\theta}{2} \operatorname{sen} \frac{3\theta}{2} \right) \right] \quad (2)$$

$$\sigma_y = \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}} \left[\cos \frac{\theta}{2} \left(1 + \operatorname{sen} \frac{\theta}{2} \operatorname{sen} \frac{3\theta}{2} \right) \right] \quad (3)$$

$$\tau_{xy} = \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}} \left[\operatorname{sen} \frac{\theta}{2} \cos \frac{\theta}{2} \cos \frac{3\theta}{2} \right] \quad (4)$$

Estas expressões descrevem, de forma unívoca, o estado de tensões na região do sólido próxima à ponta da trinca em função do parâmetro K. Este parâmetro é uma medida da intensidade do campo elástico, e atua como um fator de intensificação de tensões. Adicionalmente, K também defini – através de Kc – um parâmetro de falha do material. Quando a relação entre o valor da tensão remota aplicada, σ , e o tamanho de defeito, a, forem tais que o K gerado na ponta da trinca iguale-se a Kc o material irá fraturar de forma frágil e instantânea (TOFFOLO, 2008).

No entanto, a distribuição de tensões descrita pelas equações (2), (3) e (4) apresentam uma singularidade na região próxima à ponta da trinca (para $r=0$, $\sigma \rightarrow \infty$). À medida que r diminui, a tensão local aumenta até eventualmente atingir o valor do limite de escoamento. Nesta condição a ponta da trinca estará imersa numa região de material plasticamente deformado, onde houve alívio das tensões elásticas e soluções

lineares não são mais aceitas. Vários modelos foram propostos para corrigir o efeito dessa zona plastificada (Irwin). Todos eles consideram um comprimento de trinca efetivo maior que o comprimento de trinca real como um orifício para minimizar o efeito da zona plástica no campo de tensões e no descarregamento elástico. Entretanto, estes modelos têm aplicação restrita porque o raio da zona plástica deve necessariamente estar contido dentro da região do sólido na qual as soluções elásticas são válidas. Isto implica em estabelecer restrições nas dimensões geométricas que garantem uma zona plástica muito pequena: em geral estas restrições resultam em estado plano de deformação. Por exemplo, em corpos-de-prova para determinação experimental de tenacidade à fratura (em estado plano de deformação), o comprimento da trinca (a), e espessura (B) e o ligamento remanescente ($W-a$) do corpo-de-prova devem obedecer à relação (TOFFOLO, 2008):

$$a, B, (W - a) \geq 2,5 \left(\frac{K_I}{\sigma_y} \right)^2 \quad (5)$$

onde K_I é a tenacidade do material, e σ_y a tensão limite de escoamento.

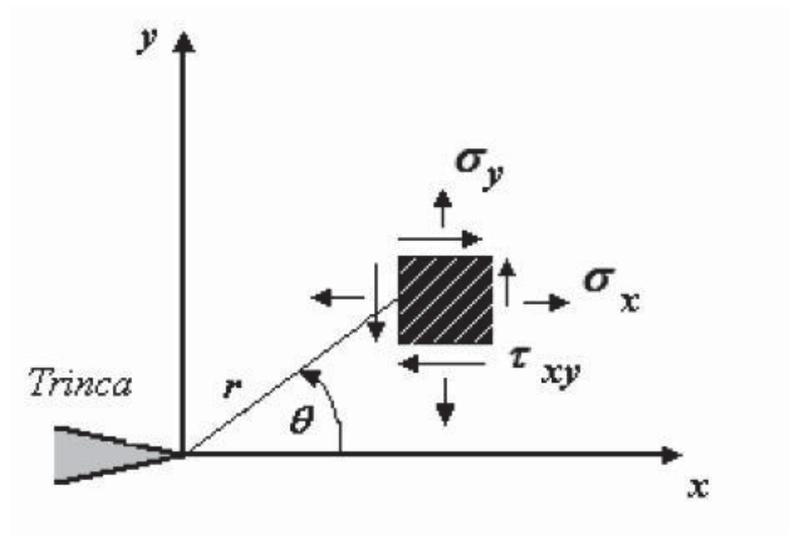


Figura 10: Campo de tensões elásticas ao redor da trinca (HIPPERT, 2004)

Finalmente, a MFLE é essencialmente adequada no estudo da fratura frágil, onde a resposta do material é essencialmente linear-elástica até a fratura instável.

Adicionalmente, a MFLE tem sido empregada com sucesso na avaliação do comportamento à fratura de materiais de alta resistência e baixa ductilidade e de materiais estruturais no patamar inferior de energia. Entretanto, para muitos materiais estruturais (que exigem ductilidade significativa) o grau de plasticidade na região do defeito invalida os critérios de dominância K e a aplicação da Mecânica da Fratura Linear Elástica (TOFFOLO, 2008).

2.3.3 Mecânica da Fratura Elasto-Plástica

Os desenvolvimentos ocorridos nos processos de fabricação de aços para os dutos os tornam mais resistentes a defeitos, fazendo com que os mesmos sustentem significativo crescimento estável de trincas acompanhado por deformação plástica antes da falha. Deste modo, torna-se necessário prever e controlar o crescimento estável de trinca, para que seja possível providenciar os devidos reparos em tempo hábil, a fim de evitar rompimentos ou possíveis vazamentos que seriam catastróficos sob o ponto de vista econômico e ecológico (HIPPERT, 2004).

Procedimentos convencionais utilizados para avaliação da integridade estrutural de dutos geralmente utilizam critérios simplificados incorporando mecanismos de colapso plástico e as propriedades mecânicas do material. Adicionalmente, estes métodos estabelecem critérios de aceitação de defeitos baseados em dados experimentais limitados a aços estruturais de baixa resistência, os quais não refletem necessariamente o mecanismo de falha real (por exemplo, crescimento estável de defeito macroscópico antes do colapso do duto) e nem consideram requisitos específicos para aços estruturais de alta resistência correntemente em uso (RUGGIERI, 2001).

De acordo com Jones (1984), por muitos anos aceitou-se que a resistência à propagação de fratura dúctil dos aços utilizados em dutos era essencialmente relatada por uma tenacidade inerente ou por uma energia absorvida no teste de impacto. No entanto, a propagação de uma fratura em dutos envolve taxas de deformação e condições geométricas diferentes das produzidas em corpo-de-prova Charpy.

O aumento da plasticidade na região da ponta da trinca com o aumento do carregamento da estrutura representa, em termos genéricos, a dissipação do trabalho das forças externas na forma de energia de deformação plástica. Consequentemente, uma estrutura dúctil contendo um defeito suporta elevados níveis de carga, mesmo após a iniciação e propagação estável da fratura. Por isso, em muitos materiais é virtualmente impossível caracterizar o comportamento à fratura através da Mecânica da Fratura Linear Elástica (RUGGIERI, 2001).

Sendo assim, uma abordagem alternativa é necessária. Por exemplo, a Mecânica da fratura Elasto-Plástica (MFEP) aplica-se a materiais com nível de plasticidade capaz de violar a MFLE. Dentro do contexto da MFEP, os parâmetros de caracterização de fratura para os materiais plasticamente deformáveis como o parâmetro CTOD (escola inglesa) e a integral J (escola americana) apresentam larga aplicabilidade (RUGGIERI, 2001).

Aplicando este tipo de metodologia é possível monitorar o crescimento da trinca através de inspeções periódicas por ensaios não destrutivos até que elas atinjam valores consideradas críticos e a estrutura seja então condenada. Este crescimento estável pode, por outro lado, provocar plastificação de toda a seção resistente e levar a estrutura ao colapso plástico. Desta forma, são muito importantes procedimentos de avaliação de integridade de estruturas trincadas que definam metodologias para estimar a capacidade da estrutura trincada de continuar em serviço de forma segura (RUGGIERI, 2001).

A Mecânica da Fratura Elasto-Plástica é, então, uma alternativa desenvolvida para o estudo da fratura em materiais de comportamento não linear exibindo considerável plasticidade na ponta da trinca. Como já foi citado, o parâmetro CTOD se apresenta como parâmetro de caracterização de fratura para materiais plasticamente deformáveis.

2.3.4 O parâmetro CTOD

A mecânica da fratura clássica (convencional) emprega um parâmetro único para descrever as condições de propagação instável da fratura, o que permite, sob condições

de plasticidade restrita nas vizinhanças da trinca estabelecer uma correlação direta entre valores de tenacidade medidos experimentalmente e o comportamento à fratura de um componente estrutural em serviço. O conceito fundamental que permite o emprego desse procedimento (mecânica da fratura correlativa) é a existência de similaridade dos campos de tensões entre corpos-de-prova ou amostras laboratoriais e o comportamento estrutural em serviço. Na região de transição entre os modos frágil e dúctil (correspondente às temperaturas usuais de avaliação de tenacidade para aços estruturais ferríticos), os níveis de plasticidade na região do defeito violam as condições de plasticidade limitada, sob as quais o parâmetro elástico linear K (fator intensidade de tensão) é válido. Sob tal regime de plasticidade (elasto-plástico), a mecânica da fratura utiliza a Integral J e o CTOD (*Crack Tip Opening Displacement*) para caracterizar as condições de fratura dentro de uma zona microestruturalmente significativa nas vizinhanças de um defeito (Zona de Processo de Fratura) (ANDERSON, 1995).

O teste CTOD é usado normalmente em condições de muito maior ductilidade, onde a mecânica da fratura linear elástica torna-se inválida. Devido à sua relativamente maior simplicidade conceitual e operacional, o parâmetro CTOD (e sua correspondente medida experimental de tenacidade, comumente denominada δ_c) emergiu nos últimos anos como o parâmetro mais largamente difundido para caracterizar a tenacidade de materiais estruturais, particularmente aços ferríticos estruturais e suas juntas soldadas. É prática comum a especificação de valores mínimos de δ_c por diversos códigos e normas de projeto e construção de estruturas (por exemplo, DNV OS-F101 entre diversas outras) como forma de garantir requisitos mínimos de tenacidade tanto no material-base como na junta soldada (metal de solda e ZTA) (ANDERSON, 1995).

2.3.5 Definição de CTOD

Uma aproximação da MFEP é baseada no deslocamento da abertura da ponta da trinca, CTOD. Esta aproximação considera que a propagação da trinca acontece quando a abertura da ponta desta trinca atinge um valor crítico (ANDERSON, 1995).

No desenvolvimento do CTOD, várias definições físicas têm sido propostas. Em uma delas, o movimento da ponta da trinca é causado pela contração do material na zona plástica e não pela formação de novas superfícies de trinca por crescimento estável (ANDERSON, 1995).

O CTOD tem duas definições comumente empregadas na análise de tenacidade à fratura: o deslocamento normal ao plano da trinca em relação à posição original da ponta da mesma; e a distância entre as intersecções de duas retas ortogonais posicionadas na ponta deformada da trinca com as suas faces (ANDERSON, 1995).

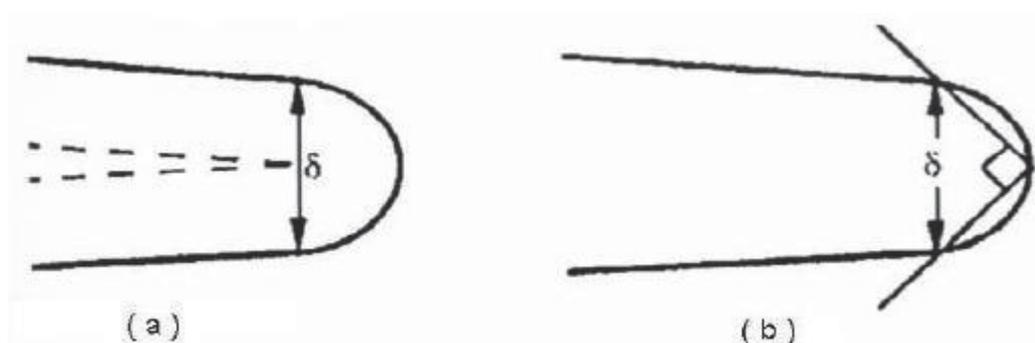


Figura 11: Definições de CTOD (ANDERSON, 1995)

Uma vez que se procura reproduzir no ensaio as condições de serviço das construções em estudo é, portanto, requerido que o ensaio seja realizado em corpos-de-prova com espessura igual àquela da estrutura considerada. A tenacidade medida pelo CTOD depende sabidamente da temperatura e da triaxialidade de tensões e, portanto, da espessura em estudo (ANDERSON, 1995).

2.3.6 Ensaio de CTOD

Devido à estrita limitação sobre a deformação plástica, o teste CTOD é o único método padronizado para medir a tenacidade à fratura na região de transição dúctil-frágil. Normalizado pela *British Standard BS-7448*, nos ensaios CTOD usa-se um corpo-de-prova apoiado em três ou quatro pontos, pré-trincado por fadiga (ANDERSON, 1995).

O deslocamento é medido como uma função da carga aplicada, utilizando-se um *clip gage*, e o valor crítico de CTOD é aquele em que uma trinca por clivagem se inicia e resulta ou na completa falha do corpo-de-prova ou na retenção da propagação da trinca (*pop-in*) (ANDERSON, 1995). Elabora-se, então, a curva carga versus deslocamento, cujos valores a serem considerados dependerão do tipo de curva obtida, prevista na referida norma.

Segundo a norma BS 7448, os cálculos dos valores de CTOD podem ser conduzidos por meio do método da rótula plástica (Figura 12). O ponto central do modelo da rótula plástica é a hipótese de que o espécime SE(B) se deforma ao redor do centro aparente de rotação, posicionado ao longo do ligamento remanescente da trinca por um fator (r_p). Tal fator representa, a partir da ponta do defeito, o percentual do ligamento compreendido até o referido centro. Conforme pode ser visto na Equação (7), tal método divide o CTOD (δ) total em duas componentes: uma parcela elástica (dependente do fator de intensidade de tensão) e outra plástica (dependente da parcela plástica do carregamento), sendo que ambas dependem das características geométricas do corpo-de-prova.

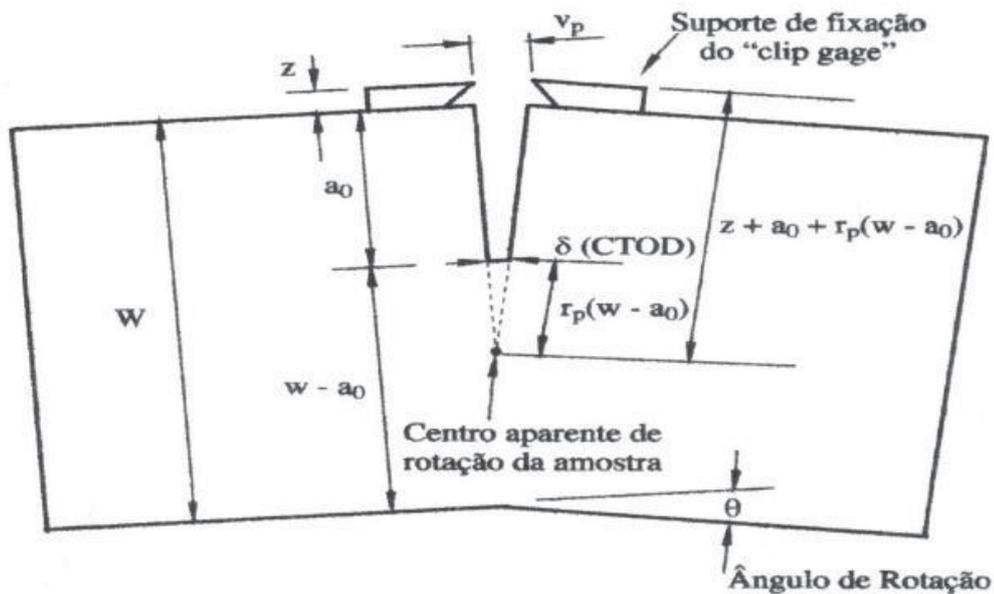


Figura 12: Parâmetro CTOD (TOFFOLO, 2008)

$$\delta = \left[\frac{F.S}{B.W^{1.5}} \cdot f\left(\frac{a_0}{W}\right) \right]^2 \cdot \frac{(1-\nu^2)}{2.\sigma_{re}.E} + \frac{0,4.(W-a_0).v_p}{0,4.W + 0,6.a_0 + z} \quad (6)$$

Decompondo nas componentes elástica e plástica, temos:

$$\delta = \delta_{elástico} + \delta_{plástico} \quad (7)$$

onde:

$$\delta_{elástico} = \left[\frac{F.S}{B.W^{1.5}} \cdot f\left(\frac{a_0}{W}\right) \right]^2 \cdot \frac{(1-\nu^2)}{2.\sigma_{re}.E} \quad (8)$$

e

$$\delta_{plástico} = \frac{0,4.(W-a_0).v_p}{0,4.W + 0,6.a_0 + z} \quad (9)$$

Onde:

- F : carga obtida do diagrama Carga versus CTOD;
- S : distância entre os roletes de apoio;
- W : largura do corpo-de-prova;
- B : espessura do corpo-de-prova;
- a₀ : tamanho inicial da trinca;
- f(a₀/W): fator adimensional dependente da geometria do corpo-de-prova;
- E : módulo de elasticidade;
- ν : coeficiente de Poisson;
- σ_{re} : limite de escoamento corrigido para a temperatura na qual o ensaio de CTOD foi realizado;
- r_p : fator rotacional plástico. Adotado 0,4 pela BS7448;
- V_p : parcela plástica do deslocamento;
- z : Espessura das facas “*knife edge*” de fixação do “*clip gage*” utilizado para a medição do CTOD.

Sendo o fator dependente da geometria do corpo-de-prova, f(a₀/W), dado pela seguinte equação:

$$f\left(\frac{a_0}{W}\right) = \frac{3 \cdot \left(\frac{a_0}{W}\right)^{0,5} \left[1,99 - \left(\frac{a_0}{W}\right) \cdot \left(1 - \frac{a_0}{W}\right) \cdot \left(2,15 - 3,93 \cdot \left(\frac{a_0}{W}\right) + 2,7 \cdot \left(\frac{a_0}{W}\right)^2 \right) \right]}{2 \cdot \left(1 + 2 \cdot \frac{a_0}{W}\right) \cdot \left(1 - \frac{a_0}{W}\right)^{1,5}} \quad (10)$$

No ensaio de tenacidade à fratura para determinação do CTOD crítico, a região correspondente à de abertura da ponta da trinca pode ser identificada como aquela localizada entre a pré-trinca de fadiga e aquela de posterior crescimento estável ou instável. Esta região na superfície de fratura corresponde a de arredondamento da ponta da trinca, também denominada zona estirada (ANDERSON, 1995).

2.3.7 Configuração dos tipos de corpo-de-prova

Entre os três corpos-de-prova permitidos, de acordo com a norma ASTM E1820, para caracterização da iniciação e crescimento de trinca, o presente trabalho fará uso do corpo de prova entalhado lateralmente sob flexão SE(B) – *Single Edge Notched Bend Specimen*. Os outros corpos-de-prova são o compacto C(T) – *Compact Specimen* e o compacto de formato circular DC(T) – *Disc Shaped Compact Specimen*.

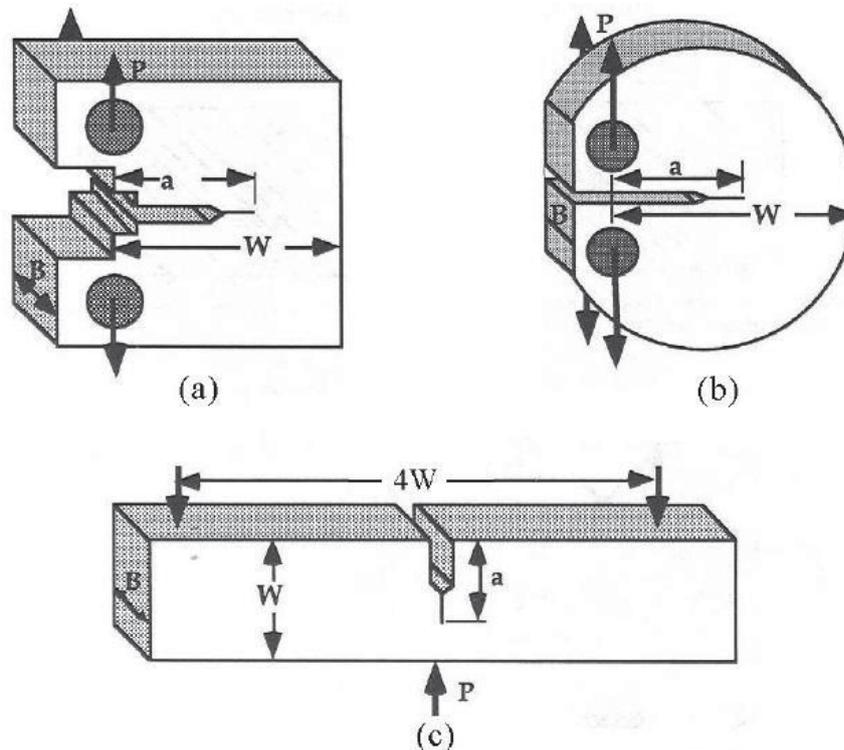


Figura 13: Configurações dos corpos-de-prova: (a) C(T), (b) DC(T) e (c) SE(B) (SILVA, 2004).

3 MATERIAL E MÉTODOS

3.1 Material

O material utilizado neste estudo foi o aço microligado API-5L-X70, aço de alta resistência e baixa liga com excelentes tenacidade e soldabilidade, fabricados por meio de laminação termomecânica controlada, sem resfriamento acelerado, e fornecido conformado em tubo na espessura de 10,36 mm pela indústria APOLO TUBULARS S. A..

Foram realizadas três corridas do aço API-5L-X70 pela Companhia Siderúrgica Nacional (CSN), desenvolvidas em conjunto com a indústria Apolo Tubulars S.A.. Utilizou-se chapas processadas termomecanicamente e laminadas a quente na dimensão de 10,36 mm x 1040,0 mm x 140000 mm, com excelente acabamento superficial. Posteriormente as chapas foram dobradas (perfiladas) na forma cilíndrica por meio de uma matriz e em seguida soldadas nas extremidades em todo o seu comprimento até se formar um tubo pelo processo HF/ERW (*High Frequency/Electrical Resistance Welding*).

As amostras foram retiradas de tubos com $\varnothing 9 \frac{5}{8}''$ x $\frac{7}{16}''$ de espessura de parede. A quantidade dos ensaios requeridos pela norma API 5L e demais normas de ensaio, bem como o detalhamento das amostras e os equipamentos utilizados estão descritos posteriormente.



Figura 14: Tubo selecionado para retirada das amostras e preparação da junta soldada

3.2 Métodos

3.2.1 Análises químicas

As análises químicas dos aços fornecidos pelo fabricante foram confirmadas por análises químicas realizadas junto com a empresa-parceira cujos resultados serão apresentados na seção 4.1. Foram realizadas dez análises químicas por corrida, seguindo as recomendações da norma ASTM A 751 em amostras de 50 mm², utilizando-se de um espectrômetro de emissão ótica.

3.2.2 Análises metalográficas

Microscopia Óptica

- Sem ataque químico

A análise por microscopia óptica sem ataque químico foi realizada com o objetivo de observar as inclusões não metálicas do aço API X70.

- Com ataque químico

A análise das amostras por microscopia óptica com ataque químico foi realizada com o objetivo de observar a microestrutura do metal de base (MB) e da junta soldada.

Todas as amostras foram embutidas a frio. Os acabamentos das amostras foram realizadas com lixas de papel de granulometria decrescente (de #100 até #1000) e polidas com alumina (1 μm , 2 μm e 3 μm) e uma solução de sílica coloidal em suspensão, tipo OPU, em pano tipo DP PLUS. O reagente químico utilizado para revelação da microestrutura do material foi Nital a 2%, aplicado de três a cinco segundos. As amostras foram preparadas conforme a norma ASTM E 3-01.

As imagens foram capturadas por meio de um microscópio óptico de marca NIKON, modelo EPIPHOT 200 e uma câmera do tipo SPOT Insight QE, utilizando os programas SPOT e Image – Pro Plus.

3.2.3 Dureza e microdureza

Para investigar a ocorrência do fenômeno de segregação observado durante a caracterização microestrutural do aço API 5L X70 em estudo, foi conduzida uma análise do perfil de microdureza ao longo da espessura do material. Foi utilizada a escala de microdureza Vickers em um equipamento MICROMET 2004 da BÜHLER, com carga de 300g.

3.2.4 Ensaios de tração

Os corpos-de-prova de aço API X70 foram retirados diretamente do tubo conformado e somente na direção longitudinal (LT) em razão de seu diâmetro. Os ensaios foram realizados em conformidade com a norma ASTM E 8M, na temperatura ambiente e por meio de uma máquina eletromecânica MTS/Sintech 30D. Somente os valores obtidos nos ensaios de corpos-de-prova retirados paralelamente ao sentido de laminação do material serão utilizados na comparação com os valores especificados pela norma API.

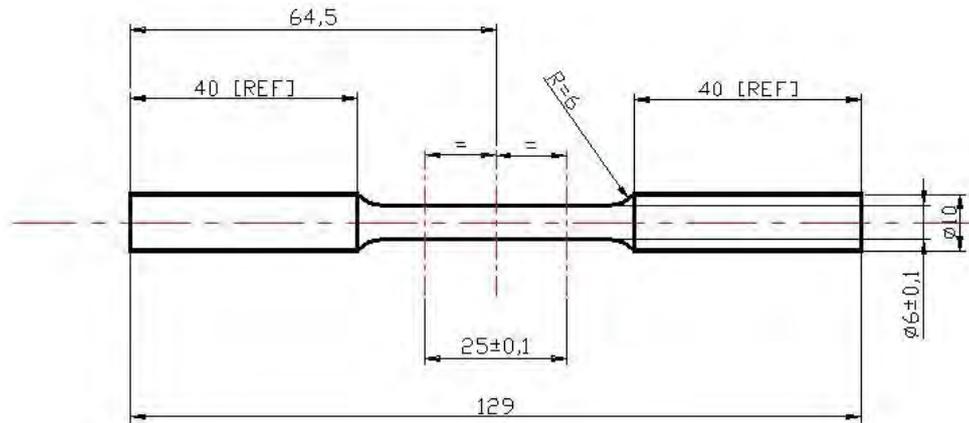


Figura 15: Dimensões do corpo-de-prova de tração cilíndrica

3.2.5 Ensaio de impacto Charpy-V

Os ensaios de impacto Charpy-V foram realizados em corpos-de-prova confeccionados conforme recomendações da norma ASTM E 370. Foram confeccionados três grupos de corpos-de-prova com os entalhes posicionados: na linha de solda, na zona termicamente afetada (ZTA) e transversal ao eixo do tubo (fluxo).

Os ensaios foram realizados em um equipamento Pantec de 300 J de capacidade. As temperaturas de ensaio foram: 0°C, -20°C, -30°C, -40°C, -50°C, -60°C e -70°C.

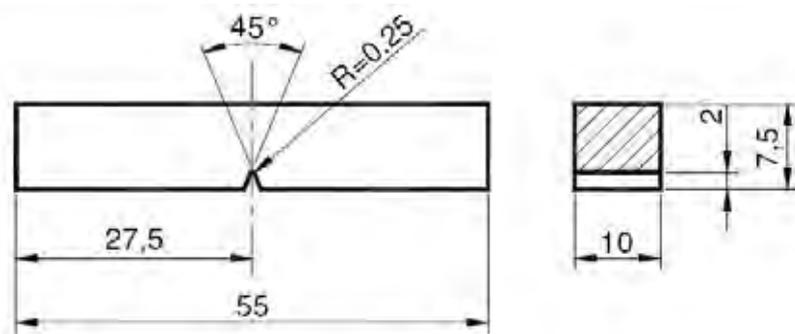


Figura 16: Dimensões dos corpos-de-prova de impacto Charpy-V

3.2.6 Ensaio de tenacidade

É importante mencionar que as atuais metodologias propostas pelos códigos e normas internacionais para ensaios de tenacidade em juntas soldadas encontram-se em constante desenvolvimento e aperfeiçoamento, pelas razões já exploradas anteriormente. Isto é, em se tratando de soldagem, as metodologias de ensaio não estão completamente estabelecidas e novas propostas e sugestões são encorajadas.

De forma geral, tais metodologias recomendam que o projeto e a fabricação das amostras para ensaios de tenacidade contemplem, sempre que possível, a total espessura da estrutura a ser analisada. No caso de tubos, particularmente os que possuem restrições quanto à relação diâmetro/espessura de parede, como os analisados neste trabalho de graduação, o *International Institute of Welding* (IIW, 1988), a *British Standard* (BS) e o *American Petroleum Institute* (API RP 2Z) preveem que as amostras sejam planificadas, flexionando ambos os lados do entalhe (extremidades do corpo-de-prova) de forma que os três pontos submetidos à aplicação da carga pelo equipamento de ensaio estejam alinhados. Tal procedimento foi adotado neste projeto de pesquisa, e a Figura 17 apresenta as etapas utilizadas na confecção dos corpos-de-prova de flexão por três pontos, SE(B), para ensaios de tenacidade CTOD.



(a) Corte dos CPs do tubo



(b) Início da planificação dos CPs



(c) Após a planificação dos CPs



(d) Determinação da linha de ensaio

Figura 17: Procedimentos para a confecção dos corpos-de-prova de tenacidade de flexão por três pontos – SE(B)

A Figura 18 apresenta as dimensões das amostras, estimadas em razão da espessura de parede do tubo em estudo, as quais foram determinadas com base nas recomendações das principais normas e códigos para ensaios de tenacidade CTOD de flexão por três pontos.

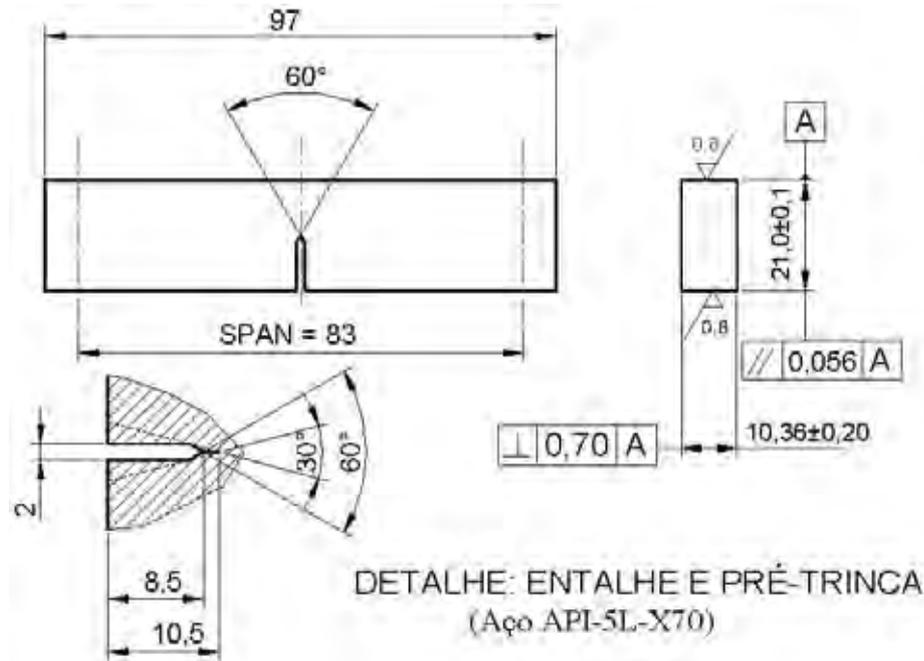


Figura 18: Dimensões do corpo-de-prova SE(B)

É importante mencionar que, no processo de planificação do tubo, cuidados foram tomados no sentido de não induzir grandes deformações na região central do corpo-de-prova, onde foram confeccionados os entalhes e a pré-trinca de fadiga.

3.2.6.1 Confeção dos entalhes e das pré-trincas de fadiga

Para a precisa localização dos entalhes, os corpos-de-prova SE(B) foram submetidos a acabamento superficial nas faces com papel de granulometria decrescente (#100 até #1000) e atacados com Nital a 10% para revelação da linha da solda HF/ERW. Na seqüência, os entalhes foram confeccionados por eletro-erosão.



Figura 19: Entalhe confeccionado no corpo-de-prova do aço X70



Figura 20: Grupo de corpos-de-prova preparados para o ensaio CTOD

Após a confecção dos entalhes nos corpos-de-prova, foi utilizado um projetor de perfil para a medição do tamanho do entalhe, que é um dado que será utilizado para o cálculo do CTOD.



Figura 21: Medição do tamanho do entalhe

Os ensaios de flexão por três pontos foram realizados numa máquina universal (servo-hidráulica) de modelo INSTRON 8801, de 100 kN de capacidade. As pré-trincas foram geradas no mesmo equipamento com razão de carga $R=0,1$; frequência de 15 Hz e na temperatura ambiente, conforme recomendações da norma ASTM E 1820. A Figura 22 apresenta um corpo-de-prova SE(B) submetido a carregamento cíclico para confecção da pré-trinca e o dispositivo desenvolvido para o ensaio.



Figura 22: Corpo-de-prova SE(B) e dispositivo para ensaio de flexão de três pontos

4 RESULTADOS E DISCUSSÃO

4.1 Análise química

Pelos dados mostrados na Tabela 5 verifica-se que todos os resultados não somente atenderam à norma API 5L 42ª edição para *Offshore* (X70M0), como também à DNV-OS-F101 (DNV, 2000).

Tabela 5: Composição química do aço API X70 (CORDEIRO, W. R., et al., 2009).

Elemento Químico	API 5L PSL2 X70M 42ª Edição	API 5L PSL2 X70MO 42ª Edição	API 5L PSL2 X70MS 42ª Edição	DNV-OS SMYS 485 2000	DNV-SS SMYS 485 2000	Composição Química Tubos Apolo (Max)
C	0,12	0,12	0,10	0,12	0,10	0,10
Mn	1,70	1,75	1,60	1,75	1,60	1,36
Si	0,45	0,45	0,45	0,45	-	0,25
P	0,025	0,02	0,02	0,02	-	0,01
S	0,015	0,01	0,002	0,01	0,002	0,004
Ti	-	0,06	0,06	-	-	0,004
V	-	0,10	0,10	0,10	-	0,004
Nb	-	0,08	0,08	0,08	-	0,05
Nb+V+Ti	0,15	0,15	0,15	0,15	-	0,06
Ca/S	-	-	1,5	-	1,5	0,45

4.2 Análise metalográfica

A análise metalográfica foi realizada com o auxílio de microscópio óptico. Foi utilizado o reagente Nital 10% para análises macrográficas e Nital 2% para análises micrográficas. Foram caracterizadas as fases e/ou microconstituintes presentes no metal base, na solda e na zona termicamente afetada (ZTA), bem como inclusões e segregações. Utilizou-se a norma ASTM E112 para análise de tamanho de grão, e a norma ASTM E45 para análise de inclusões.

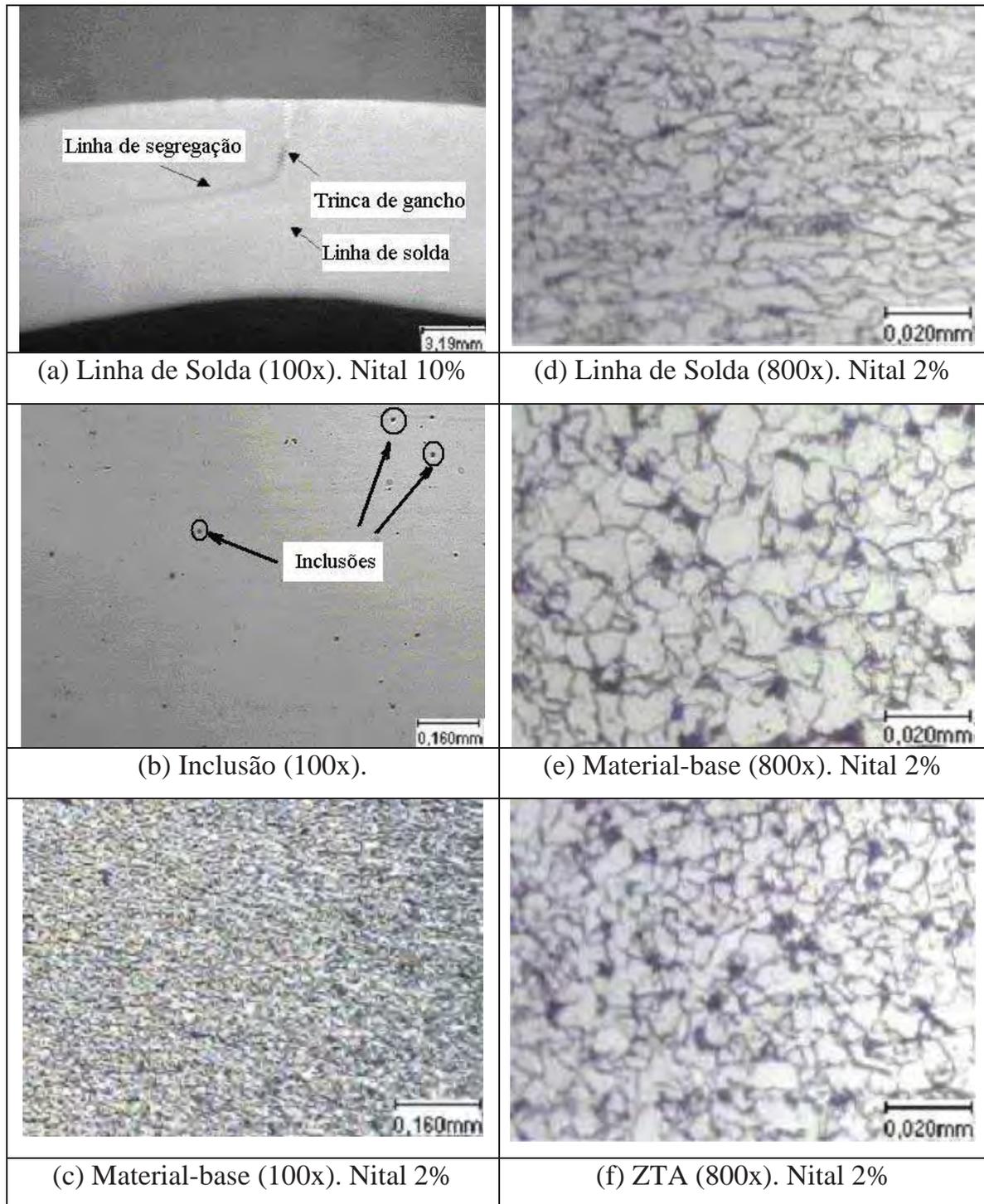


Figura 23: Micrografias da junta soldada de um tubo de aço X70 (CORDEIRO, W. R., et al., 2009).

- A Figura 23(a) mostra a linha de solda após tratamento térmico de normalização. Pode-se ver a linha A_3 , garantindo que o tratamento foi realizado acima de 900 °C conforme constatado no diagrama Fe-C para a percentagem de carbono em questão. Esta macrografia mostra o estado final do produto,

caracterizado pelo tratamento uniforme da linha de solda e eliminação completa de rebarba interna.

- A Figura 23(b) pode ser vista a presença de inclusões caracterizando-as como sendo do tipo óxido globular, série fina e nível 1, de acordo com a classificação ASTM E45. Nota-se que devido à disposição dos glóbulos a fragilização do aço torna-se reduzida.
- A Figura 23(c) pode-se ver o metal base com um tamanho de grão ASTM = 9,5.
- A Figura 23(d) pode-se ver a mesma região com um aumento maior.
- A Figura 23(e) a solda encontra-se com tratamento térmico.
- A Figura 23(f) a zona termicamente afetada está normalizada na linha A_3 , o que garante a ausência de martensita não revenida.

Nota-se que todo o material é constituído por ferrita (região clara) e perlita (região escura) nos contornos de grão.

4.3 Dureza e microdureza

A dureza Rockwell B (HRB) foi realizada com o intuito de mostrar a uniformidade do material ao longo de toda a circunferência. O perfil da amostra onde foram retiradas as durezas é mostrado na Figura 24 e os resultados obtidos são mostrados na Tabela 6.

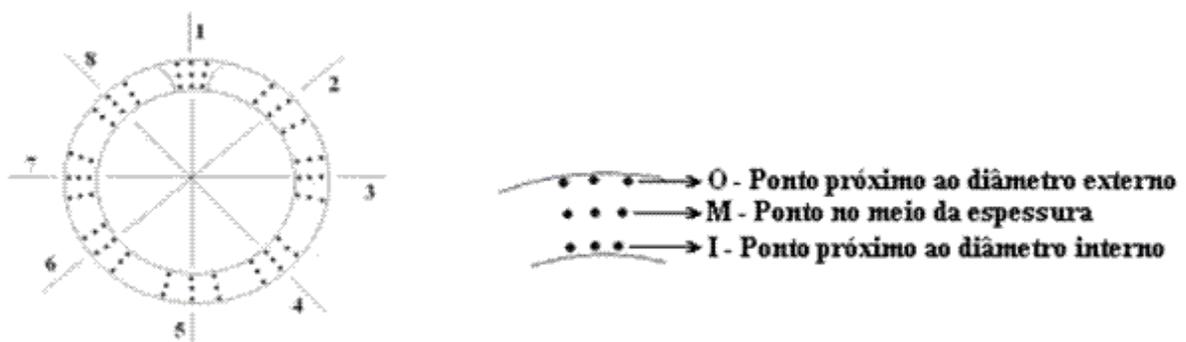


Figura 24: Mapa de dureza HRB do tubo de aço API X70.

Tabela 6: Valores da dureza Rockwell B (HRB) do tubo de aço API X70 (CORDEIRO, W. R., et al., 2009).

Corrida		A			B			C		
Posição		O	M	I	O	M	I	O	M	I
Resultados (HRB)	1	91	89	88	92	91	90	94	92	91
		92	89	87	91	91	90	93	91	91
		92	90	88	91	89	90	93	91	91
	2	86	90	87	90	91	93	90	91	93
		91	85	90	91	92	93	90	91	93
		90	87	90	92	91	93	92	91	94
	3	87	88	88	90	90	89	89	90	92
		88	87	89	88	87	91	91	90	93
		88	89	91	89	88	91	89	90	93
	4	87	87	87	90	88	89	90	87	90
		90	86	91	90	89	91	90	88	91
		90	88	91	90	88	91	90	89	91
	5	88	89	87	90	88	92	90	88	91
		89	86	88	90	89	91	89	88	93
		89	87	89	90	90	91	90	90	92
	6	88	87	87	89	90	91	91	88	92
		90	86	90	90	87	91	90	89	92
		89	89	91	90	87	91	90	88	93
	7	86	89	87	90	88	91	90	89	92
		88	85	91	89	88	92	91	90	92
		89	88	90	90	90	91	91	89	92
	8	88	89	90	90	89	93	90	88	92
		88	86	91	90	91	93	91	90	92
		88	88	89	90	91	93	90	90	93

A Figura 25 apresenta os valores de dureza da Tabela 6 agrupados por corrida e localização ao longo da espessura de parede do tubo.

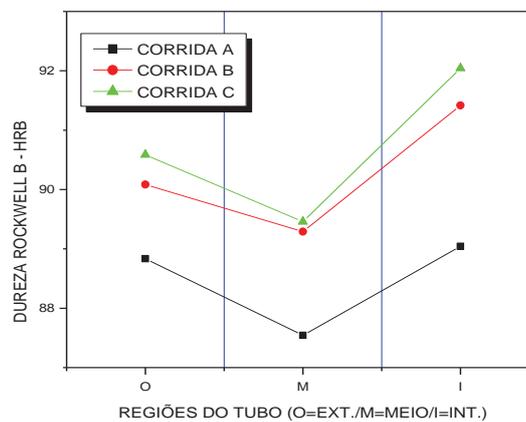


Figura 25: Dureza HRB – Tubo API X70.

Constata-se, na Figura 25, que a dureza do aço API X70 diminui em direção à região central da espessura do tubo, aumentando, todavia, em direção ao seu diâmetro interno. Consequentemente, é possível inferir que o processo de fabricação do aço em questão não provocou segregação de elementos de liga na região central da espessura do material.

A microdureza Vickers (HV10) foi realizada em 33 pontos, no metal base, na linha de solda e na ZTA. Os resultados obtidos são mostrados nas Figuras 26, 28 e 30.

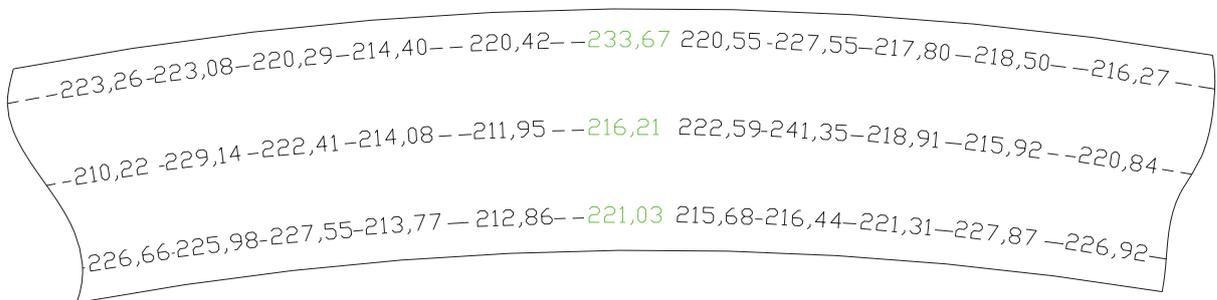


Figura 26: Microdurezas HV10 na corrida A.

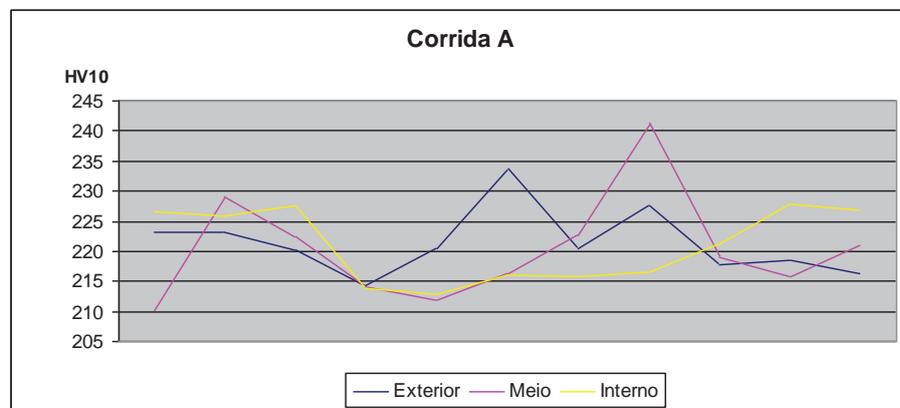


Figura 27: Microdurezas HV10 - corrida A (CORDEIRO, W. R., et al., 2009).

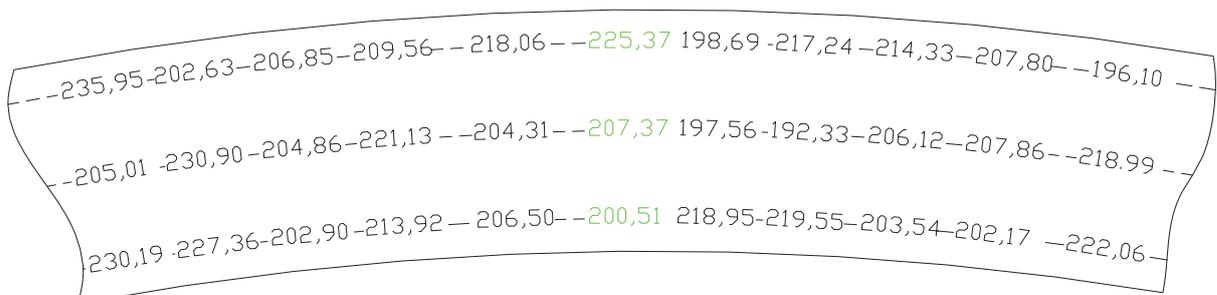


Figura 28: Microdurezas HV10 na corrida B.

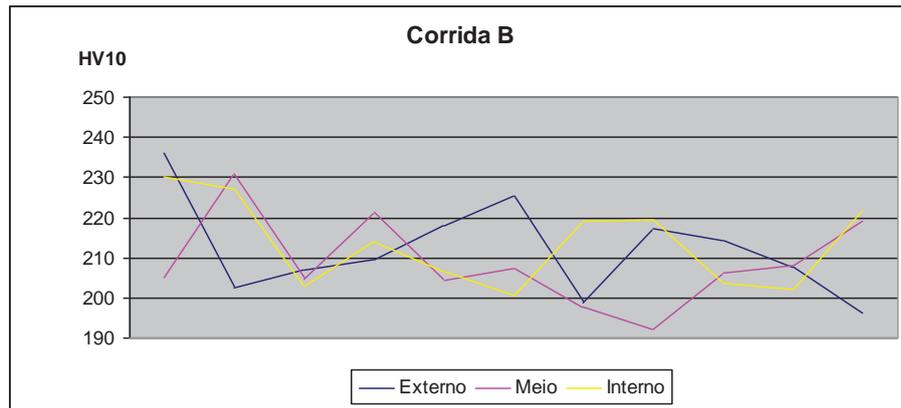


Figura 29: Microdurezas HV10 - corrida B (CORDEIRO, W. R., et al., 2009).

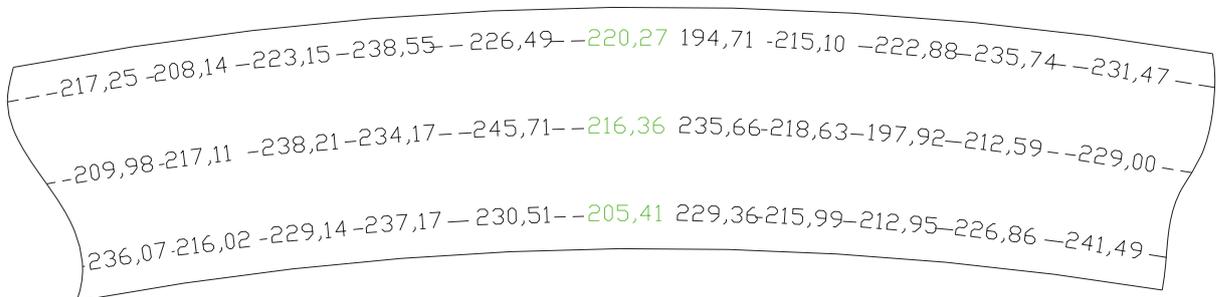


Figura 30: Microdurezas HV10 na corrida C.

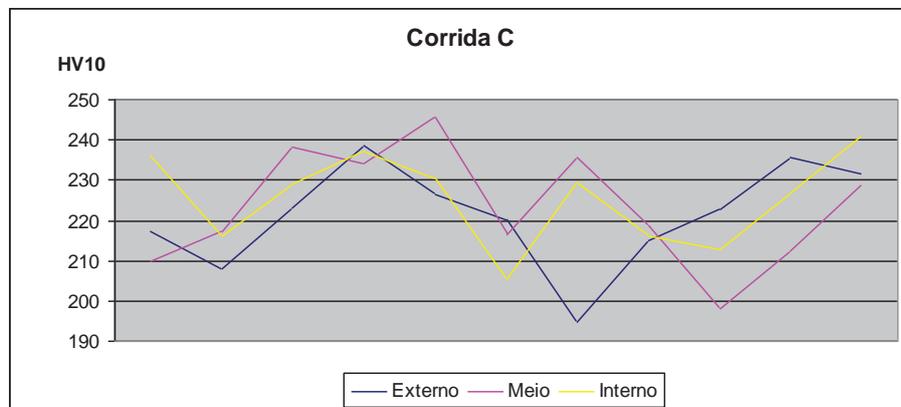


Figura 31: Microdurezas HV10 - corrida C (CORDEIRO, W. R., et al., 2009).

Pode-se observar que tanto na ZTA como na linha se solda a microdureza se altera em relação a microdureza do MB, devido ao encruamento gerado no processo de solda. Observa-se também que nas três corridas do aço, na linha de solda, a microdureza é maior na superfície externa e menor na superfície interna. Este fenômeno não ocorre na ZTA visto que na linha de solda a temperatura é constante, o que não ocorre na ZTA por fatores externos.

4.4 Ensaio de Tração

Os ensaios foram realizados em conformidade com as especificações da norma API 5L 42ª edição.

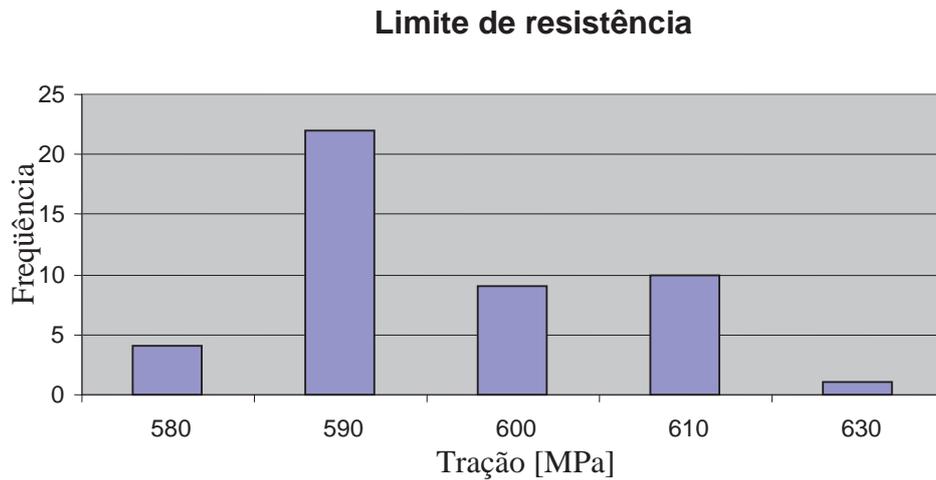


Figura 32: Ensaio de tração longitudinal mostrando os valores do limite de resistência do aço X70 (CORDEIRO, W. R., et al., 2009).

Para a determinação do limite de resistência à tração foram utilizadas 36 corpos-de-prova, onde constatou-se que o menor valor foi de 580 MPa e o maior foi de 630 MPa. Observou-se que a maioria dos corpos-de-prova, 22, teve como resultado um valor de resistência à tração de 590 MPa. Todos os resultados estão dentro da faixa de trabalho do aço API X70, de 415 até 700 MPa.

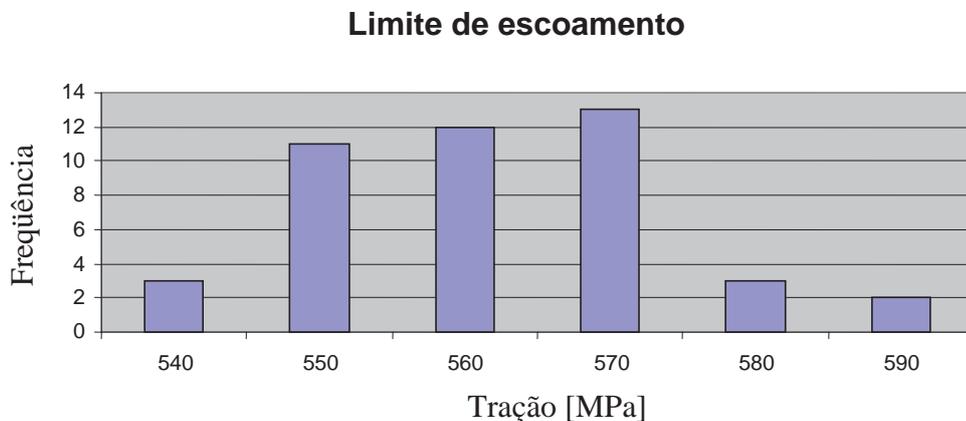


Figura 33: Ensaio de tração longitudinal mostrando os valores do limite de escoamento do aço X70 (CORDEIRO, W. R., et al., 2009).

No ensaio para a determinação do limite de escoamento foram utilizadas 44 corpos-de-prova, onde constatou-se que o menor valor obtido foi de 540 MPa e o maior foi de 590 MPa. Observou-se que a maioria dos corpos-de-prova, 13, teve como resultado um valor de resistência à tração de 570 MPa. Todos os resultados estão dentro da faixa de trabalho do aço API X70, de 290 até 600 MPa.

4.5 Ensaio de Impacto Charpy-V

Os ensaios foram realizados de acordo com as especificações da norma API 5L 42ª edição, sendo que as amostras foram retiradas transversalmente ao sentido de fluxo (laminação da chapa do material-base) do tubo e da solda longitudinal. A Tabela 7 apresenta os resultados obtidos.

Tabela 7: Energia absorvida (Charpy-V) do material-base e da junta soldada em diferentes temperaturas (CORDEIRO, W. R., et al., 2009).

Temperatura (°C)		0	0	0	-20	-30	-40	-50	-60	-70	
Energia Absorvida (J)	Transversal MB	1	160	180	179	205	192	165	104	107	119
		2	197	177	189	173	149	203	101	144	72
		3	219	196	198	195	197	149	121	120	83
		Média	192	184	189	191	179	172	109	124	91
	Linha de Solda	1	184	188	190	176	179	123	96	29	35
		2	203	169	204	195	184	139	83	27	22
		3	203	196	196	133	120	165	120	28	24
		Média	197	184	197	168	161	142	10	28	27
	ZTA	1	273	248	268	272	255	243	248	176	171
		2	260	254	274	232	260	248	239	272	184
		3	252	246	256	280	257	245	239	272	181
		Média	262	249	266	261	257	245	242	240	179

Para as corridas A e B os resultados foram obtidos na temperatura de 0°C. Todos os valores obtidos estão de acordo com o especificado pela norma API 5L 42ª edição e DNV SMYS 485 e acima da temperatura exigida pelas referidas normas (27J transversal 0°C e 50J transversal a T_{min}, respectivamente).

A Figura 34 apresenta as curvas de transição dúctil-frágil (variação da energia absorvida com a temperatura) do aço API X70 e da junta soldada.

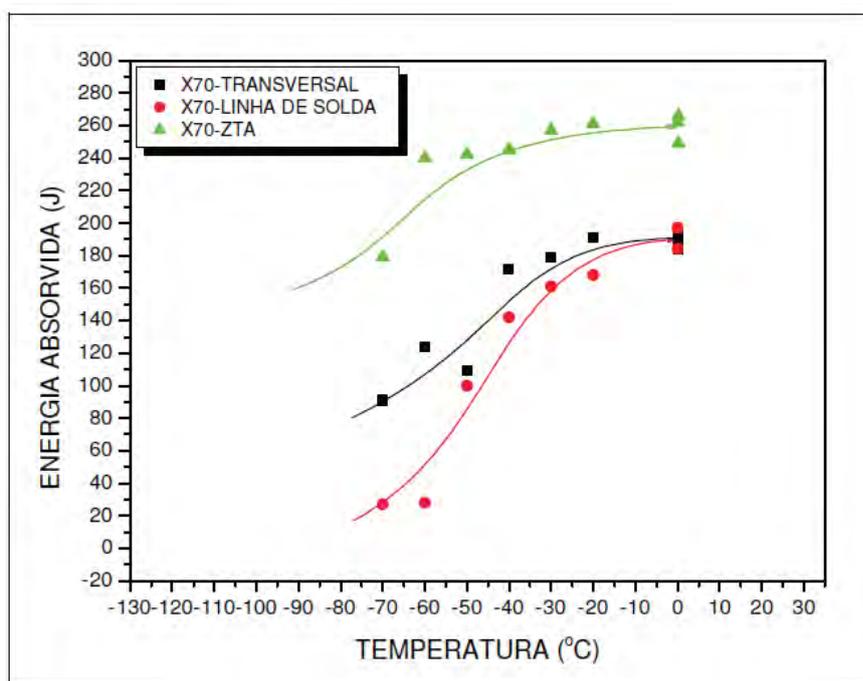


Figura 34: Curvas de transição da energia absorvida com a temperatura para o aço API X70 e juntas soldadas.

Analisando as curvas apresentadas na Figura 34, primariamente, constata-se os altos valores de energia absorvida para o aço API X70, com especial ênfase aos valores referentes à ZTA gerada pelo processo de soldagem HF/ERW. É possível que o calor gerado/induzido no processo tenha provocado a normalização da microestrutura do material, restaurando a textura dos grãos deformados na laminação, bem como diminuído seu tamanho com o resfriamento ao ar durante a conformação do tubo. Por outro lado, observam-se os menores valores de energia absorvida na linha de solda do mesmo material. Este fato justifica a realização de uma análise criteriosa quanto à existência de zonas frágeis nessa região, as quais podem conduzir ao processo de fratura frágil do tubo.

Tal comparação nos permite inferir que o processo de soldagem HF/ERW aplicado na conformação de tubos é promissor, o que justifica a pesquisa por melhorias que visem à sua fabricação com diâmetros cada vez maiores para o transporte de gás a partir de regiões remotas.

4.6 Ensaio de tenacidade

Foram realizados ensaios CTOD com pré-trincas no material-base nas temperaturas ambiente, 0°C e -50°C, com três amostras para cada condição. As Figuras 35, 36 e 37 apresentam as curvas de carga versus deslocamentos para cada condição mencionada.

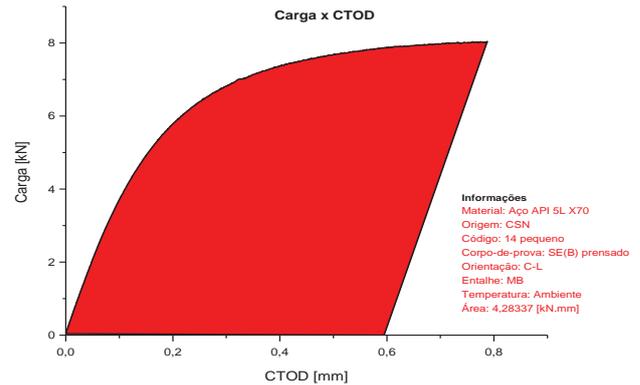
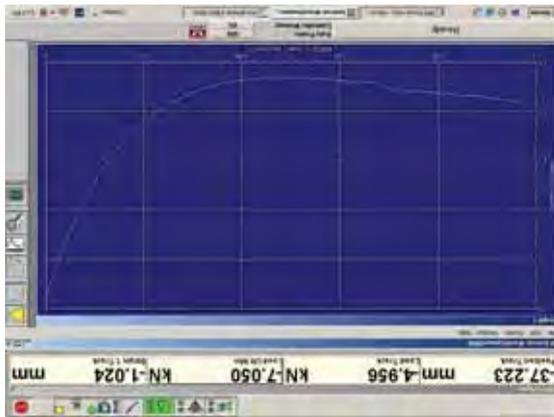


Figura 35: Curvas carga vs. deslocamento dos ensaios CTOD na temperatura ambiente.

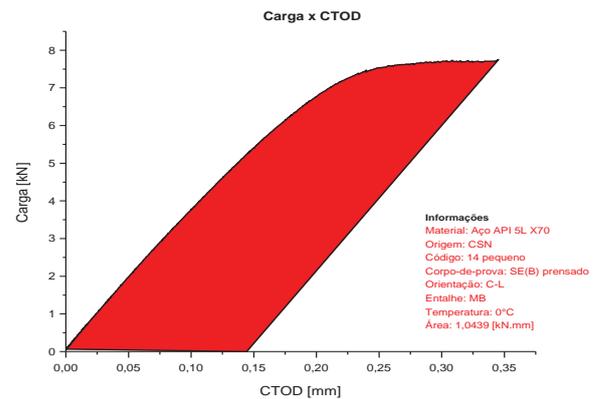
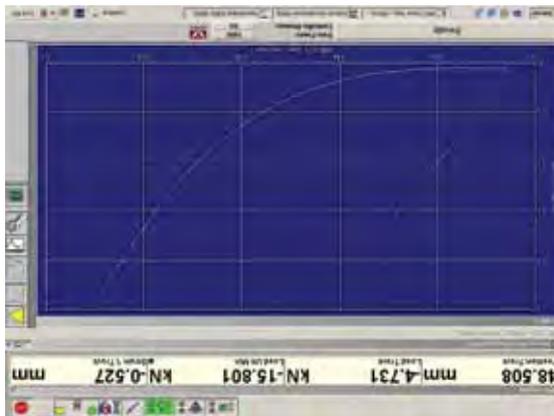


Figura 36: Curvas carga vs. Deslocamento dos ensaios CTOD na temperatura de 0°C.

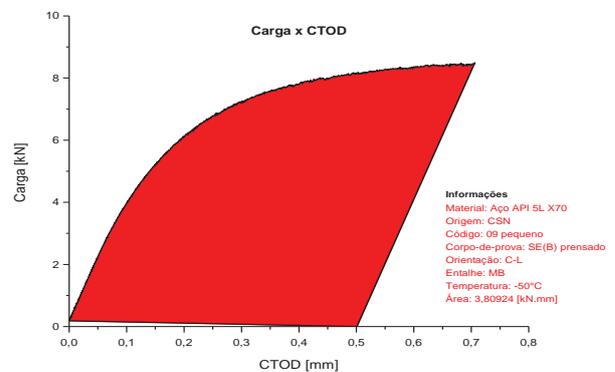
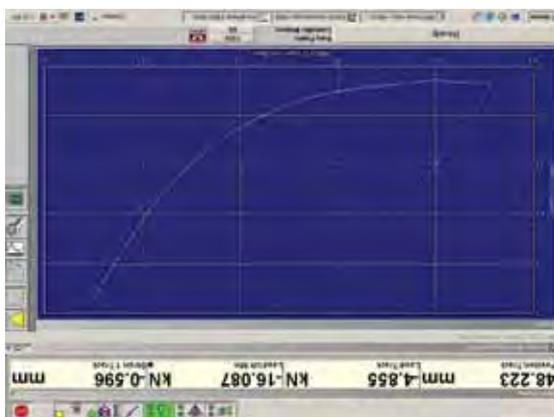


Figura 37: Curvas carga vs. deslocamento dos ensaios CTOD na temperatura de -50°C.

As Figuras 35, 36 e 37 apresentam curvas geradas pelo equipamento de ensaios (esquerda) e curvas elaboradas com base nos valores de carga versus deslocamento, obtidos numericamente (direita). As curvas da esquerda foram propositalmente invertidas considerando que o carregamento aplicado foi de compressão.

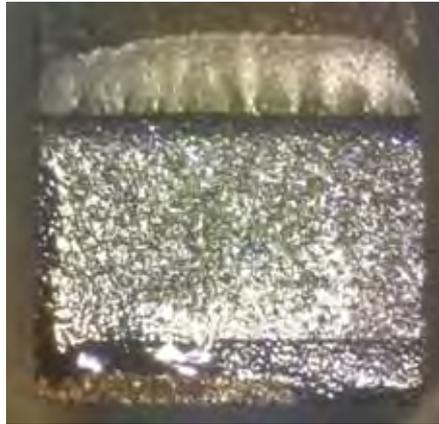


Figura 38: Superfície da fratura.

Com os valores de V_p e F retirados dos gráficos, os valores de a_0 , B , W e S , neste caso o valor de S é 4 vezes a largura do CP ($S=4W$), retirados do corpo-de-prova e o valor de Z , retirado da máquina INSTRON 8801, e substituindo nas equações (7), (8), (9) e (10) foi possível obter os valores de CTOD. Estes valores são apresentados na tabela 8.

Tabela 8: Valores de CTOD, referentes ao metal base, obtidos pela norma BS 7448.

Temperatura [°C]	V_p [mm]	Carga Máxima [kN]	a_0 [mm]	a_0/W	CTOD elástico	CTOD plástico	CTOD [mm]
22	0,5	7,05	10,5	0,5	0,00984	0,154	0,164
0	0,14	15,8	10,5	0,5	0,0494	0,0361	0,0854
-50	0,5	16,09	10,5	0,5	0,0512	0,128	0,179

A partir dos dados apresentados na Tabela 8 pode-se constatar que a componente elástica dos valores de CTOD do material compreende uma pequena porção de sua tenacidade, o que está coerente considerando a característica dúctil do material.

Os baixos valores de CTOD (elástico + plástico) obtidos, mesmo a temperatura ambiente, caracterizam a correspondente baixa tenacidade do material, particularmente considerando a reduzida espessura de parede do tubo ($B=7,7$ mm), do qual se esperava valores de tenacidade mais altos (estado plano de tensão).

5 CONCLUSÕES

Este trabalho de graduação buscou apresentar alguns resultados obtidos na investigação sobre a tenacidade dos tubos de aço API X70 fabricados pelo processo HF/ERW. Os resultados qualitativos de tenacidade obtidos nos ensaios claramente mostraram a importância do projeto proposto ao revelar a linha da solda como uma região crítica do ponto de vista de tenacidade. Também motivador foi a constatação de que o processo de soldagem HF/ERW apresentou maiores valores de energia absorvida com a variação da temperatura relativamente à região da ZTA.

Em relação aos resultados apresentados, algumas observações podem ser mencionadas, tais como:

- Por meio da análise química pôde-se comprovar que o material atende às especificações da norma API 5L 42ª edição para o grau X70MO sem, todavia, apresentar valores próximos ao máximo permitido;
- A análise microestrutural caracterizou a fase e os microconstituintes presentes no aço e na ZTA. Pôde-se observar uma matriz de ferrita com perlita nos contornos de grão;
- Os valores de dureza Vickers e Rockwell B mostraram a homogeneidade da solda e do material-base, respectivamente. Foi verificado que o mesmo é capaz de atender os requisitos da norma API 5L *Sour Service*, da DNV-OSF101 e DNV-SS-F101;
- Com os testes de tração longitudinal pôde-se verificar que os resultados obtidos atenderam as especificações da norma API 5L 42ª edição para o grau X70 PSL2 e DNV-OS-F101 *SMYS* 485, mantendo-se em uma faixa restrita e apresentando baixa dispersão dos resultados;
- Os valores de impacto Charpy mostraram que o material apresentou valores de energia absorvida elevados em relação aos requisitos da norma API 5L 42ª edição *Offshore* e DNV-OS-F101 para o grau *SMYS* 485. O material ainda atende as especificações da norma API à -70°C e da DNV à -50°C. A energia absorvida para o corpo de prova transversal no material-base foi de 191J a -20°C, a 2 mm da linha

de solda; na ZTA foi de 261J e na solda foi de 168J, comprovando a elevada tenacidade do material em temperaturas inferiores a 0°C;

- Os valores obtidos nos ensaios de CTOD não variaram significativamente nas temperaturas ambiente e de – 50 °C, o que comprova a excelente tenacidade à fratura do aço API 5L X70. Contudo, constatou-se baixo valor de CTOD na temperatura de 0° C, o que vem ao encontro das exigências da norma API 5L que recomenda que sejam realizados ensaios Charpy nesta temperatura.

REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

ABEGÁS - **Associação Brasileira das Empresas Distribuidoras de Gás Canalizado**. Disponível no sítio <http://www.abegas.org.br>. Acessado em 07/2011.

ANDERSON, T. L. **Fracture Mechanics: Fundamentals and Applications**. 611 p. 3^o Edition. CRC Press. Boca Raton. 2005.

ANDREWS, R. M.; SHTERENLIKHT, A.; HOWARD, I. C.; YATES, J. R. Measurement and modelling of the crack tip opening angle in a pipeline steel. **International Pipeline Conference**. p. 271-278. Calgary. 2002.

ANP - **Agência Nacional do Petróleo**. Disponível no sítio <http://www.anp.gov.br>. Acessado em 07/2011.

API 5L – American Petroleum Institute. **Specification for line pipe steel**. 168 p. 42^a Edição. New York. 2000.

American Society for Testing and Materials. **ASTM A751**. Standard test methods, practices, and terminology for chemical analysis of steel products. New York. 2011.

American Society for Testing and Materials. **ASTM E3-01**. Standard guide for preparation of metallographic specimens. New York. 2007.

American Society for Testing and Materials. **ASTM E112**. Standard test methods for determining average grain size. New York. 2004.

American Society for Testing and Materials. **ASTM E1820**. Standard test method for measurements of fracture toughness. New York. 2009.

American Society for Testing and Materials. **ASTM E45**. Standard test methods for determining the inclusion content of steel. New York. 2011.

American Society for Testing and Materials. **ASTM E8M**. Standard test method for tension testing of metallic material. New York. 2009.

BRACARENSE, A. Q. **Soldagem por alta frequência**. 19p. 2000. Apostila. Universidade Federal de Minas Gerais. Belo Horizonte. 2000.

British Standards Institute. Fracture mechanics toughness test. **BS 7448**. London. 1991.

CALLISTER, W. D. J. **Ciência e Engenharia de Materiais - Uma Introdução**. 408 p. 5th ed. LTC. São Paulo. 2000.

CBMM. **Companhia Brasileira de Metalurgia e Mineração**. Disponível no sítio <http://www.cbmm.com.br>. Acessado em 07/2011.

CHIODO, M. S. G. **Procedimento de Avaliação da Integral J e CTOD para Dutos com Trincas Circunferenciais Submetidos à Flexão e Aplicações à Instalação de Risers pelo Método Carretel**. 2009. 112p. Dissertação (Mestrado em Engenharia Naval) - Escola Politécnica da USP. São Paulo. 2009.

COOPER, R. E. O. **Soldagem e Caracterização das propriedades Mecânicas de Dutos de Aços API 5L-X80 com Diferentes Arames Tubulares**. 2004. 111 p. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) – Universidade Estadual de Campinas. Campinas. 2004.

CORDEIRO, W. R., Melo, L. C. R., Gomes, I., Boni, L. P., di Sanctis, M. A. M. **Desenvolvimento de Tubos de Alta Resistência Grau API 5L X70 PSL2 Offshore pelo Processo de Soldagem HFIW (High Frequency Induction Welding)**. In: 64º Congresso Anual da ABM – Belo Horizonte, MG, 2009, pp. 1-12.

CORONA, E.; KYRIAKIDES, S. **Mechanics of offshore pipelines**. Bucleing and collapse. 400 p. vol. 1. Oxford. 2007.

DET NORSKE VERITAS, Submarine pipelines systems. Offshore Standard. **DNV-OS-F101**. 2007.

GASNET. **O site do gás natural**. Disponível no sítio <http://www.gasnet.com.br>. Acessado em 07/2011.

GODEFROID, L. B. **Ensaaios Mecânicos de Fratura de Materiais**. 1ª ed. Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais. São Paulo. 1995.

HILLENBRAND, H. G.; KALWA, C. Production and Service Behaviour of High Strength Large Diameter Pipe. In: **International Conference on Application and Evaluation of High Grade Linepipes in Hostile Environments**. 17 p. Yokohama. 2002.

HIPPERT, E. J. **Investigação Experimental do Comportamento Dúctil de Aços API-X70 e Aplicação de Curvas de Resistência J- Δ a para Previsão de Colapso em Dutos**. 2004. 167p. Tese (Doutorado em Engenharia Naval) - Escola Politécnica da USP. São Paulo. 2004.

IIW – INTERNATIONAL INSTITUTE OF WELDING. **Guide to the Light Microscope Examination of Ferritic Steel Weld Metals**. 1988

JONES, B. L. Advances in alloy development and process technology in the production of high strength linepipe steel. In: **Proceedings of an International Conference at University of Wollongong**, Wollongong – Australia, Aug. 1984 p.210-214

RUGGIERI, C. **Modelagem micromecânica da fratura dúctil e aplicações à integridade estrutural**. 2001. 127 p. Tese (Livre Docência). Departamento de Engenharia Naval e Oceânica da Escola Politécnica da USP. São Paulo. 2001.

SHIGA, C.; KAMADA, A.; HATOMURA, T.; HIROSE, K.; KUDOH, J.; SEKINE, T. **Development of large diameter high strength line pipes for low temperature service**. Kawasaki Steel Technical Report. 13 p. Dec. 1981.

SILVA, C. N. P. **Efeito das separações na tenacidade de um aço microligado produzido por laminação controlada**. 1986. 112p. Dissertação (Mestrado em Engenharia Metalúrgica) - Escola Politécnica da USP. São Paulo. 1986.

SILVA, M. C. **Caracterização das Propriedades Mecânicas e Metalúrgicas do Aço API 5L X80 e Determinação Experimental de Curvas J-R para Avaliação da Tenacidade à Fratura**. 2004. 96p. Dissertação (Mestrado em Engenharia Naval) - Escola Politécnica da USP. São Paulo. 2004.

SILVA, M. C., **Determinação experimental da tenacidade à fratura da zona termicamente afetada de junta soldada de aço API 5L X80**. 2009. 113p. Tese (Doutorado em Engenharia Naval) - Escola Politécnica da USP. São Paulo. 2009.

STEFANI, C. A. **Siderurgia Brasil**. Disponível no sítio <http://www.siderurgiabrasil.com.br> Acessado em 09/2011.

TELLES, S. **Tubulações industriais – Materiais e projetos**. 2001. 252p. 10^a. Edição. Editora LTC. São Paulo. 2001.

TENARIS. **Tubos para condução e distribuição - linepipe**. Disponível no sítio <http://www.tenaris.com/TenarisConfab/pt/default.aspx>. Acessado em 09/2011.

TOFFOLO, R. V. B. **Estudo comparativo dos aços microligados API-5L-X60 e API-5L-X70, usados para confecção de tubos, quanto à tenacidade à fratura**. 2008. 222p. Dissertação (Mestrado em Engenharia de Materiais) - Rede Temática de Engenharia de materiais. Ouro Preto. 2008.

USIMINAS. **Transformação do aço**. Disponível no sítio <http://www.usiminas.com>. Acessado em 07/2011.