

**João Mauricio Godoy**

**Estudo da Ocorrência de Trinca por Fadiga em Tubos de  
Aço Soldados, devido ao Transporte**

Dissertação apresentada à  
Faculdade de Engenharia da  
Universidade Estadual Paulista,  
Campus de Guaratinguetá, para  
obtenção do Título de Mestre em  
Engenharia Mecânica

Área de concentração: Materiais

Orientador: Prof. Doutor  
Marcelo dos Santos Pereira

Guaratinguetá, 2008

## Dados Curriculares

João Mauricio Godoy

NASCIMENTO: 22 / 09 / 1954 - ITABERÁ, SP

FILIAÇÃO Antonio Godoy  
Zisa Augusta de Godoy

1971-1973 Técnico Industrial em Metalurgia  
Colégio Técnico “Dr. Demétrio de Azevedo Junior”  
Itapeva-SP

1980-1985 Engenheiro Químico  
Escola Superior de Química “Osvaldo Cruz”  
São Paulo-SP

Aos meus pais Antonio e Zisa.

À minha esposa Maria  
Aos meus filhos Juliana,  
Mariana e João Mauricio Jr.

## Agradecimentos

Ao meu orientador e amigo Prof. Dr. Marcelo dos Santos Pereira pela orientação acadêmica e ter apontado sugestões efetivas no sentido de fundamentar o trabalho. Agradeço ainda a disposição, o entusiasmo e as conversas amenas para descontrair nos momentos certos.

Aos demais professores Doutores da Pós Graduação da FEG : Dr. Herman Jacobus Cornelis Voorwald, Dr. Valdir Alves Guimarães, Dr. Carlos Kiyam e Dr. Tomaz Manabu Hashimoto e Dra. Ana Paula Rosifini Alves Claro.

À TenarisConfab, na pessoa do Engenheiro Túlio César do Couto Chipoletti, pela oportunidade e pela disponibilização de materiais e dos laboratórios para realização de toda a parte experimental.

Ao meu amigo Benedito Carlos Cavalheiro, o qual teve participação especial individualmente e com a sua equipe de trabalho dando sugestões, suporte técnico e apoio em todos os ensaios realizados, de maneira que tornou possível a realização deste trabalho.

A Marta Regina Carrasco que participou na formatação do trabalho, na elaboração dos fluxogramas e ainda na revisão ortográfica.

Muito Obrigado a todos.

*“Deus nos fez perfeitos e não escolhe os capacitados, mas capacita os escolhidos. Fazer ou não fazer algo só depende de nossa vontade e perseverança”*. Autor desconhecido.

*“A paixão nos leva longe ...”* ( *La pasión nos lleva lejos...-Tenaris*).

Godoy, J.M. **Estudo da Ocorrência de Trinca por Fadiga em Tubos de Aço Soldados, devido ao Transporte**, 2008, 132p. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica). Faculdade de Engenharia do Campus de Guaratinguetá, Universidade Estadual Paulista, Guaratinguetá, 2008.

### **Resumo**

Tubos de aço soldados são transportados diariamente por caminhão, trem ou navio, em todo o mundo. Conseqüentemente, danos de transporte, podem ocorrer com freqüência e regularidade. O tipo de dano particular selecionado para este estudo, foi o de trinca por fadiga, o qual é considerado como um dos mais críticos. Neste trabalho foram estudados tubos de aço soldados por processo de arco submerso, fabricados de acordo com os requisitos da norma técnica API 5L(2004), sendo efetuada a caracterização química, mecânica e metalográfica de um tubo Ø 609,6 mm x 15,87 mm de espessura. A ênfase maior do estudo foi dada ao tema da ocorrência de fadiga em soldas. Para isto, foi realizada em laboratório a simulação do transporte por navio de tubo de aço soldado, submetendo-se seções do tubo de comprimento igual a 0,1 metro, a ciclos de fadiga por meio de máquina servo-hidráulica. Foi possível concluir que em tubos soldados por arco submerso, a região adjacente ao cordão de solda é a mais crítica e que quando o posicionamento do tubo na carga é efetuado de maneira que a solda fique apoiada sobre alguma superfície rígida, a ocorrência de trinca por fadiga torna-se muito provável, principalmente se os procedimentos de manuseio, carregamento e transporte não forem executados da maneira como recomendada pelos fabricantes de tubos e pela norma API.

Godoy, J.M. **Study of Transit Fatigue Crack in Welded Steel Pipes**. 2008, 132 p. Dissertation (Master of Science in Mechanical Engineering). College of Engineering, Campus of Guaratinguetá, São Paulo State University, Guaratinguetá, 2008.

### **Abstract**

Welded steel pipes are daily transported all over the world by truck, train or ship. Consequently, shipping damages may occur frequent and regularly. The particular damage selected for this study was fatigue cracking, that is considered as one of more critical. For this job it was studied submerged welded steel pipes manufactured according to the requirements of the technical norm API 5L(2004), and it was made a chemical, mechanical and micrographic characterization of one pipe size  $\text{Ø } 609.6 \text{ mm} \times 15.87 \text{ mm}$  of wall thickness. The more emphasis of this study it was applied to the fatigue occurrence in welds. For this, it was made in laboratory a simulation of welded steel pipe transportation by ship, submitting lengths of 0.1 meter of the pipe to the fatigue cycles from a servo-hydraulic machine. It was possible to conclude that in submerged welded steel pipes, the weld region adjacent to the weld toe is the more critical and when the pipe positioning at the vessel result in to be the weld in contact with rigid surface, the occurrence of fatigue cracking is much probable, mainly if the handling, loading and transportation procedures were not executed as recommended by the pipes manufacturers and by the API specification.

# Sumário

Lista de Figuras

Lista de Tabelas

Lista de Equações

Lista de Abreviaturas e Siglas

Lista de Símbolos

## **1- Introdução**

## **2- Objetivos do Trabalho**

## **3- Revisão Bibliográfica**

3.1-Aço API 5L X65 para tubos soldados por arco submerso.

3.2-Tubos de aço formados por prensagem e soldados por arco submerso.

3.3-Estudo da zona termicamente afetada de tubos soldados por arco submerso.

3.4-Fadiga em solda.

3.5-Transporte de tubos de aço soldados.

## **4- Materiais e Métodos**

4.1-Characterização química



4.2-Characterização metalográfica

4.3-Characterização mecânica

4.3.1-Ensaio de dureza

4.3.2-Ensaio de tração

4.3.3-Ensaio de dobramento guiado

4.3.4-Ensaio de impacto

4.3.5-Ensaio de CTOD

4.4-Ensaio em escala real em anéis de tubo com comprimento de 100 mm

4.4.1-Ensaio não destrutivo

4.4.2-Ensaio de tensões residuais pelo método do anel

4.4.3-Ensaio de fadiga

## **5- Resultados Obtidos e Discussão**

5.1-Characterização química

5.2-Characterização metalográfica

5.3-Characterização mecânica

5.3.1-Ensaio de dureza

5.3.2-Ensaio de tração

5.3.3-Ensaio de dobramento guiado

5.3.4-Ensaio de impacto Charpy “V”

5.3.5-Ensaio de CTOD.

5.4-Ensaio em escala real em anéis de tubo com comprimento de 100 mm

5.4.1-Ensaio não destrutivo

5.4.2-Ensaio de tensões residuais pelo método do anel

5.4.3-Ensaio de fadiga

## **6- Conclusões**

## **7- Sugestões para continuação do trabalho**

## **8- Referências Bibliográficas**

## **9- Apêndices**

## Lista de Figuras

Figura 1: Desenho ilustrativo representando as deflexões de um tubo de aço durante transporte.....	25
Figura 2: Seção transversal de uma solda por arco submerso de tubos de aço, apresentando trinca por fadiga, indicadas pelas setas.....	28
Figura 3: Desenvolvimento dos aços de alta resistência para tubos.....	32
Figura 4: Efeitos da microestrutura sobre as propriedades de tração e tenacidade.....	33
Figura 5: Microestruturas típicas dos aço API:(a) Aço X60 laminado à quente e normalizado, (b) Aço X70 laminado termomecanicamente, (c) Aço X80 laminado por laminação controlada seguida de resfriamento acelerado....	35
Figura 6: Ilustração esquemática do processo de laminação controlada, seguida de resfriamento acelerado.....	36
Figura 7: Efeitos da laminação e do resfriamento sobre sítios de nucleação na transformação da austenita.....	38
Figura 8: Processo de fabricação de tubo de aço soldado.....	41
Figura 9: Prensagem em “U”.....	42
Figura 10: Representação esquemática do efeito Bauschinger.....	44
Figura 11: Processo de soldagem por arco submerso com 4 eletrodos.....	45

Figura 12: Equipamento para expansão a frio.....	46
Figura 13: Equipamento de ultra-som automático.....	47
Figura 14: Diferentes áreas da ZTA.....	48
Figura 15: Carregamento cíclico.....	52
Figura 16: Ilustração do ponto de concentração de tensões em tubo de aço, no caso em que a solda está em contato com a superfície de apoio.....	52
Figura 17: Representação esquemática mostrando os estágios I e II da propagação de trinca de fadiga em metais policristalinos.....	54
Figura 18: Representação esquemática da evolução de uma trinca por fadiga destacando-se a zona plástica na ponta e geração de estrias na fratura.....	55
Figura 19: Conceito de mecânica da fratura: tensão e fator de intensidade de tensão.....	57
Figura 20: Propagação da trinca-Lei de Paris.....	58
Figura 21: Meios de transporte de tubos (a) Transporte por caminhão, (b) Transporte por trem, (c) Transporte por navio.....	60
Figura 22: Transporte de tubos por caminhão de maneira individual em arranjo retangular .....	61
Figura 23: Transporte de tubos por caminhão de forma maneira individual em arranjo piramidal.....	61

Figura 24: Transporte de tubos por caminhão em feixe ou amarrado.....	62
Figura 25: Transporte de tubos soldados por trem.....	63
Figura 26: Preparação do madeiramento nos porões do navio e Carregamento; (a) preparação de madeiras no fundo do porão, (b) Preparação com madeiras nas laterais do convés, (c) Estivagem das primeiras camadas e (d) Carga já em avançado estágio de estiva.....	65
Figura 27: Deformação radial em tubo devido a carga lateral.....	66
Figura 28: Carga concentrada em pequeno comprimento de tubo, simulando tensionamento cíclico no regime elástico.....	67
Figura 29: Estado de tensão circunferencial no tubo em condição similar a apresentada na figura 28.....	67
Figura 30: Fluxograma da análise experimental.....	68
Figura 31: Croqui da retirada de corpos-de-prova do tubo N.30871.....	69
Figura 32: Diagrama de medição de dureza Vickers.....	72
Figura 33: Posição de retirada de corpos-de-prova para o ensaio de tração.....	74
Figura 34: Corpos-de-prova empregados no ensaio de tração de chapa: (a) orientação longitudinal, (b) orientação transversal.....	75
Figura 35: Corpo-de-prova para o ensaio de tração transversal de solda.....	75

Figura 36: Corpo-de-prova cilíndrico de seção reduzida para o ensaio de tração de solda.....	76
Figura 37:Corpo-de-prova cilíndrico de seção reduzida com orientação longitudinal.....	77
Figura 38: Detalhe da fixação do extensômetro de corpo duplo no corpo-de-prova.....	79
Figura 39: Máquina de ensaio de tração e dobramento guiado.....	80
Figura 40: Dimensões do corpo-de-prova para o ensaio de dobramento guiado.....	81
Figura 41: Dispositivo para o ensaio de dobramento guiado.....	82
Figura 42: Corpo-de-prova para ensaio de Charpy "V"-tipo A-ASTM E23.....	84
Figura 43: Posição de marcação do entalhe.....	84
Figura 44: Sistema de resfriamento e manutenção dos corpos-de-prova na temperatura de teste.....	85
Figura 45: Mostrador da máquina de impacto Instron Wolpert.....	86
Figura 46: Representação das áreas de fratura dúctil e frágil.....	87
Figura 47: Corpos-de prova para o ensaio de CTOD:(a) entalhe na solda, (b) entalhe na ZTA e (c) entalhe no metal base.....	88

Figura 48: Arranjo da máquina MTS para execução da pré-trinca: (a) arranjo para fadiga por dobramento em 3 pontos, (b) sistema de monitoramento do crescimento da trinca.....	89
Figura 49: Configuração da pré-trinca por fadiga.....	91
Figura 50: Configuração da máquina MTS para confecção da pré-trinca.....	91
Figura 51: Arranjo da máquina MTS para fraturar os corpos-de prova: (a) vista geral, (b) detalhes dos apoios e fixação do <i>clip-gage</i> (c) tela de controle.....	92
Figura 52: Configuração da máquina MTS para a fratura do corpo-de-prova ....	93
Figura 53: Medição da pré-trinca para validar os corpos-de-prova.....	94
Figura 54: Registros característicos de força versus deslocamento.....	95
Figura 55: Definição de $V_p$ para cálculo do CTOD.....	96
Figura 56: Equipamento e acessórios para o ensaio por partículas magnéticas.....	98
Figura 57: Aparelho de ultra-som digital portátil e acessórios.....	99
Figura 58: Definição dos pontos para medição de M1 e M2.....	100
Figura 59: Ilustração de uma carga de 25 camadas de tubo $\varnothing 609,6 \times 15,87 \times 12.200$ mm.....	101

Figura 60: Arranjo dos anéis para o ensaio de fadiga.....	102
Figura 61: Caracterização micrográfica do tubo: (a) Metal base, (b) Metal depositado e (c) Zona termicamente afetada.....	106,107
Figura 62: Região de granulação grosseira da ZTA.....	110
Figura 63: Localização, comparação de valores e gráficos do ensaio de tração em corpos-de-prova cilíndricos de seção reduzida ensaiados no sentido longitudinal.....	111
Figura 64: Corpos-de-prova de dobramento guiado: (a) Solda externa, (b) Solda interna e (c) Dobramento lateral.....	113
Figura 65: Curva da/dN do aço API 5L X65.....	117
Figura 66: Curva de crescimento da trinca versus número de ciclos.....	117
Figura 67: Ensaio não destrutivos: (a) Ultra-som, (b) Padrão para calibração do ultra-som e (c) Partículas magnéticas.....	119
Figura 68: Anéis do tubo Ø 609,6 x 15,87 x 100 mm posicionados para o teste de fadiga, com a solda em contato com a superfície de madeira.....	121
Figura 69: Ensaio de fadiga no anel 4: (a) início da trinca , (b) crescimento estável, e (c) fratura total.....	122
Figura 70: Ensaio de fadiga no anel 5: (a) início da trinca , (b) crescimento estável, e (c) fratura total.....	122



Figura 71: Macrografia da seção transversal da solda fraturada.....	123
Figura 72: Análise por MEV da superfície da fratura por fadiga: (A) superfície interna, (B) meia espessura, e (C) superfície externa.....	124
Figura 73: Sensor CrackFirst, que foi desenvolvido pelo TWI.....	127

## Lista de Tabelas

Tabela 1: Resultados de ensaios de fadiga.....	26
Tabela 2: Histórico de falhas em tubos de Aço.....	27
Tabela 3: Composição química do aço API 5L X65.....	38
Tabela 4: Propriedades mecânicas do tubo API 5L X65.....	40
Tabela 5: Quantidade e tipos de corpos-de-prova retirados do tubo N.30871.....	70
Tabela 6: Valores de $f(a_0/w)$ para corpo-de-prova SEN(B).....	97
Tabela 7: Parametrização da máquina MTS para o ensaio de fadiga.....	103
Tabela 8: Composição química do metal base e da solda do tubo.....	104
Tabela 9: Medidas de dureza HV10.....	108
Tabela 10: Ensaio de tração em corpos-de prova do tubo soldado.....	108
Tabela 11: Resultados do ensaio em corpos-de-prova cilíndricos longitudinais.....	110
Tabela 12: Resultados do ensaio em corpos-de-prova cilíndricos transversais.....	112
Tabela 13: Ensaio de Charpy “V”-Curva de transição: Metal base, solda e ZTA...	114
Tabela 14: Dados de execução e da validação da pré-trinca de fadiga.....	115
Tabela 15: Resultados de CTOD: Metal base, solda e ZTA.....	116
Tabela 16: Resultados do ensaio de tensão residual-Método do anel.....	120

## Lista de Equações

Equação 1: Cálculo do parâmetro de medição de trinca (Pcm).....	39
Equação 2: Cálculo do carbono equivalente (CE).....	39
Equação 3: Cálculo da pressão de teste hidrostático-Fórmula de Barlow.....	46
Equação 4: Cálculo do aporte de calor.....	51
Equação 5: Cálculo da vida em fadiga.....	53
Equação 6: Lei de Paris.....	57
Equação 7: Integração da equação da Lei de Paris.....	59
Equação 8: Cálculo do limite de empilhamento de acordo com API 5LW...	64
Equação 9: Cálculo da deformação radial em tubo submetido a carga superior.....	65
Equação 10: Cálculo da tensão máxima imposta a superfície externa de tubo.....	66
Equação 11: Cálculo da dureza Vickers.....	73
Equação 12: Cálculo da % de fratura dúctil.....	86
Equação 13: Cálculo da força máxima de trincamento.....	90
Equação 14: Cálculo do valor de CTOD ( $\delta$ ).....	96
Equação 15: Cálculo da tensão residual.....	100

## Lista de Abreviaturas e Siglas

ABS- *American Bureau and Shipping*

API- *American Petroleum Institute*

ARBL- Alta Resistência e Baixa Liga

ASTM- *American Society for Testing and Materials*

CE- Carbono Equivalente

CTOD- *Cracking Tip Open Displacement*

DNV- Det Norsk Veritas

ERW- *Electric Resistance Welding*

FEA- *Finit Element Analisis*

IIW- *International Institute of Welding*

KSI- *Kilo Square Inch*

LCC- Laminação Controlada Convencional

LE- Limite de Escoamento

LR- Limite de Resistência

MA- Martensita-Austenita

MAG- *Metal Active Gás*

MEV- Microscópio Eletrônico de Varredura

MPa- Mega Pascal

Pcm- *Parameter for crack measurement*

PSI- Pound Square Inch

RA- Resfriamento Acelerado

SAW- *Submerged Arc Welding*

SAWL- *Submerged Arc Welding Longitudinal*

TMC- *Thermomechanically Controlled*

TMCP-*Thermomechanically Controlled Process*

TWI- *The Welding Institute*

ZFL-Zonas de Fragilidade Localizadas

ZTA-Zona Termicamente Afetada

WTIA-Welding Technologic Institute of Australia

## Lista de Símbolos

° C- graus Celsius

AF- ferrite Acicular

Al- Alumínio

C- Carbono

CO<sub>2</sub>- Gás Carbonico

Cr- Cromo

Cu- Cobre

δ- CTOD

δc-Modo de fratura com ocorrência de “pop-in”

δm-Modo de fratura em carga máxima

F- Ferrita

F<sub>c</sub>- Força aplicada no início de crescimento frágil de trinca

F<sub>m</sub>- Força máxima

F<sub>u</sub>- Força aplicada correspondente ao início de crescimento frágil de trinca

MPa- Megapascal

Mn- Manganês

Mo- Molibdênio

N- Nitrogênio

Nb-Nióbio

Ni- Níquel

P- Fósforo

PF- Ferrita poligonal

PF(G)-Ferrita primária de contorno de grão

PF(I)-Ferrita primária intragranular

FS(A)-Ferrita secundária alinhada

FS(NA)-Ferrita secundária não alinhada

PSI- Libra por polegada quadrada

S- Enxofre

S<sub>cb</sub>- Tensão em membrana por dobramento

$S_{cir}$ - Tensão por membrana circunferencial

$S_{cm}$ - Tensão por membrana compressiva

Si-Silício

Ti- Titânio

V- Vanádio

$V_c$ - Abertura aplicada no início de crescimento frágil de trinca

$V_m$ - Abertura para carga máxima

$V_p$ - Componente plástica de V

$V_u$ - Abertura aplicada correspondente ao início de crescimento frágil de trinca

## 1- INTRODUÇÃO

As ocorrências de trinca por fadiga em tubos de aço no transporte, desde a fábrica de tubos até o local de instalação, têm sido registradas desde a década de 1960.

Estudos realizados por Kunert e Otegui (2004), sobre os fatores que influenciaram a ocorrência de trinca por fadiga devido a transporte em tubos de aço sem costura, e as investigações feitas pelo *The Welding Institute* (TWI, 1995 e 2002) sobre dois casos de trinca por fadiga em tubos de aço soldados, foram os estudos que motivaram o desenvolvimento deste trabalho.

Historicamente, tubos de aço são transportados por longas distâncias por intermédio de diferentes formas de transporte, desde as fábricas onde são produzidos até os locais onde serão instalados. É prática usual da engenharia de instalação de tubos de aço, para garantia da integridade do produto a aplicação de teste hidrostático na tubulação já instalada antes da liberação para operação (BRONGERS et al, 2000). A detecção de vazamentos durante o teste hidrostático, em consequência de danos nos tubos, tem levado muitos especialistas a dedicar estudos detalhados sobre as causas destes danos, porque em muitos casos, o custo para a substituição de seções da tubulação falha pode chegar a números da ordem de milhões de dólares em instalações submarinas.

O uso constante e crescente do gás natural (DERMIRBAS, 2006) e do petróleo como fontes de energia (BALAT, 2007), faz com que grandes investimentos sejam dedicados a projetos de novos gasodutos e oleodutos, aumentando a demanda na fabricação de tubos de aço, e assim a necessidade de transporte e, conseqüentemente, o aumento da probabilidade de ocorrência de danos.

Um tipo particularmente sério de dano em tubos de aço são as trincas por fadiga, as quais podem ocorrer durante o transporte. De acordo com Bruno (1987), a fadiga devido ao trânsito (*Transit Fatigue*) é resultante de tensões cíclicas induzidas



por forças gravitacionais e inerciais. O modo no qual o tubo de aço é submetido à fadiga por tensões induzidas durante transporte está ilustrado esquematicamente na Figura 1.

A força-peso de um tubo impõe um tensionamento regular de uma dada magnitude. Com a força agindo com amplitude vertical, o tubo é flexionado de maneira a ser solicitado alternadamente no sentido vertical e horizontal, em ambas as superfícies interna e externa. Este tensionamento alternado geralmente é o iniciador das trincas de fadiga. No passado, falhas por fadiga de transporte não foram associadas ao efeito efetivo da fadiga, e eram atribuídas frequentemente a defeitos de fabricação não propriamente detectados na linha de produção, à impactos com danos mecânicos durante o transporte e a outras causas.

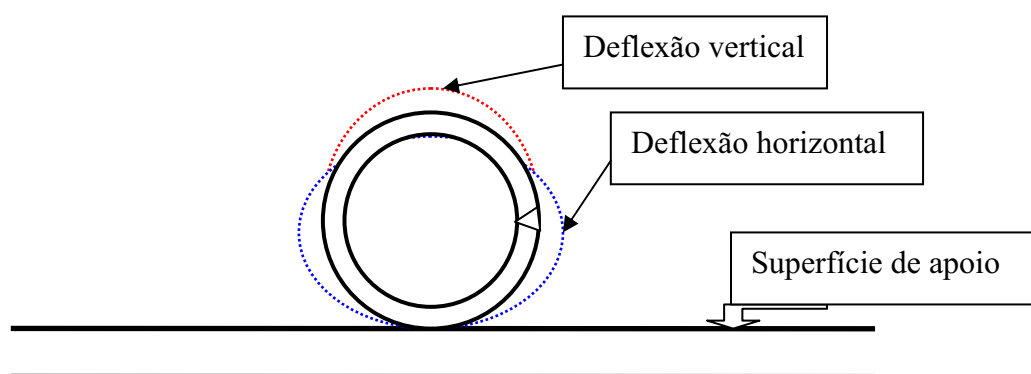


Figura 1-Desenho ilustrativo representando as deflexões de um tubo de aço durante transporte (BRUNO, 1987).

No ano de 1968, após seguidas falhas em testes hidrostáticos de tubulações novas, os fabricantes de tubos conduziram um grande número de experimentos para determinar a causa dos vazamentos associados a danos externos na parede ou solda dos tubos de aço (BRUNO, 1987).

Várias simulações de defeitos foram feitas tais como: entalhes por meio de vareta de aço cilíndrica, entalhe por punção de aço, entalhe por martelo, amassamento por queda de esfera de chumbo a altas velocidades de impacto, entalhes por queda de

tubo de altura de 4,5 metros sobre anteparos pontiagudos para provocar entalhes, entalhes por repetição de impacto por máquina de rebitar e, por último, submeter uma seção de tubo a esforço de fadiga, em máquina própria para realização deste ensaio. Todas as simulações provocaram danos na superfície dos tubos, mas somente na seção de tubo submetida à fadiga, houve a ocorrência de trinca.

Muitas variáveis influenciam a fadiga por transporte, tais como: o número e a magnitude dos esforços cíclicos, o tamanho da área de contato, o tipo da base de apoio (madeira ou aço), o tamanho da superfície danificada e as condições ambientais. A fadiga por transporte é usualmente, mas nem sempre, acompanhada de danos superficiais tais: como abrasão, entalhes ou erosão por vibração. O meio ambiente também pode diminuir a resistência à fadiga (HARLE e BEAVERS, 1993) porque mesmo uma leve corrosão pode diminuir significativamente a vida em fadiga do tubo.

Os tipos das vigas de apoio de tubos em transporte também tem um efeito importante na ocorrência de trinca de fadiga. Na Tabela 1, estão representados os resultados de ensaios por fadiga em seções de tubos apoiados em madeira e aço. Nestes ensaios, as cargas estáticas e cíclicas foram variadas de maneira a se ter uma larga faixa de valores. Sob tais condições, tubos apoiados em madeira apresentaram uma vida em fadiga muito maior que os tubos apoiados em aço (BRUNO, 1987).

**Tabela 1-Resultados de ensaios de fadiga (BRUNO, 1987)**

Ensaio Nº	Carga Estática (ton.)	Carga Cíclica (ton.)	Tipo de Apoio	Nº Ciclos	Trinca por Fadiga
1	4,1	1,7	Aço	31.900	Sim
2	3,1	1,4	Aço	21.700	Sim
3	2,5	1,2	Aço	35.800	Sim
4	2,1	0,9	Aço	433.600	Sim
5	4,3	1,9	Madeira	29.700	Não
6	3,1	1,4	Madeira	986.600	Sim
7	2,7	1,2	Madeira	1.714.400	Não

Na Tabela 2 são ilustrados 23 casos de incidentes registrados no período desde 1960 até 2002, representando um histórico de ocorrências de trincas por fadiga devido ao transporte (BRUNO, 1987). Dos casos reportados, verifica-se que a ocorrência se deu em tubos de vários tipos e graus de resistência, conforme a norma de fabricação API 5L (2004), fabricados por processo sem costura, soldados por processos de soldagem por resistência elétrica (*ERW*) e soldagem por arco submerso (*SAW*). Também, houve ocorrência em tubos usados para perfuração de poços de petróleo, dos tipos K55 e N80, conforme a norma de fabricação API 5CT (2006). Verifica-se ainda que estão relacionados os meios de transporte por trem e navio. Relativo aos aspectos dimensionais dos casos da Tabela 2, verifica-se que:

- A faixa de diâmetros varia de 2.3/8" até 30";
- A faixa de espessura varia de 0,156" (3,96mm) até 0,625" (15,87 mm);
- A relação D/e (Diâmetro / espessura) varia de 12,5 até 88,0.

**Tabela 2 -Histórico de Falhas em Tubos de Aço( BRUNO, 1987 e TWI, 1995 e 2002)**

DATA	DIMENSÕES	GRAU API	PROCESSO DE FABRICAÇÃO	TIPO DE TRANSPORTE
Jan.1960	30" x 0.375"	X52	Soldado-Arco Submerso	Trem
Abr.1962	10.3/4" x 0.250"	X52	Sem Costura	Trem
Mai.1968	20" x 0.250"	X52	Soldado-Arco Submerso	Navio
Set.1969	12.3/4" x 0.250"	X52	Soldado-Resistência Elétrica	Trem
Mar.1970	8.5/8" x 0.250"	X46	Soldado-Resistência Elétrica	Navio
Ago.1971	8.5/8" x 0.203"	X42	Soldado-Resistência Elétrica	Navio
Ago.1976	14" x 0.500"	X42	Soldado-Resistência Elétrica	Navio
Dez.1977	8.5/8" x 0.188"	X46	Soldado-Resistência Elétrica	Navio
Jan.1979	16" x 0.250"	X60	Soldado-Resistência Elétrica	Trem
Jun.1979	12.3/4" x 0.213"	X60	Soldado-Resistência Elétrica	Trem
Dez.1979	16" x 0.344"	X56	Sem Costura	Navio
Set.1980	5.1/2" x 0.304"	K55	Sem Costura	Navio
Nov.1980	6.5/8" x 0.188"	X42	Soldado-Resistência Elétrica	Navio
Mar.1981	6.5/8" x 0.156"	X46	Soldado-Resistência Elétrica	Trem
Abr.1982	24" x 0.281"	X60	Soldado-Arco Submerso	Navio
Jul.1982	20" x 0.281"	X60	Soldado-Resistência Elétrica	Trem
Nov.1985	2.3/8" x 0.190"	N80	Sem Costura	Navio
Dez.1985	16" x 0.500"	X65	Soldado-Arco Submerso	Navio
Jun.1986	8.5/8" x 0.250"	X42	Soldado-Resistência Elétrica	Navio
Jan.1987	8.5/8" x 0.188"	X42	Soldado-Resistência Elétrica	Navio
Out.1987	20" x 0.438"	X70	Soldado-Arco Submerso	Navio
Mar.1995	22" x 0.250"	X65	Soldado-Arco Submerso	Navio
Dez.2002	24" x 0.625"	X65	Soldado-Arco Submerso	Navio

(BRUNO, 1987)

(Casos TWI, 1995 e 2002)

Da Tabela 2, concluiu Bruno (1987), que prevaleceu o transporte por navio (16 casos), e a princípio não houve nenhuma fratura particularmente associada a algum tipo de tubo (soldado ou sem costura), ao grau de resistência do tubo ou ao meio de transporte. Aparentemente, também não houve relação entre o número de falhas por fadiga e a dimensão dos tubos. Entretanto, as ocorrências de falhas por fadiga são em maior número nos tubos de grande diâmetro, ou seja, de maior razão Diâmetro/espessura, onde também o peso individual de cada tubo passa a ter relevância.

Trincas como a ilustrada na Figura 2 (TWI, 2002) podem ser evitadas aplicando-se boas práticas de carregamento para transporte. O Instituto Americano de Petróleo (API) tem publicado boletins técnicos com práticas recomendadas para transporte de tubos de aço, de forma a evitar ou pelo menos minimizar a ocorrência de trincas por fadiga. A adoção destas técnicas pelos fabricantes de tubos, transportadores e usuários tem dado resultados positivos no sentido de evitar as ocorrências gerando forte redução de custos.

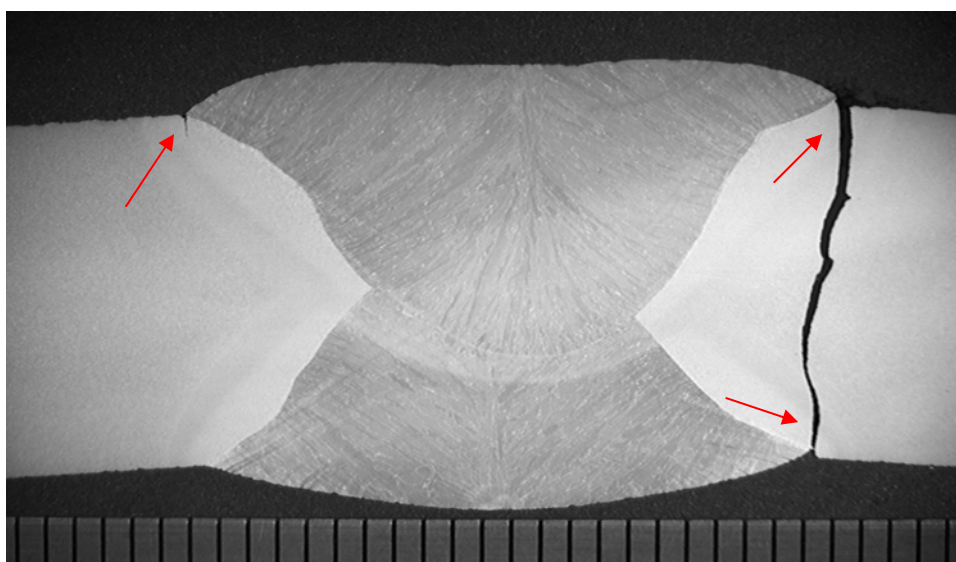


Figura 2- Seção transversal de uma solda por arco submerso de tubos de aço, apresentando trincas por fadiga, indicadas pelas setas (TWI, 2002).

A fadiga é contabilizada para 90% dos casos de falhas em serviço. Projetos para evitar sua ocorrência têm sido constantemente aprimorados de forma a se impor

limites seguros para as tensões admissíveis consideradas. Isto é particularmente verdade no caso de componentes soldados, uma vez que a maioria das juntas soldadas apresentam valores de fadiga muito baixos. A microestrutura e a geometria das soldas e, em consequência, seus efeitos como fontes de concentração de tensões, são os itens mais importantes a serem considerados do ponto de vista do estudo da ocorrência de fadiga (MADDOX, 1989).

No caso de trincas por fadiga em tubos soldados devido ao transporte, as ocorrências são geralmente em áreas localizadas, a saber:

- longitudinal ao longo das margens da solda;
- no metal base do corpo dos tubos;
- nas extremidades dos tubos, tanto na margem da solda como no metal base.

## 2- OBJETIVOS DO TRABALHO

Tomando como referência as ocorrências de trinca por fadiga devido ao transporte de tubos de aço soldados, foi selecionado um tubo  $\varnothing$  609,6 mm x 15,87 mm x 12.290 mm, fabricado em conformidade à norma API 5L X65. Foram realizadas caracterizações química, mecânica e metalográfica complementadas com a realização de ensaios não destrutivos e ensaio de fadiga em anéis, para obtenção de dados necessários aos seguintes objetivos:

1- Comprovar que um tubo de aço soldado, tendo sido aprovado em todas as inspeções e testes realizados conforme a norma de fabricação API 5L, poderá estar sujeito a apresentar trinca por fadiga devido ao transporte, se os procedimentos de manuseio, carregamento e transporte não forem executados da maneira como recomendado pelos fabricantes e pela norma API.

2- Reproduzir em escala de laboratório, a partir de anéis retirados do tubo, uma condição real de transporte marítimo,

3- Comprovar que a ocorrência da trinca por fadiga nem sempre está associada a defeitos macroscópicos possíveis de detecção por ensaios não destrutivos.

### 3- REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

#### 3.1-Aço API 5L X65 para Tubos Soldados por Arco Submerso.

Os aços para tubulação na indústria do petróleo são classificados segundo a API (*American Petroleum Institute*) em função da aplicação, composição química e resistência mecânica. Os aços utilizados especificamente na fabricação de tubos para linhas de condução seguem a classificação API 5L (*Specification for Line Pipe Steel*). Por exemplo, para o aço API 5L X65, os dois últimos dígitos após a letra X especificam o limite de escoamento mínimo do material igual a 65.000 psi (448 MPa). De acordo com Gray e Pontremoli (1987), são muitas as alternativas metalúrgicas para fabricação dos aços de classificação X, podendo-se ter entre 50 e 60 opções entre os graus X70 e X80, as quais são predominantemente relacionadas às composições químicas e ao processo de laminação.

Os projetos de tubulação para transporte de produtos de petróleo já apresentavam uma preocupação com a engenharia desde antes do início do século 20, com a demanda do uso de óleo combustível. No trabalho de Leis e Bubenik (2001), é mencionado que os primeiros oleodutos e gasodutos foram construídos a partir de 1930, devido o início do uso de gás natural associado ao desenvolvimento dos tubos de aço, assim como aos métodos de união de tubos. Isto levou rapidamente a necessidade de fabricação de tubos capazes de suportar maiores pressões internas, em diâmetros cada vez maiores. Desta forma, novos aços com alta resistência e adequados para soldagem foram desenvolvidos para facilitar a construção e, assim, evitando ou minimizando a possibilidade de falhas.

Nos últimos 30 anos, exigências severas têm sido colocadas aos fabricantes de tubos, com respeito ao desenvolvimento e processamento dos aços. Tubos soldados de grande diâmetro são usados para transporte de óleo e gás porque oferecem maior segurança na operação e representam soluções econômicas. Do ponto de vista econômico a explicação é sustentada pela possibilidade de operação a altas pressões, e

assim, cobrir distâncias muito longas. Estes requisitos implicam em que o aço deve possuir resistência e tenacidade altas, e que o tubo deve ter geometria otimizada para assegurar transporte seguro de grandes volumes.

O desenvolvimento do aço API 5L X65, como mostrado na Figura 3, já considerava uma mudança no processo de laminação a quente e posterior tratamento térmico de normalização, para o processo de laminação controlada do aço microligado ao nióbio e vanádio com teores cada vez menores de carbono (GRAY, 2007).

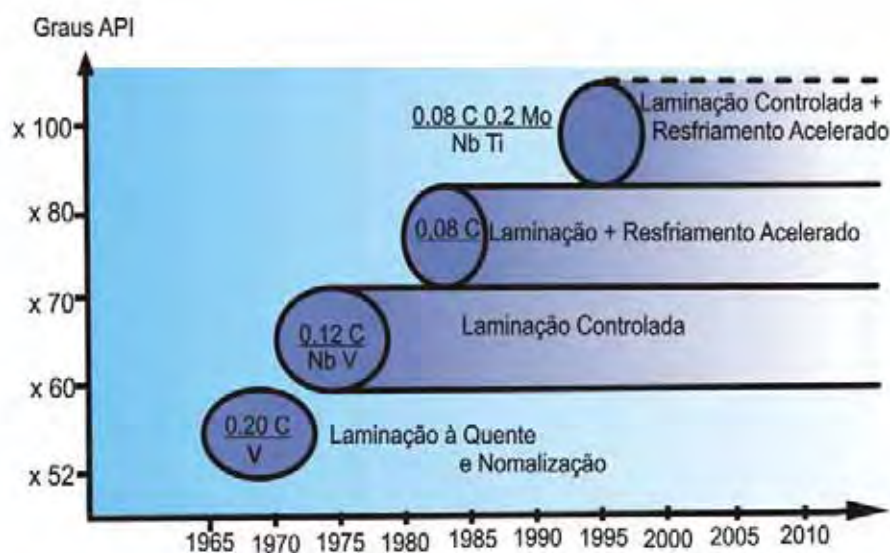


Figura 3-Desenvolvimento dos aços de alta resistência para tubos (GRAY, 2007)

### 3.1.1 - Influência da microestrutura

Os aspectos microestruturais tais como discordâncias, contornos de grão e precipitações governam as propriedades mecânicas dos aços (FRAGIEL et al, 2005). Nos aços de baixa liga, estes aspectos são desenvolvidos durante o resfriamento na laminação, e são dependentes da taxa e da temperatura limite de resfriamento.



Na Figura 4 está ilustrado como a combinação de diferentes tipos de microestruturas contribui para aumentar a resistência mecânica e a tenacidade dos aços, partindo de um aço normalizado grau X60, o qual foi largamente utilizado até o começo dos anos 70. Este aço tipicamente apresentava carbono (C) $\approx$ 0,20%, manganês (Mn) $\approx$ 1,55%, vanádio(V) $\approx$ 0,12%, nióbio (Nb) $\approx$ 0,03% e nitrogênio (N) $\approx$ 0,02% (SHIGA et al, 1981).

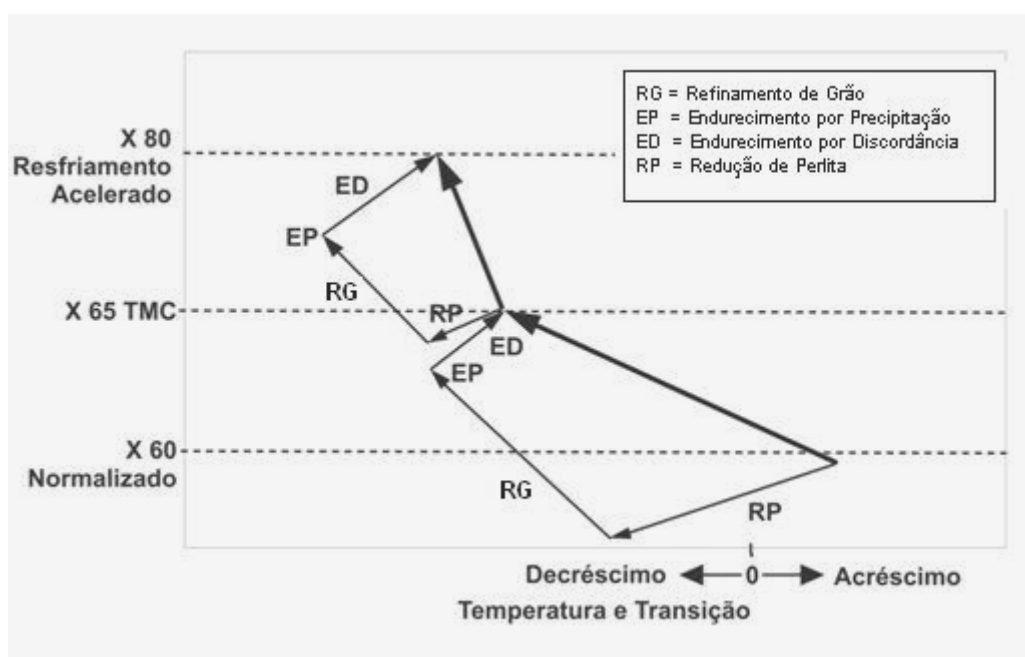


Figura 4 - Efeitos da microestrutura sobre as propriedades de tração e tenacidade (SHIGA et al, 1981)

O aço X65 laminado termomecanicamente (TMC), da Figura 4, é um aço microligado ao nióbio e vanádio que contém  $\approx$ 0,08% de carbono. A laminação controlada resulta em uma significativa redução do tamanho de grão ferrítico. O refinamento do tamanho de grão é o único método pelo qual as propriedades de resistência e tenacidade simultaneamente são melhoradas. A perda de resistência ocasionada pela redução do teor de perlita é compensada pelos mecanismos de endurecimento por precipitação e por discordâncias. A redução do teor de perlita, o refinamento de grão, o endurecimento por discordâncias e por precipitação foram as práticas metalúrgicas que contribuíram para o desenvolvimento do aço X65 em apresentar propriedades ótimas de soldabilidade e favorável temperatura de transição dúctil-frágil.

Os projetos futuros de tubulação de aço têm indicado a necessidade de aços com resistência mecânica e tenacidade ainda mais altas do que os atualmente em uso, os quais estavam limitados aos graus X65 (TAZ e SONMEZ, 2005) e X70 (MENDOZA et al, 1999), tanto é que no Brasil projeto especificando aço X80 já é realidade (Projeto Mexilhão da Petrobras - Tubos Ø 863,6 mm x 19,04 mm-API 5L X80). No exterior, projetos para regiões com condições adversas como no Canadá (clima ártico) e no Japão (eventos sísmicos), já especificam aço API 5L X100. A norma internacional ISO-3183, publicada em 2007, já elevou os graus do aço desde o grau X80 para mais três graus superiores X100, X110 e X120. Este incremento em requisitos mecânicos tornou-se tecnicamente possível mudando-se a matriz microestrutural de ferrita-perlita para ferrita-bainita. Comparado ao aço API X65, estes aços de graus superiores apresentam na composição química teores muito baixos de carbono ( $C \approx 0,05\%$ ), tamanho de grão muito pequeno (ASTM 11/12), uma densidade de discordância aumentada e também diferenças nas características de precipitação.

Conforme concluído por Araújo e Sampaio (2008), a obtenção de uma microestrutura final que atenda ao conjunto de propriedades mecânicas requeridas em cada caso, passa pelo completo controle da microestrutura durante a deformação a quente e no resfriamento subsequente do aço. O entendimento do efeito das variáveis de processamento e da relação microestrutura-propriedades é, dessa forma, a chave para o domínio da tecnologia de produção dos aços de alta e de ultra-alta resistência mecânica.

As microestruturas apresentadas na Figura 5 são de aços para tubos soldados. Em (a) é apresentada uma estrutura de grãos grosseiros de ferrita (ASTM 7-8), que são característicos do processo de laminação convencional com posterior tratamento térmico de normalização dos aços grau X60. Em (b) a microestrutura dos aços grau X70 laminados por processo controlado termomecanicamente (TMC) é mais uniforme e os grãos de ferrita acicular são finos (ASTM 10-11), embora apresentem um destacado bandeamento de perlita. No aço X80, apresentado em (c), a microestrutura é muito mais uniforme e fina (ASTM 12/13), obtida pelo processo de laminação

controlada termomecanicamente seguida de resfriamento acelerado (Hillenbrand e Kalwa, 2002).

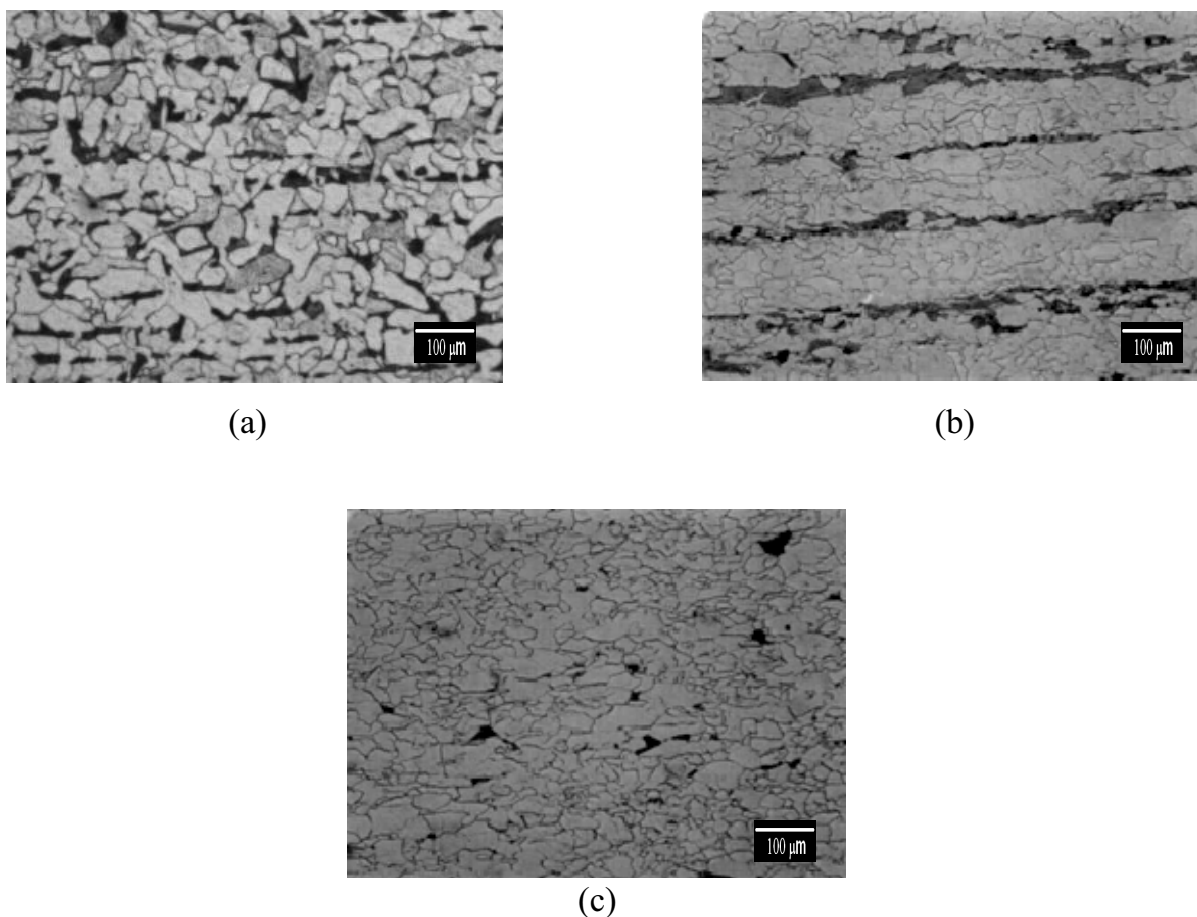


Figura 5 - Microestruturas típicas dos aços API: (a) aço X60 laminado a quente e normalizado, (b) aço X70 laminado termomecanicamente, (c) aço X80 laminado por laminação controlada seguida de resfriamento acelerado (Hillenbrand e Kalwa, 2002).

### 3.1.2 - Laminação controlada termomecanicamente

A laminação controlada termomecanicamente (TMC) é o processo pelo qual os vários estágios de laminação têm a temperatura controlada, sendo ainda a quantidade de redução pré-determinada em cada passe e a temperatura de acabamento precisamente definida. Este processamento é largamente utilizado para obtenção de aços destinados a dutos, estruturas metálicas marítimas e outras aplicações de engenharia (OUCHI, 2001). O objetivo básico da laminação controlada é deformar os

grãos de austenita durante o processo de laminação para obtenção de grãos de ferrita finos durante o resfriamento. Isto resulta em um aumento simultâneo de resistência e tenacidade e tem possibilitado a redução da quantidade de carbono nos aços de alta resistência e baixa liga (aços ARBL), melhorando a soldabilidade destes aços. Normalmente, para se obter um menor tamanho de grão de ferrita, utiliza-se laminar a austenita em temperaturas ( $T_{nr}$ ) onde a recristalização não ocorra. Nesta região, proporciona-se a maior redução possível em intervalos de temperatura (antes do início da transformação da ferrita) para que a austenita seja deformada sem recristalizar. Relacionado ao gráfico da Figura 6, esta faixa de temperatura varia de  $950^{\circ}\text{C}$  até a temperatura  $A_{r3}$  (abaixo desta haverá formação de ferrita). Como o tempo para recristalização entre os passes é insuficiente, pode-se obter grãos de ferrita, no resfriamento posterior, com tamanhos da ordem de 3 a 6  $\mu\text{m}$ . O processo metalúrgico que ocorre durante a laminação controlada termomecanicamente seguida de resfriamento acelerado pode ser entendido a partir do diagrama esquemático representado na Figura 6 (SHIGA et al, 1981).

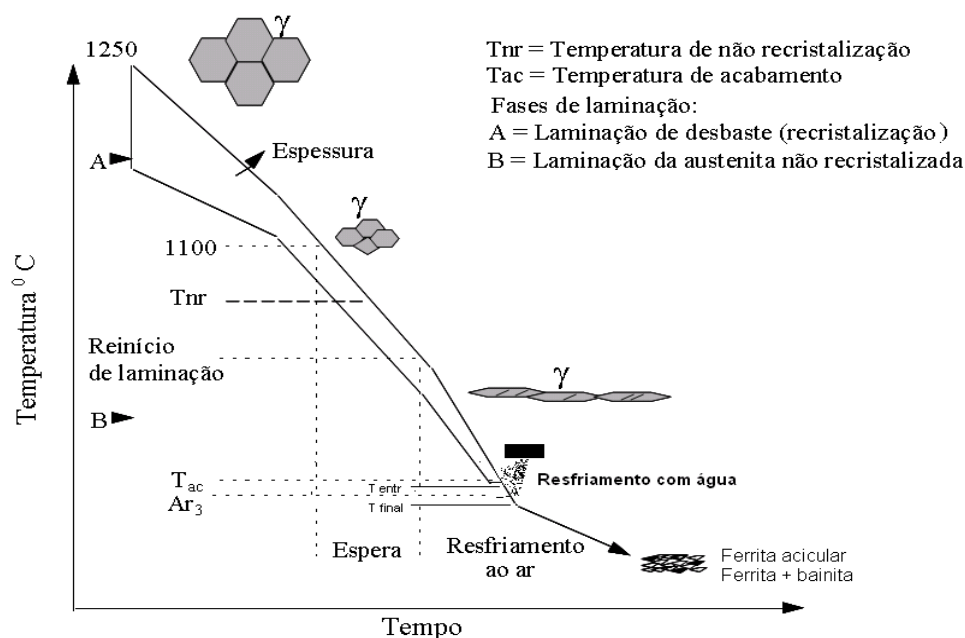


Figura 6 - Ilustração esquemática do processo de laminação controlada, seguida de resfriamento acelerado (SHIGA et al, 1981).

Em essência, a laminação por TMC deve cumprir os objetivos citados a seguir:

1-Durante a laminação, maximizar a formação de sítios para a transformação da austenita.

2-No resfriamento, maximizar a taxa de nucleação durante a transformação, por meio da imposição de adequado grau de super-resfriamento da austenita e obter uma combinação ótima entre os constituintes microestruturais presentes.

A Figura 7 mostra os efeitos do tipo de laminação e de taxa de resfriamento sobre a transformação da austenita. Na laminação a quente convencional, a nucleação da ferrita ocorre sempre nos contornos de grão da austenita recristalizada. No caso da austenita deformada, obtida por laminação controlada, tomam-se três mecanismos que aumentam a taxa de nucleação durante a transformação e, conseqüentemente, promovem o refino da microestrutura final (TANAKA, 1995). O primeiro mecanismo é o aumento da área dos contornos dos grãos austeníticos. O segundo é o aumento do potencial de nucleação nos contornos devido à introdução de ressaltos (*ledges*). Os ressaltos, formados a partir do escorregamento de discordâncias ao longo de determinados planos de escorregamento durante a deformação, exibem energia de ativação para nucleação bem inferior à de regiões planas do contorno. Por último, ocorre a formação de sítios adicionais de nucleação associados à subestrutura de deformação da austenita. Essas subestruturas, caracterizadas por uma elevada densidade de discordâncias emaranhadas, favorecem a nucleação devido ao seu campo de tensões. Os principais sítios desse tipo são as bandas de deformação e os contornos de maclas (ARAÚJO e SAMPAIO, 2008).

Quando a austenita deformada é submetida a resfriamento acelerado (MESPLONT, 2006), a transformação passa também a ocorrer a partir de outros tipos de defeitos da rede, tais como discordâncias, contornos de subgrãos e interfaces matriz-inclusões, refinando ainda mais a microestrutura, como mostrado na Figura 7. O principal objetivo da laminação controlada convencional (LCC) é, portanto, a maximização da formação de sítios no interior dos grãos, os quais são operacionalizados com o emprego do resfriamento acelerado (RA). O aumento da taxa de resfriamento resulta em redução das temperaturas de transformação e em aumento

da fração de constituintes formados em temperaturas mais baixas. Controlando-se a taxa de resfriamento e as temperaturas de início e final de resfriamento, é possível selecionar os constituintes que serão formados e, conseqüentemente, obter as propriedades mecânicas desejadas (MASTROSOV, 2007).



Figura 7-Efeitos da laminação e do resfriamento sobre sítios de nucleação na transformação da austenita (ARAÚJO e SAMPAIO, 2008)

### 3.1.3-Composição química (%) típica do aço API 5L X65.

Na Tabela 3 está apresentada a composição química especificada conforme a norma API 5L X65. Na composição química sugerida pela norma API 5L, à exceção do titânio (Ti) outros elementos de liga não são especificados. No entanto, se adicionados propositalmente, para efeito de obtenção das propriedades mecânicas especificadas, estes elementos devem ter a análise reportada.

Tabela 3- Composição Química do Aço API 5L X65 (API - Specification 5L for Line Pipes, 2004)

Elemento Químico:	C	S	P	Ti	Mn	(A)
% em massa (max.):	0,22	0,015	0,025	0,06	1,45	0,15

*Notas:*

*1-Para cada redução de 0,001% no percentual de carbono(C), pode-se ter um acréscimo de 0,05 % no percentual de manganês (Mn), acima do máximo especificado até um máximo de 1,5% para os graus X42 até X52, até um máximo de 1,65% para os graus acima de X52 e menores que X70 e, até um máximo de 2,00% para os graus X70 e maiores.*

*2-A soma de nióbio (Nb), vanádio (V) e titânio (Ti) representado por (A) na tabela 3, não deve exceder 0,15%.*

*3-Quando o teor de carbono for menor ou igual a 0,12% deve ser informado o número Pcm (1), (Parâmetro de medição de trinca), referente ao balanço químico da composição do aço em questão. Este número é sugerido para ser  $\leq 0,25$  %, para efeito de obtenção de melhores resultados de soldabilidade, minimizando a possibilidade de ocorrência de trinca a quente.*

$$P_{cm} = C + \frac{Si}{30} + \frac{Mn}{20} + \frac{Cu}{20} + \frac{Ni}{60} + \frac{Cr}{20} + \frac{Mo}{15} + \frac{V}{10} + 5B \quad (1)$$

*4-Quando o teor de carbono é maior que 0,12 %, o Instituto Internacional de Soldagem (IIW) sugere CE (2), (Carbono Equivalente)  $\leq 0,43$ .*

$$CE = C + Mn/6 + (Cr + Mo + V) / 5 + (Ni + Cu) / 15 \quad (2)$$

#### 3.1.4 - Propriedades mecânicas típicas do aço API 5L X65.

Na Tabela 4 estão apresentados os valores de propriedades mecânicas especificadas pela norma API 5L (2004) para o Grau X65, as quais foram tomadas como referência para a caracterização mecânica do tubo selecionado para este estudo.

Tabela 4 - Propriedades mecânicas do tubo API 5L X65  
(API-Specification 5L for Line Pipes, 2004)

LE	LR	LE / LR	ALONGAMENTO	CHARPY "V" A 0°C	FRATURA BATELLE A 0°C
448 MPa	600 MPa	0,93	20%	27 J	80%
(mínimo)	(mínimo)	(máximo)	(mínimo)	(média mínima)	(média mínima)

### 3.2-Tubos de Aço Formados por Prensagem e Soldados por Arco Submerso.

#### 3.2.1- Histórico

Brensing e Sommer (1993), citam em seu trabalho que, já em 1825, James Whithouse patenteou o processo de fabricação de tubo soldado. Em 1931, o processo de soldagem de topo em 1 passe, nomeado como processo *Fretz-Moon* foi estabelecido. Na atualidade, os processos de soldagem por fusão predominam e são usados extensivamente na produção de tubos de diâmetros 323,9 mm (12 ¾”) e acima.

Os pré-requisitos essenciais para fabricação de tubos de aço, para que cumpram os mais altos parâmetros de qualidade, são a existência de eficientes equipamentos de fabricação e tecnologias atualizadas de controle da qualidade. O registro e arquivo de dados gerados nos vários estágios de produção e os testes realizados são requisitos mandatórios da especificação API 5L (2004), sendo atualmente feito por meio de um sistema integrado. Um sistema informatizado é classificado como integrado quando engloba todos os estágios de fabricação, desde a fabricação da chapa na siderúrgica até a liberação do tubo para instalação, e assegura uma completa rastreabilidade de dados. A rastreabilidade é um requisito indispensável para que as fábricas de tubos sejam



qualificadas e licenciadas por agências certificadoras e pelas companhias usuárias, como por exemplo agências como: *API, Lloyds Register, Bureau Veritas, Det Norske Veritas* e companhias como: *Petrobras, Shell, ExxonMobil, Aramco, British Petroleum, Total, Agip, Comgas, Enagas, etc.*

Na Figura 8 está representado o fluxograma ilustrativo de uma fábrica de tubos de aço, formados por processo UO e soldados por arco submerso.

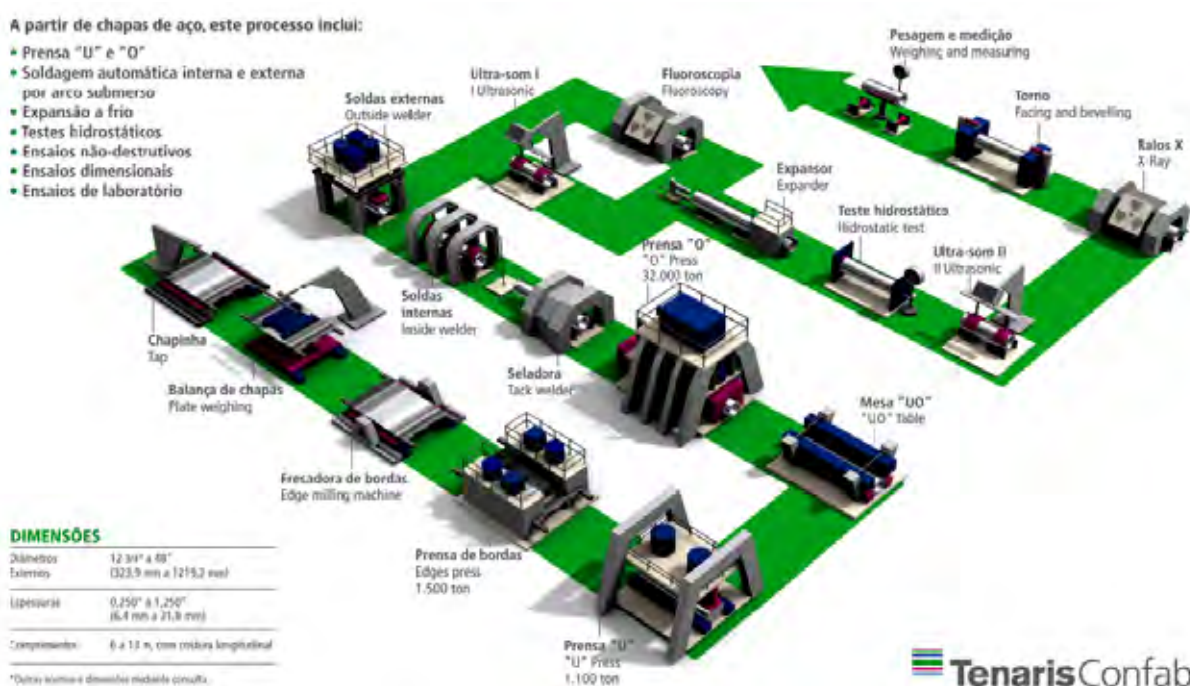


Figura 8-Processo de fabricação de tubo de aço soldado (MOREIRA, 2007)

3.2.2-Fabricação de tubos de aço por meio de prensagem e soldagem automática por arco submerso.

Neste processo de fabricação as chapas de aço são pré-formadas em 3 estágios de prensagens consecutivos e distintos, sendo o 1º estágio a prensagem de bordas (*Crimping plates edges*), o 2º estágio a prensagem em "U" (*U-ing press*) e o 3º estágio a prensagem em "O" (*O-ing press*). Este processo, em algumas literaturas, é mencionado como processo "U-O-E" ou seja : prensagem em "U", prensagem em "O" e expansão à frio "E" (*U-ing, O-ing, Expanding*).

A prensagem em formato “U”, como mostrado na Figura 9, é operacionalizada por prensa hidráulica, a qual por meio de uma matriz e uma ferramenta circular empurra a chapa entre dois suportes laterais. No instante imediatamente anterior ao fim do curso descendente da matriz, automaticamente, a distância dos suportes laterais é reduzida, de forma que seja aplicado um pequeno grau de sobrepreensão na chapa. Esta sobrepreensão tem a finalidade de compensar o efeito “mola” (*spring back*). Hillenbrand et al. (2004) estudaram o efeito “mola” na prensagem em “U”, concluindo que este efeito aparece quando o aço apresenta uma faixa elástica muito grande, ou seja, nos aços com L.E. muito elevado e, que é o caso da maioria dos aços para fabricação de tubos.

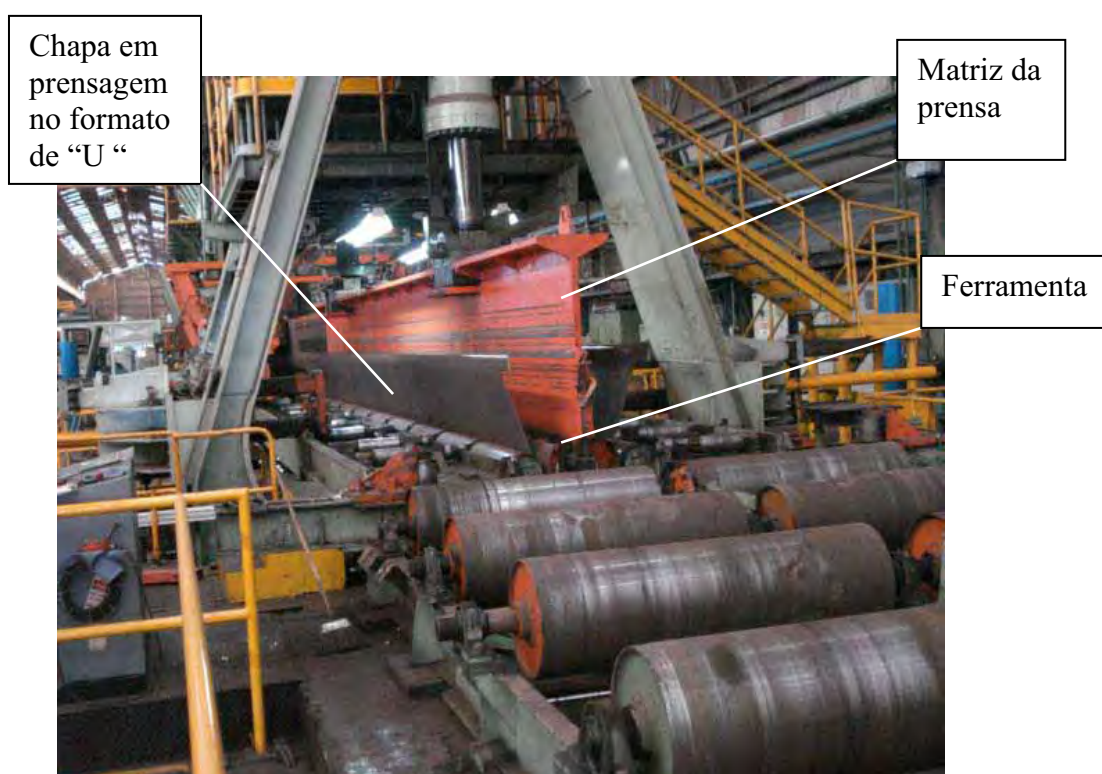


Figura 9 - Prensagem em “U”

Após a prensagem em “U” cada chapa é introduzida na prensa “O” por meio de uma mesa elevatória e posicionadora (*conveyor*). Os processos de deformação aplicados nas prensas “U” e “O” são coordenados para assegurar que o efeito “mola” não tenha efeito e altere a abertura do cilindro formado, e que as bordas longitudinais tenham a maior regularidade possível, de maneira que na operação seguinte, onde é

aplicada uma soldagem provisória por processo “MAG” automático, não ocorra algum desalinhamento de bordas com degrau maior que 1,59 mm (*offset*). A operação de prensagem em “O” é fundamental para a qualidade de formação do tubo em atender os requisitos dimensionais de diâmetro, ovalização, retinidade (empeno) após a expansão a frio. Por esta razão é que são necessárias prensas hidráulicas com capacidade de até 600 MN (60.000 Ton). No aspecto de tensões induzidas ao tubo por deformação a frio, estas operações devem estar sobre controle e, na atualidade para os aços de graus API X70 e superiores, estudos prévios utilizando ferramentas de simulação por FEA (*Finit Elements Analisisys*) tem grande aplicação.

Outro aspecto importante a ser mencionado é relativo ao “*Efeito Bauschinger*”, como ilustrado na Figura 10. Este efeito, estudado por Ratnapuli (1987), trata da queda das propriedades mecânicas dos aços API (LE e LR), em consequência da compressão durante as prensagens e a recuperação das mesmas pelo efeito de forças de tração durante a expansão a frio. As propriedades de tração de tubos de aço soldados são tradicionalmente medidas por meio do ensaio de tração em corpos-de-prova planos, os quais são removidos na forma do raio do tubo e aplainados para confecção dos corpos de prova. No entanto, estudos têm mostrado que devido ao efeito *Bauschinger* o processo de aplainamento dos corpos-de-prova induz uma alteração significativa no limite de escoamento determinado no ensaio de tração (TAKEUCHI et al, 2002). Para evitar o efeito do aplainamento, usam-se corpos-de-prova cilíndricos confeccionados a partir de seções retiradas do tubo sem aplainamento. Comparando-se os valores do limite de escoamento determinados em corpos-de-prova planos e cilíndricos, verificam-se valores maiores obtidos nos corpos-de-prova cilíndricos.

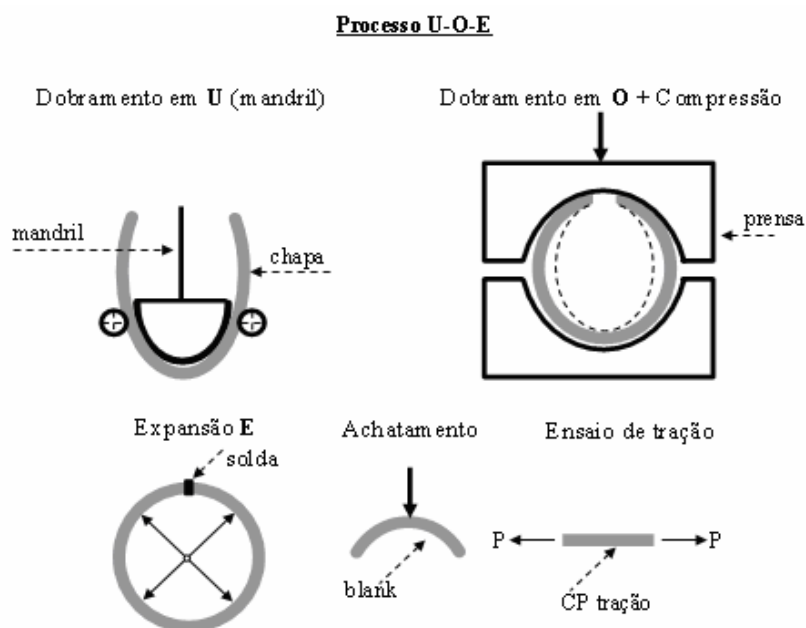


Figura 10-Representação esquemática do efeito Bauschinger (RATNAPULI, 1987).

Após a prensagem em “O” as bordas longitudinais de cada chapa são unidas por solda provisória, por meio de processo de soldagem semi-automática (processo “MAG”), a qual é uma operação preliminar a soldagem automática por processo de arco submerso, que é realizada primeiramente pelo lado interno e depois em outra estação de trabalho, pelo lado externo. É condição obrigatória estabelecida por todas as normas de fabricação de tubos de aço soldados, que, quando usado processos de soldagem por fusão elétrica, pelo menos um passe de solda seja feito pelo lado interno do tubo.

O processo de soldagem elétrica denominado “Arco Submerso” é definido como processo no qual o arco elétrico, estabelecido entre um eletrodo metálico e a peça a soldar, fica coberto (submerso) por uma camada de material granulado, composto de uma mistura de óxidos de metais alcalinos e metais alcalinos terrosos, complementados por quantidades definidas de ferro-liga, de tal forma que se tenha uma composição química definida. Durante a fusão, na operação de soldagem, parte deste material é incorporado à solda. Este material particulado é tecnicamente definido em soldagem como “*Fluxo*”. Conforme o processo de fabricação, o fluxo poderá ser classificado como fundido ou aglomerado (OGBORN, 1993). Eletrodos com baixo teor de carbono e microligados com titânio e boro garantem a presença de ferrita

acicular na região soldada aumentando a tenacidade do metal depositado (XUE et al, 2005).

As máquinas de solda para o processo arco submerso, usadas nas fábricas de tubos, em geral são equipadas com cabeçotes de soldagem contendo eletrodos múltiplos (2, 3, 4 ou 5 eletrodos).

Na Figura 11, está ilustrada uma operação de soldagem por arco submerso, em máquina equipada com 4 eletrodos, sendo destacados com números de 1 à 4. Nos processos de múltiplos eletrodos (múltiplos arcos elétricos), onde cada eletrodo é alimentado por uma fonte elétrica independente (gerador de corrente contínua ou corrente alternada), é prática usual, o primeiro eletrodo estar configurado com corrente contínua e os demais em corrente alternada.

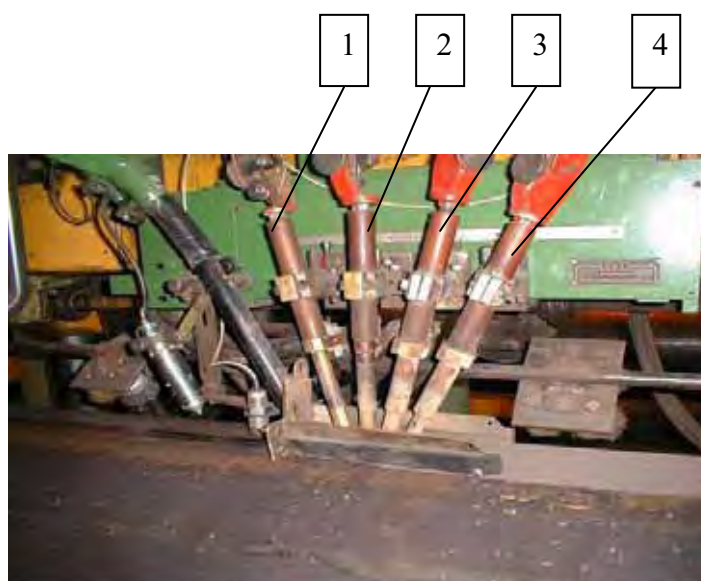


Figura 11-Processo de soldagem por arco submerso com 4 eletrodos

Após soldagem, é prática comum entre os fabricantes de tubos soldados, a aplicação de um ensaio não destrutivo no comprimento total da solda, em 100% dos tubos fabricados. Estes ensaios não destrutivos, são preferencialmente o ultra-som automatizado e/ou fluoroscopia (raios-X em tempo real), que têm a primeira finalidade de monitorar e controlar o processo de soldagem, e como segunda finalidade detectar qualquer defeito na solda, antes da operação de expansão à frio. Isto se faz desta forma

porque, nas especificações de fabricação de tubos soldados, não se permite qualquer reparo por solda manual após o tubo ser expandido a frio, para evitar qualquer incremento de tensões residuais no tubo.

A operação de expansão a frio (Figura 12) é feita em todos os tubos e tem a finalidade de conferir a cada tubo as características dimensionais (diâmetro, ovalização e retilinidade) em observância às tolerâncias especificadas para cada uma destas variáveis. O percentual de expansão aplicado é controlado para que não ultrapasse 1,5 % do diâmetro de cada tubo e, em geral, trabalha-se na faixa de 1,1 a 1,2 % para tubos até os graus API 5L X70 e na faixa de 0,8 a 0,9 % para graus API 5L X80 e maiores.



Figura12 - Equipamento para Expansão a frio

Seguindo no fluxo produtivo de tubos de aço soldados, há a operação de teste hidrostático, a qual é aplicada em 100% dos tubos. A pressão de teste hidrostático é calculada conforme a fórmula de Barlow, apresentada abaixo (API 5L, 2004):

$$P = \frac{2.S.T}{D} \quad \text{onde :} \quad (3)$$

P= Pressão de teste (KPa)

S= 90 % do LE do aço utilizado ( MPa)

T= espessura do tubo (mm)

D= Diâmetro externo do tubo (mm)

Usualmente, a técnica de ensaio não-destrutivo aplicada para assegurar a qualidade da solda quanto a detecção de defeitos é o ultra-som ( Figura 13). Para efeito de confiabilidade e repetibilidade do método, usam-se sistema automáticos com arranjo de transdutores orientados para detecção de defeitos logitudinais, transversais e oblíquos. Os sistemas automáticos ainda são equipados com sistema de registro gráfico, sistema de guia de solda automático por laser, sistema de alarme para indicar detecção de falha , falta de acoplamento, etc (Liessem, 2002).

Na inspeção por ultra-som, é fundamental a confecção de padrões nas mesmas dimensões dos tubos à inspecionar, para se efetuar a calibração do equipamento antes do início da obra, no decorrer desta, e depois para verificação, passando-se o padrão pelo menos 3 vezes no turno de trabalho (início, meio e fim do turno).



Figura 13-Equipamento de ultra-som automático (Liessem, 2002)

### **3.3-Estudo da Zona Termicamente Afetada de Tubos Soldados por Arco Submerso**

Na soldagem por arco submerso, a seleção dos valores apropriados para os parâmetros de soldagem (tensão, corrente e velocidade de soldagem) é essencial para o controle do tamanho da zona termicamente afetada (GIANETTO et al, 1997), e

também para obtenção do cordão de solda com dimensões e qualidade adequadas. Conforme Gunaraj e Murugan (2002), em qualquer processo de soldagem a microestrutura da região soldada é afetada por consideráveis mudanças em função dos ciclos de aquecimento e resfriamento inerentes ao processo específico que se está empregando. No entanto, somente é possível a obtenção da junta soldada com propriedades adequadas se a microestrutura da zona termicamente afetada tiver propriedades adequadas.

Em geral, alguns dos parâmetros de soldagem e algumas condições operacionais influenciam as características da microestrutura da zona termicamente afetada, e assim determinando as propriedades, tais como: dureza, tenacidade e susceptibilidade ao trincamento. Excessivo aporte de calor, por exemplo, pode conduzir na obtenção de uma zona termicamente afetada muito larga e com valores baixos de energia obtidos no ensaio de Charpy, particularmente tratando-se do processo de soldagem por arco submerso. Do ponto de vista metalúrgico, a zona termicamente afetada pode ser dividida em 4 regiões, a saber: 1- região de grãos grosseiros, 2- região de normalização, 3- região intercrítica e 4- região subcrítica, como pode ser visto na Figura 14 (GUNARAJ e MURUGAN, 2002)

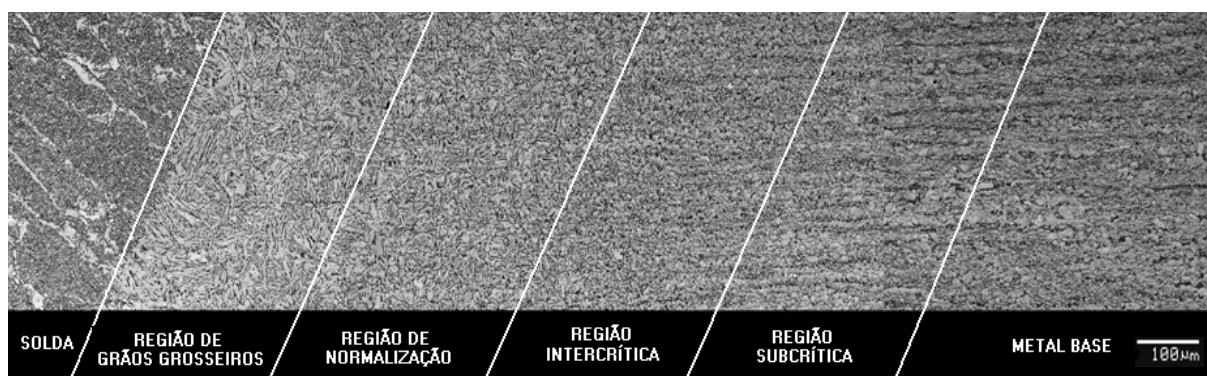


Figura 14-Diferentes áreas da ZTA (GUNARAJ e MURUGAN, 2002).

Na prática, como recurso para um controle de propriedades nestas regiões, usa-se impor limite máximo ao aporte de calor, pois este afeta diretamente a extensão da zona de crescimento de grãos e o ciclo térmico. As mudanças de microestruturas das



zonas intercríticas e subcríticas já são muito menores e concorrem com influência menor nas propriedades da junta soldada.

Liessem e Erdelen-Peplpler (2004), em estudo sobre a significância da tenacidade na zona afetada termicamente da solda longitudinal de tubos de aço, abordaram o fato de que dentro da zona termicamente afetada ao longo do comprimento da solda, ocorrem regiões discretas com microestrutura propensa a apresentar baixos valores de tenacidade, e que não podem ser evitadas. Estas regiões são comumente denominadas de zonas de fragilidade localizadas (ZFL). A natureza destas zonas tem sido intensamente investigada, e seu conhecimento é amplamente explorado atualmente na tecnologia de fabricação dos aços, na laminação de chapas e na fabricação de tubos.

A tenacidade na ZTA é melhorada pela redução dos constituintes martensita-austenita (MA) e pelo refinamento dos grãos austeníticos, mas isto não impede áreas localizadas de baixa tenacidade dentro da região de granulometria mais grosseira da ZTA. Na prática, isto tem sido amplamente aceito porque a confiabilidade estrutural de tubos soldados produzidos e inspecionados por intermédio de métodos muito precisos, mostra não apresentar influência devido a que estas regiões de baixa tenacidade são de tamanho e localização limitadas. Isto foi comprovado por meio de numerosos programas de ensaios em escala real onde se executaram testes de Charpy, CTOD e teste Estouro (*Burst Test*). A conclusão destes programas de testes é que a fratura na ZTA de tubos soldados ocorre a partir de defeito com tamanho crítico no sentido da espessura e é independente da tenacidade. Entretanto, muitas especificações de fabricação de tubos de aço, estabelecem um critério específico para os valores de tenacidade na ZTA, e no caso de falhas nestes testes, um programa de re-testes está definido para estabelecer as condições de aceitação do lote de produção.

Especificamente ao tubo em estudo ( $\varnothing$  609,6 mm x 15,87 mm API X65) soldado por arco submerso, sendo o cordão de solda interno e o cordão de solda externo obtidos por soldagem com 4 eletrodos em poça de fusão única, pode ser verificado que trata-se de um processo com alto aporte de calor e condições de

resfriamento que influenciam diretamente os valores de tenacidade da ZTA, quando comparados aos valores do metal de solda e do metal base.

### 3.3.1-Variáveis de processo.

As variáveis de processo as quais afetam a geometria do cordão e a qualidade da junta soldada são: tensão do arco ( $V=Volts$ ), velocidade de alimentação dos eletrodos ( $F=m/min$ ), velocidade de soldagem ( $S=m/min$ ) e distância bocal-peça ( $N=mm$ ), são controladas independentemente de forma manual ou automaticamente por meio de programa de computador.

#### 3.3.1 (a)-Tensão do Arco

Gunaraj e Murugan (2002), em estudo para simular as características da zona termicamente afetada, partindo da constatação de vários pesquisadores (LINNERT, 1994, LANCASTER, 1987 e PATCHET, 1987) de que a tensão do arco ( $Volts$ ) não tem efeito significativo na dimensão da zona termicamente afetada, chegaram a resultados diferentes. Foi constatado que a tensão do arco ( $V$ ) tem menor efeito que a velocidade de alimentação do eletrodo ( $F$ ), mas, no entanto, um aumento de “ $V$ ” representa um aumento no tamanho da ZTA. A explicação é dada pelo fato de que aumentando “ $V$ ”, há um aumento do aporte de calor (*heat input*), e assim uma redução na taxa de resfriamento.

#### 3.3.1 (b)-Velocidade de alimentação dos eletrodos

A largura da ZTA é afetada pela variação da velocidade de alimentação dos eletrodos “ $F$ ”, de maneira que um aumento de “ $F$ ” representa um aumento na largura da ZTA, porque há um aumento do aporte de calor, e assim uma redução na taxa de resfriamento (GUNARAJ e MURUGAN, 2002).

#### 3.3.1 (c)-Velocidade de soldagem

Foi comprovado por Christensen (1965), que a velocidade de soldagem “S” é o principal fator para controle do aporte de calor e da largura da ZTA. Sendo o aporte de calor inversamente proporcional à velocidade de soldagem “S”, ou seja, qualquer aumento de “S” representa um decréscimo do aporte de calor. A equação básica para cálculo do aporte de calor é:

$$AC = \frac{A \times V}{S} \quad \text{onde,} \quad (4)$$

AC= Aporte de calor (*heat input*) (KJ/Cm)

A= Corrente de soldagem (Amperes)

V= Tensão do arco (Volts)

S= Velocidade de soldagem (Cm/min)

#### 3.3.1(d)-Distância bocal-peça

Esta variável é a que menos tem influência na largura da ZTA, pois, embora haja um pequeno decréscimo no tamanho da ZTA com um aumento da distância bocal-peça, este decréscimo é muito pequeno, não interferindo nas propriedades mecânicas (GUNARAJ e MURUGAN, 2002).

### 3.4-Fadiga em Solda de Tubos de Aço

Conforme documento do WTIA (2006), a fadiga é definida como um dano acumulativo, localizado e permanente causado por repetidas flutuações de tensão (Figura 15), algumas vezes abaixo da máxima tensão de projeto calculada para cada caso em particular. Este carregamento cíclico pode levar a uma trinca com crescimento gradual ou às vezes a uma ruptura catastrófica da estrutura. O número de fraturas por fadiga nas falhas em serviço é contabilizado como sendo maior do que por qualquer outro mecanismo de falhas conhecido e estudado em engenharia (MADDOX, 2007).

No caso de fratura por fadiga em tubos de aço soldados, a maior frequência de ocorrência de trinca é na extremidade destes e nem sempre estão associadas a um dano

mecânico preliminar. As trincas são detectadas na maioria das vezes por meio do ensaio de raios X, aplicados na solda circunferencial feita no campo para união dos tubos (BRUNO, 1987).

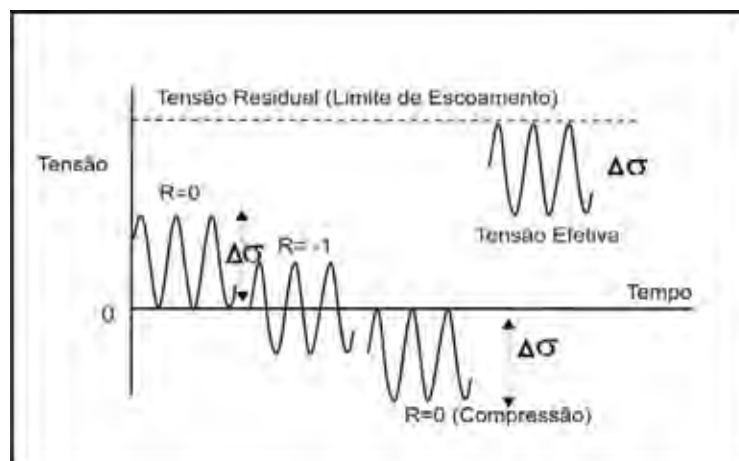


Figura 15-Carregamento cíclico (MADDOX, 2007)

Componentes soldados, como é o caso de tubos, são menos tolerantes a flutuações de tensões do que componentes não soldados, por três razões:

- a) Soldas podem conter defeitos internos os quais atuam como pontos iniciadores de crescimento de trinca;
- b) A geometria do cordão de solda atua como ponto de concentração de tensão e, portanto, como ponto iniciador de trinca conforme ilustrado na Figura 16, conforme análise feita por Morgan(2004) em simulação por elementos finitos de tubo de aço.

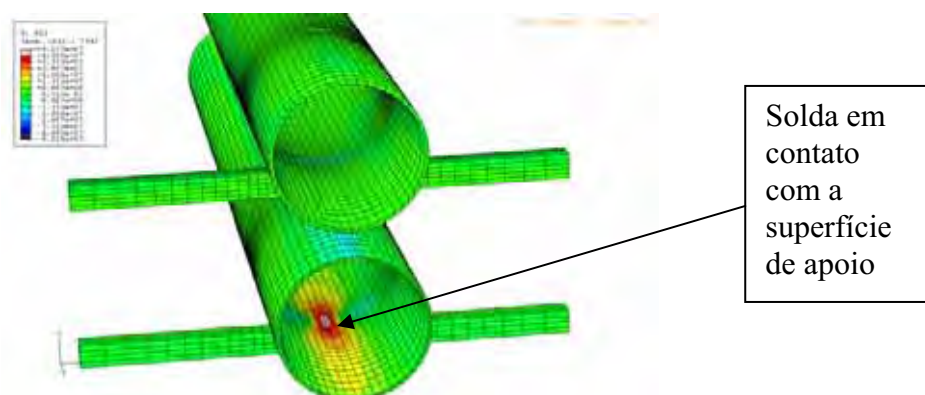


Figura 16-Ilustração do ponto de concentração de tensões em tubo de aço soldado, no caso em que a solda está em contato com a superfície de apoio (MORGAN, 2004).

c) Os processos de soldagem introduzem tensões residuais na região da solda, e assim contribuem nas flutuações de tensões.

O transporte e estocagem de fluidos em tubos pode ocasionar cargas cíclicas devido a flutuação da pressão interna a qual excede a pressão normal de operação da tubulação. Nestes casos especiais, o projeto do tubo é baseado na resistência a carga dinâmica e não na resistência a carga estática (ERDELEN-PLEPPER et al, 2004).

#### 3.4.1-Fratura por fadiga

A fratura por fadiga resulta do desenvolvimento progressivo de uma trinca, sob a influência de aplicações repetidas de tensões, geralmente inferiores ao limite de escoamento do material. O processo de falha por fadiga é caracterizado por três etapas distintas: (1) iniciação da trinca, onde uma pequena trinca se forma em algum ponto de alta concentração de tensões; (2) propagação da trinca, durante a qual essa trinca avança em incrementos a cada ciclo de tensões; e (3) fratura final, que ocorre muito rapidamente uma vez que a trinca que está avançando tenha atingido o seu tamanho crítico. A vida em fadiga ( $N_f$ ) ou seja a quantidade de ciclos até a fratura, pode ser considerada, portanto, como sendo a soma do número de ciclos para a iniciação da trinca ( $N_i$ ) e a propagação da trinca ( $N_p$ ) ( CALLISTER, 2005):

$$N_f = N_i + N_p \quad (5)$$

A contribuição da etapa de fratura final para a duração total da fadiga é insignificante, uma vez que ela ocorre muito rapidamente.

#### 3.4.2-Mecanismos de nucleação de trincas

As trincas associadas com falhas por fadiga quase sempre se iniciam (ou nucleiam) sobre a superfície de um componente em algum ponto de concentração de tensões. Os sítios de nucleação de trincas incluem riscos superficiais, ângulos vivos, porosidades em solda, inclusões, concentradores macroscópicos de tensão, assim como regiões de não uniformidade microestrutural e química. Uma vez que uma trinca

estável tenha se nucleado, ela então começa a se propagar muito lentamente e, em metais policristalinos, ao longo dos planos cristalográficos com elevadas tensões de cisalhamento. A fratura final pode ter características frágeis ou dúcteis, dependendo do material envolvido e das circunstâncias das tensões e do meio.

A Figura 17 mostra uma representação esquemática das etapas de nucleação (estágio I) e propagação (estágio II) de trinca por fadiga. Normalmente, estes pontos são pontos concentradores de tensão onde ocorre deformação plástica localizada (CALLISTER, 2005).

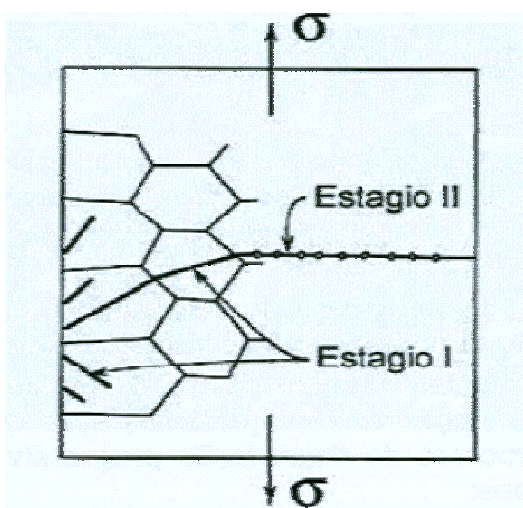


Figura 17-Representação esquemática mostrando os estágios I e II da propagação de trinca por fadiga em metais policristalinos (Callister, 2005).

A Figura 18 mostra a evolução da trinca por fadiga onde tem a zona plástica na ponta da mesma. Em termos microestruturais, três sítios para iniciação de trincas podem ser considerados no fenômeno de fadiga: bandas de deslizamento persistente (BDP), contornos de grão e inclusões. Outros pontos importantes para a nucleação de trincas por fadiga são os contornos de grãos do material. Uma possível fonte seria a interação entre as bandas de deslizamento persistentes, as quais são constituídas por intrusões e extrusões no material, e a interface dos contornos de grãos. Uma vez admitida a nucleação de trinca no material, o modo microscópico de crescimento de trinca por fadiga é fortemente afetado pelas características microestruturais de deslizamento do material, nível de tensão aplicada e extensão da zona plástica à frente

da trinca. Em metais dúcteis, o crescimento cíclico da trinca pode ser considerado como um processo de intensa deformação localizada em bandas de deslizamento próximas a ponta da trinca, que leva à criação de novas superfícies de trinca por decoesão em cisalhamento. Quando a trinca e a zona de deformação plástica à frente da ponta da trinca são confinadas dentro de poucos grãos do material, o crescimento da trinca ocorre predominantemente por cisalhamento simples, na direção do sistema de deslizamento primário. À medida que a trinca vai se propagando, a zona plástica à frente da trinca engloba diversos grãos. O processo de crescimento de trinca envolve escoamento simultâneo ou alternado ao longo de dois sistemas de deslizamento. Este mecanismo de deslizamento duplo, denominado de estágio II, resulta numa propagação planar da trinca (modo I) normal ao eixo de aplicação da carga. A transição do estágio I para o estágio II do crescimento da trinca é acompanhada por uma visível mudança de comportamento à fratura, de fortemente sensível à microestrutura para praticamente insensível à microestrutura. O estágio II de crescimento da trinca por fadiga em muitas ligas metálicas, como é o caso do aço, é caracterizado pela formação de estrias, que consistem em ondulações na superfície da fratura (GODEFROID, 2003).

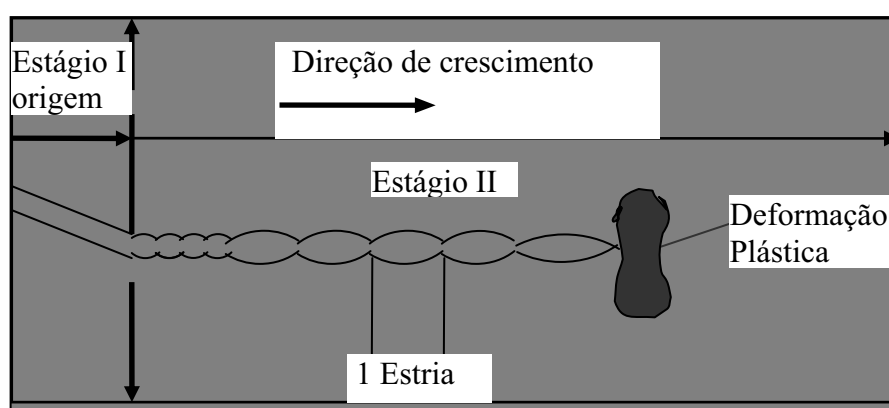


Figura 18-Representação esquemática da evolução de uma trinca por fadiga destacando-se a zona plástica na ponta e a geração de estrias na fratura (GODEFROID, 2003)

### 3.4.3-Teste de tenacidade em juntas soldadas

As juntas soldadas são de particular importância quando se analisam fraturas devido às seguintes variáveis: tensões residuais, concentração de tensões, variações na microestrutura, propriedades dos materiais e ainda a possibilidade da existência de defeitos na solda.

Conforme Maddox (2007), atualmente em análise de falhas já é usual a aplicação dos conceitos de mecânica da fratura (Figura 19), e assim a preocupação com a trinca, e como esta se comporta, se torna evidente. No contexto de fadiga, a mecânica da fratura é usada principalmente para se estabelecer a taxa de crescimento segura da trinca, ou seja, até que comprimento uma trinca pode ser tolerada antes da ocorrência da fratura. Os princípios de mecânica da fratura são aplicáveis quando uma trinca ou uma falha com característica de trinca está presente, como por exemplo:

- trinca por fadiga
- pequena falha adjacente ao cordão de solda
- defeitos planares tipo: falta de fusão, falta de penetração, trinca de hidrogênio.

Os testes de tenacidade em juntas soldadas geralmente são significativamente mais complicados de se executar do que nos metais de base, pelas seguintes razões:

- a posição da ponta da trinca é de fundamental importância para assegurar que o local correto estará sendo analisado,
- pode ser difícil a extração de amostras adequadas da junta soldada em função da geometria desta,
- as tensões residuais afetam o meio pelo qual a trinca por fadiga cresce, tornando complicada a execução da pré-trinca.

A fratura é um mecanismo de falha que envolve um rápido e instável crescimento de uma trinca. Falhas por fratura podem ocorrer sob a aplicação de níveis de tensão significativamente abaixo do limite de escoamento e são frequentemente catastróficas e quase sempre de maneira inesperada. Para este tipo de falha ocorrer uma indesejável combinação de tensão, tamanho da falha e tenacidade à fratura é



requerida e assim o crescimento da trinca poderá também depender da combinação dos fatores: nível da tensão aplicada; do tamanho da falha e das propriedades do material (MADDOX, 2007).

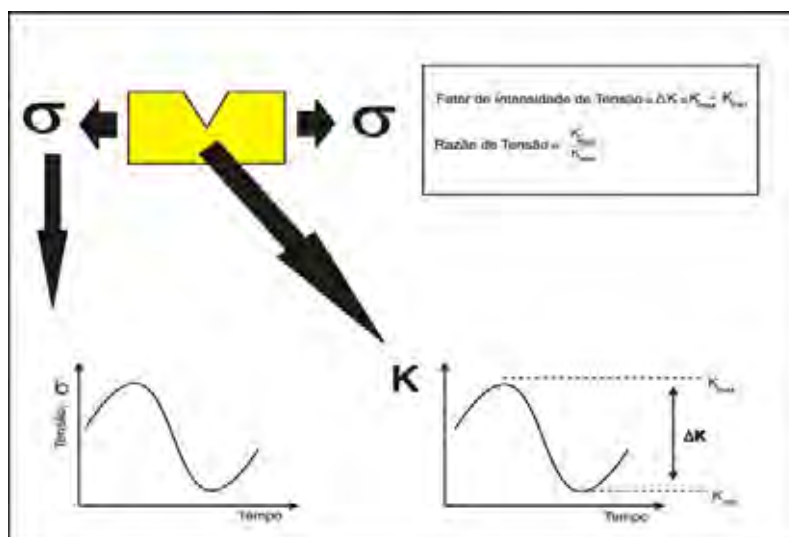


Figura 19- Conceito de Mecânica da fratura: tensão e fator intensidade de tensão (MADDOX, 2007)

#### 3.4.4- Propagação da trinca- Lei de Paris.

A base para aplicação de mecânica da fratura para análise de falhas devido à fadiga é a relação estabelecida experimentalmente entre a propagação da trinca  $da/dN$  e o fator de intensidade de tensão  $\Delta K$ , baseados na faixa de tensões cíclicas, conhecida como Lei de Paris, após Paul Paris em 1930, ter estudado este tema (MADDOX, 2007).

$$da / dN = A(\Delta K)^m, \text{ onde } A \text{ e } m \text{ são constantes do material determinados experimentalmente.} \quad (6)$$

Assim, se a taxa de crescimento da trinca é plotada em um gráfico log-log em função do fator de intensidade de tensão  $K$  (Figura 20), para vários incrementos de

crescimento da trinca haverá uma relação linear entre a taxa de crescimento da trinca e a variação de K ( $\Delta K$ ).

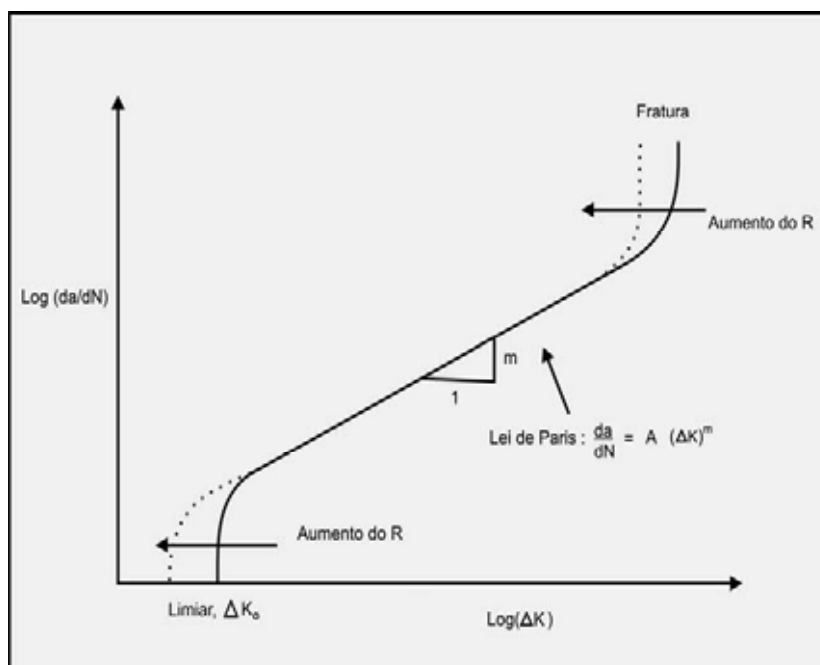


Figura 20-Propagação da Trinca-Lei de Paris (MADDOX, 2007).

Esta relação linear é truncada em valores baixos de  $\Delta K$  pelo limiar de valores de  $\Delta K$ , abaixo do qual não há crescimento da trinca por fadiga e a altos valores de  $\Delta K$ , quando se aproxima a ocorrência de fratura. Os valores de crescimento da trinca por fadiga são obtidos tipicamente sob carga zero em tensão ( $R=0$ ), sendo  $R$  definido como a razão de tensão, ou seja, a razão  $K_{\text{max.}} / K_{\text{min.}}$ . Para carregamentos com  $R < 0$ , os componentes de tensão em regime compressivo tem pequeno efeito e, portanto, o valor efetivo de  $\Delta K$  é levemente maior que a parcela em regime de tração. Para carregamentos com  $R > 0$ , há a tendência de acréscimo da razão  $da/dN$  no regime da Lei da Paris, dependendo do material, mas poderá haver um grande efeito no limiar e nas regiões próximo à fratura.

Para uma previsão do crescimento da trinca por fadiga, a Lei de Paris deverá ser integrada, e desta forma, se tem:

$$da / dN = A(\Delta K)^m, \quad \text{onde } \Delta K = Y \Delta \sigma \sqrt{\Pi a} \quad (7)$$

$$\therefore \int_{a_1}^{a_{\max}} da / (Y \sqrt{\Pi a})^m = A \Delta \sigma^m N$$

$$\text{ou } A \Delta \sigma^m N = 1/A \int_{a_1}^{a_{\max}} da / (Y \sqrt{\Pi a})^m$$

A limitação do uso do fator de intensidade de tensão K para análises de fratura é pequena quando usado para análise de fadiga. Sob cargas flutuantes, o tamanho da zona plástica na ponta da trinca na região cíclica depende o dobro do limite de escoamento (devido a reversão da plasticidade) e o tamanho da zona plástica na ponta da trinca na região estática depende apenas um quarto. Como resultado disto,  $\Delta K$  é ainda de muita utilidade para caracterização do crescimento de trinca por fadiga (em tensão plana e deformação plana), mesmo sob altos ou baixos ciclos de fadiga. Esta situação é análoga à boa correlação entre a vida sob fadiga e a tensão pseudo-elástica usada para controlar deformação (MADDOX, 2007).

### 3.5-Transporte de Tubos de Aço Soldados.

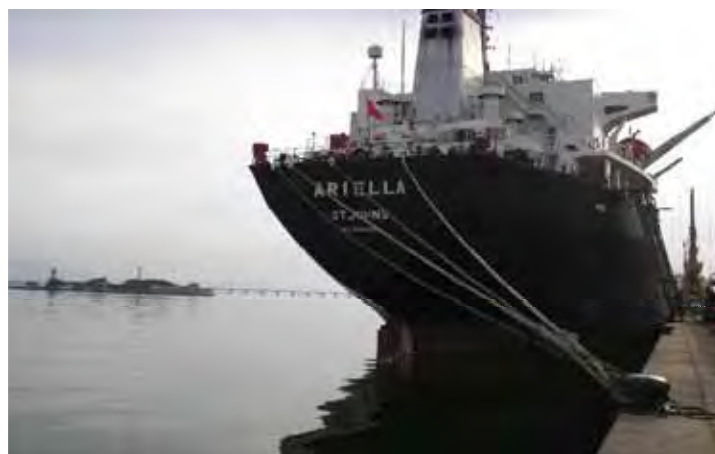
Os meios de transporte de tubos de aço mais utilizados mundialmente são os do tipo: rodoviário, ferroviário e naval (Figura 21). Para cada uma destas modalidades os fabricantes de tubos possuem procedimentos, os quais recomendam práticas operativas que visam evitar a ocorrência de avarias nos tubos durante o manuseio para carregamento, durante a viagem e também durante o descarregamento. Nestas práticas operativas também estão incluídos itens de segurança para prevenção contra acidentes do pessoal envolvido diretamente ou indiretamente no transporte, assim como evitar danos materiais e ao meio ambiente.



(a)



(b)



(c)

Figura 21-Meios de transporte de tubos: (a) Transporte por caminhão, (b) Transporte por trem e (c) Transporte por navio

### 3.5.1-Transporte de tubos de aço soldados por caminhão.

No Brasil, o transporte por caminhão, como ilustrado na Figura 21 (a), é o mais utilizado por razões da estrutura da malha rodoviária e limitações dos meios ferroviário e naval. O transporte de tubos de aço soldados, por caminhão, é efetuado de 3 maneiras à saber:

(a) tubos carregados de maneira individual em arranjo retangular (Figura 22).

(b) tubos carregados de maneira individual em arranjo piramidal (Figura 23).

(c) tubos carregados em feixe ou amarrado (Figura 24).

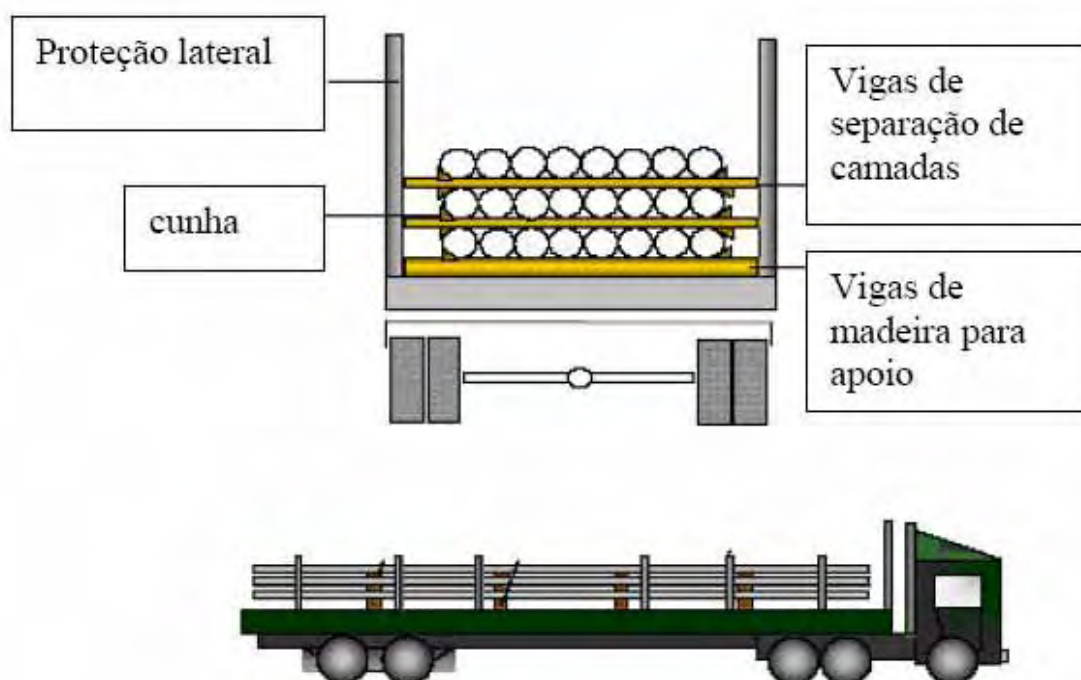


Figura 22-Transporte de tubos por caminhão de maneira individual em arranjo retangular

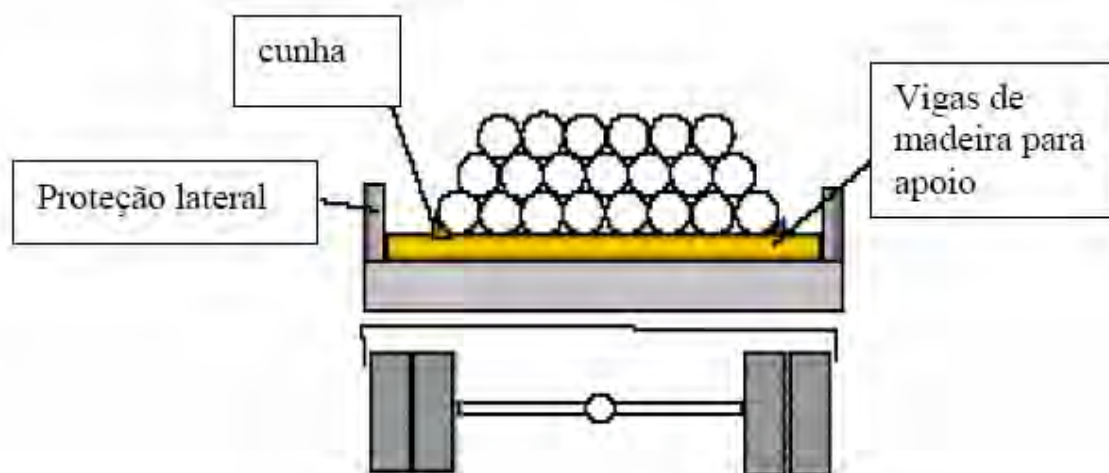


Figura 23-Transporte de tubos por caminhão de maneira individual em arranjo piramidal



Figura 24-Carregamento de tubos por caminhão em feixe ou amarrado

Como medida de segurança durante a viagem é recomendado que cada caminhão tenha proteções adicionais na frente e traseira da carroceria, para evitar o deslocamento longitudinal da carga.

### 3.5.2-Transporte de tubos de aço soldados por trem.

O arranjo da carga de tubos de aço soldados nos vagões ferroviários, como ilustrado na Figura 25, segue as mesmas premissas do transporte por caminhão no sentido de conter medidas que evitem danos prévios aos tubos e ocorrência de danos durante a viagem. Tanto para vagões abertos como para os fechados do tipo gôndola, são necessárias proteções com vigas de madeira tanto nas laterais como no assoalho de cada elemento da composição. Assim como no transporte por caminhão, a carga pode ser composta de tubos a granel separados por viga de madeira ou cargas amarradas. Da mesma forma que nos caminhões, a solda de um tubo nunca deve estar em contato com outro tubo ou qualquer parte metálica do vagão, assim como nunca a solda deve estar posicionada em contato direto com a superfície de apoio.



Figura 25-Transporte de tubos de aço soldados por trem

### 3.5.3-Transporte de tubos de aço soldados por navio.

Para assegurar um transporte seguro dos tubos, os seguintes itens devem ser aplicados:

#### i- Seleção do navio

- a) Ser um navio dos seguintes tipos: *Box Shaped, Open Hatch, Single Deck ou Bulk Carrier*.
- b) Não poderá ter mais que 20 anos.
- c) Ser o navio classificado pelo *Lloyd's* ou classificadora naval equivalente (*ABS, DNV, etc*).

#### ii- Características dos porões do navio.

Os porões dos navios deverão ser grandes o bastante para permitir a estiva da carga de maneira que os tubos sejam estivados longitudinalmente paralelos ao eixo do navio, com um espaço de no mínimo 0,50 metros entre as pilhas e qualquer outra carga, colunas ou outras estruturas tipo escada australiana, dutos de ar, etc, ou entre duas pilhas de tubos. Fora de boca com mais de 3 metros no bombordo e boroeste não

são recomendados. Porões quadrados são os mais recomendados, e porões afunilados só serão aceitos se a diferença entre a vante e a ré não exceda a 5 metros.

iii-Carpintaria nos porões.

Para a estiva dos tubos, os mesmos deverão ser colocados sobre vigas de madeira geralmente na dimensão 3”x 6”, para evitar o contato da parede do tubo com o fundo metálico do porão. Nas laterais do porão seguindo o formato do costado, devem ser colocadas também vigas de madeiras verticais para evitar o contato com os tubos.

iv- Cuidado com os cordões de solda.

Os cordões de solda, em hipótese alguma, deverão tocar os demais tubos ou qualquer estrutura, conforme recomendado pela norma API RP 5LW (2003).

v- Limite de empilhamento.

O limite de empilhamento (Figura 26) para tubos nus deve ser calculado pela seguinte fórmula, conforme estabelecido na norma API RP 5LW (2003):

$$N = \frac{(T / 1,4)}{0,426 \times (D^2/t) \times [(0,152 \times (L \times B \times W) / B) + 1]} \quad (8)$$

onde:

N= número de camadas

T= limite de escoamento do aço do tubo (MPa)

t= espessura de parede do tubo (mm)

L=comprimento nominal do tubo (mm)

B= número de vigas sob a pilha de tubo ( mínimo 4 conforme recomenda a API 5LW)

W= largura da viga de madeira (mm)

D= diâmetro externo do tubo (mm)





Figura 26-Preparação do madeiramento nos porões do navio e carregamento: (a) Preparação com madeiras no fundo do porão, (b) Preparação com madeiras nas laterais do convés, (c) Estivagem das primeiras camadas de tubos, (d) carga já em estágio avançado de estiva.

### 3.5.4-Análise das tensões impostas ao tubo sob carregamento

Quando um tubo está sujeito a pressão interna, a tensão circunferencial é, pelo menos, duas vezes maior que a tensão longitudinal. Entretanto, o maior perigo de ocorrência de falha é quando se tem a presença de trinca longitudinal no tubo. Evidências dos casos de trinca por fadiga devido ao transporte, indicam que estas usualmente se propagam a partir de ambas as superfícies interna e externa em até 30% da espessura do tubo. Para identificar os componentes das tensões impostas ao tubo devido às operações de carregamento, as quais são praticadas usualmente e que podem provocar a trinca por fadiga em tubos de aço soldados, primeiro será considerado um modelo simplificado, como mostrado na Figura 26. Uma força vertical  $P$ , atuando sobre a superfície horizontal de um tubo, causa uma deformação radial  $W$ , e que pode ser expressada da seguinte forma (KUNERT e OTEGUI, 2004):

$$W = 0,296 P R^3 / E I \text{ onde,} \quad (9)$$

P= Força peso devido a carga de tubos acima

R= Raio do tubo

E= Módulo de Young do aço

I= Momento de Inércia do Tubo

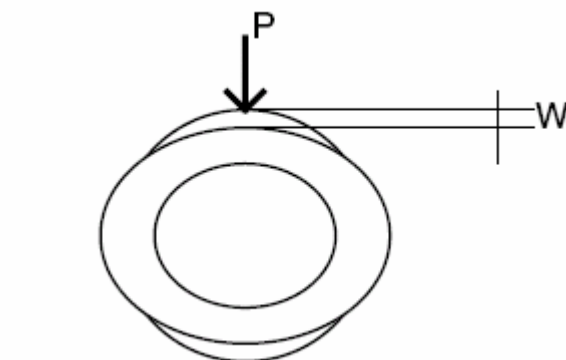


Figura 27- Deformação radial em tubo devido a carga lateral  
(KUNERT e OTEGUI, 2004)

A máxima tensão de tração imposta a superfície externa do tubo pode ser calculada como:

$$S_e = 0,637 R b P / 2 I, \text{ onde :} \quad (10)$$

b= espessura do tubo

A mínima tensão cíclica  $\Delta S$  a qual pode provocar fadiga a partir da superfície externa, estando esta livre de defeito, é próxima ao limite de fadiga do tubo, o qual é estimado como sendo aproximadamente a metade do limite de escoamento do aço do tubo (  $LE= 448$  MPa para o aço API 5L X65).

Para simular uma condição de transporte onde a carga superior atua sobre determinado tubo abaixo e este é suportado lateralmente por outros tubos ou por proteção lateral, será considerado o modelo simplificado, como mostrado na Figura 27. No modelo simplificado é assumido uma carga uniformemente distribuída ao longo do comprimento, e não está considerada qualquer outra solicitação por fricção ou cisalhamento. Esta carga concentrada gera tensões longitudinais e circunferenciais devido a solicitação na parede do tubo. A máxima tensão por tração está localizada no

ponto médio A da Figura 28, e as equações para estas tensões resultam que o estado de tensão circunferencial é a soma da tensão por membrana compressiva  $S_{cm}$  e a componente da tensão em dobramento  $S_{cb}$ , como mostrado na Figura 29 (ROARK, 1975).

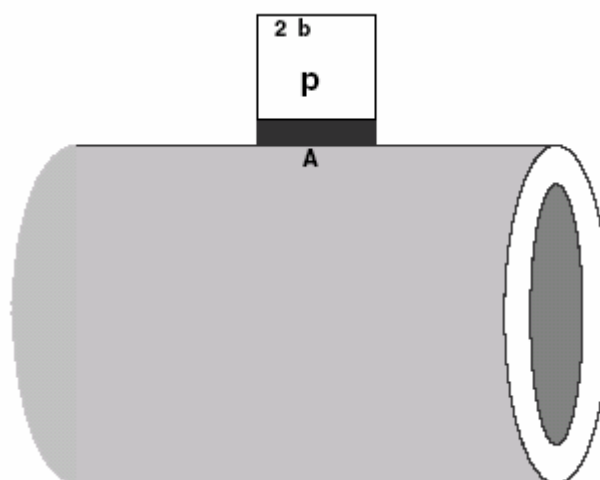


Figura 28-Carga concentrada em pequeno comprimento de tubo, simulando tensionamento cíclico no regime elástico (KUNERT e OTEGUI, 2004).

Ciclos positivos de tensão em ambas as superfícies do tubo podem ser produzidos pela contenção lateral dos tubos adjacentes da carga. As tensões cíclicas que atuam lateralmente são similares as provocadas pela carga dinâmica vertical devido ao peso da carga superior.

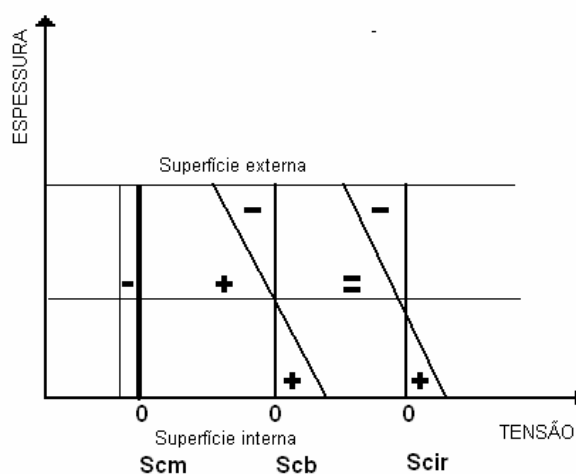


Figura 29- Estado de tensão circunferencial no tubo em condição similar a apresentada na Figura 28 (KUNERT e OTEGUI, 2004)

#### 4- Materiais e Métodos.

Para atender aos objetivos deste trabalho, definidos no item 2, foi planejada a análise experimental dividida em duas linhas de análise, como mostrado no fluxograma da Figura 30. Todos os ensaios realizados para a análise experimental foram realizados nos laboratórios do Departamento da Qualidade da TenarisConfab em Pindamonhangaba-SP.

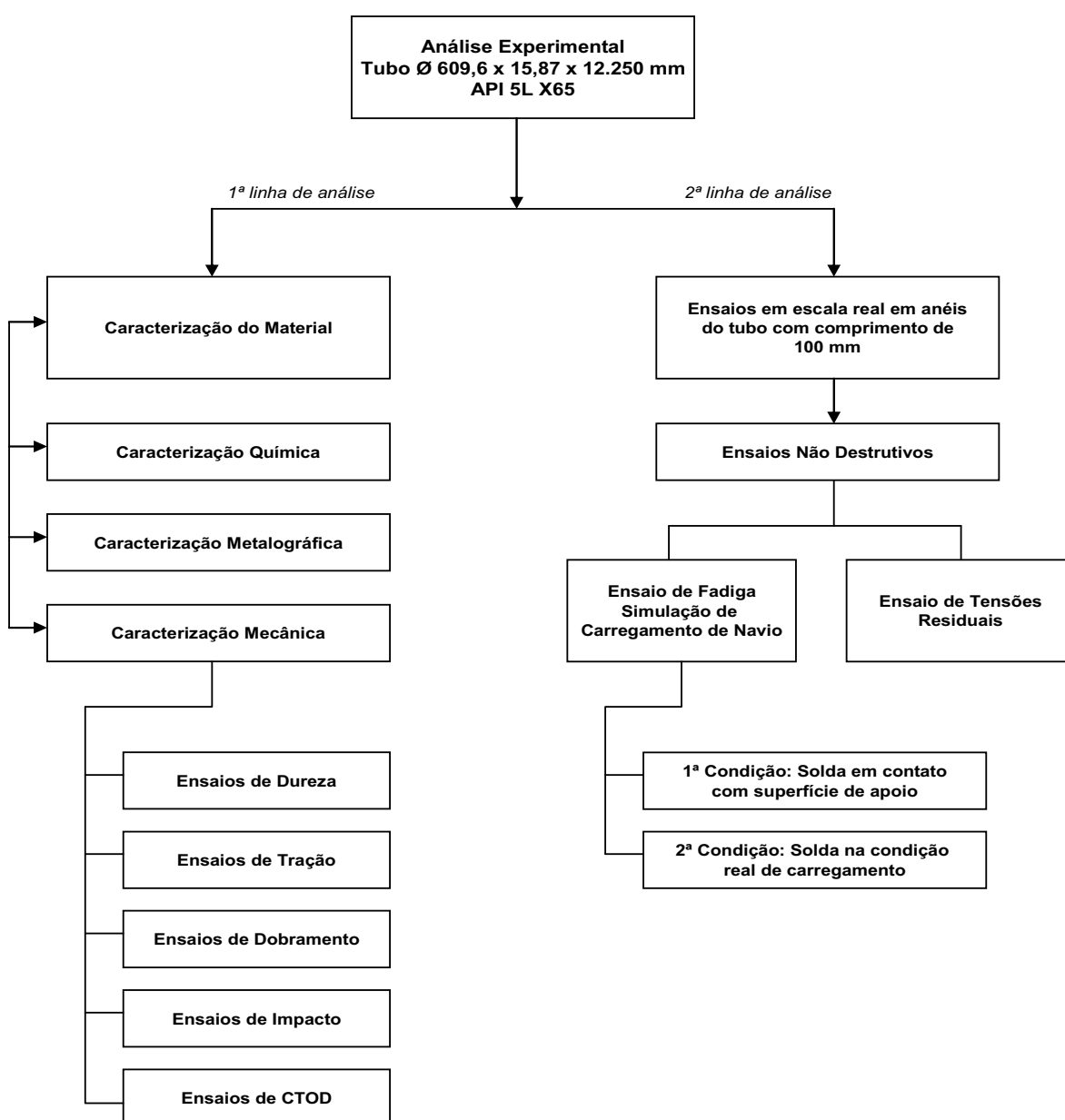























Figura 30- Fluxograma da análise experimental



Tabela 5- Quantidade e tipos de corpos-de-prova retirados do tubo N.30871.

CÓDIGO	TIPO DE TESTE	DIMENSÕES DA AMOSTRA ( mm )		POSIÇÃO	OBSERVAÇÕES
		LONG.	TRANSV.		
QS	 Análise química do cordão de solda	50	50	SOLDA	2 corpos de prova
TS	 Tração transversal de solda	60	400	SOLDA	1 corpo de prova
I	 Dobramento Interno	45	300	SOLDA	1 corpo de prova
E	 Dobramento Externo	45	300	SOLDA	1 corpo de prova
DL	 Dobramento Lateral	100	300	SOLDA	2 corpos de prova
CS	 Curva de transição de solda	70	90	SOLDA	18 corpos de prova
CZ - LF...	 Curva de transição de ZTA	70	100	SOLDA	54 corpos de prova
LCS	 Tração longitudinal cilíndrica de solda	250	200	SOLDA	3 corpos de prova
LCZ	 Tração longitudinal cilíndrica de ZTA	250	200	SOLDA	3 corpos de prova
TCS	 Transversal cilíndrica de solda	150	250	SOLDA	3 corpos de prova
TCZ	 Tração longitudinal cilíndrica de ZTA	150	250	SOLDA	3 corpos de prova
CTOD-S	 CTOD de solda	400	400	SOLDA	5 corpos de prova
CTOD-Z	 CTOD de ZTA	400	400	SOLDA	5 corpos de prova
MA-MI-DU	 Macrografia, Micrografia e Dureza	70	70	SOLDA	1 corpo de prova
TR	 Anéis para tensão residual	400	--	--	3 corpos de prova
TF	 Anéis para teste de fadiga	500	--	--	7 corpos de prova
QT	 Análise química do metal base	50	50	90° da solda	1 corpo de prova
TT	 Tração transversal de metal base	60	400	180° da solda	1 corpo de prova
TL	 Tração longitudinal de metal base	400	60	90° da solda	1 corpo de prova
CT	 Curva de transição de charpy - metal base	70	90	90° da solda	18 corpos de prova
CTOD-T	 CTOD de metal base	400	400	90° da solda	5 corpos de prova

#### 4.1- Caracterização Química

Foram realizadas análises no metal base, no cordão de solda interno e no cordão de solda externo. As amostras com dimensões 50 mm x 50 mm x 16 mm, foram cortadas do tubo por oxicorte e tiveram as faces para análise preparadas por fresamento e posterior lixamento com lixa de granulometria 120. A metodologia analítica utilizada foi espectrometria de emissão óptica à vácuo, realizada em conformidade à norma ASTM-E 415 (2005).

As análises foram codificadas como:

30871-QT:análise química do metal base.

30871-QS:análise química da solda ( SIN:solda interna, SEX:solda externa).

O procedimento, o equipamento e os materiais utilizados para as análises químicas foram os seguintes:

Foi utilizado o equipamento espectrômetro de emissão óptica à vácuo, gás argônio de alta pureza (99,95% mínimo) e materiais de referência certificados (padrões RMs). Foi executada a verificação do equipamento por meio das curvas de calibrações usando 2 materiais de referência. Após escolhido o programa analítico, a amostra foi colocada na câmara de excitação e o braço de contato foi acionado. A excitação da amostra é realizada em duplicata e assim os resultados médios são tomados para registro. Os resultados foram expressos em porcentagem de massa, sendo que cada resultado reportado é o valor médio entre o mínimo e o máximo, obtidos entre no mínimo duas determinações feitas na mesma amostra de teste (*Apêndice1-Tabela de Tolerâncias*).

#### **4.2- Caracterização Metalográfica**

A caracterização microestrutural foi realizada em amostra com tamanho 70 x 70 x 16 mm retirada da seção transversal da solda do tubo por meio de oxicorte, e posteriormente, recortada por equipamento de corte com disco abrasivo. A preparação da amostra para análise teve a seguinte seqüência:

- Corte com disco abrasivo

Equipamento: Arotec COR-100

- Lixamento: Seqüência granulométrica-#100, #240, #360, #400 e #600

Equipamento: Prazis APV-V

- Polimento: Foi utilizado pasta de diamante, com pano de polimento específico, na seqüência granulométrica: # 6 microns, # 3 microns e # 1 micron

Equipamento: Prazis APV-V

- Microscópio Óptico: Leitz modelo Epivert, equipado com câmera Evolution LC e sistema de captura de imagem HP Photosmart 8150.

### 4.3-Characterização Mecânica

#### 4.3.1-Ensaio de Dureza

Foi realizado o ensaio de dureza Vickers com carga de 10 Kg em amostras extraídas da seção transversal da solda do tubo, após preparação metalográfica (lixamento, polimento e ataque químico). Foi utilizada para o teste uma máquina de dureza Wilson Wolpert tipo Testor 930, calibrada e certificada na escala HV10 com padrões MPA e de acordo com a norma ASTM E92 (2003).

##### 4.3.1.1-Metodologia para medição da dureza

Para a medição da dureza foram realizadas 3 linhas de leituras no sentido da espessura do tubo, sendo uma linha posicionada a 2 mm da superfície externa (A), uma linha à meia espessura (B) e outra linha posicionada a 2 mm da superfície interna (C), conforme representado na Figura 32.

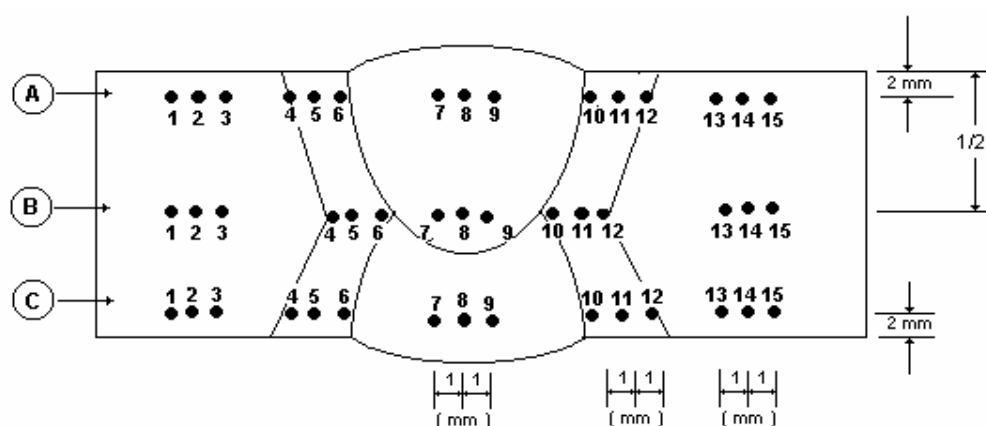


Figura 32-Diagrama de medição de dureza Vickers

Foi adotado como procedimento a leitura de ambas as diagonais da impressão de cada ponto e, individualmente, tomou-se a média das diagonais de cada ponto para calcular o valor de dureza, conforme a fórmula abaixo:



$$HV = 1,8544 P/D^2, \text{ onde:} \quad (11)$$

P=Carga em Kgf

D= Média das diagonais da impressão (mm).

As impressões de cada ponto devem estar espaçadas entre si em pelo menos duas vezes e meia o comprimento da diagonal da impressão, levando em conta as extremidades do corpo-de-prova.

#### **4.3.2-Ensaio de Tração**

Os ensaios de tração foram realizados à temperatura ambiente em máquina de tração MFL SYSTEME, com capacidade de 100 toneladas, para os corpos-de-prova de seção plana, de acordo com a norma API 5L (2004), e em máquina servo-hidráulica com capacidade de 25 toneladas para os corpos-de-prova cilíndricos de seção reduzida, de acordo com as normas ASTM A 370 (2007) e ASTM E8 (2004). As duas máquinas de tração são calibradas com frequência anual por meio de células de cargas aferidas contra um padrão primário existente no IPT-SP (Instituto de Pesquisas Tecnológicas), instituto este, que integra a rede brasileira de calibrações (RBC).

##### **4.3.2.1-Posições de retirada dos corpos-de-prova de acordo com API 5L (2004)**

A retirada dos corpos-de-prova para o ensaio de tração foi definida como sendo a 90° e a 180°, em relação à solda longitudinal do tubo, como ilustrado na Figura 33, sendo:

- 1-Corpo-de-prova para o ensaio de tração transversal de solda;
- 2-Corpo-de-prova para o ensaio de tração transversal de chapa;
- 3-Corpo-de-prova para o ensaio de tração transversal de chapa (opcional) e,
- 4-Corpo-de-prova para o ensaio de tração longitudinal de chapa

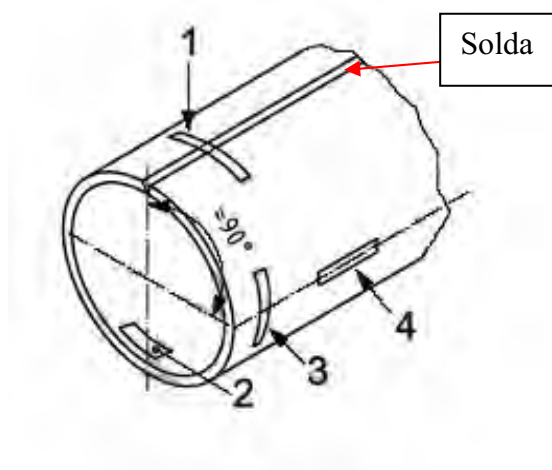
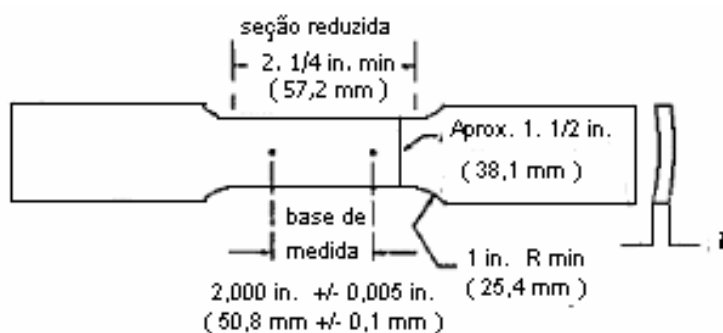


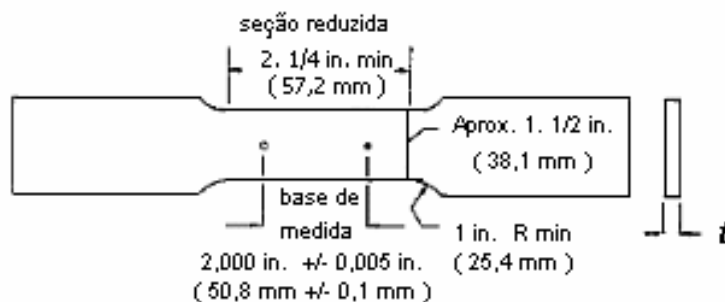
Figura 33-Posição de retirada de corpos-de-prova para o ensaio de tração

#### 4.3.2.2-Corpos-de-prova para o ensaio de tração em chapa

Foram preparados corpos-de-prova com as dimensões especificadas pela norma API 5L (2004) nas orientações longitudinal e transversal, para determinação das propriedades mecânicas do metal base (chapa), como ilustrado na Figura 34.



(a)



(b)

Figura 34-Corpos-de-prova empregados no ensaio de tração da chapa:

(a) orientação longitudinal e (b) orientação transversal

#### 4.3.2.3-Corpos-de-prova para o ensaio de tração transversal de solda

Foram preparados corpos-de-prova com dimensões especificadas pela norma API 5L (2004) na orientação transversal, para determinação do limite de resistência da junta soldada, como ilustrado na Figura 35.

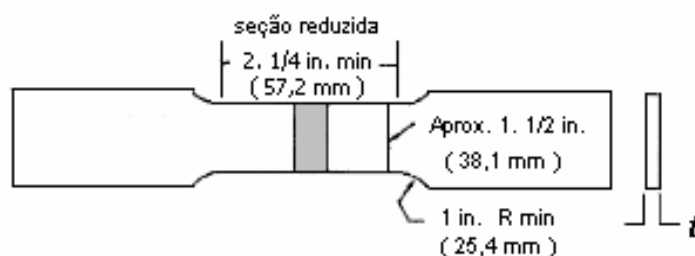


Figura 35-Corpo-de-prova para o ensaio de tração transversal de solda

#### 4.3.2.4-Corpos-de-prova cilíndricos de seção reduzida

Os corpos-de-prova foram preparados com seção reduzida para que a seção em análise pudesse estar localizada em regiões determinadas da seção transversal da solda. Foram preparados corpos-de-prova orientados paralelamente e transversalmente ao eixo do tubo, extraídos de amostras do metal base, da zona termicamente afetada e da solda. Na Figura 36 está ilustrada a localização dos corpos-de-prova removidos da

solda, com orientação transversal e na Figura 37, está ilustrada a localização dos corpos-de-prova removidos do metal base, da ZTA e da solda, com orientação longitudinal.

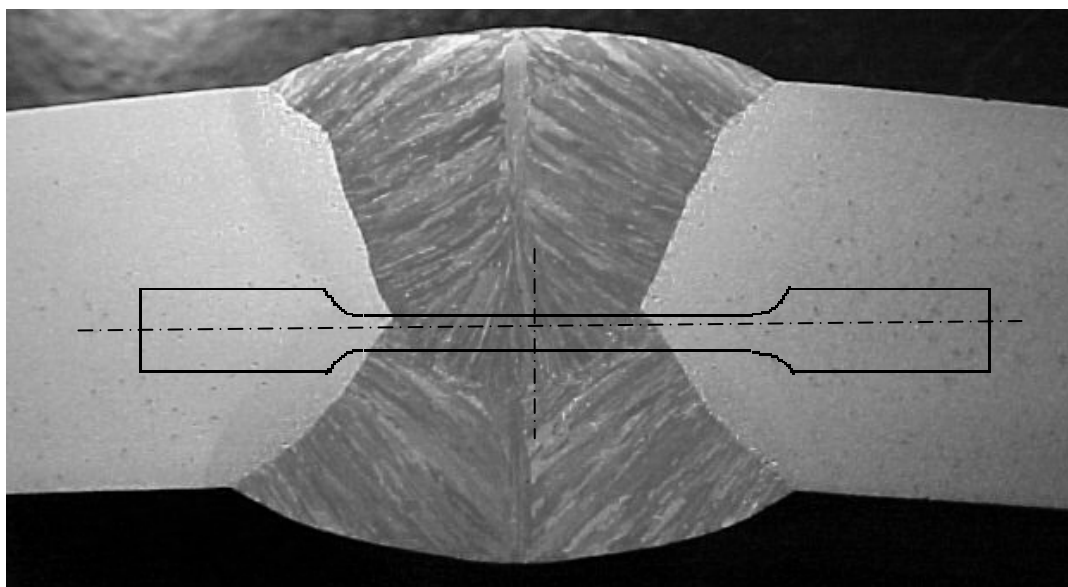


Figura 36-Corpo-de-prova cilíndrico de seção reduzida para ensaio de tração de solda

O interesse da realização do ensaio de tração utilizando corpos-de-prova de seção reduzida se deve a duas razões de relevante importância: 1-Estabelecer uma comparação direta com os resultados dos ensaios realizados em corpos-de-prova de seção plana padronizados pela norma API 5L (2004) e quantificar a diferença para avaliar o “*Efeito Bauschinger*” e 2-Ter informações detalhadas das diversas regiões da seção transversal da solda do tubo, uma vez que com a redução das dimensões dos corpos-de-prova, as propriedades mecânicas obtidas por meio do ensaio de tração seriam específicas do local de remoção e não teriam a influência da heterogeneidade micrográfica que se verifica na junta soldada.

Os corpos-de-prova cilíndricos de seção reduzida apresentados na Figura 36 e na Figura 37, foram confeccionados em torno mecânico com as seguintes dimensões:  $\varnothing$  da cabeça= 9 mm;  $\varnothing$  da seção útil= 2,5 mm; comprimento da seção útil= 30 mm e comprimento total= 75 mm.

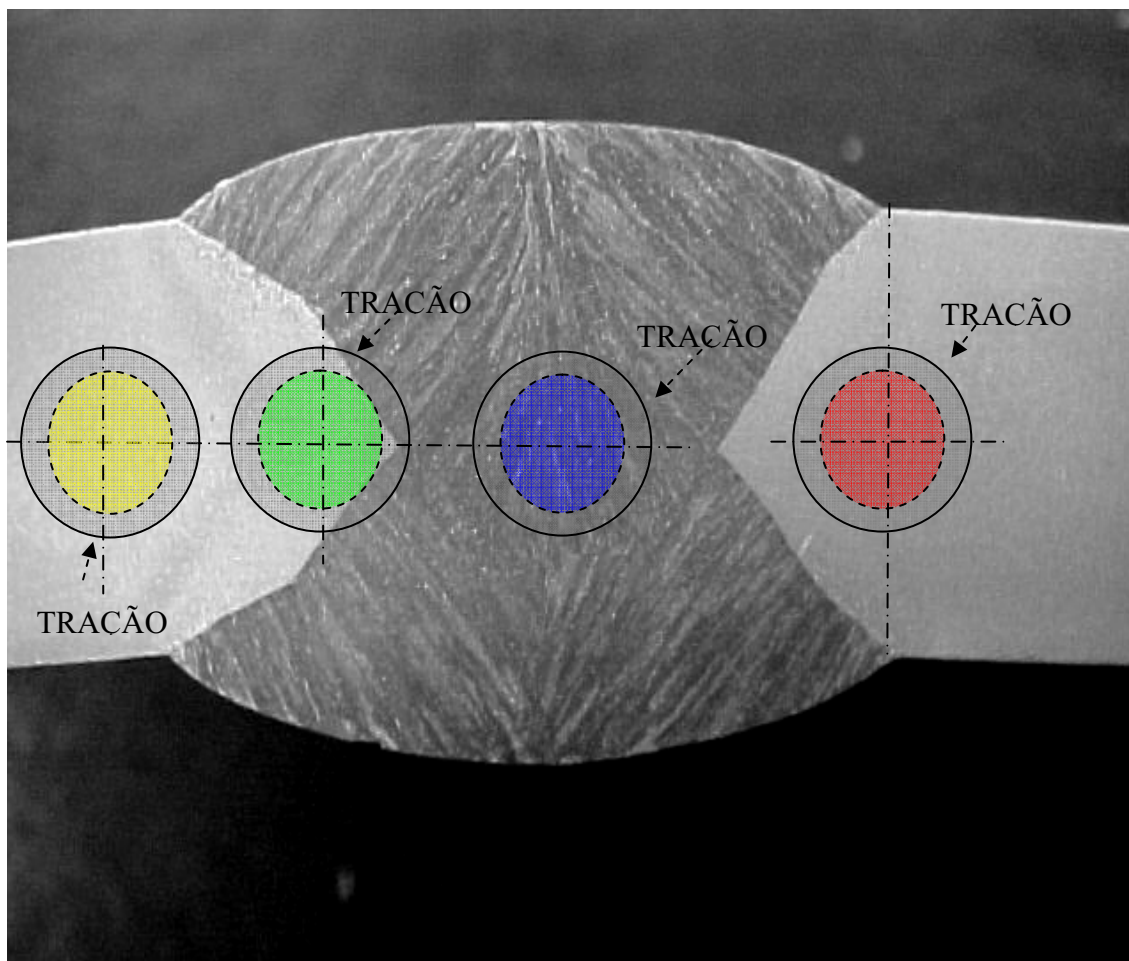


Figura 37-Corpo-de-prova cilíndrico de seção reduzida com orientação longitudinal

#### 4.3.2.5-Procedimentos anteriores ao início do ensaio de tração

Antes do início do ensaio de tração foram realizados os seguintes procedimentos, conforme o tipo de corpo-de-prova:

- a) Corpos-de-prova de seção plana, com medição da tensão limite de escoamento
  - a1- Os corpos-de-prova foram aplainados por meio de prensagem.
  - a2- Foi feita a traçagem da base de medida( $L_0$ ).
  - a3- Foi feita a medição da largura do corpo-de-prova através de 3 leituras feitas no centro de cada 1/3 da base de medida. A média aritmética das 3 leituras, denominada

“dimensão A”, foi anotada na folha de trabalho. A medição foi feita com paquímetro e a precisão de medida adotada foi de 0,1 mm.

a4- Foi feita a medição da espessura do corpo-de-prova, através de 3 medidas realizadas no centro de cada  $1/3$  de  $L_0$ . A média aritmética das leituras foi denominada “dimensão B” e anotada na folha de trabalho. A medição foi feita com paquímetro e a precisão de medida adotada foi de 0,02 mm.

b-Corpos-de-prova de seção cilíndrica para determinação da tensão limite de escoamento

b1- Foi feita a pintura da seção útil do corpo-de-prova com tinta para traçagem.

b2- Foi traçada na secção útil, uma linha reta paralela ao eixo longitudinal do corpo-de-prova, para servir de suporte à traçagem de  $L_0$  e para as outras medições.

b3- Foi marcado o centro da base de medida na seção útil, traçando a partir deste retas ortogonais à linha a centro e à  $1/6$ . Foi usado paquímetro para medição e foi adotada uma precisão de 0,1 mm.

b4- Foi medido o diâmetro da seção útil em 3 posições ao longo da base de medida e foi anotada na folha de trabalho a média aritmética das 3 medidas. A medição foi feita com paquímetro e foi adotada uma precisão de 0,02mm.

#### 4.3.2.6-Realização do ensaio de tração usando sistema computadorizado

A realização do ensaio de tração, usando sistema computadorizado, obedeceu o seguinte procedimento:

##### a) Configuração do ensaio

Após ligar o computador e aguardar o carregamento do programa, digitar a senha de acesso ao sistema de aquisição de dados, escolher a opção “Arquivo”, e em seguida “Novo“. Em seguida, selecionam-se as outras opções disponíveis no “software”, de maneira que as opções cálculos, eixos do gráfico tensão versus deformação, controle de início e fim do ensaio e definição do corpo-de-prova, estejam configuradas.

## b) Início do ensaio

Faz-se a colocação do corpo-de-prova na máquina, fixando-o primeiramente na garra superior. Posicionar o corpo-de-prova de maneira que fique na posição vertical, e em seguida, pressionar a alavanca de fixação, para travá-lo em posição de teste.

## c) Levantamento da curva “carga versus deformação” com o uso de extensômetro

Foi colocado o extensômetro no corpo-de-prova, como ilustrado na Figura 38, certificando-se que as garras do mesmo ficassem eqüidistantes da linha de centro da parte útil do mesmo, e alinhadas vertical e horizontalmente. Por meio da tela do computador acompanha-se a deformação até o valor de 1 mm, e em seguida o extensômetro é retirado. Aumenta-se gradativamente a velocidade de ensaio até o limite de  $120\text{Kg}/\text{mm}^2/\text{minuto}$ , e mantêm-se até a ruptura do corpo-de-prova. O extensômetro de corpo duplo foi projetado especificamente para corpos-de-prova de tração retirados de tubos, onde o efeito da planicidade do corpo-de-prova pode levar a uma leitura errada da deformação, e assim acarretar um erro na determinação da tensão limite de escoamento.

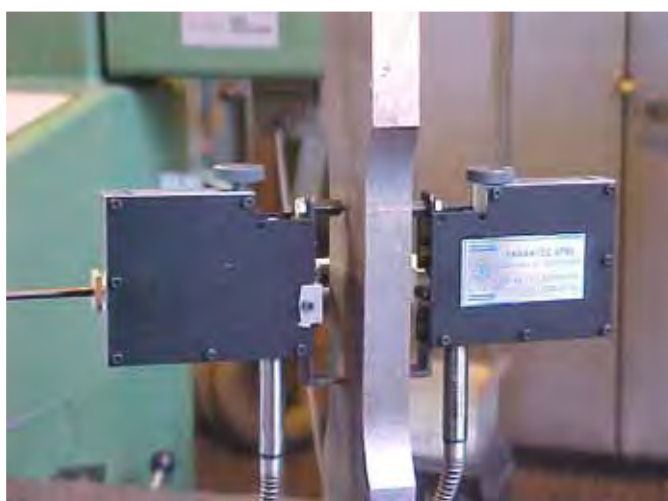


Figura 38-Detalhe da fixação do extensômetro de corpo duplo no corpo-de-prova

#### d) Determinação do Módulo de Young

Após a ruptura do corpo-de-prova, habilita-se o computador para a tela do Módulo de Young. Para que o ensaio seja validado, admite-se para corpos-de-prova de aço uma variação de no máximo 10% do Módulo de Young padrão ( $21.000 \text{ kgf/mm}^2$ ), ou seja, deve-se obter valores entre  $18.900$  e  $23.100 \text{ kgf/mm}^2$ .

#### e) Determinação das propriedades mecânicas

Para a determinação das propriedades mecânicas, ou seja, do limite de resistência à tração (LR), limite de escoamento (LE) e alongamento (Al), usam-se os cálculos feitos por meio da inserção dos dados de ensaio no computador, que já possui e é disponibilizado na tela uma planilha apropriada para esta finalidade.

Na Figura 39 é apresentada uma ilustração do equipamento utilizado para realização dos ensaios de tração e de dobramento guiado.



Figura 39-Máquina de ensaio de tração e dobramento guiado



### 4.3.3-Ensaio de Dobramento Guiado

O ensaio de dobramento foi realizado em 3 condições de solicitação, sendo uma com tensionamento do cordão de solda interno (DI), outra com tensionamento do cordão de solda externo (DE) e a terceira com tensionamento lateral (DL). O ensaio de dobramento foi realizado na máquina de tração, representada na Figura 39, a qual dispõe de sistema ajustado para realização deste tipo de ensaio, conforme recomendado na norma API 5L(2004). As dimensões do corpo-de-prova para o ensaio de dobramento guiado estão representadas na Figura 40.

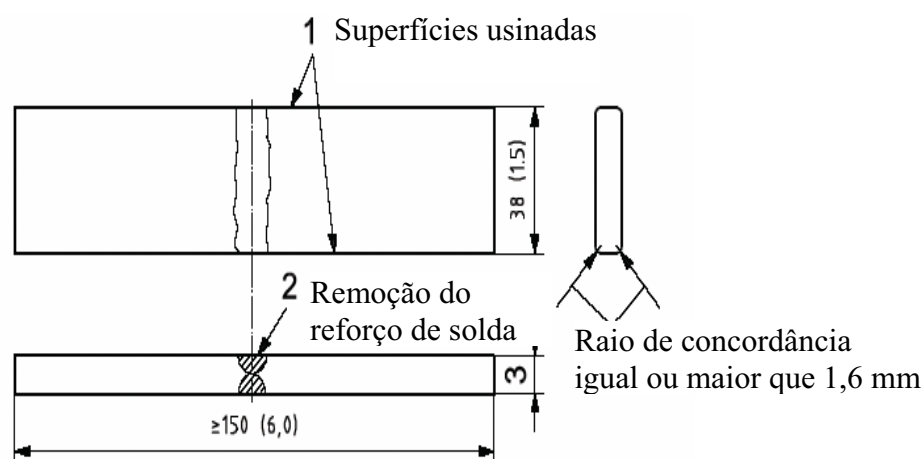


Figura 40-Dimensões do corpo-de-prova para o ensaio de dobramento guiado

Algumas máquinas para ensaio de tração possuem, associadas a ela, um dispositivo especificamente destinado a execução do ensaio de dobramento guiado. O dispositivo permite o ajuste da distância entre os rolos de apoio e também a troca do rolo que executa o dobramento.

O ajuste da distância entre os rolos do dispositivo (Figura 41) usado no ensaio de dobramento guiado e também a seleção do diâmetro apropriado dos rolos, é feito de acordo com a seguinte fórmula :

$$B = D + 2e + 3,2 \text{ mm, onde:}$$

B= Distância entre centro dos rolos (mm)

D= Valores tabelados na norma API 5L (2004) (mm)

e= Espessura do tubo (mm)

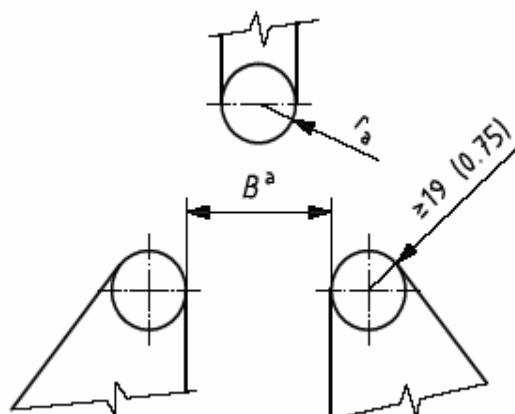


Figura 41-Dispositivo para o ensaio de dobramento guiado

#### 4.3.4-Ensaio de Impacto Charpy “V”

Os ensaios de impacto Charpy “V” foram feitos em corpos-de-prova 10 x 10 x 55 mm, conforme ASTM E-23 (2007) tipo A, em máquina Instron Wolpert PW30, com capacidade de 300 Joules. Os corpos-de-prova para teste de Charpy foram retirados em quantidade adicionais ao requisito da norma API 5L (2004), a qual somente especifica retirada de amostras do metal base. Neste caso, foram retiradas amostras do metal base, do metal de solda, da zona termicamente afetada à 2 mm da linha de fusão e da zona termicamente afetada à 5 mm da linha de fusão. Para cada posição mencionada acima, foram preparados jogos de 3 corpos-de-prova para 6 temperaturas de teste, incluindo a temperatura de 0°C, a qual foi determinada como temperatura de referência para o ensaio de Charpy. A escolha de 0°C, deve-se ao fato de que um caso real estudado, de ocorrência de trinca por fadiga devido ao transporte marítimo, ter sido em um tubo das mesmas dimensões e grau API, que tinha especificada a temperatura de teste em 0° C. Além da temperatura 0°C, foram definidas as outras seguintes temperaturas: +20°C, - 20° C, -40° C, -60° C e -80° C. Os testes efetuados em 6 temperaturas diferentes permitiram a elaboração da curva de transição dúctil-frágil para este estudo.

#### 4.3.4.1-Confecção dos corpos-de-prova

A retirada e confecção de corpos-de-prova para o ensaio de impacto Charpy “V” requer o cumprimento de uma série de requisitos que, se não levados ao detalhe, podem invalidar o corpo-de-prova ou interferir diretamente no resultado obtido, podendo torná-lo nulo. Quando o corte da seção do material que vai resultar nos corpos-de-prova é feito usando alguma fonte térmica (oxiacetileno, plasma, laser, etc), deve-se considerar uma porção excedente de material (sobremetal), que posteriormente é removido por um processo a frio (usinagem ou corte com serra), e assim remover a porção afetada pelo calor do corte.

A seqüência de confecção dos corpos-de-prova deste estudo, conforme ilustrado na Figura 42, foi a seguinte:

a1-Corte inicial: processo oxiacetilênico

a2-Corte do corpo-de-prova individual: serra mecânica.

a3-Usinagem preliminar: máquina ferramenta plaina.

a4-Ataque químico: Nital 15% para localização da solda, linha de fusão e ZTA.

a5-Marcação da posição do entalhe: marcação com riscador.

a6-Corte no comprimento final de 55 mm: serra mecânica.

a7-Confecção do entalhe de 2 mm de profundidade, ângulo de 45° e arredondamento da extremidade do “V” de 0,25 mm: uso de brochadeira, a qual é uma ferramenta especial para abrir chanfros em corpos-de-prova para Charpy.

a8- Inspeção dimensional de cada corpo-de-prova e validação do chanfro de 2 mm: uso de micrômetro e paquímetro, aferidos para as medidas lineares, e projetor de perfil, para as medidas angulares e medida de raios de arredondamento.

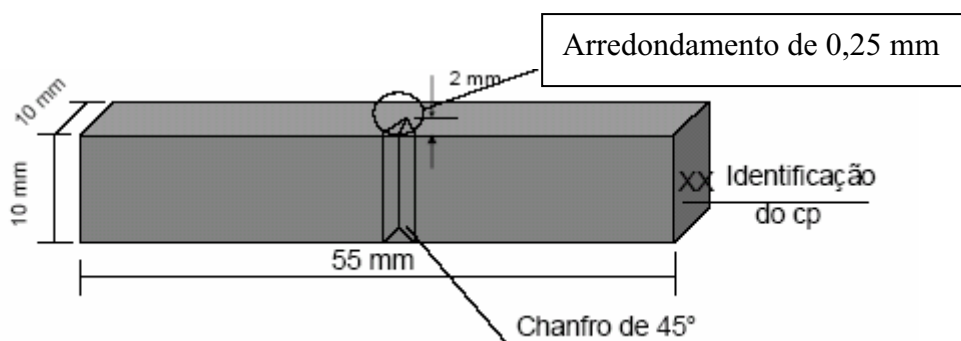


Figura 42-Corpo-de-prova para ensaio de Charpy “V”- tipo A-ASTM E23 (2007).

#### 4.3.4.2-Marcação da posição do entalhe nos corpos-de-prova de solda e ZTA.

A marcação da posição do entalhe tem importância fundamental na obtenção dos resultados que se espera do ensaio de Charpy “V”. No caso deste estudo, como ilustrado na Figura 43, as posições da linha de fusão + 2 mm e linha de fusão + 5 mm tiveram particular atenção. No entanto, as demais posições foram testadas para uma aquisição mais completa de dados.

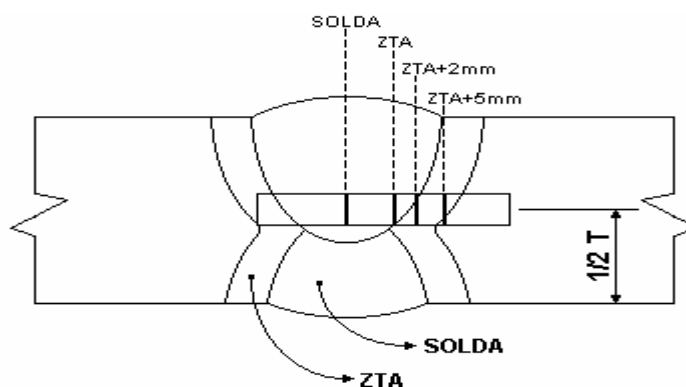


Figura 43-Posição de marcação do entalhe

#### 4.3.4.3-Procedimento de teste

Os corpos-de-prova foram ordenados e alocados no dispositivo de refrigeração, conforme o ilustrado na Figura 44, ajustado para a temperatura de  $-80^{\circ}\text{C}$ , e de maneira que, após terminada cada série correspondente à temperatura pré-definida,

se fazia novo ajuste na temperatura, e se mantinha por tempo suficiente para estabilização (mínimo 5 minutos). Os corpos-de-prova foram dispostos no banho, de maneira que o nível do líquido refrigerante era no mínimo a 25,4 mm acima do nível dos corpos-de-prova.

Para cada série de ensaio a seguinte seqüência foi mantida: metal base, solda, linha de fusão + 2 mm e linha de fusão + 5 mm. Para resfriamento e manutenção dos corpos-de-prova na temperatura de teste foi utilizado um refrigerador elétrico Lauda Proline RP 1290. Para o banho de resfriamento, foi utilizado álcool e CO<sub>2</sub>.



Figura 44-Sistema de resfriamento e manutenção dos corpos-de-prova na temperatura de teste

Antes de submeter o primeiro corpo-de-prova da série em modo de fratura, foi realizada a queda do pêndulo em vazio, ou seja, sem que nenhum corpo-de-prova estivesse disposto na posição de teste. Esta operação verifica se o ponteiro de arraste, como o ilustrado na Figura 45, coincide com o zero da escala.

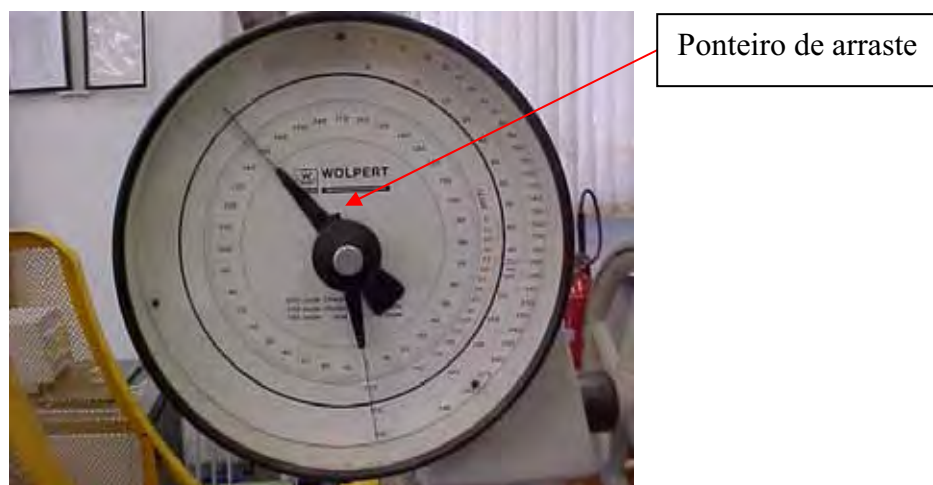


Figura 45-Mostrador da máquina de impacto Instron Wolpert

Com o uso de uma tenaz própria, cada corpo-de-prova foi colocado na posição de teste, tomando-se o cuidado de voltar a tenaz ao banho a cada corpo-de-prova colocado na máquina, de modo que esta não altere a temperatura dos corpos-de-prova. É importante destacar que o tempo entre a retirada do corpo-de-prova do banho e a colocação deste no suporte da máquina, não deve ser maior que 5 segundos. Como, além da energia medida individualmente, também foi medida a porcentagem de fratura dúctil, cada corpo-de-prova fraturado foi lavado em água e em seguida em álcool, com subsequente secagem com ar quente para evitar a oxidação. Para medição da % de fratura dúctil foi adotado o seguinte método: com o uso de paquímetro foi medido o comprimento e a largura da região de fratura dúctil, multiplicando-se os valores e obtendo-se individualmente para cada corpo-de-prova, a área de fratura por clivagem. A área de cada corpo-de-prova foi medida antes de cada teste, descontando-se a área representada pelo entalhe.

$$\% \text{ FD} = 100 - (100 \times \text{AAF} / \text{ACP}) \text{ onde,} \quad (12)$$

FD= Percentual de fratura dúctil (%)

AAF= Área de fratura frágil ( $\text{mm}^2$ )

ACP=Área original da seção do corpo-de-prova ( $\text{mm}^2$ )

Na figura 46 estão representadas as áreas de fratura possíveis de observação no ensaio de Charpy, sendo:

- 1- Área dúctil;
- 2- Área do entalhe e,
- 3- Área frágil

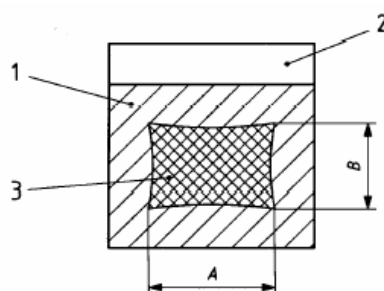


Figura 46-Representação das áreas de fratura dúctil e frágil

A curva de transição dúctil-frágil foi determinada com os resultados de 18 corpos-de-prova (3 em cada temperatura) iniciando-se em  $+20^{\circ}\text{C}$ ,  $0^{\circ}\text{C}$ ,  $-20^{\circ}\text{C}$ ,  $-40^{\circ}\text{C}$ ,  $-60^{\circ}\text{C}$  e  $-80^{\circ}\text{C}$ , para os ensaios do metal base, da solda e da linha de fusão  $+5\text{ mm}$ .

#### 4.3.5-Ensaio de CTOD

O ensaio de CTOD foi realizado em máquina servo-hidráulica MTS, com capacidade de 25 toneladas. Os testes foram realizados a  $0^{\circ}\text{C}$ , em corpos-de-prova do tipo SEN(B). Foram testadas seqüências de 5 corpos-de-prova retirados do metal base no sentido transversal à laminação, 5 corpos-de-prova transversais da solda e 5 corpos-de-prova transversais da ZTA, para selecionar no mínimo 3 testes válidos, conforme estabelecido nas normas abaixo mencionadas. A validação das dimensões da pré-trinca de fadiga foi feita por meio de medição, usando um projetor de perfil Mitutoyo. Como referência normativa para os valores de CTOD obtidos ( $\delta$ ) foi seguida a norma DNV-OS-F101 (2000), e para o procedimento do teste foi seguida a norma BS 7448: Parte 1 (1991) e Parte 2 (1994).

Os corpos-de-prova foram cortados do tubo por meio de oxicorte, com dimensão bruta de 400 x 400 mm x 16 mm para cada jogo de 5 corpos-de-prova a serem preparados, e posteriormente confeccionados individualmente por usinagem (plana e retífica) para a dimensão padronizada. Na Figura 47, estão representadas as dimensões dos corpos-de-prova bem como a posição do entalhe.

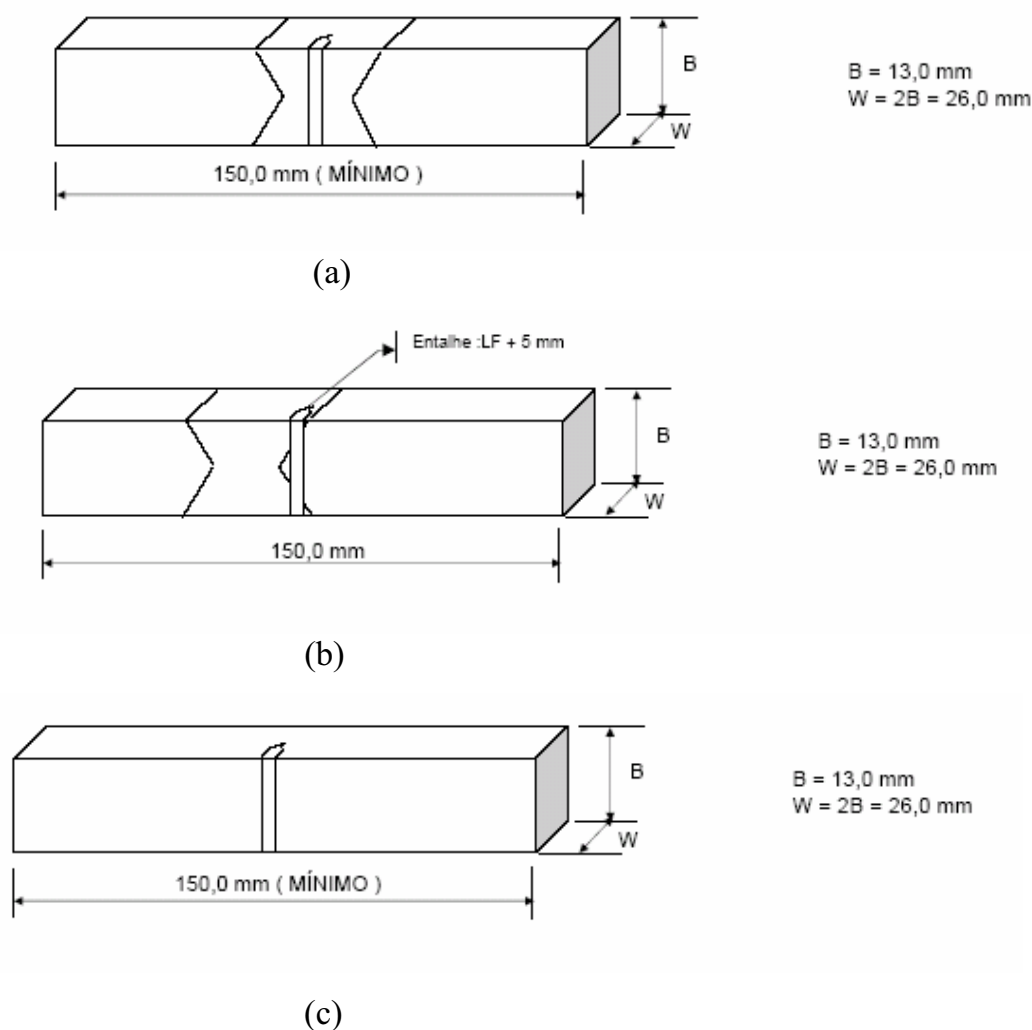


Figura 47-Corpos-de-prova para o ensaio de CTOD:

(a) entalhe na solda, (b) entalhe na ZTA e (c) entalhe no metal base

A medição da espessura B de cada corpo-de-prova foi feita com micrômetro na precisão de +/- 0,025mm, em pelo menos 3 posições igualmente espaçadas ao longo do caminho que a trinca irá percorrer. A média destas 3 medidas é a dimensão “B”a



ser considerada no cálculo do resultado de cada corpo-de-prova. A largura  $W$  de cada corpo-de-prova, também foi medida com micrômetro na precisão de  $\pm 0,025$  mm, em pelo menos 3 posições igualmente espaçadas ao longo do comprimento do corpo-de-prova. A média das 3 medições foi assumida como a medida de  $W$ . Como representado na Figura 48, além do arranjo para tensionamento em fadiga com apoio em 3 pontos é de fundamental importância ter uma metodologia para monitorar o crescimento da trinca. Neste estudo, foi utilizado, um sistema composto de câmera de vídeo, com projeção da imagem em um monitor de um computador, preparado para esta finalidade.

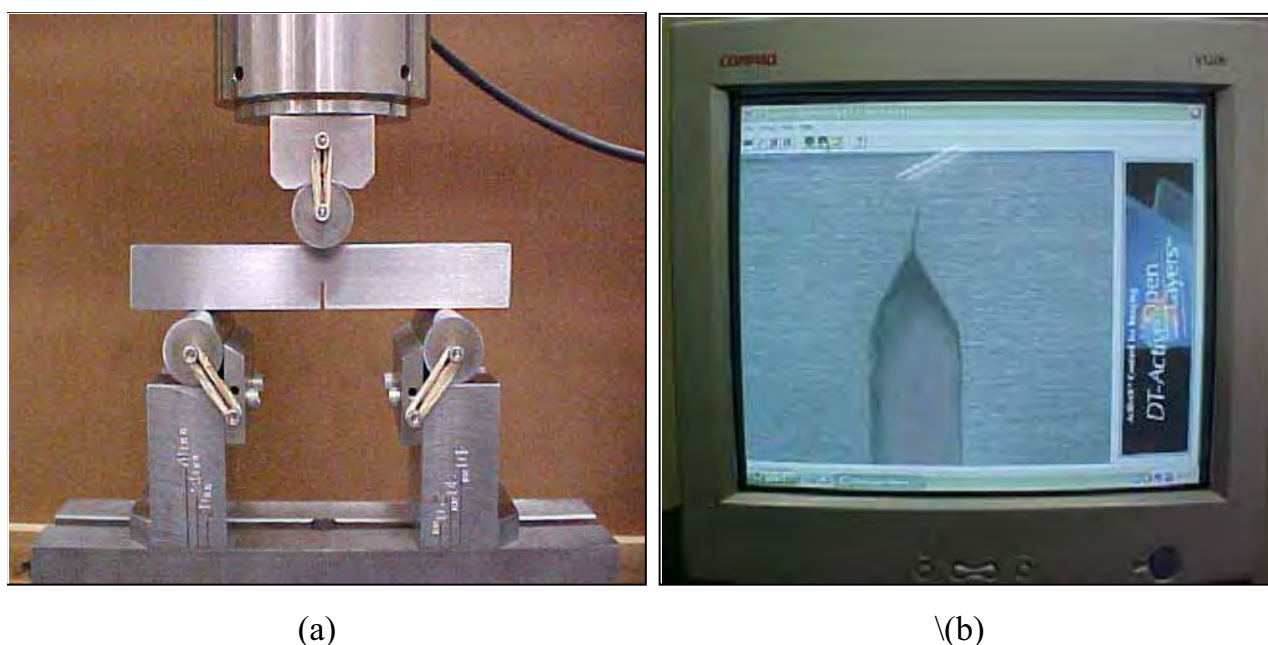


Figura 48-Arranjo na máquina MTS para execução da pré-trinca : (a) arranjo para fadiga em 3 pontos, (b) sistema de monitoramento do crescimento da trinca

O dispositivo de pré-trincamento foi ajustado para produzir um estado de tensões uniforme ao longo da espessura  $B$ , e simétrico em relação ao plano da trinca. A força de pré-trincamento por fadiga foi medida com precisão de 2,5%. Nos últimos 1,3 mm da propagação da trinca, ou seja, nos últimos 50% da extensão da pré-trinca, a força máxima de pré-trincamento deve ser menor que o valor calculado por meio da fórmula abaixo:

$$F_f = B( W-a)^2 (\sigma_{YSP} + \sigma_{TSP}) / 4S \text{ onde,} \quad (13)$$

$F_f$  = força máxima de pré-trincamento (N)

$B$  = espessura do corpo-de-prova (mm)

$W$  = largura do corpo-de-prova (mm)

$a$  = comprimento nominal da trinca (mm)

$\sigma_{YSP}$  = limite de escoamento 0,2% na temperatura de teste (MPa)

$\sigma_{TSP}$  = limite de resistência à tração na temperatura de pré-trincamento (MPa)

$S$  = distância entre apoios (mm)

Como roteiro para a obtenção de pré-trinca válida, e evitar a anulação de corpos-de-prova uma vez que este procedimento é um tanto crítico, foram seguidos os critérios listados abaixo:

- a) Na primeira parte da extensão da trinca, o fator de intensidade de tensões máximo ( $K_f$ ) aplicado não foi superior a  $1,3 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{0,5}\cdot\text{s}^{-1}$  e  $R$  ( razão entre  $K_{max}$  e  $K_{min}$ .) foi mantido entre 0 e 0,1.
- b) A relação  $a/W$  foi entre 0,45 e 0,55.
- c) A extensão mínima da pré-trinca foi no mínimo 1,3 mm ou 2,5% da largura  $W$  do corpo-de-prova.
- d) A diferença entre os comprimentos de trinca medidos nas duas superfícies do corpo-de-prova, obedecendo-se uma precisão de  $\pm 0,05$  mm não excedeu a 15% da média dos dois valores.
- e) A ponta da trinca ficou dentro do envelope, conforme a Figura 49, e o plano da pré-trinca não variou mais que  $10^\circ$  em relação ao plano do entalhe.

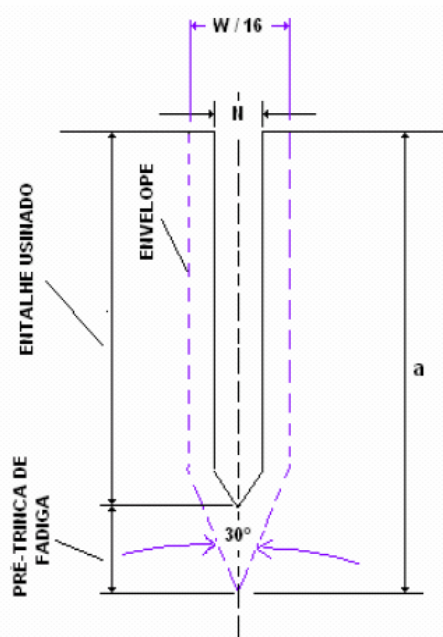


Figura 49-Configuração da pré-trinca por fadiga

A programação da máquina de fadiga para execução da pré-trinca foi feita utilizando-se as telas como mostrado na Figura 50.

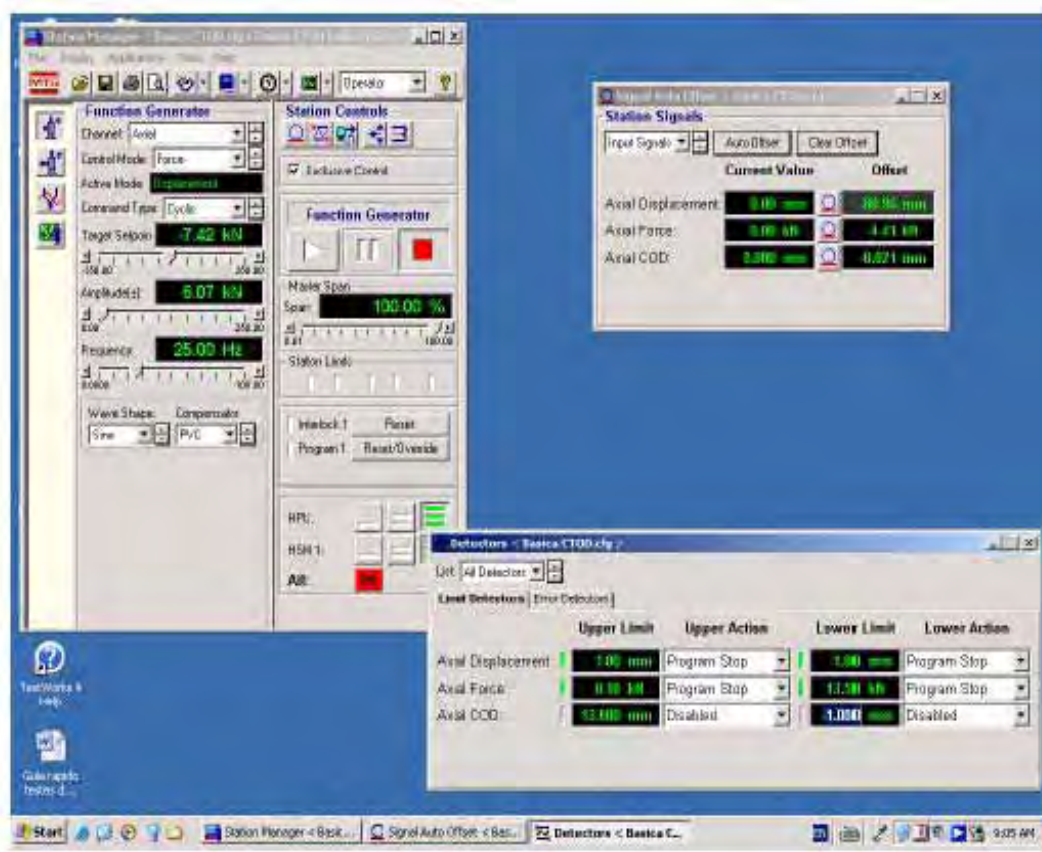


Figura 50-Configuração da máquina MTS para confecção da pré-trinca

Os corpos-de-prova pré-trincados foram acondicionados em um freezer ajustado para a temperatura de  $0^{\circ}\text{C} \pm 2^{\circ}\text{C}$ . Na máquina MTS foi adaptado um recipiente contendo uma solução de álcool +  $\text{CO}_2$ , de maneira que cada corpo-de-prova a ser fraturado estava na temperatura de teste. Cada corpo-de-prova permaneceu no mínimo 8 minutos na temperatura de teste ( $0^{\circ}\text{C}$ ). O sistema de rolos de apoio ficou disposto dentro do banho, mas o “clip gage” deve estar fora do nível do banho refrigerante, como ilustrado na Figura 51. O rolo de aplicação da carga foi centralizado em relação a linha de centro dos roletes de apoio, com uma precisão de 1% da distância entre centro destes. A distância entre apoios “S” foi ajustada para  $4\text{ “W”} \pm 0,2\text{ “W”}$  e registrada com precisão de  $\pm 0,5\%$ . Cada corpo-de-prova foi posicionado com a ponta da trinca alinhada com a metade da distância entre o centro dos roletes, e cada corpo-de-prova estava devidamente com o “clip gage” engastado nas facas do porta-clip, que foram coladas previamente em cada corpo-de-prova. A temperatura de teste foi controlada em cada corpo-de-prova, por meio de um termômetro de contato (resistência de platina) que é colocado em uma posição não mais que 2 mm da ponta da trinca.

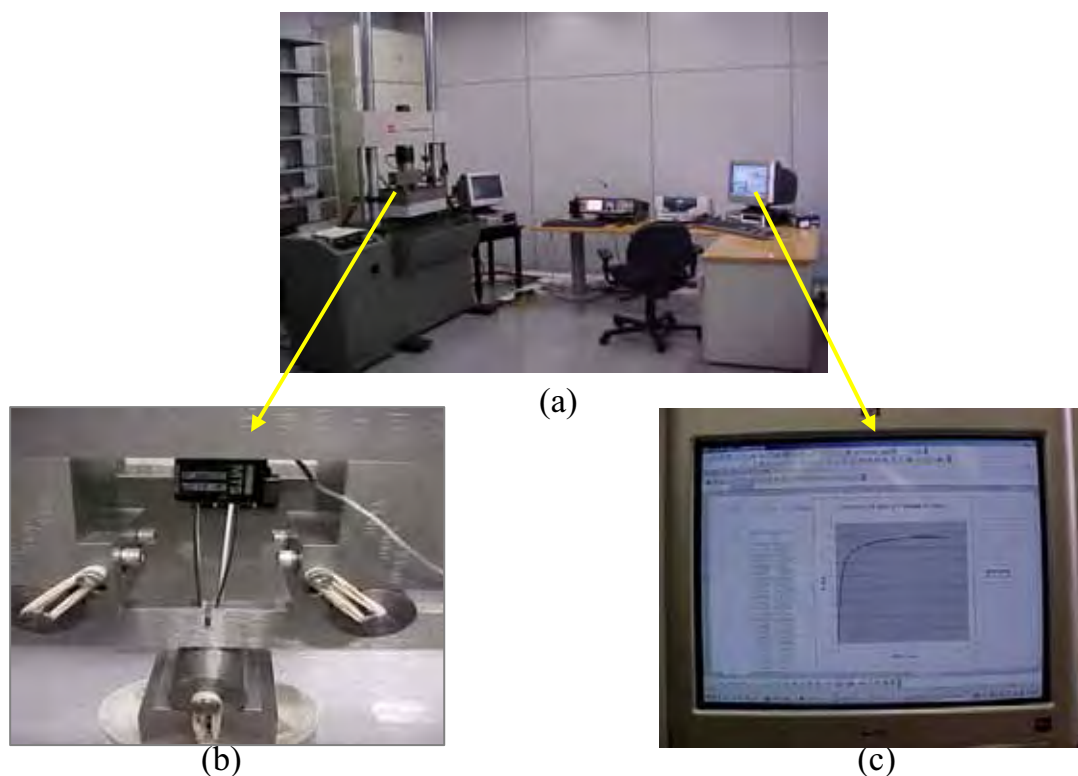


Figura 51-Arranjo da máquina MTS para fraturar os corpos-de-prova:

(a) vista geral, (b) detalhe dos apoios e fixação do clip-gage e (c) tela de controle

Cada teste, foi realizado sob controle de deslocamento, a uma taxa tal que foi atingido um K constante entre 0,5 e 3,0 MPa.m<sup>0,5</sup>.s<sup>-1</sup> durante a deformação elástica linear inicial. O valor em cada teste foi registrado. O registro da aplicação da carga para a medição do deslocamento da abertura do entalhe (boca) foi mantido até que o corpo-de-prova fraturasse por completo.

A máquina foi programada para execução do teste e o monitoramento foi feito por meio de telas específicas desenvolvidas para esta finalidade, como ilustrado na Figura 52.

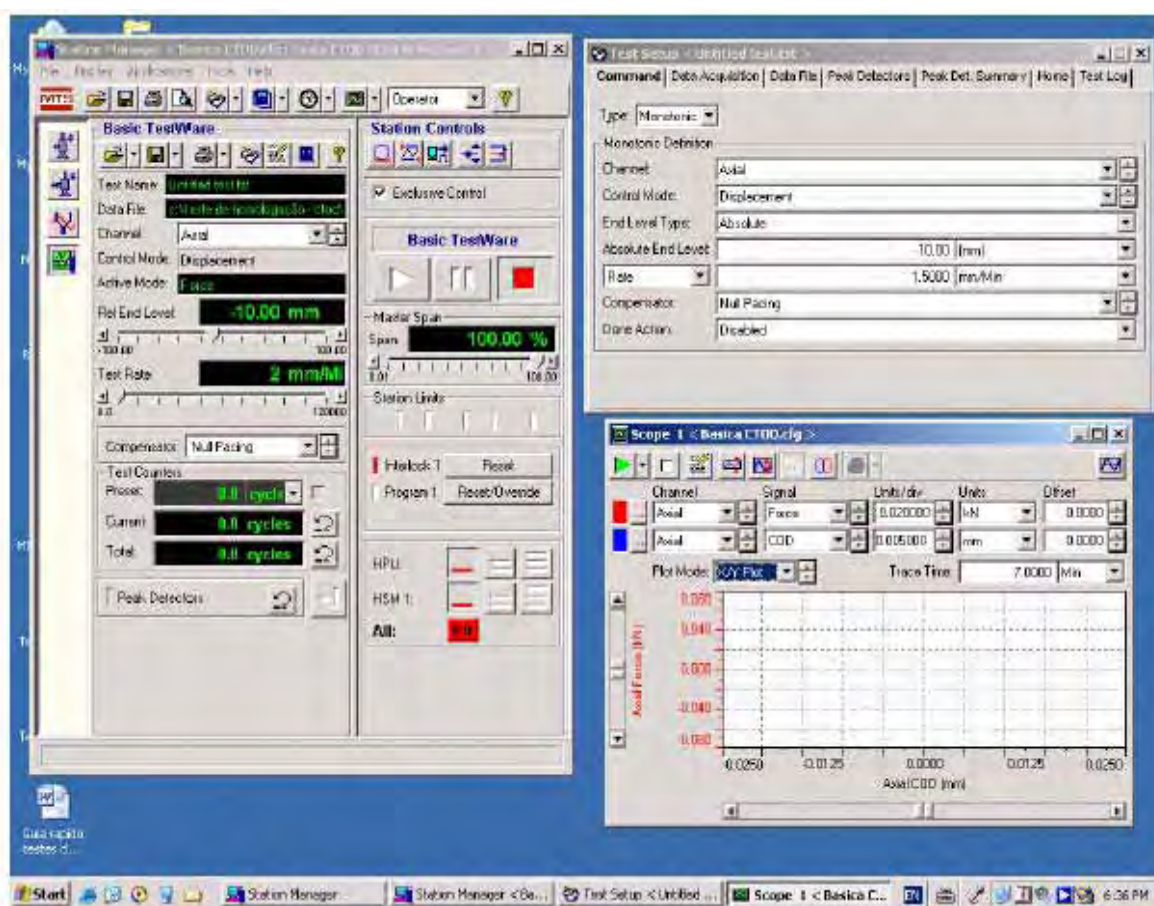


Figura 52-Configuração da máquina MTS para a fratura do corpo-de-prova

Depois de completada a fratura de cada corpo-de-prova, as superfícies das fraturas foram examinadas e medidas por meio de um projetor de perfil Mitutoyo, como ilustrado na Figura 53, objetivando determinar o tamanho médio da trinca inicial ( $a_0$ ), e se houve algum incremento no comprimento da trinca devido ao crescimento estável ( $\Delta a$ ). A medição do tamanho inicial ( $a$ ) até a ponta da pré-trinca foi realizada com precisão de  $\pm 0,05$  mm. As medidas foram realizadas em 9 posições igualmente espaçadas ao longo da espessura do corpo-de-prova, sendo que as duas medidas extremas foram localizadas a 1% de “B” das superfícies laterais. A medição de ( $a_0$ ) foi feita seguindo o seguinte critério:

- 1- Inicialmente foi feita a média das duas medidas extremas,
- 2-Tomou-se este valor médio para se obter a média junto com os outros 7 valores medidos.

Para validação da pré-trinca, foi seguido o seguinte roteiro:

- a) A relação  $a/W$  foi mantida entre 0,45 e 0,55,
- b) A diferença entre 2 dos 9 comprimentos medidos não podia ser maior que  $a_0$ ,
- c) O crescimento da pré-trinca em qualquer parte da frente da trinca não podia ser menor que 1,3 mm ou 2,5% de  $W$ , o que fosse maior,
- d) A pré-trinca de fadiga não podia estar posicionada dentro do envelope apropriado,
- e) O plano da pré-trinca não podia desviar do plano do entalhe em mais de  $10^\circ$ .



Figura 53-Medição da pré-trinca de fadiga para validar os corpos-de-prova

A determinação do valor de CTOD ( $\delta$ ) foi feita a partir dos dados geométricos de cada corpo-de-prova (B, W, C-W), do comprimento de  $a_0$ , da altura das facas porta clip (z), da tensão limite de escoamento na temperatura de teste ( $\sigma_{YS}$ ) e dos dados específicos obtidos do registro de carga versus deslocamento. As ocorrências de “pop-ins” e incrementos de deslocamento (x) menores que 1% foram ignorados. “Pop-in” é definido como uma ocorrência de uma queda e retomada de subida no gráfico força versus deslocamento, conforme ilustrado na Figura 54(3).

Os registros de força versus deslocamento foram comparados com 1 dos seis tipos apresentados na Figura 54:

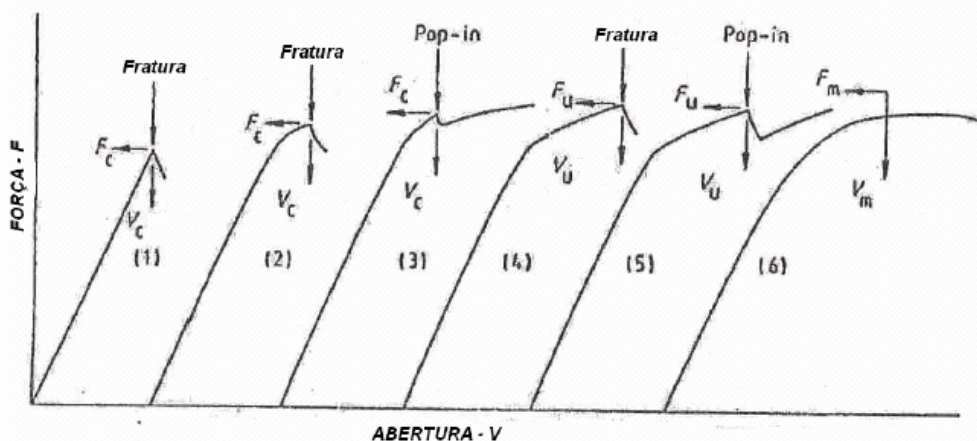


Figura 54-Registros característicos de força versus deslocamento

Para os registros dos tipos de 1 a 5, conforme ilustrado na Figura 54, e de acordo com a quantidade de crescimento estável da trinca  $\Delta a$ , obtém-se os valores críticos de  $F_c$  e  $V_c$  ou  $F_u$  e  $V_u$  nos pontos correspondentes a :

- fratura, quando não houver “pop-in” significativo antes da fratura frágil (registros tipo 2 e 4 da Figura 54),
- ao primeiro “pop-in” significativo antes da fratura frágil ou da força máxima, desde que  $d\% F$  seja igual ou maior que 5 % (registros tipo 3 e 5 da Figura 53),
- fratura, se todos os “pop-ins” significativos, antes da fratura, fornecem valores de  $d\% F$  menores que 5 %.

Conforme o registro do tipo 6 da Figura 54, se não houver fratura frágil ou “pop-ins” significativos com valores de  $d\% F$  maiores ou iguais a 5 %, mede-se o valor da força de deslocamento no ponto onde a força máxima é atingida pela primeira vez e assim está determinado o valor de  $F_m$  e de  $V_m$ .

O cálculo de  $V_p$ , que é a componente plástica do deslocamento da boca do entalhe correspondente aos valores  $V_c$ ,  $V_u$  ou  $V_m$ , foi feito como ilustrado na Figura 55, ou ainda poderia ser obtido graficamente ou analiticamente.

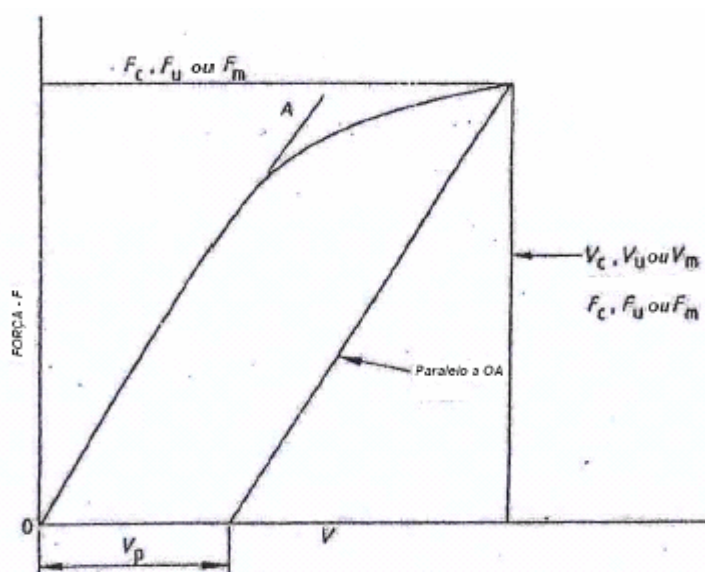


Figura 55-Definição de  $V_p$  para cálculo do CTOD

Utilizando as dimensões  $B$ ,  $W$ ,  $(C-W)$ ,  $z$ , e  $a_0$ , as forças  $F_c$ ,  $F_u$  ou  $F_m$ , calcula-se CTOD ( $\delta$ ) de acordo com a seguinte expressão:

$$\delta = [FS/BW^{1,5} f(a_0/W)]^2 [(1 - \nu^2)/2\sigma_{YS} E] + [0,4(W - a_0)V_p / (0,4W + 0,6 a_0 + z)] \quad (14)$$

Os valores de  $f(a_0/W)$  são dados na Tabela 6 para o intervalo 0,450 a 0,550.



Tabela 6-Valores de  $f(a_0/W)$  para corpos-de-prova do tipo SEN(B)

$a_0 / W$	$f ( a_0 / W )$
0,450	2,29
0,455	2,32
0,460	2,35
0,465	2,39
0,470	2,43
0,475	2,46
0,480	2,59
0,485	2,54
0,490	2,58
0,495	2,62
0,500	2,66
0,505	2,70
0,510	2,75
0,515	2,79
0,520	2,84
0,525	2,89
0,530	2,94
0,535	2,99
0,540	3,04
0,545	3,09
0,550	3,14

#### 4.4-Ensaio em Escala Real em anéis do tubo com comprimento de 100 mm

O tubo selecionado para este estudo já havia sido aprovado nos ensaios não destrutivos durante a sua fabricação, mas os ensaios descritos a seguir foram repetidos nos anéis destinados ao ensaio de fadiga e nos anéis destinados ao ensaio de tensões residuais. Foram aplicados os ensaios por partículas magnéticas via úmida e ensaio por ultra-som pela técnica pulso-eco usando transdutores angulares.

##### 4.4.1-Ensaio Não Destrutivos

Os anéis foram dispostos em uma bancada para que fosse estabelecida uma posição cômoda e ergométrica para a realização dos ensaios não destrutivos. Foi utilizado um sistema de iluminação artificial que assegurou uma luminosidade mínima de 1000 lux, a qual é exigido para inspeção visual preliminar na execução dos ensaios por partículas magnéticas e por ultra-som.

#### 4.4.1.1-Ensaio por partículas magnéticas via úmida

O método de ensaio por partículas magnéticas foi escolhido por tratar-se do método que asseguraria a detecção de qualquer indicação linear na superfície interna e externa de cada anel, e principalmente nas regiões adjacentes aos cordões de solda interno e externo. Foi utilizado um magnetizador articulado tipo Yoke, modelo Supermagma HMM6, contraste branco Supermagma 104 e partículas magnéticas coloridas Supermagma Rw 222, como ilustrado na Figura 55.



Figura 56-Equipamento e acessórios para o ensaio por partículas magnéticas

#### 4.4.1.2-Ensaio por Ultra-Som

O ensaio por ultra-som modelo USN 60 do fabricante Krautkrämer, como ilustrado na Figura 57, foi feito objetivando a detecção de descontinuidades internas na solda e na região de metal base adjacente à solda (faixa de 200 mm de cada lado da solda). O equipamento portátil digital estava equipado com transdutor normal ( $0^\circ$ ) e transdutores angulares miniaturas com ângulo de refração de  $60^\circ$  e  $70^\circ$ . Foi utilizada a técnica pulso-eco, sendo o aparelho de ultra-som calibrado por meio do bloco de calibração padrão tipo V1 do IIW (Instituto Internacional de Soldagem). A confecção da curva de referência foi feita com o uso de um bloco de referência confeccionado de uma seção do próprio tubo em estudo. Foi traçada a curva de referência de 100 %, 50 % e 20%, conforme práticas recomendadas para inspeção de soldas. A região inspecionada em cada lado do cordão de solda foi

escovada com escova de aço e foi utilizado metil-celulose diluído em álcool como acoplante.



Figura 57- Aparelho de Ultra-som digital portátil e acessórios

#### 4.4.2-Ensaio de Tensões Residuais

Para este ensaio foi aplicado o método do anel, o qual consistiu em tomar anéis do tubo  $\varnothing 609,6 \times 15,87$  mm, com 304,8 mm de comprimento cortados por serra mecânica. Posicionando-se o anel com a solda longitudinal a  $180^\circ$ , com o uso de um punção foi marcado um ponto na posição  $150^\circ$  e outro na posição  $30^\circ$ . Utilizando-se de um paquímetro foi feita a medição entre os 2 pontos e anotado como medida “M1”. Em seguida, por intermédio de uma serra cortou-se o anel no sentido longitudinal na posição  $180^\circ$  e repetiu-se a medição dos dois pontos feitos anteriormente e anotou-se, como medida “M2” (Figura 58).

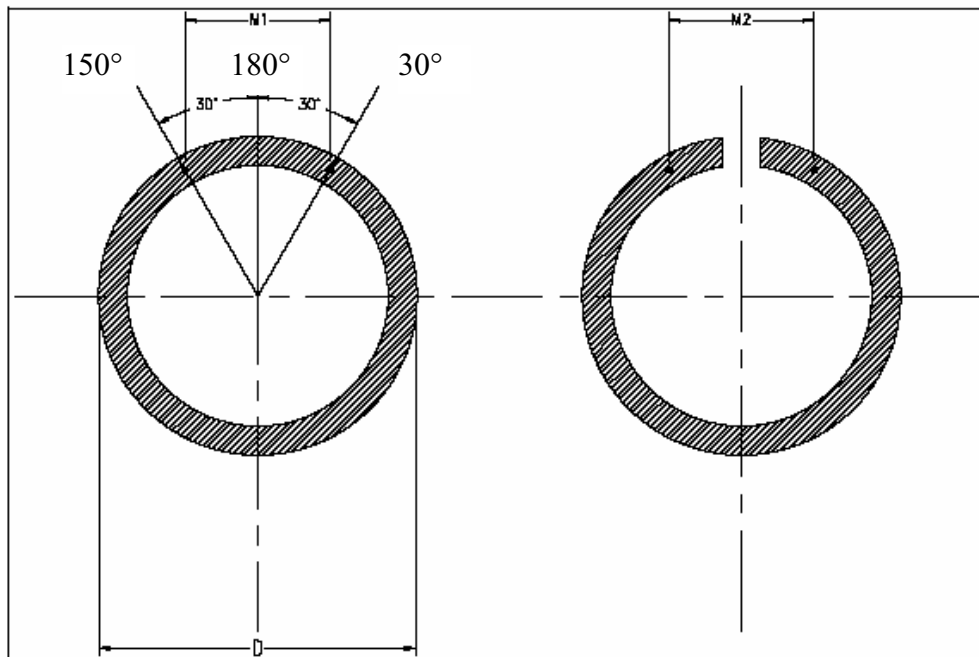


Figura 58-Definição dos pontos para medição de M1 e M2

Tendo sido tomado os valores das medidas de M1 e M2, o valor da tensão residual correspondente foi calculado por meio da seguinte equação:

$$s = \left( \frac{E t}{1 - m^2} \right) \left( \frac{M2 - M1}{D^2} \right) \quad (15)$$

onde:

S= Tensão residual circunferencial

E= Módulo de Young, assumido como 30.000 (Ksi)

t= Espessura do tubo (polegadas)

m= Razão de Poisson assumido com 0,3

D=Diâmetro externo do tubo (polegadas)

M1= Distância inicial entre os pontos marcados por punção

M2= Distância final entre os pontos marcados por punção após o corte por serra

#### 4.4.3-Ensaio de Fadiga

Premissas: Foi tomado como referência um carregamento de tubos em uma viagem de navio desde o porto do Rio de Janeiro-Brasil até o porto de Kuantan-Malásia, com duração de 33 dias. Para elaboração do procedimento experimental, foram tomados anéis de 100 mm de comprimento de um tubo, com as mesmas dimensões e norma dos tubos que foram transportados, e foi admitido que o experimento simularia um tubo da primeira camada de uma carga de 25 camadas. A altura da carga foi calculada conforme sugerido na norma API RP 5LW (2003).

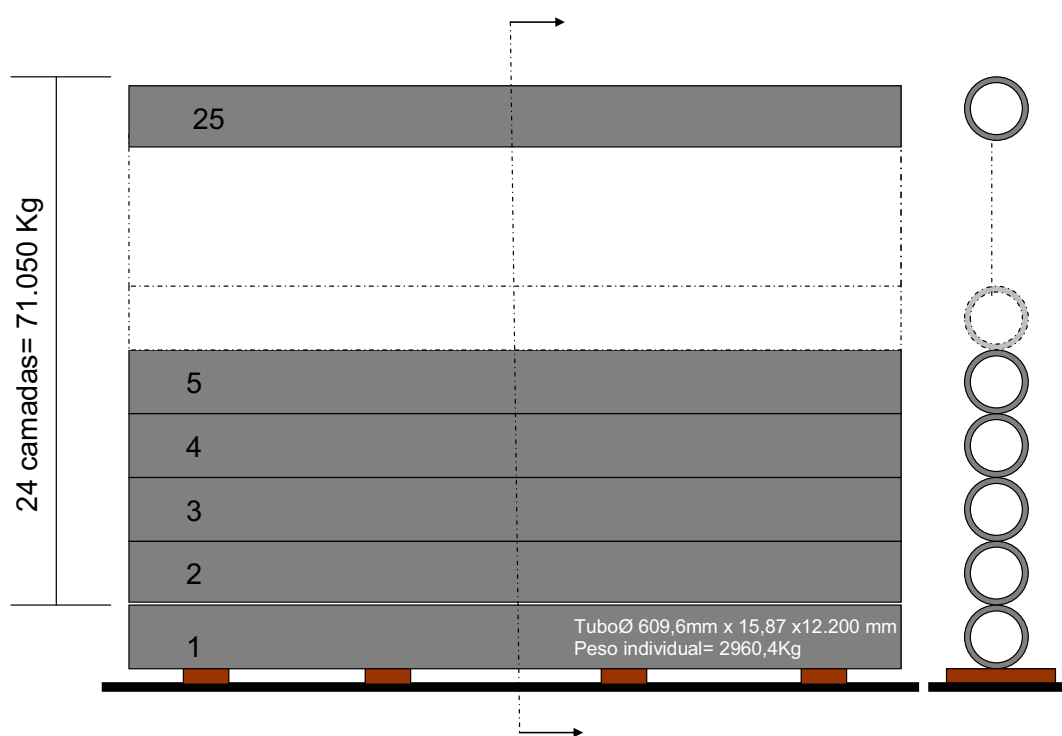


Figura 59-Ilustração de uma carga de 25 camadas de tubo Ø 609,6 x 15,87 x 12.200 mm em um porão de navio.

##### 4.4.3.1-Montagem do arranjo experimental na máquina MTS

Para este estudo, foram estabelecidas 2 condições de ensaios, a saber, conforme ilustrado na Figura 60:

**1ª condição:** 2 anéis de 100 mm de comprimento do tubo  $\varnothing$  609,6 x 15,87 mm, com os cordões de solda na posição em contato com a viga de madeira, a qual simula o arranjo real no fundo do porão do navio.

**2ª condição:** 3 anéis com as mesmas dimensões dos citados acima, sendo um deles com os cordões de solda interno e externo intactos e dois deles com os reforços do cordão interno e externo completamente rebaixados por esmerilhamento até o contorno da chapa do anel. O anel com os cordões de solda intactos foi posicionado na máquina com a solda na posicionada a  $90^\circ$  do apoio inferior e os outros dois, foram posicionados um com a solda posicionada também a  $90^\circ$  do apoio inferior e o outro com a solda posicionada em contato com o apoio inferior.

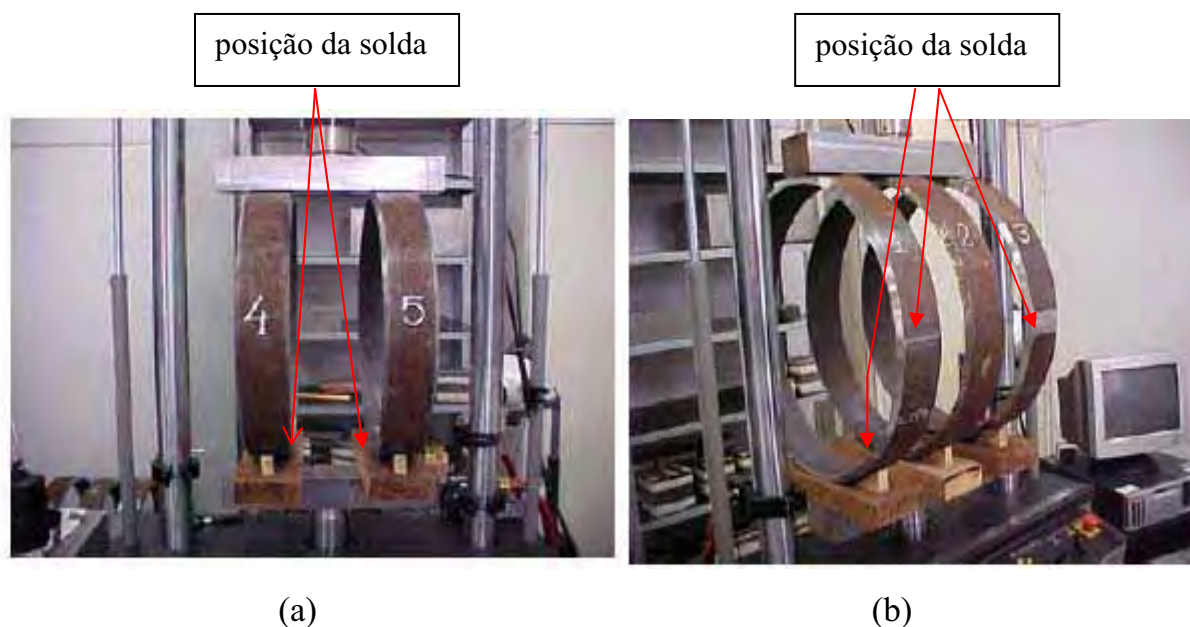


Figura 60-Arranjo dos anéis para o ensaio de Fadiga: (a) 1ª condição e (b) 2ª condição

As grandezas necessárias para a condição de teste foram calculadas da seguinte forma:

a) Tensão de carregamento

Foi admitido, que o tubo em estudo estivesse na primeira camada, no porão do navio, com 24 outras camadas sobre o mesmo.

## b) Cálculo da carga a ser aplicada nos anéis

Sabendo-se que a altura do porão do navio é de 16,0 m, que o diâmetro do tubo é 609,6 mm, tomando-se como referência o peso real de um tubo 609,6 x 15,87 x 12.200 mm igual a 2.942 Kg, foi calculado que o primeiro tubo está suportando 71.050 Kg (tomando-se como fixo o peso de 2.942,4 kg para os outros tubos empilhados sobre este primeiro). Admitindo-se ainda, que o comprimento dos tubos igual a 12.200 mm é constante para os tubos restantes da pilha, foi calculado que cada 1 mm do primeiro tubo suporta 5,8 Kg , ou seja:

$71.050 \text{ Kg} / 12.200 \text{ mm} = 5,8 \text{ kg/ mm}$ . Cada anel a ser ensaiado tem 100 mm de comprimento, o que corresponde dizer que cada anel suporta 580 Kg, ou seja, 5,8 KN. Desta forma, foi estabelecido para a 1ª condição (2 anéis) que a máquina MTS fosse programada com  $P_f = 11,6 \text{ KN}$ , e na 2ª condição (3 anéis) esta fosse programada com  $P_f = 17,4 \text{ KN}$ .

Tabela 7-Parametrização da máquina MTS para o ensaio de fadiga

<b>1º Condição : 2 anéis de 100 mm</b>	
<b>Pf</b>	<b>11,6 KN</b>
<b>R</b>	<b>0,10</b>
<b>P min</b>	<b>1,16 KN</b>
<b>Média</b>	<b>6,38 KN</b>
<b>Amplitude</b>	<b>5,22 KN</b>

<b>2º Condição : 3 anéis de 100 mm</b>	
<b>Pf</b>	<b>17,4 KN</b>
<b>R</b>	<b>0,10</b>
<b>P min</b>	<b>1,74 KN</b>
<b>Média</b>	<b>9,57 KN</b>
<b>Amplitude</b>	<b>7,83 KN</b>

## 5- Resultados Obtidos e Discussão

### 5.1- Caracterização Química

Na Tabela 8, está apresentado o resultado das análises químicas feita em amostras do metal base, do cordão de solda interno e do cordão de solda externo. Analisando os elementos que apresentaram alguma variação considerável, nota-se que o molibdênio (Mo) foi o que difere em %. Enquanto que no metal base apresenta 0,003%, na solda externa apresenta 0,204% e na solda interna 0,194 %. Esta variação é explicada em função do % de Mo presente no eletrodo usado na soldagem por arco submerso. A outra variação que pode ser observada é a % de titânio (Ti) que no metal base (0,020%) é mais alto que no cordão de solda externo (0,0008%) justificado pelo baixo teor de titânio contido no eletrodo. Alguma variação individual na porcentagem dos elementos químicos contidos é normal na análise de soldas feitas por processo de arco submerso com múltiplos arcos, porque a poça de fusão é relativamente grande ocorrendo uma considerável diluição e também por alguma perda por arraste pela escória formada.

Tabela 8- Composição Química do metal base e da solda do tubo

IDENTIFICAÇÃO	C	S	N	Al	Si	P	Ti	V	Cr	Mn	Ni	Cu	Nb	Mo
	$\times 10^2$	$\times 10^3$	$\times 10^4$	$\times 10^3$	$\times 10^2$	$\times 10^3$	$\times 10^3$	$\times 10^3$	$\times 10^3$	$\times 10^2$	$\times 10^3$	$\times 10^3$	$\times 10^3$	$\times 10^3$
METAL BASE	9	3	75	30	20	12	20	47	18	159	263	195	61	3
SOLDA EXTERNA	8	8	122	14	22	14	8	32	24	160	173	150	34	204
SOLDA INTERNA	8	5	80	14	24	13	9	31	20	160	174	146	35	194

Valores expresso em %de massa

### 5.2- Caracterização metalográfica

A análise micrográfica executada no metal base pôde comprovar a caracterização do aço API 5L X65, como tendo sido laminado por processo de laminação controlada termomecanicamente. Percebe-se na micrografia ilustrada na

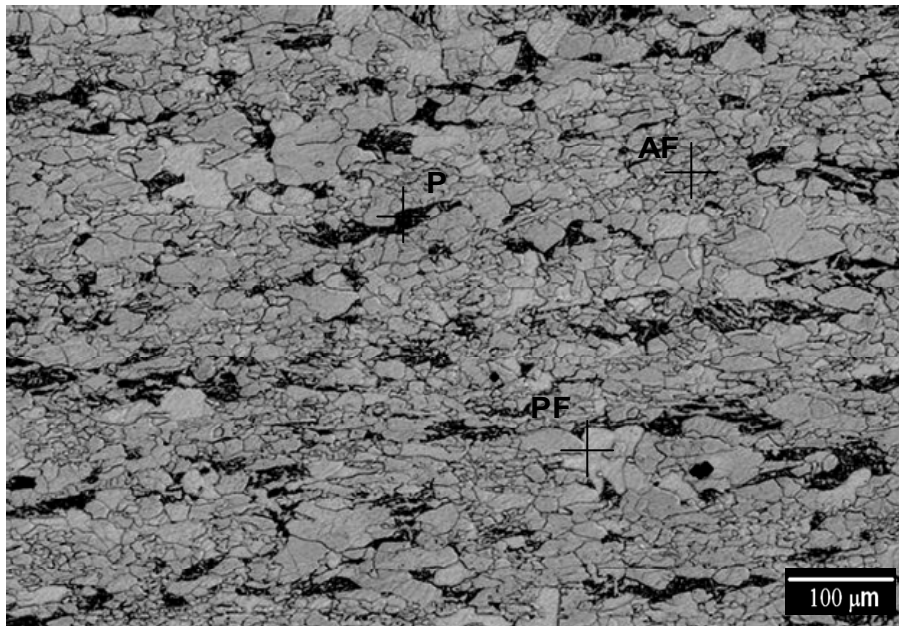


Figura 61 (a), a predominância da estrutura de ferrita poligonal (PF), ferrita acicular (AF) e o bandeamento de perlita (P) na direção de laminação. A estrutura refinada dos grãos ferríticos são resultado do processo de laminação controlada, que traz como consequência a obtenção de melhores propriedades de resistência e tenacidade, devido ao mecanismo de endurecimento pela redução do tamanho de grão. A estrutura composta apresentando uma mistura de ferrita acicular de grãos finos, ferrita poligonal e perlita, pode ser explicada pela presença de quantidades de elementos de liga (Tabela 8), pois o material estudado é um aço microligado com níquel, vanádio, titânio, nióbio e cromo, laminado a uma temperatura de acabamento em torno de 700°C. Pode-se concluir, portanto que foi obtida uma microestrutura final para atender o conjunto de propriedades mecânicas requeridas para as chapas fabricadas.

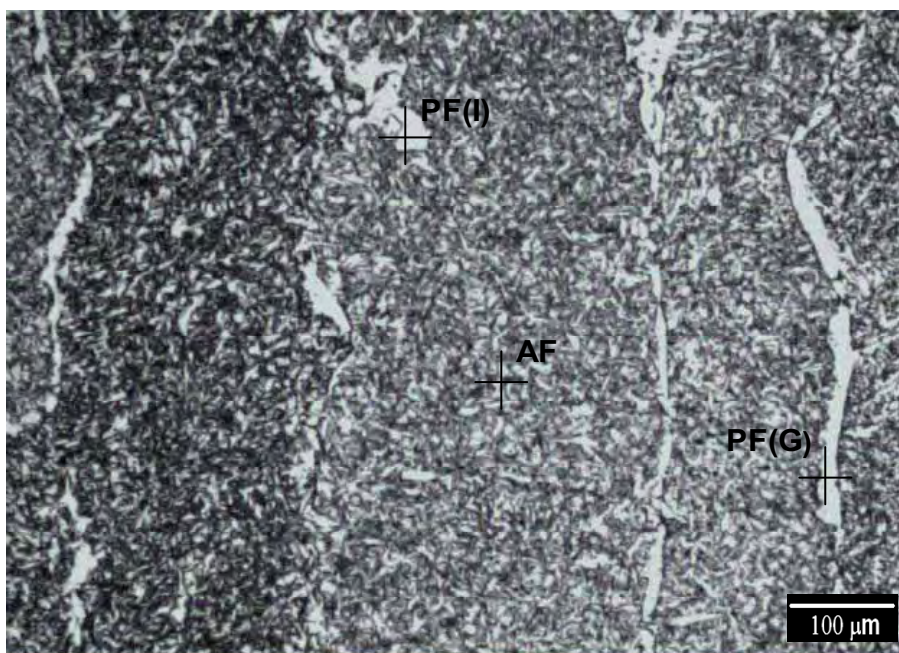
A microestrutura da solda, como apresentada na Figura 61 (b), foi constituída pelo resfriamento do metal depositado desde a fase líquida até a temperatura ambiente e é chamada de “*microestrutura como depositada*” ou “*microestrutura primária*”. É constituída de uma mistura de ferrita primária intragranular (PF(I)), ferrita acicular (AF), ferrita primária de contorno de grão (PF(G)) e outras ilhas de estrutura denominada simplesmente por microfases. Destacam-se as presenças de ferrita de contorno de grão e ferrita poligonal intragranular, que são características das soldas por processo de arco submerso. A microestrutura da zona fundida (aço X65 + eletrodo + fluxo), foi formada pelos produtos da decomposição da austenita em ferrita durante o ciclo de resfriamento contínuo, sendo que a ferrita assumiu diferentes morfologias, algumas de grande semelhança. Adicionalmente, a microestrutura da zona fundida (ZF) apresenta uma quantidade elevada de inclusões não metálicas, que segundo Abson (1987), estas são formadas basicamente por uma mistura de óxidos de Mn, Si e de outros desoxidantes mais poderosos (Al e Ti), presentes na composição tanto do aço API 5L X65 quanto do eletrodo AWS- E A2 usado na soldagem do tubo.

Na micrografia da ZTA apresentada na Figura 61 (c) revela uma microestrutura, a qual foi influenciada pelos elementos de liga presentes no aço API 5L X65 e pelo tempo de resfriamento desde a temperatura de 800°C até 500°C a que

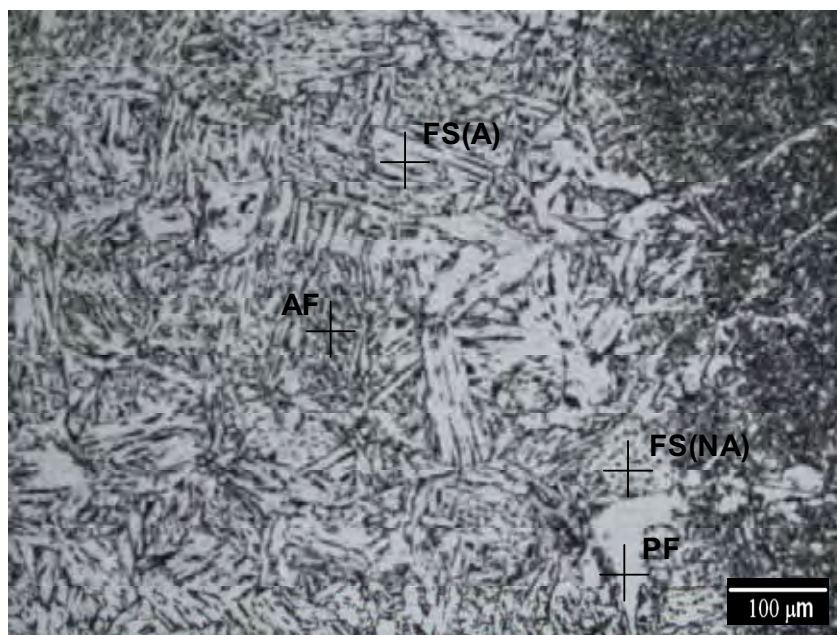
passa esta região adjacente a solda. A ZTA é caracterizada por uma faixa de microestruturas diferentes cuja largura depende das condições de soldagem (aporte de calor) e das condições de resfriamento. Está identificada a presença de estrutura de ferrita com segunda fase alinhada e não alinhada (FS (A) e FS (NA)) e ferrita acicular (AF), assim como ferrita poligonal (PF).



(a)



(b)



(c)

Figura 61-Characterização micrográfica do tubo: (a) Metal base (b) Metal depositado (solda) e (c) Zona termicamente afetada

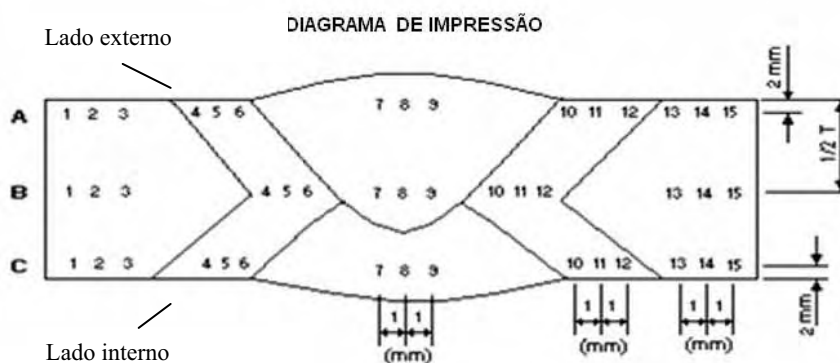
### 5.3-Characterização Mecânica

#### 5.3.1-Ensaio de dureza

Os resultados de dureza, como mostrado na Tabela 9, foram analisados e todos os pontos apresentaram valores aprovados de acordo com a norma API, inclusive os pontos 7, 8 e 9 da linha C os quais representam os resultados de dureza da solda interna. Estes pontos apresentaram valores de dureza sensivelmente maiores do que os obtidos no metal base e na ZTA, porque devido ao ciclo térmico de reaquecimento que passa o cordão de solda interno pela realização da solda externa, ocorre um endurecimento por precipitação principalmente de carbono e manganês assim como elementos de liga como o molibdênio. Neste pontos embora 2 valores tenham alcançado 250 HV10, ainda estão distante do valor 300 HV10, o qual pode ser considerado como limite máximo e a partir do qual os valores de tenacidade a fratura passam a estar comprometidos.

Tabela 9-Medidas de dureza Vickers (HV10)

LINHA	PONTOS DE IMPRESSÃO - HV10														
	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11	12	13	14	15
A	220	221	221	196	203	207	227	225	223	207	200	196	219	227	229
B	218	220	222	196	208	209	222	220	223	208	203	192	225	226	226
C	225	228	232	195	203	220	243	250	250	219	212	200	220	223	220



### 5.3.2-Ensaio de tração

Conforme detalhado no item 4.3.2, onde foi abordada a metodologia do ensaio e também especificados os tipos e orientações dos corpos-de-prova em relação aos ensaios realizados, neste item estão tabelados os resultados obtidos nos ensaios de tração.

#### 5.3.2.1-Ensaio em corpos-de-prova conforme especificado pela norma API 5L (2004)

Tabela 10-Ensaio de tração em corpos-de-prova do tubo soldado

IDENTIFICAÇÃO	TIPO / ORIENTAÇÃO	LE	LR	ALONGAMENTO	RAZÃO ELÁSTICA	RESULTADO
		(MPa)	(MPa)	(%)	LE / LR	
TT - 30871	Metal Base - Transversal	541	657	36,2	0,82	Aprovado
LT - 30871	Metal Base - Longitudinal	557	631	35,4	0,88	Aprovado
TS - 30871	Solda - Transversal	---	683	---	---	Aprovado

Os valores apresentados na Tabela 10, foram analisados em comparação aos valores especificados pela API 5L (2004), e estão todos em conformidade com os níveis requeridos pela norma. Com relação ao limite de escoamento, a norma API 5L especifica um valor mínimo de 448 Mpa a ser atingido. Os valores de 541 MPa, obtido no corpo-de-prova do metal base com orientação transversal, e de 557 MPa, obtido no corpo-de-prova do metal base com orientação longitudinal são superiores em cerca de 21% e 24%, respectivamente, em relação ao especificado pela norma. Da mesma maneira, os valores de 657 MPa, encontrado para o corpo-de-prova TT-30871, 631 Mpa encontrado para o corpo-de-prova LT-30871, e 683 MPa, encontrado para o corpo-de-prova TS-30871, são, respectivamente, superiores em 9%, 5% e 14 %, em relação ao limite de resistência à tração do material. O alongamento mínimo de 20%, foi superado em mais de 70%, quando avaliados os corpos-de-prova TT-30871(36,2 %) e LT-30871(35,4 %). Estes valores de resistência e ductilidade são justificados pela estrutura refinada de grãos ferríticos, oriundos do processo de laminação controlada termomecanicamente.

#### 5.3.2.2-Ensaio de tração em corpos-de-prova cilíndricos de seção reduzida

Estudos realizados em tubos soldados, obtidos de chapas fabricadas pelo processo de laminação controlada termomecanicamente (TMCP), tem mostrado em geral, que as propriedades mecânicas apresentam valores mais críticos quando os testes são feitos em amostras retiradas nas regiões transformadas pelos ciclos de repartição térmica, oriundos da soldagem. Para avaliar, comprovar e comparar estas propriedades, foram realizados estes ensaios em corpos-de-prova de seção reduzida localizados na ZTA com orientação transversal e longitudinal, conforme mostrado nas Tabelas 11 e 12, respectivamente.

Tabela 11-Resultados do ensaio em corpos-de-prova cilíndricos longitudinais

IDENTIFICAÇÃO	TIPO / ORIENTAÇÃO	LE (MPa)	LR (MPa)	Alongamento (%)	RAZÃO ELÁSTICA LE / LR
LCT 1	Metal Base - Longitudinal	527	623	29,7	0,85
LCT 2		620	710	27,0	0,87
LCT 3		592	659	24,8	0,9
LCS 1	Solda - Longitudinal	678	738	27,4	0,92
LCS 2		699	740	26,7	0,95
LCS 3		615	662	28,8	0,93
LF 1	Linha de fusão - Longitudinal	505	624	30,1	0,81
LF 2		520	642	34,6	0,81
LF 3		507	643	28,6	0,79
LCZ 1	Zona afetada - Longitudinal	614	694	25,5	0,88
LCZ 2		592	651	31,2	0,91
LCZ 3		576	650	26,7	0,89

Na Tabela 11 pode ser verificado que os valores do LE para os corpos-de-prova identificados como LF1, LF2 e LF3, os quais correspondem aos valores obtidos na localização da linha de fusão (Figura 61), são os mais baixos, embora acima de 448 MPa que é o mínimo especificado para o tubo API 5L X65. A explicação destes valores deve-se ao fato que os corpos-de-prova reduzidos com seção de 2,5 mm e que foram integralmente retirados da região de granulação mais grosseira da ZTA (Figura 62) o que consequentemente ocasionou uma redução nos níveis do limite de escoamento do material. Os outros resultados estão adequados aos especificados na norma API 5L (2004).

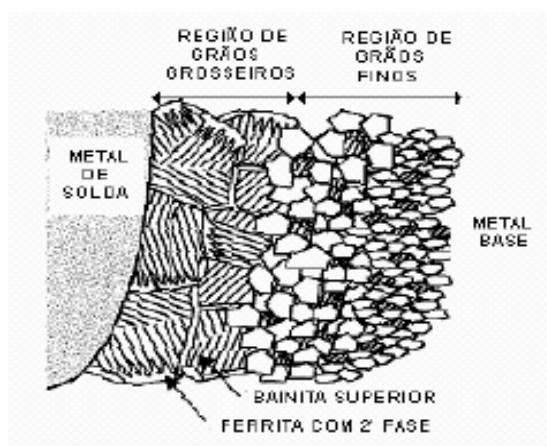


Figura 62-Região de granulação grosseira da ZTA

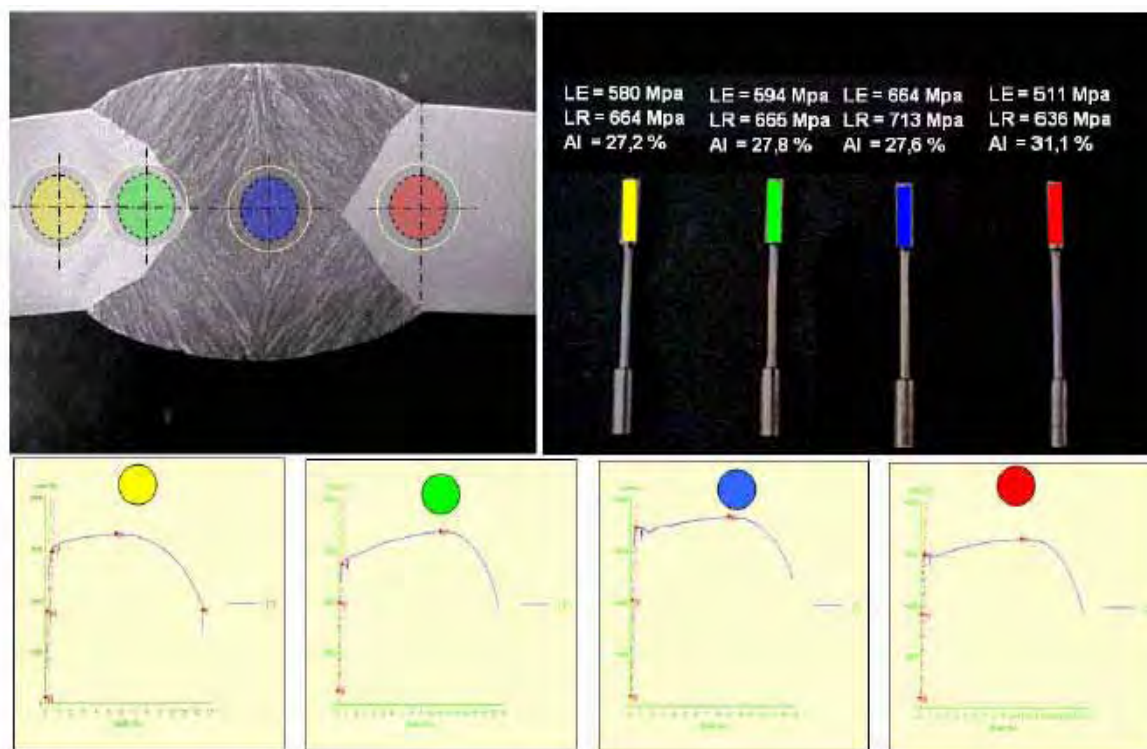


Figura 63-Localização, comparação de valores e gráficos do ensaio de tração em corpos-de-prova cilíndricos de seção reduzida ensaiados no sentido longitudinal

Pode-se ainda verificar na Tabela 11 e na Figura 63, que os valores do limite de resistência à tração dos corpos-de-prova extraídos da solda com orientação longitudinal, identificados como LCS1, LCS2 e LCS 3, são os que apresentaram os maiores valores, ou seja, 738 MPa, 740 MPa e 662 MPa, respectivamente e com média de 713 MPa. Estes valores mais altos se devem ao fato que os corpos-de-prova foram constituídos integralmente de metal depositado, e assim, estes além da composição química mais refinada possuem a estrutura micrográfica de zona fundida. Pode-se ainda verificar que os valores da razão elástica (LE/LR) que pela API 5L são limitados a um máximo de 0,93, neste caso apresentaram os valores de 0,92, 0,95 e 0,93, respectivamente. Neste caso, este valor de 0,95 não representa um motivo de reprovação porque o valor limitado a 0,93 como máximo é considerado para corpos-de-prova com orientação transversal.

Tabela 12-Resultados do ensaio em corpos-de-prova cilíndricos transversais

IDENTIFICAÇÃO	TIPO / ORIENTAÇÃO	LE ( MPa )	LR ( MPa )	Alongamento ( % )	RAZÃO ELASTICA LE / LR
TCT 1		623	697	26,7	0,89
TCT 2	Metal Base - Transversal	639	702	26,8	0,91
TCT 3		630	701	25,2	0,9
TCS 1		511	624	24,6	0,82
TCS 2	Solda - Transversal	527	651	24,9	0,81
TCS 3		573	692	25,1	0,83
TCZ 1		596	712	20,2	0,84
TCZ 2	Zona afetada - Transversal	589	694	24,0	0,85
TCZ 3		559	674	26,4	0,83

Os valores reportados na Tabela 12, os quais foram obtidos a partir de corpos-de-prova de seção reduzida, do metal base, da solda e da ZTA com orientação transversal, foram comparados com os valores especificados pela norma API 5L (2004) para o limite de escoamento, limite de resistência à tração e alongamento e todos foram considerados aprovados. Particularmente, os valores dos corpos-de-prova TCT1, TCT2 e TCT3, respectivamente, foram comparados com o valor do corpo-de-prova TT-30871, com referência ao limite de escoamento e limite de resistência, para avaliar a consequência do *Efeito Bauschinger*. Os valores de 623 MPa, 639 MPa e 630 MPa, respectivamente para o limite de escoamento e os valores de 697 MPa, 702 MPa e 701 MPa, respectivamente para o limite de resistência à tração, são maiores que ambos os valores de 541 MPa e 657 MPa, respectivamente para o limite de escoamento e limite de resistência à tração do corpo-de-prova TT-30871, confirmando que corpos-de-prova retirados na condição raiada e posteriormente aplainado por prensa, apresentam valores menores.



### 5.3.3-Ensaio de Dobramento guiado

A avaliação dos resultados do ensaio de dobramento guiado foi feita visualmente com auxílio de uma lupa com aumento de 5X. Nenhuma trinca ou fissura foi observada em todos os corpos-de-prova analisados, tanto nos dobramentos de face (solda externa), dobramento de raiz (solda interna) assim como nos dobramentos laterais, comprovando desta forma uma ductilidade adequada da junta soldada. O critério de aprovação aplicado no ensaio de dobramento é a verificação de ocorrência de trinca, não se admitindo nenhuma trinca em qualquer direção que tenha comprimento maior que 1,6 mm. Esta ductilidade da solda é justificada pela seleção adequada dos consumíveis de solda (eletrodo e fluxo) assim como também a microestrutura obtida para a solda e ZTA contribuem para esta propriedade e esta também foi verificada pelo ensaio de tração que em todos os casos ensaiados apresentaram valores de alongamento superiores ao mínimo de 20% especificado pela norma API 5L (2004).

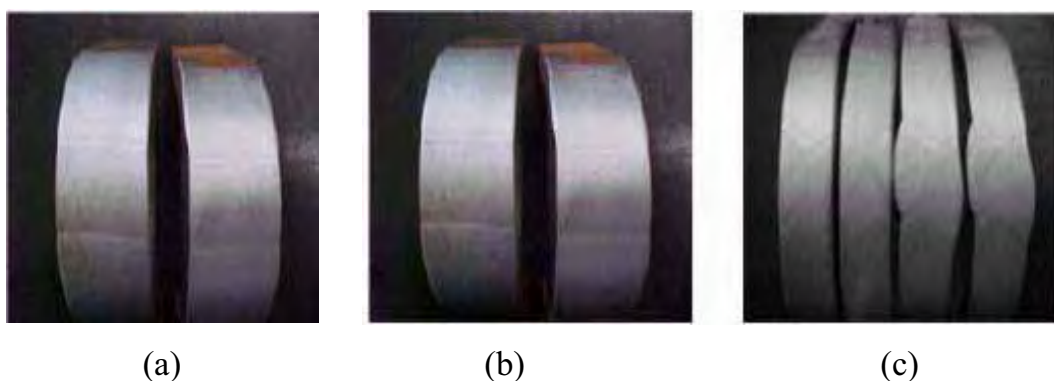


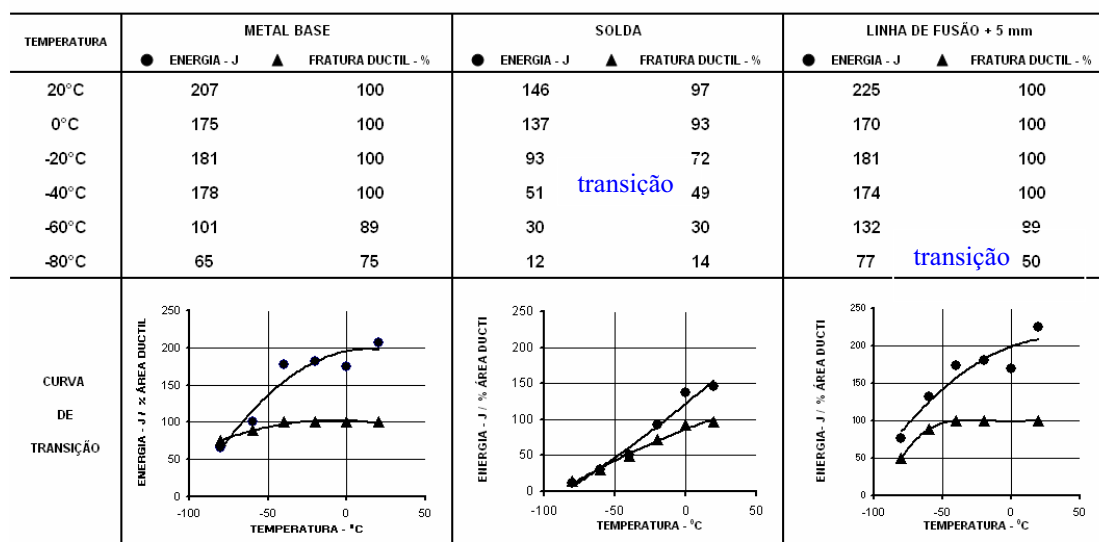
Figura 64-Corpos-de-prova de dobramento guiado: (a) Solda externa; (b) Solda interna e (c) Dobramento lateral

### 5.3.4-Ensaio de impacto

Os resultados do ensaio de impacto Charpy "V" foram avaliados individualmente nas temperaturas de teste de 20°C, 0°C, -20°C, -40°C, -60°C e -80°C, que compuseram a curva de transição dúctil-frágil. Pode ser observado, por meio da

Tabela 13, um comportamento diferente dos resultados do metal base, solda e linha de fusão +5 mm. Na solda, a transição dúctil-frágil ocorre na temperatura de  $-40^{\circ}\text{C}$ , enquanto que na linha de fusão +5 mm ocorre à  $-80^{\circ}\text{C}$ . A transição não é observada para o metal base até a temperatura de  $-80^{\circ}\text{C}$ , usando como critério, a fratura dúctil de 50%. Este comportamento é explicado porque o metal base, sendo um aço microligado laminado termomecanicamente foi projetado para que a fratura frágil de 50% ou menos só ocorresse em temperaturas abaixo de  $-80^{\circ}\text{C}$ . O objetivo principal do projeto do aço API 5L X65 em conter teores muito baixos de carbono (0,09%), conter elementos de ligas tais como níquel, cromo, vanádio e nióbio embora em teores muito baixos e ter a temperatura final de laminação controlada rigorosamente próximo a  $700^{\circ}\text{C}$ , é apresentar uma microestrutura de ferrítica e de grãos refinados com tamanho ASTM 11/12, para que as propriedades mecânicas e notadamente a tenacidade sejam asseguradas.

Tabela13-Ensaio de Charpy”V”-Curva de transição: Metal base, Solda e ZTA



Ainda, relacionado aos resultados obtidos nos corpos-de-prova da solda, como mostrado na Tabela 13, pode ser verificado que a média de energia de 93 J e a média da porcentagem de fratura dúctil de 72% na temperatura de  $-20^{\circ}\text{C}$ , são valores bastante adequados porque o requisito da norma API na temperatura de  $0^{\circ}\text{C}$  estabelece média mínima de energia de 27J e média mínima de fratura dúctil de 60 %.

## 5.3.5-Ensaio de CTOD

A avaliação feita por meio deste ensaio levou em conta o comportamento do aço API 5L X65, da solda e da ZTA, somente para efeito deste estudo, uma vez que a especificação sob a qual o tubo foi originalmente fabricado, não havia o requisito deste ensaio. Para fins de estudo, foi ainda construída a curva da/dN para uma análise do comportamento do crescimento de trinca, conforme a Lei de Paris e a curva de crescimento da trinca versus número de ciclos. Embora as abordagens mais comuns encontradas na literatura tem estudado fadiga em tubos soldados por SAW, com enfoque na vida em fadiga analisadas por intermédio das curvas S/N (Curvas de Wöller), normas de tubos, como por exemplo, a DNV RP-C203 (2008), analisam fadiga de acordo com a mecânica da fratura e isto foi a razão de termos incluído o ensaio de CTD neste estudo.

Tabela 14-Dados da execução e da validação da pré-trinca por fadiga

CP	CP DIMENSÕES		TRINCA DE FADIGA				GEOMETRIA DA TRINCA ( mm )											$a_0 / W$	
	B (mm)	W (mm)	$\sigma_{YSP}$ (MPa)	$\sigma_{TSP}$ (MPa)	$F_t$ (N)	R	S (mm)	$a_1$	$a_2$	$a_3$	$a_4$	$a_5$	$a_6$	$a_7$	$a_8$	$a_9$	$(a_1+a_9)/2$		$a_0$
T 1	13,02	26,02						13,56	14,22	14,42	14,47	14,47	14,39	14,25	14,09	13,50	13,53	14,23	0,547
T 2	13,02	26,00	580	664	5653	0,1	104	13,42	14,02	14,17	14,25	14,29	14,25	14,16	13,96	13,33	13,38	14,06	0,541
T 3	13,05	26,02						13,44	13,95	14,15	14,24	14,27	14,31	14,25	14,10	13,50	13,47	14,09	0,542
S 1	13,03	26,03						14,22	14,45	14,45	14,41	14,37	14,35	14,21	14,19	13,91	14,06	14,31	0,550
S 2	13,04	26,04	664	738	6345	0,1	104	13,11	13,37	13,37	13,36	13,40	13,48	13,55	13,66	13,63	13,32	13,44	0,516
S 3	13,03	26,05						13,41	13,70	13,68	13,77	13,75	13,80	13,79	13,66	13,30	13,36	13,69	0,526
Z 1	13,02	26,00						13,51	13,93	14,03	14,18	14,23	14,09	13,87	13,57	13,08	13,30	13,90	0,535
Z 2	13,03	26,03	552	651	5453	0,1	104	13,18	13,61	13,84	14,19	14,57	14,54	14,47	14,37	13,67	13,43	14,12	0,542
Z 3	13,02	26,02						13,83	14,39	14,55	14,75	14,70	14,42	14,12	13,77	13,40	13,61	14,29	0,549

T = Metal Base    S = Solda    Z = Zona Térmicamente Afetada     $F_t$  = Carga    R = Razão    S = Distância Entre Apoios

Na Tabela 14 estão os resultados dimensionais da medição da pré-trinca, o que foi feito para a validação da mesma conforme requisito da norma BS-7448 (1994). Pode ser verificado que a relação  $a_0 / W$  obtida nos corpos-de-prova de metal base (T1, t2 e T3), nos corpos-de-prova de solda (S1, S2 e S3) e nos corpos-de-prova de ZTA

(Z1, Z2 e Z3) apresenta valores entre 0,516 e 0,550 e estão em conformidade com a Tabela 6, onde está estabelecido o intervalo de validação entre 0,450 e 0,550.

Tabela 15: Resultados de CTOD: Metal base, Solda e ZTA

TIPO / ORIENTAÇÃO	IDENTIFICAÇÃO	RESULTADO ( mm )	MODO DE FRATURA
Metal Base - Transversal	CP 1	0,25	$\delta_c$
	CP 2	0,77	$\delta_m$
	CP 3	0,40	$\delta_c$
Solda - Transversal	CP 1	0,34	$\delta_m$
	CP 2	0,11	$\delta_m$
	CP 3	0,34	$\delta_m$
Zona afetada - Transversal	CP 1	0,45	$\delta_m$
	CP 2	0,53	$\delta_m$
	CP 3	0,53	$\delta_m$

Os valores obtidos para CTOD ( $\delta$ ) do metal base de 0,25 mm, 0,77 mm e 0,40 mm nos corpos-de-prova numerados como CP1, CP2 e CP3 respectivamente, estão aprovados pela análise frente ao critério da norma DNV-OS-F101 (2000), que estabelece o valor mínimo de 0,20 mm para qualquer um de 3 corpos-de-prova válidos (Tabela 15). Os corpos-de-prova CP1 e CP3 apresentaram modo de fratura  $\delta_c$ , o que remarca a ocorrência de “*pop-in*”, conforme definido em 4.3.5 e ilustrado na Figura 54 (3), provavelmente devido a presença de bandas de perlita na direção de laminação do aço, o que provoca uma queda seguida de retomada na curva tensão versus deslocamento. O corpo-de-prova CP2 foi analisado em carga máxima ( $\delta_m$ ).

Os valores obtidos para CTOD ( $\delta$ ) para os corpos-de-prova de solda e ZTA, todos apresentaram modo de fratura em carga máxima ( $\delta_m$ ), conforme a Tabela 15, no entanto, o corpo-de-prova CP2 de solda, apresentou o valor de 0,11 mm, o que seria um valor reprovado pela norma DNV-OS-F101 (2000), estando seguindo-a para avaliação dos resultados obtidos. Este valor, muito provavelmente, se deve a alguma descontinuidade pontual na solda não detectada na inspeção por ultra-som

em função deste ter uma limitação de tamanho para detecção, que no caso da espessura do tubo em estudo é de no mínimo 0,8 mm, ou seja, tamanhos de descontinuidades detectáveis a partir de 5% da espessura do material ensaiado. Nas Figuras 65 e 66, estão ilustradas as curvas de propagação de trinca reais obtidas como resultado de ensaio executado em 1 corpo-de-prova com as mesmas dimensões dos corpos-de-prova utilizados para o ensaio normal de CTOD.

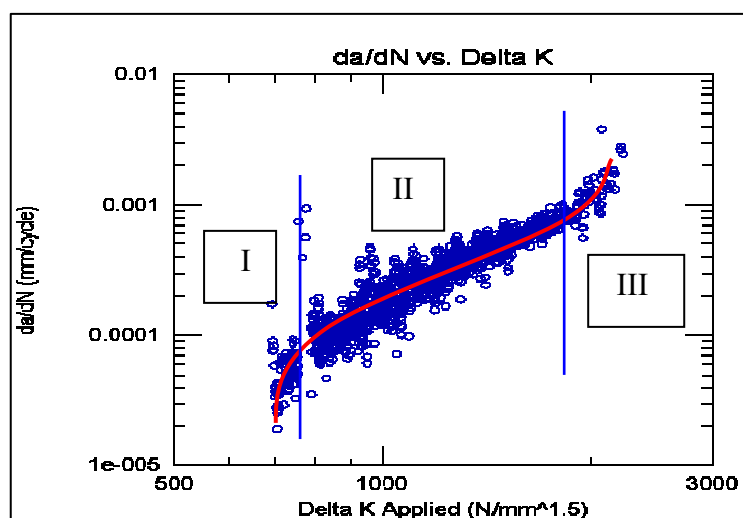


Figura 65-Curva da/dN versus Delta K do aço API 5L X65

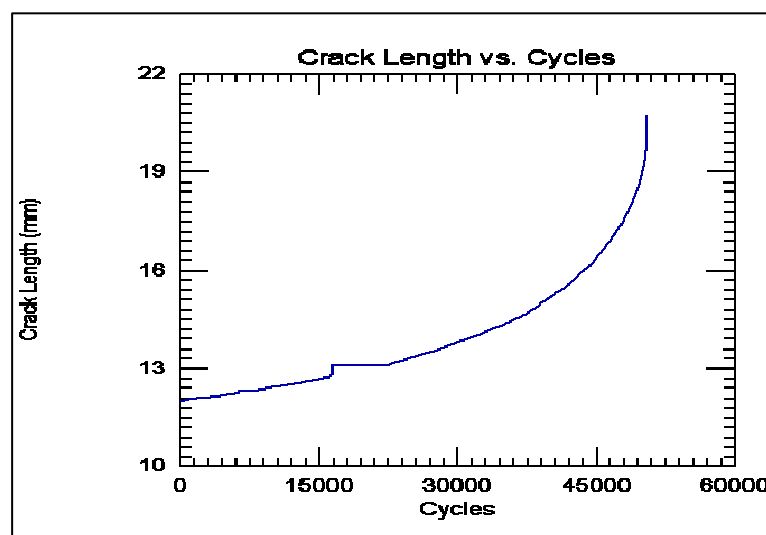


Figura 66-Curva de crescimento da trinca versus número de ciclos

A curva da/dN (Figura 65) construída corresponde ao modelo teórico, quanto as distintas regiões I, II e III, onde, na região I o fator de intensidade de tensão abaixo do qual não ocorre o crescimento da trinca é chamado de fator intensidade da tensão limite,  $\Delta K_{th}$ . Na região II, onde o comportamento é linear, ocorre o crescimento estável da trinca, e na região III, ocorre um crescimento mais rápido da taxa da/dN, a medida que o fator de intensidade de tensão se aproxima do valor da intensidade de tensão crítica. A Figura 66, representa a plotagem no gráfico do comprimento da trinca em milímetros versus o número de ciclos. Pode ser observado que o comprimento da trinca por fadiga começou a ser registrado a partir de 11,8 mm (eixo y do gráfico) e finalizou em 20,8 mm após 51.000 ciclos. Para a obtenção dos gráficos foi utilizado o software versão 4.5 B da MTS System Corporation.

#### 5.4-Ensaio em escala real em anéis do tubo com comprimento de 100 mm

##### 5.4.1-Ensaio não destrutivo

Foram extraídos do tubo N 30.871, oito anéis com comprimento individual de 100 mm, os quais foram posteriormente submetidos ao ensaio de fadiga (5 anéis) e ensaio de tensões residuais (3 anéis). Os resultados dos ensaios visual, partículas magnéticas e ultra-som foram aprovados sem apresentar qualquer indicação de defeito tanto superficial como na região interna da solda ou na região de 200 mm de cada lado da solda, dentro dos limites de detecção de cada método de ensaio. Estão ilustrados na Figura 67, os anéis removidos do tubo N.30871, onde os ensaios não destrutivos foram aplicados.

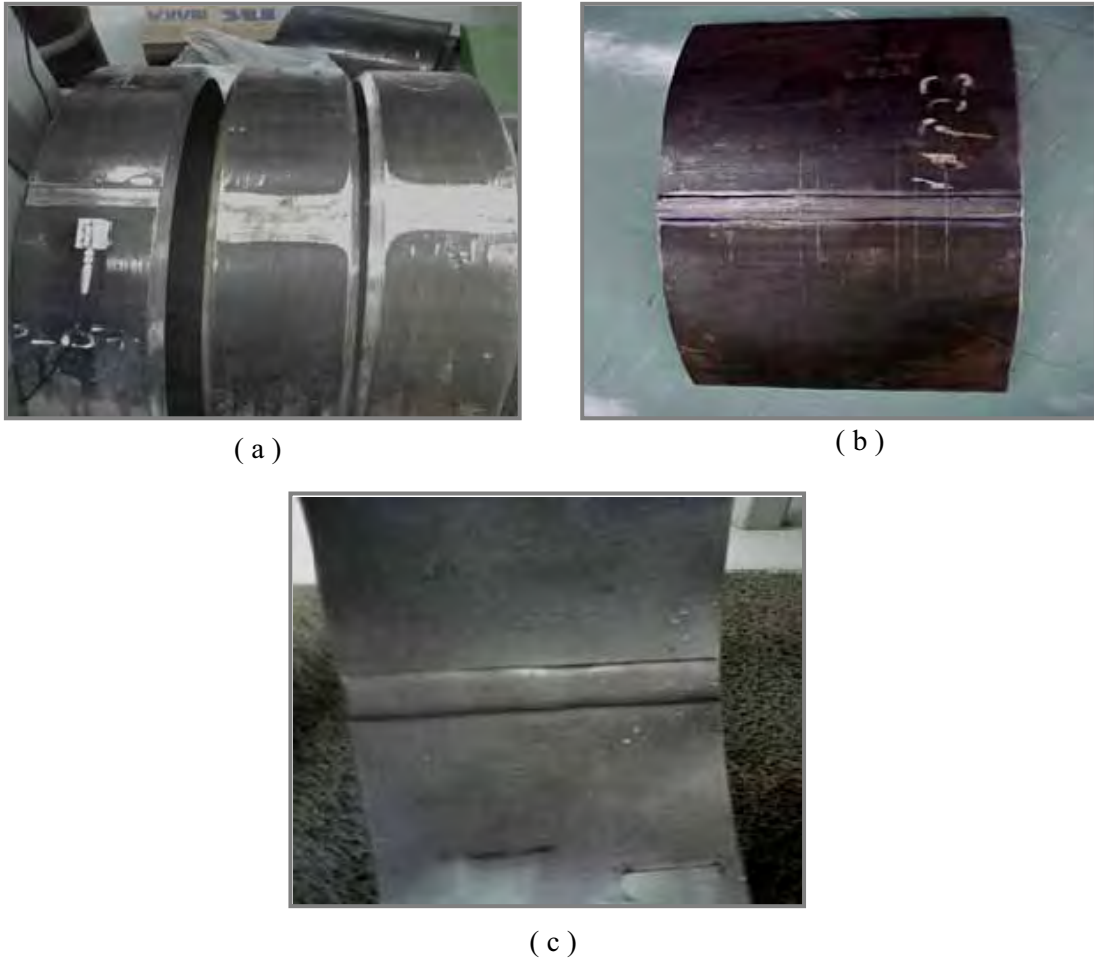


Figura 67- Ensaio Não Destrutivos: (a) Ensaio por ultra-som, (b) padrão de calibração do ultra-som e (c) ensaio por partículas magnéticas.

#### 5.4.2-Ensaio de tensões residuais pelo método do Anel

Na Tabela 16 estão representados os valores individuais de cada teste, assim como as medições efetuadas em função da metodologia que sugere o método do anel.

Tabela 16- Resultados do ensaio de tensão residual-Método do anel

TENSÃO RESIDUAL CIRCUNFERENCIAL										
RESULTADOS										
LAB	DATA	CORRIDA	TUBO	t (inch)	D(inch)	M1(inch)	M2(inch)	s (psi)	%	
1	06/06/2007	421461	30871 (1)	0,625	24,0	11,8976	12,1181	<b>2.505</b>	<b>3,9</b>	
2	06/06/2007	421461	30871 (2)	0,625	24,0	11,8819	12,0512	<b>1.926</b>	<b>3,0</b>	
3	06/06/2007	421461	30871 (3)	0,625	24,0	11,8622	12,0394	<b>2.012</b>	<b>3,1</b>	
								<b>MÉDIA</b>	<b>2.148 psi</b>	<b>3,3 %</b>

$s = E \cdot t \cdot (M2 - M1) / \pi(1 - \nu^2) \cdot D^2$

1) Onde :

- s = Tensão residual circunferencial
- E= Modulo de Young ( assumido 30,000 ksi )
- t = Espessura média
- D = Diâmetro externo médio
- M1 = Distância entre as marcas ( antes do teste )
- M2 = Distância entre as marcas ( depois do teste )
- $\nu$  = Razão de Poisson's ( assumido = 0,3 )
- % = Porcentagem sobre o limite de escoamento mínimo especificado ( SMYS = 65000 psi )

2) Solda posicionada às 6 h.

O ensaio de tensões residuais pelo método do anel apresentou, para o tubo em estudo, um valor médio de 14,8 MPa (2.148 PSI). Este valor pode ser considerado bastante baixo, tomando se como referência um máximo de 89,6 MPa que corresponde a 20% do limite de escoamento do aço X65 (448 MPa), o qual é admitido pelas especificações de tubos para instalação submarina, e que foi utilizado como referência para analisar a influência da tensão residual na vida em fadiga do tubo em análise.

### 5.5-Análise do teste de fadiga em anéis do tubo

Na primeira condição analisada, a qual representa os resultados dos anéis 4 e 5, que foram posicionados com a solda em contato com a viga de madeira, houve a ocorrência de trinca por fadiga em ambos os anéis. No anel de número 4, a trinca teve início com 206.840 ciclos e no anel de número 5, a trinca teve início com 246.000 ciclos.

Na segunda condição analisada, a qual representa os resultados dos anéis de números 1, 2 e 3, não houve a ocorrência de nenhum tipo de trinca. O ensaio foi monitorado até 500.000 numa primeira fase, e então interrompido para que os 3 anéis fossem novamente inspecionados visualmente, por partículas magnéticas via úmida e por ultra-som para ratificar a não existência de qualquer indício de trinca. Após esta



interrupção para inspeção, os anéis foram novamente colocados em teste e permaneceram até totalizar 2.670.271 ciclos e não foi observado o aparecimento de trinca. Com esta contagem de ciclos foi decidido interromper o ensaio, porque as informações disponíveis na literatura sobre fadiga em tubo de aço soldado por arco submerso), mencionam a vida em fadiga da ordem de 100.000 ciclos (ERDELEN-PEPPLER, 2004).

Comparando-se as duas condições de ensaios executadas, pode-se inferir que a resistência a fadiga de tubos soldados é dominada por fatores geométricos e neste caso ressaltamos, que a altura do reforço dos cordões de solda, é o ponto crítico de concentração de tensões e quando o posicionamento do tubo acarreta contato direto do cordão de solda com a superfície inferior a que o tubo está apoiado, a ocorrência de trinca por fadiga torna-se inevitável.

#### 5.5.1-Resultados de ensaio do anel 4

A Figura 68 ilustra os anéis 4 e 5 sendo ensaiados simultaneamente, tendo como resultados os seguintes dados:

Início da trinca= 206.840 ciclos, Ruptura total= 354.011 ciclos, Abertura da trinca = 38,6 mm.



Posição da Solda

Figura 68- Anéis do tubo  $\varnothing$  609,6 x 15,87 x 100 mm posicionados para o teste de fadiga, com a solda em contato com a superfície de madeira

Na Figura 69 (a) está ilustrado o início da trinca no anel 4, a qual teve início no lado interno do anel, estando ilustrado em (b) o crescimento estável e em (c) a fratura completa do anel ,no sentido longitudinal adjacente ao cordão de solda.

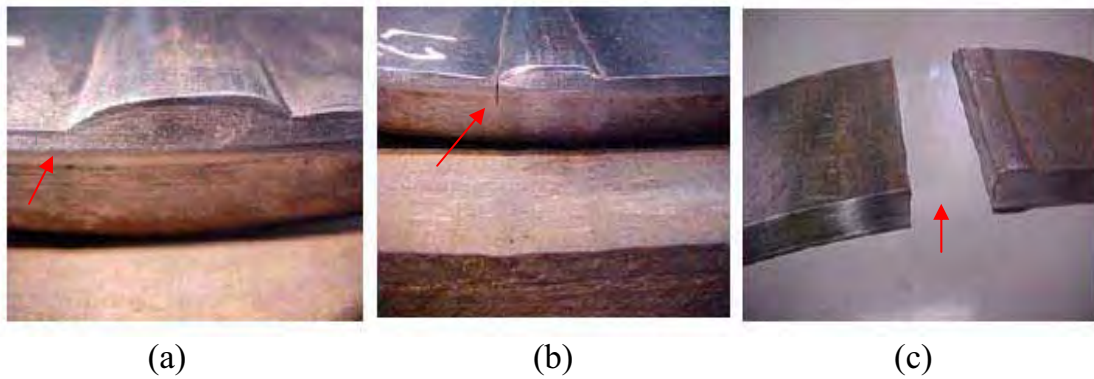


Figura 69- Ensaio de fadiga no anel 4:  
(a) início da trinca, (b) crescimento estável e (c) fratura total.

#### 5.5.2-Resultados de ensaio do anel 5

A Figura 70 (a) ilustra o início da trinca do anel 5, estando ilustrado em (b) o rompimento total do anel e em (c) a abertura total da fratura. Os dados obtidos no ensaio foram os seguintes: Início da Trinca= 246.000 ciclos; Fratura total= 348.166 ciclos e Abertura da trinca= 9,97 mm.

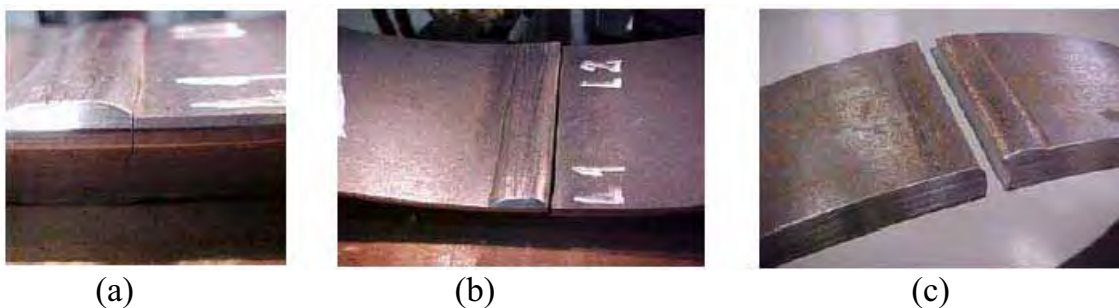


Figura 70- Ensaio de fadiga no anel 5:  
(a) início da trinca, (b) crescimento estável e (c) fratura total

### 5.5.3-Análise da Fratura

Para uma confirmação mais objetiva e caracterização da fratura, foram executadas as análises macrográfica (Figura 71) e fractográfica (Figura 72). A fractografia foi feita por meio de microscopia eletrônica de varredura (MEV) utilizando um equipamento JEOL-JSM 6360.

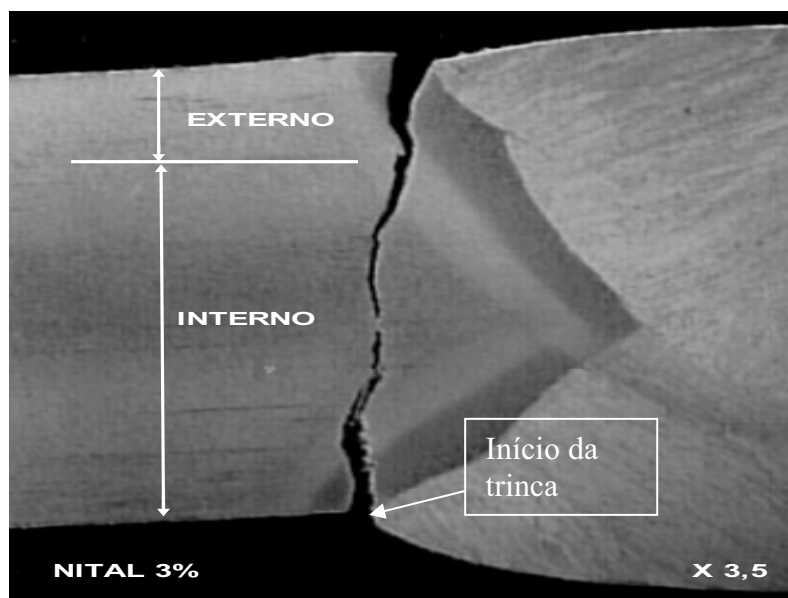


Figura 71-Macrografia da seção transversal da solda fraturada

Pode ser observado na Figura 71, que a trinca por fadiga, a qual teve início na transição entre o cordão de solda interno e a chapa do tubo, é da forma transgranular e teve propagação de 78 %, da superfície interna para a externa, e teve propagação de 22 %, da superfície externa para a superfície interna.

Na Figura 72, está ilustrada uma análise mais detalhada feita por MEV, em 3 regiões distintas no sentido da espessura, as quais foram assinaladas por (A) que representa a região próxima a superfície externa, a região assinalada por (B) que representa a meia espessura e a região assinalada por (C) que representa a região próxima a superfície interna. Pode ser verificado em (B) e em (C) o aparecimento de estrias denotadas por linhas perpendiculares na direção de crescimento da trinca, que foi o mecanismo responsável pela propagação da trinca em quantidade definida por cada ciclo de fadiga.

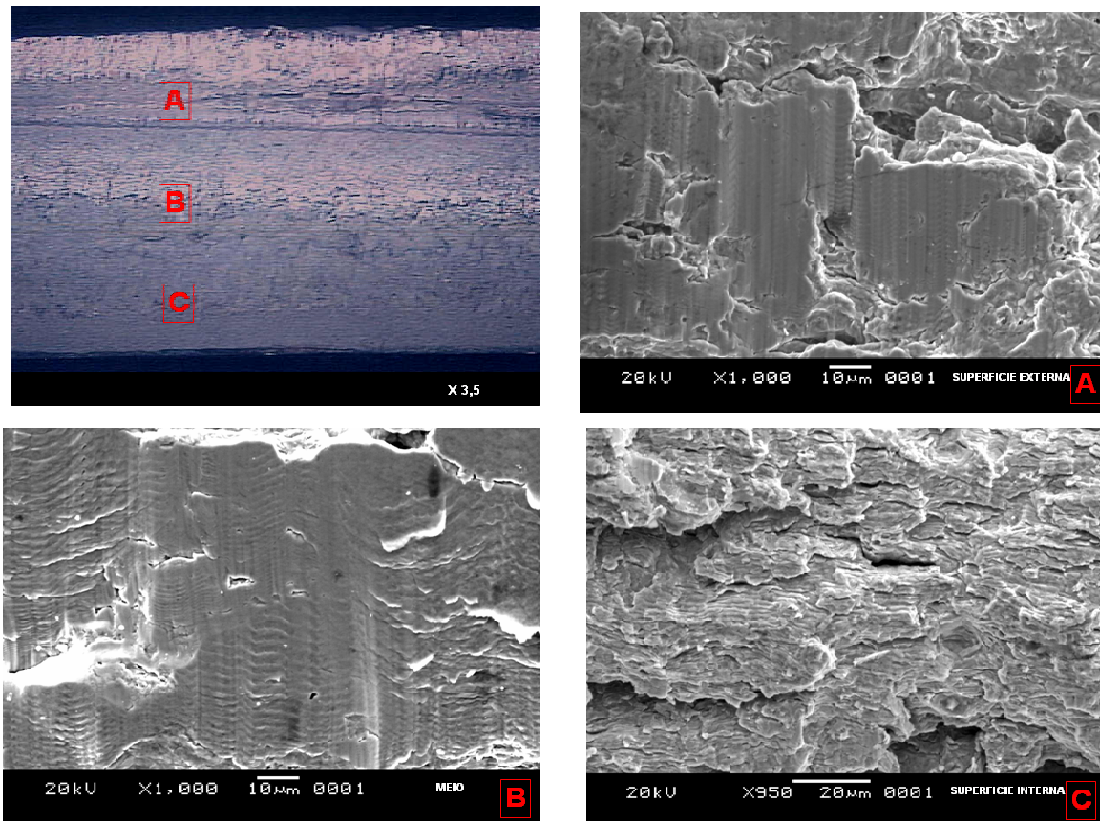


Figura 72- Análise por MEV da superfície da fratura por fadiga:  
(A) superfície interna, (B) meia espessura e (C) superfície externa.

## 6- Conclusões

Com os resultados obtidos por intermédio dos ensaios mecânicos realizados neste trabalho, como os ensaios de tração; dureza; dobramento guiado; impacto; CTOD, e dos ensaios em escala real a partir de anéis do tubo, tais como ensaio visual, ensaio por partículas magnéticas via úmida, ensaio por ultra-som, ensaio de tensões residuais e o ensaio de fadiga, pode se verificar que o produto final não apresentava qualquer restrição em relação as especificações requisitadas pela norma API 5L X65 e foram possíveis , as seguintes conclusões:

1- O ensaio de fadiga aplicado em modelo simplificado de laboratório, que simulou uma condição real de transporte por navio de tubo API 5L X65 nas dimensões  $\varnothing 609,6 \times 15,87$  mm, comprovou a possibilidade da ocorrência de trinca por fadiga, na condição em que a solda do tubo esteja em contato direto com a superfície de apoio, para um tubo que do ponto de vista de ensaios de fabricação estava aprovado.

2- Tomando-se os anéis de 100 mm de comprimento do tubo  $\varnothing 609,6 \times 15,87$  mm, foi possível simular uma condição real de carregamento em navio, onde o anel ensaiado, representou um tubo da primeira camada do carregamento de uma carga composta de 24 outras camadas colocadas sobre a primeira. Verificou-se que o posicionamento da solda do tubo sem contato com a madeira assegura uma maior vida em fadiga do tubo, porque enquanto os anéis ensaiados com a solda em contato com a superfície inferior de apoio, apresentaram a ocorrência de trinca a partir de  $2 \times 10^5$  ciclos, o anel com a solda posicionada a  $90^\circ$  da superfície inferior de apoio, foi ensaiado até  $2,67 \times 10^8$  ciclos, sem aparecimento de trinca. Outro aspecto concluído, foi a confirmação de que a vida em fadiga de tubos de aços soldados é dominada pela geometria do cordão de solda, de maneira que o anel, o qual teve o reforço de solda completamente removido e alinhado com a espessura da chapa, foi submetido ao mesmo tempo aos mesmos  $2,67 \times 10^8$  ciclos , sem o aparecimento de trinca.

3- Como os anéis submetidos ao ensaio de fadiga, haviam sido aprovados nos ensaios visual, por partículas magnéticas via úmida e ultra-som e ainda assim apresentaram trinca quando em solicitação cíclica, comprovou-se que a ocorrência de trinca por fadiga nem sempre está associada a um ponto de iniciação que seja um defeito macroscópico pré-existente. Neste caso estudado, o que ocasionou a iniciação da trinca e depois a propagação devido à solicitação cíclica imposta, foi a existência do ponto concentrador de tensões na interface entre o cordão de solda e o contorno do tubo.

## 7-Sugestões para continuação do trabalho

1- Fazer a simulação em laboratório, utilizando anéis com defeitos artificiais provocados na solda e adjacentes a esta, sendo os defeitos do tipo mordeduras com tamanho e profundidade aprovadas pela norma API 5L.

2-Monitorar um tubo de uma carga de navio em carga real usando um sensor do tipo “Crack-First” desenvolvido pelo TWI, conforme Figura 73, o qual grava eletronicamente toda tensão imposta ao tubo durante a viagem.



**CrackFirst™**

Figura 73- Sensor CrackFirst, que foi desenvolvido no TWI

3-Fazer um teste de fadiga em escala real utilizando um arranjo com um tubo sobre o outro e sobre eles um carregamento de igual grandeza de uma carga real.

## 8- Referências Bibliográficas

American Petroleum Institute-**Specification 5L for Line Pipes**, 43<sup>th</sup> Edition, API, 155 p, 2004.

American Petroleum Institute-**Specification for Casing and Tubing**, 8<sup>th</sup> Edition, API, 291 p, 2006.

American Petroleum Institute - **API RP 5LW - Recommended Practice for Transportation of Line Pipe on Barges and Marine Vessels**, 2003.

American Society for Testing and Materials-**ASTM A 370.-Standard Test Methods and Definitions for Mechanical Testing of Steel Products**, 2008.

American Society for Testing and Materials – **ASTM E8 – 04 – Standard Test Methods for Tension Testing of Metallic Materials**, 2004.

American Society for Testing and Materials – **ASTM E23 – 07ae1 – Standard Test Methods for Notched Bar Impact Testing of Metallic Materials**, 2007.

American Society for Testing and Materials – **ASTM E92 – Standard Test Method for Vickers Hardness of Metallic Materials**, 2003.

American Society for Testing and Materials- **ASTM E 415.-Standard Test Method for Optical vacuum Spectrometric Analysis of Carbon and Low-Alloy Steel**, 2005.

Araújo, CS; Sampaio, MACA – **Engenharia de Microestrutura de Aços para Tubos de Grande Diâmetro** – Revista Metalurgia e Materiais, pag. 212-214, volume 64, 2008.

Balat, M.-**Status of fossil energy resources: a global perspective.**-Energy sources part B-economics planning and policy, vol. 2; issue 1,pag. 31-47, 2007.

Brensing, KH; Sommer, B.-**Steel tube and pipe manufacturing process**, 106 p, 1993.

British Standard- BS 7448-Part 1- **Method for determination of  $K_{IC}$ , critical CTOD and critical J values of metallic materials.**-BSI, 39 p, 1991.

British Standards-BS 7448-Part 2- **Method for determination of  $K_{IC}$ , critical CTOD and critical J values for welds in metallic materials.**-BSI, 33 p, 1994.



Brongers, MPH; Beavers, JA; JASK, CE; Delanty, CS-**Effect of hidrostatic testing on ductile tearing of X-65 linepipe steel with stress corrosion cracks-** Corrosion, vol. 56, issue 10, pag.1050-1058, Oct. 2000.

Bruno, TV.-**How to prevent transit fatigue to tubular goods.** The Oil and Gas Journal, 1987.

Callister, JR W D.-**Materials Science and Engineering: An Introduction**, 6 ed. New York: John Wiley & Sons, 871 p, 2005.

DNV-OS-F.1001 – **Submarine Pipeline Systems** – Det Norsk Veritas, 2000.

DNV-RP-C203 – **Fatigue Design of Offshore Steel Structure**, 2003.

Dermirbas, A.-**The importance of natural gas as a world fuel.**-Energy sources part B-Economics planning and policy, vol. 1, issue 4, pag. 413-420, Oct-Dec, 2006.

Erdelen-Peppler, M; Knauf, G; Marewski, U; Reepmeyer, O – **Longitudinal welded pipes with enhanced fatigue strength** – 4<sup>th</sup> International Conference on Pipeline Technology, 18 p, 2004.

Fragiel, A; Schouwenaarf, R; Guardian, R; Perez, R.-**Microstructural Characteristics of different commercially available API 5L X65 Steels-** Journal of New Materials for Electrochemical Systems, vol. 8, issue 2, pag. 115-117, Apr, 2005.

Giannetto, JA; Braid, JEM; Bowker, JT; Tyson, WR.-**Heat affected zone toughness of a TMCP steel designed for low temperature application.**-Journal of offshore mechanics and artic engineering, vol.119, issue 2, pag. 134-144, May, 1997.

Godefroid, LB – **Análise de Falhas – Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais**, 375 p, 2003.

Gray, JM.- **A Guide for Understanding & Specifying Chemical Composition of High Strength Linepipe Steels**, Technical Report, 33 p, 2007.

Gray, JM; Pontremoli, M.- **Metallurgical Options for API grade X70 and X80 linepipe**, International Conference of Pipe Technology, 1987.

Gunaraj,V; Murugan, N.- **Prediction of Heat-Affected Zone Characteristics in Submerged Arc Welding of Structural Steel Pipes.**Welding Journal, pag. 94-98, 2002.

Harle, BA; Beavers, JA.-**Low-PH Stress-Corrosion Crack Propagation in API Linepipe Steel-** Corrosion, vol.4g, issue 10,pag.861-863, Oct, 1993.

Hillenbrand, HG; Kalwa, C – **High Strength Linpe pipe for project cost reduction – World Pipelines**, vol.2 N.1, 10 p, 2002.

Hillenbrand, H-G, Demofonti, G; Mannucci, G; Harris, D – **Evaluation of the suitability of X100 steel pipes for high pressure gas transportation pipelines by full scale tests** – International Pipeline Conference, 9 p, 2004.

ISO-3183 – **Petroleum and Natural Gas Industries – Steel Pipes for Pipelines**, 2007.

Kunert, HG; OTEGUI, JL – **Factors influencing transit fatigue of seamless pipes – Blackwell Publishing Ltd – Fatigue Fracture Material Structural 28**, pag 455-466, 2004.

Leis, BN; Bubenik, TA – **Primer on Design to Avoid Failure in Steel Transmission Pipelines** – Gas Research Institute Report N.5000-270-8194, 60p, 2001.

Liessen, A; Erdelen.-Peppler, M.- **A critical view on the significance of HAZ toughness testing**, International Pipeline Conference-IPC, 10 p, 2004.

Liese, A; Grimpe, F; Oesterlein, L – **State of the Art Quality control during production of SAW Linepipes** – 4<sup>th</sup> International Pipeline Conference, 6 p, 2002.

Maddox, S.- **Structural Fatigue Assessment Course** - The Welding Institute, 2007.

Maddox, S- **Designing against fatigue failure** - The Institute of Metals, Structural Integrity of Welded Components, pag.727- 731- TWI, 1989.

Matrosov, MY; Kichkina, AA; Efimov, AA; Efron, LI; Bagmet, OA.-**Simulating structure – forming process in tube steels during controlled rolling with accelerated cooling** - Metalurgist, vol. 51, issue 7-8, pag. 367-376, Aug., 2007.

Mendoza, R; Huante, J; Camacho, V; Alvarez-Fragoso, O; Juarez-Islas, JA.- **Development of an API 5L X70 grade Steel for sour gas resistance pipeline application** - Journal of Materials Engineering and Performance, vol. 8, issue 5, pag. 549-555, Oct, 1999.

Mesplont, C.- **Grain refinement and high precipitation hardening by combining microalloying and accelerated cooling** - Revue de Metallurgie, vol. 103, issue 5, pag. 238-246, May, 2006.

Moreira, E. V. – **Aplicação da radiografia digital utilizando detectores planos para inspeção de soldas de gasodutos e oleodutos**, Dissertação de Mestrado, 117 p, 2007.

- Morgan, D; Sanderson, R.-**Further Fatigue Assessment of the Road transportation of Line Pipe for the Angsi Project** - Report No: 14682/2a/04, TWI, 22 p, Jun, 2004.
- Otegui, JL; Kunert,HG.-**Factors influencing transit fatigue of seamless pipe.** Universidade de Mar del Plata, pag. 455-466, 2004.
- Ouchi, C.-**Development of Steel plates by intensive use of TMCP and direct quenching process** - I S I J International, vol.41, issue 6, pag.542-553, 2001.
- Ratnapuli, RC.-**A Method of calculating Bauschinger Effect in API Linepipe**, 28th MWSP, 1987.
- Roark, R.-**Formulas for Stress and Displacement.**- 5<sup>th</sup> Edition, MacGraw-Hill Book Company, 496 p, 1975.
- Shiga, C; Kamada, A; Hatomura, T; Hirose, K; Kudoh, J; Sekine, T – **Development of large diameter high strength line pipes for low temperature services** – Kawasaki Steel Technical Report, N.4, 1981.
- Takeuchi, J; Fujimo J; Yamamoto, A; Okaguchi, S – **Application and Evaluation of High-Grade Linepipes in Hostile Environments**, pag.185-202, 2002.
- Tanaka, T.-**Science and Technology of Hot Rolling Process of Steel**, Microalloying Conference Proceedings, pag. 165-181, 1995.
- Taz, Z; Sommez, N.-**Relationship between the microstructure and fracture toughness of microalloyed (API 5L X65) steels.**-Practical Metallography, vol.42, issue 6, pag.290- 303, Jun, 2005.
- TWI – The Welding Institute – Technical Report N.620878/1/95 – **Investigation of Cracking in a Longitudinal Seam Weld in 22” Diameter Pipe**, 21 p, 1995.
- TWI – The Welding Institute – Technical Report N.14682/2a/04 – **Further Fatigue Assessment of the Road Transportation of Line Pipes for the Angsi Project**, 22 p, 2004.
- Xue, XH; Lou, SN; Qian, BN; Yu, SF.-**Development of the SAW wire for high strength TMCP steel** - The fifth Pacific rim international conference on advanced material and processing, Materials Science Forum, vol. 475-479, pag. 269-272, 2005.
- Welding Technology Institute of Australia (WTIA) - **Introduction to Fatigue of Welded Steel-Weld Improvement Techniques-Technical Guidance Questionnaire**, 8 p, 2006.

**9-Apêndices - Tabela de tolerância para realização de análise química por espectrometria óptica à vácuo.**

Elem.	Nr.	Concentração		Tolerância		Elem.	Nr.	Concentração		Tolerância	
		Minimo	Maximo	Minimo	Maximo			Minimo	Maximo		
Al	1	0,0010	0,0500	0,0010	0,0050	Nb	1	0,0010	0,0230	0,0070	0,0030
	2	0,0500	0,1000	0,0050	0,0080		2	0,0230	0,6400	0,0030	0,0200
	3	0,1000	0,2500	0,0080	0,0120	Ni	1	0,0100	0,1200	0,0050	0,0100
As	1	0,0002	0,0400	0,0002	0,0004		2	0,1200	3,9900	0,0100	0,0700
	2	0,0400	0,1000	0,0004	0,0060	P	1	0,0010	0,0250	0,0005	0,0025
B	1	0,0001	0,0050	0,0001	0,0004		2	0,0250	0,1100	0,0025	0,0070
	2	0,0050	0,0200	0,0004	0,0020	Pb	1	0,0005	0,0040	0,0003	0,0005
Bi	1	0,0003	0,0050	0,0003	0,0010		2	0,0040	0,0250	0,0005	0,0015
C	1	0,0100	0,3000	0,0050	0,0130	S	1	0,0010	0,0100	0,0005	0,0013
	2	0,3000	0,5000	0,0130	0,0016		2	0,0100	0,0500	0,0013	0,0022
	3	0,5000	1,5000	0,0130	0,0300		3	0,0500	0,1500	0,0022	0,0050
Ca	1	0,0001	0,0025	0,0004	0,0005	Sb	1	0,0005	0,0025	0,0003	0,0005
	2	0,0025	0,0120	0,0005	0,0008		2	0,0025	0,0750	0,0005	0,0020
Co	1	0,0001	0,4000	0,0001	0,0100	Si	1	0,0010	0,3000	0,0010	0,0200
Cr	1	0,0100	0,5000	0,0060	0,0100		2	0,3000	0,9000	0,0200	0,0500
	2	0,5000	0,9000	0,0100	0,0150		3	0,9000	2,5000	0,0500	0,6000
	3	0,9000	1,3000	0,0150	0,0200	Sn	1	0,0010	0,0470	0,0005	0,0025
	4	1,3000	3,0000	0,0200	0,0300		2	0,0470	0,1050	0,0025	0,0045
	5	3,0000	5,5000	0,0300	0,0700	Te	1	0,0001	0,0020	0,0003	0,0007
Cu	1	0,0100	0,3000	0,0020	0,0200		2	0,0020	0,0060	0,0007	0,0010
	2	0,3000	0,8000	0,0200	0,0350	Ti	1	0,0005	0,0200	0,0003	0,0030
Mn	1	0,0100	1,0000	0,0100	0,0350		2	0,0200	0,3500	0,0030	0,0100
	2	1,0000	3,0000	0,0350	0,0800	V	1	0,0005	0,0400	0,0003	0,0025
Mo	1	0,0050	0,5000	0,0030	0,0200		2	0,0400	0,1000	0,0025	0,0060
	2	0,5000	1,5000	0,0200	0,0500		3	0,1000	0,5000	0,0060	0,0300
N	1	0,0010	0,0080	0,0005	0,0007	Zr	1	0,0001	0,0200	0,0001	0,0050
	2	0,0080	0,0210	0,0007	0,0030		2	0,0200	0,2000	0,0050	0,0100