

UNESP
Faculdade de Engenharia do Campus de Guaratinguetá

Guaratinguetá
2012

ADILSON GERARDO BARROS AMARAL

ANÁLISE DE TENSÕES COM ULTRASSOM EM TUBOS
SOLDADOS POR RESISTÊNCIA ELÉTRICA.

Dissertação apresentada à Faculdade de Engenharia do Campus de Guaratinguetá, Universidade Estadual Paulista, para a obtenção do título de Mestre em Engenharia Mecânica na área de Materiais.

Orientador: Prof. Dr. Ângelo Caporalli Filho
Co-Orientador: Dr. Marcelo de S. Q. Bittencourt

Guaratinguetá
2012



UNIVERSIDADE ESTADUAL PAULISTA
CAMPUS DE GUARATINGUETÁ

ADILSON GERARDO BARROS AMARAL

ESTA DISSERTAÇÃO FOI JULGADA ADEQUADA PARA A OBTENÇÃO DO TÍTULO DE
“MESTRE EM ENGENHARIA MECÂNICA”

PROGRAMA: ENGENHARIA MECÂNICA
ÁREA: MATERIAIS

APROVADA EM SUA FORMA FINAL PELO PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO

Prof. Dr. José Antonio Perrella Balestieri
Coordenador

BANCA EXAMINADORA:

Prof. Dr. ANGELO CAPORALLI FILHO
Orientador / Unesp-Feg

Prof. Dr. MARCELINO PEREIRA DO NASCIMENTO
Unesp-Feg

Prof. Dr. VICENTE AFONSO VENTRELLA
Unesp-Ilha Solteira

Agosto de 2012

A485a	Amaral, Adilson Gerardo Barros Análise de tensões com ultrassom em tubos soldados por resistência elétrica / Adilson Gerardo Barros Amaral . – Guaratinguetá : [s.n.], 2012 120 f. : il. Bibliografia: f. 117-120 Dissertação (mestrado) – Universidade Estadual Paulista, Faculdade de Engenharia de Guaratinguetá, 2012 Orientador: Prof. Dr. Ângelo Caporalli Filho Co orientador: Marcelo de S. Q. Bittencourt 1. Conformação de metais 2. Tensão - deformação I. Título CDU 669
-------	--

DADOS CURRICULARES

ADILSON GERARDO BARROS AMARAL

NASCIMENTO	09.07.1979 – RIO DE JANEIRO / RJ
FILIAÇÃO	Adilson da Silva Amaral Maria Lúcia Fernandes de Barros
1999/2004	Curso de Graduação em Engenharia Metalúrgica Universidade Federal Fluminense
2010/2012	Curso de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica, nível de Mestrado, na Faculdade de Engenharia do Campus de Guaratinguetá da Universidade Estadual Paulista.

A Deus, Senhor estou orgulhoso de ter vencido mais uma etapa do meu sonho. Grandes momentos de alegria e tristeza serão eternos em minha mente. Agora, em meio a uma despedida, vos agradeço por essa vitória.

À minha família que nunca mediu esforços para a realização deste sonho e sempre acreditou no meu potencial, mesmo nos momentos difíceis.

Aos mestres, vossas visões acrescentaram novos conhecimentos e ideias trazendo uma conscientização maior para enfrentar a vida, como profissional.

AGRADECIMENTOS

Aos funcionários da Fábrica 1 (ERW) que me ajudaram a crescer tanto profissionalmente como pessoalmente nesse período no qual trabalhei.

Aos professores Ângelo Caporalli Filho e Marcelo de Siqueira Queiroz Bittencourt pela extrema dedicação, importante colaboração em todas as solicitações de seus conhecimentos e pela enorme colaboração na elaboração deste trabalho.

Aos professores de UNESP pelos ensinamentos técnicos, que tanto contribuíram para a conclusão desse trabalho.

Aos funcionários do IEN, Manuel e Geraldo, que contribuíram para a execução dos ensaios.

À minha noiva Wanessa que tanto me ajudou e me compreendeu no período de ausência.

À minha família, por sempre me incentivar a prosseguir no caminho da educação.

ADILSON GERARDO BARROS AMARAL. Análise de tensões com ultrassom em tubos soldados por resistência elétrica. 2012. Tese (Mestrado em Engenharia Mecânica) – Faculdade de Engenharia do Campus de Guaratinguetá, Universidade Estadual Paulista, Guaratinguetá, 2012.

RESUMO

Este trabalho tem como objetivo avaliar o comportamento do efeito acustoelástico durante o processo de fabricação, permitindo assim obter informações das tensões residuais por meio da técnica ultrassônica em tubos de aço API 5L X70 fabricados pelo processo ERW, utilizados no transporte de óleo e gás. A medida de tensão residual através de método não destrutivo e portátil é de grande interesse para diferentes segmentos da indústria. Dentre as técnicas, o uso do ensaio de ultrassom, por meio da medida da birrefringência, é uma das que apresenta grande potencial. Esta pesquisa consiste em determinar a variação do tempo de percurso da onda ultrassônica com a direção de propagação da onda cisalhante alinhada com a direção longitudinal e perpendicular ao sentido de laminação durante as etapas de conformação mecânica da chapa metálica em tubos, após o teste hidrostático e após o corte do tubo com auxílio de uma fresadora. Os resultados mostraram diferença no comportamento acustoelástico no tubo durante as etapas de conformação da chapa em tubo. Essa diferença foi causada pelas tensões internas que são geradas devido principalmente à heterogeneidade de deformação, ou seja, os níveis de tensões são diferentes ao mesmo tempo em locais distintos durante a etapa de conformação da chapa em tubo. Apesar dessa heterogeneidade de deformação, foi possível estimar as tensões residuais pontuais circunferenciais em cada etapa do processamento do tubo.

PALAVRAS-CHAVE: Birrefringência. Tensão Residual. Conformação Mecânica. Teste Hidrostático

ADILSON GERARDO BARROS AMARAL. Stress analysis with ultrasonic in pipe welded by electric resistance. 2012. Thesis (Master's degree in Mechanical Engineering) – University of Engineering of Guaratinguetá, From São Paulo State University, Guaratinguetá, 2012.

ABSTRACT

This work has as objective to present the behavior of the effect acoustic during the production process, allowing like this to obtain information on the residual stress by means of the ultrasonic technique in pipes API 5L X70 manufactured by the ERW process and used in the oil and gas transportation. The nondestructive residual stress measurement with portable methods is of great interest for industry segments. The ultrasonic birefringence technique is that present a larger potential. This research consists of determining the acoustic birefringence during the stages of mechanical conformation from metallic plate to pipe, after hydrostatic test, and after the cut of the pipe with edge miller. The results show a difference in the acoustic behavior of the pipe during the conformation stages from plate to pipe. This difference was caused by internal stresses which are mainly created due to heterogeneity of deformation, in which levels stress are different at de same time in different locations during the conformation stages from plate to pipe. In spite of the heterogeneity of deformation, it was possible to estimate the residual stress in circumferential point in each stage the processing of the pipe.

KEYWORDS: Birefringence. Residual Stress. Mechanical Conformation. Hydrostatics Test.

LISTA DE FIGURAS

FIGURA 1 Conformação a quente de aço com transformação de fase no resfriamento. (a) Convencional. (b) Tratamento termomecânico.....	26
FIGURA 2 – Efeito dos elementos microligantes na temperatura de recristalização da austenita em um aço com 0,07%C-1,40%Mn-0,25%Si	32
FIGURA 3 – Curva de resfriamento contínuo de um aço API X80 de concepção moderna. Os campos indicados por F, P e B representam os campos da ferrita, perlita e bainita, respectivamente.	33
FIGURA 4 – Diagrama esquemático de um laminador de chapas grossas com cadeiras de desbaste e acabamento distintas.....	35
FIGURA 5 – Diagrama esquemático de um laminador de tiras a quente com tres cadeiras de desbaste e sete cadeiras de acabamento.....	36
FIGURA 6 – Representação esquemática de um laminador do tipo Steckel.....	37
FIGURA 7 – Representação esquemática do equipamento de lingotamento de placas finas e laminação direta	38
FIGURA 8 – Processo de produção do tubo sem costura (Cortesia V&M do Brasil)	39
FIGURA 9 – Layout da Fábrica ERW	41
FIGURA 10 – Representação esquemática do uso do efeito de proximidade	42
FIGURA 11 – Representação esquemática da solda ERW	42
FIGURA 12 – Representação esquemática da ocorrência de separação entre o V e o W	43
FIGURA 13 – Representação esquemática da remoção do metal fundido por pressão eletromagnética.....	44
FIGURA 14 – Processo de soldagem ERW	44
FIGURA 15 – Fenômeno do tipo 1	45
FIGURA 16 – Fenômeno do tipo 2	45
FIGURA 17 – Fenômeno do tipo 3	45
FIGURA 18 – Diagrama esquemático do estreito <i>Gap</i> formado durante ERW.....	46
FIGURA 19 – Densidade de corrente no <i>Gap</i> da junta.....	47

FIGURA 20 – Variação do <i>Gap</i> de acordo com a variação do aporte de calor: (a) 222 kW, (b) 230kW e (c) 245kW.....	47
FIGURA 21 – Força de Lorentz agindo sobre as bordas da chapa	48
FIGURA 22 – Diagrama de fase do Sistema MnO-SiO ₂	49
FIGURA 23 – Variação do <i>Gap</i> de acordo com a variação do aporte de calor: (a) 180kW e (b) 186kW.....	50
FIGURA 24 – Trinca em gancho	50
FIGURA 25 – Exemplos de origens das tensões residuais causadas durante processamento	51
FIGURA 26 – Campo de tensões residuais de acordo com a escala de comprimento característica	53
FIGURA 27 – Arranjo de três barras fixas nas extremidades. (a) sem aquecimento. (b) barra central aquecida	54
FIGURA 28 – Efeito da temperatura sobre as tensões na barra 2.....	55
FIGURA 29 – Distribuição das tensões residuais transversais e longitudinais, paralelo e perpendicular aos dois passes de solda numa chapa de alumínio.....	57
FIGURA 30 – Exemplo de contração e expansão na transformação de fase.....	58
FIGURA 31– Interação da contração e transformação é impedida para diferentes velocidades de resfriamento	59
FIGURA 32 – Influência do aporte de calor na temperatura de transformação, T_t e consequentemente nas tensões de compressão ou tensões residuais da transformação compressiva. R_s , tensão residual	60
FIGURA 33 – Influência do aporte de calor na distribuição das tensões residuais transversais. T_R Tensão residual	61
FIGURA 34 - Geração das tensões residuais na chapa flexionada. (a) Geometria da chapa flexionada. (b) Relação da Tensão x deformação. (c) Relação das tensões residuais através da espessura.....	65
FIGURA 35 – Magnitude das tensões residuais e tipos de distribuição em um aço com limite de escoamento de 650MPa	66
FIGURA 36 – Esquema simplificado de um extensômetro em uma Ponte de Wheatstone.....	68

FIGURA 37 – Transdutor acoplado no material	73
FIGURA 38 – Ondas longitudinais	73
FIGURA 39 – Onda Transversal.....	74
FIGURA 40 - Luz incidindo sobre um material birrefringente.....	76
FIGURA 41 – Material de Estudo: (a) Bobina e (b) Tubo com costura.....	80
FIGURA 42 – Esquema para aquisição dos dados.....	82
FIGURA 43 – Localização das posições para realização das aquisições dos sinais ultrassônicos na superfície interna da chapa.....	83
FIGURA 44 – Localização das posições para realização das aquisições dos sinais ultrassônicos após a chapa ser conformada em tubo.....	84
FIGURA 45 - Ensaio de carregamento do corpo de prova: Aquisição do sinal ultrassônico em uma tira sob carregamento uniaxial de tração (a); detalhe do transdutor acoplado no ponto central do corpo-de-prova sendo submetido a carregamento(b).....	85
FIGURA 46 -.Posição da aquisição dos sinais ultrassônicos na chapa para a determinação de B_0	86
FIGURA 47 - Direção de polarização (movimento das partículas) - Posição 1 – paralela à direção de laminação (longitudinal) - Posição 2 – transversal à direção de laminação.....	86
FIGURA 48 – Posição da aquisição dos sinais ultrassônicos na chapa conformada em tubo antes dos calibradores, para determinação da birrefringência (B).....	87
FIGURA 49 - Disposição das regiões para medição de tempo de percurso da onda ultrassônica no tubo.....	87
FIGURA 50 - Tubo posicionado na mesa da fresadora para ser cortado (a) ; tubo sendo usinado com uma fresa de 10 mm de diâmetro.....	89
FIGURA 51 – Medição do tempo de percurso da onda ultrassônica após o tubo ser cortado na fresadora de corte.....	89
FIGURA 52 – Diferença nos tempos de percurso da onda ultrassônica polarizada na direção longitudinal (paralela à direção de laminação) e na direção transversal (ortogonal a direção de laminação) – Chapa plana.....	91

FIGURA 53 - Resultado do ensaio de tração uniaxial para o levantamento da constante acustoelástica de uma tira de chapa API 5L X70.....	92.
FIGURA 54 – Diferença nos tempos de percurso da onda ultrassônica polarizada na direção longitudinal (paralela à direção de laminação) e na direção transversal (ortogonal a direção de laminação) – Antes dos calibradores.....	93
FIGURA 55 – Forno de indução para tratamento térmico de normalização na região da solda.....	94
FIGURA 56 – Diferença nos tempos de percurso da onda ultrassônica polarizada na direção longitudinal (paralela à direção de laminação) e na direção transversal (ortogonal a direção de laminação) – Após dos calibradores.....	95
FIGURA 57 – Diferença nos tempos de percurso da onda ultrassônica polarizada na direção longitudinal (paralela à direção de laminação) e na direção transversal (ortogonal a direção de laminação) – Após Teste Hidrostático.....	96
FIGURA 58 - Tensões na parede do tubo.....	97
FIGURA 59 - Seção longitudinal do duto.....	99
FIGURA 60 - Seção radial do duto.....	99
FIGURA 61 – Diferença nos tempos de percurso da onda ultrassônica polarizada na direção longitudinal (paralela à direção de laminação) e na direção transversal (ortogonal a direção de laminação) – Após o tubo ser cortado no sentido longitudinal da solda.....	102
FIGURA 62 – Reapresentação dos pontos no qual foram calculadas as tensões teóricas no tubo.....	107
FIGURA 63 – Distribuição das tensões residuais em MPa no sentido da circunferência do tubo após o Teste Hidrostático.....	107
FIGURA 64 – Distribuição das tensões residuais em função das tensões de escoamento ($\sigma \backslash \sigma_y$) sentido da circunferência do tubo após o Teste Hidrostático.....	108
FIGURA 65 - Etapas da conformação da chapa – Flor ERW.....	109
FIGURA 66– Distribuição das tensões residuais em MPa no sentido da circunferência do tubo após o tubo ser cortado na longitudinal da solda.....	110

FIGURA 67 – Distribuição das tensões residuais em função das tensões de escoamento (σ_y) sentido da circunferência do tubo após o tubo ser cortado no sentido longitudinal do tubo.....	110
FIGURA 68 - Distribuição das tensões residuais (<i>springback</i> - efeito da recuperação elástica) em MPa no sentido da circunferência do tubo após o Teste Hidrostático.....	112
FIGURA 69 - Distribuição das tensões residuais (<i>springback</i> - efeito da recuperação elástica) em função das tensões de escoamento (σ_y) sentido da circunferência do tubo após o Teste Hidrostático.....	112

LISTA DE QUADROS

QUADRO 1– Principais elementos de liga nos aços para fabricação de dutos	29
QUADRO 2 – Principais impurezas nos aços para fabricação de dutos.....	30
QUADRO 3 - Comparativo entre os métodos de medição de tensão residual.....	71
QUADRO 4 - Etapas das aquisições de sinais para análise das tensões residuais por ultrassom.....	82

LISTA DE TABELAS

TABELA 1 – Características típicas dos processos de produção de aço plano e tubo sem costura para aplicação em dutos de transporte de petróleo e gás.....	40
TABELA 2 – Cálculo das tensões residuais nas posições nomeadas com 12+, 3h, 6h, 9h e 12- no tubo após o Teste Hidrostático.....	106
TABELA 3 - Cálculo das tensões residuais nas posições nomeadas com 12+, 3h, 6h, 9h e 12- no tubo após o tubo ser cortado no sentido longitudinal da solda.....	109
TABELA 4 – Cálculo das tensões residuais de <i>springback</i> (efeito da recuperação elástica) nas posições nomeadas com 12+, 3h, 6h, 9h e 12- no tubo, após Teste Hidrostático.....	111

LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS

σ	- Tensão
σ_{IM}	- Tensão Residual Macroscópica
σ_{IIM}	- Tensão Residual Microscópica
σ_C	- Tensão circunferencial
σ_L	- Tensão longitudinal
σ_r	- Tensão radial
$\sigma_{1,2,3}$	- Tensão principal
σ_{eq}	- Tensão equivalente
γ	- Austenita
V_c^0	- Velocidade de onda cisalhante sem tensão
V_{ij}	- Velocidade de uma onda ultrassônica propagando na direção i e polarizada na direção j
$\sigma_{j,k}$	- Tensão principal
k_3, k_5	- Constante acustoelástica
t_l	- Tempo de percurso da onda ultrassônica com direção de polarização alinhada com a direção de laminação do material
t_t	- Tempo de percurso da onda ultrassônica com direção de polarização perpendicular a direção de laminação do material
B	- Birrefringência induzida pela textura e pelo estado de tensão do material
B_0	- Birrefringência induzida pela textura
m	- Constante acusto elástica do material
ABM	- Associação Brasileira de Metalurgia
ERW	- Electrical Resistance Weld
API	- American Petroleum Institute
TMCR	- Tratamento Termomecânico Controlado
ρ	- Resistividade Específica do Material
F	- Ferrita
FP	- Ferrita-Perlita
P	- Perlita
B	- Bainita
UOE	- Conformação em “U”, “O” e Expansão “E”.
JCOE	- Tipo de formação tubular em uma prensa com vários estágios subsequentes
LTQ	- Laminador de Tiras a Quente
TSCDR	- Thin Slab Casting/Direct Rolling
ZTA	- Zona Termicamente Afetada
TIG	- Tungsten Inert Gas
Nb	- Nióbio
C	- Carbono
N	- Nitrogênio
Mn	- Manganês
Si	- Silício
Al	- Alumínio
V	- Vanádio

Ti	- Titânio
Cu	- Cobre
Fe	- Ferro
O	- Oxigênio
Cr	- Cromo
Ni	- Níquel
Mo	- Molibidênio
S	- Enxofre
P	- Fósforo
ARBL	- Alta Resistência a Baixa Liga
Vr	- Velocidade de Repulsão
Va	- Velocidade de Aproximação
M	- Matriz
R	- ase Endurecedora
θ	- Ângulo
LE	- Limite de Escoamento
α	- Coeficiente de Expansão Térmica
E	- Módulo de Young's
S	- Fator de Rigidez

LISTA DE SÍMBOLOS

T_{nr}	Temperatura de não recristalização	$^{\circ}\text{C}$
δ	Profundidade de penetração da corrente	mm
f	Frequência da corrente	kHz
P	Potência	kW
V	Velocidade	m/min
e	Espessura	mm
σ_y	Tensão paralela	MPa
σ_l	Tensão longitudinal	MPa
σ_x	Tensão perpendicular	MPa
σ_t	Tensão transversal	MPa
ΔT	Diferença de temperatura	$^{\circ}\text{C}$
T_t	Temperatura de Transformação	$^{\circ}\text{C}$

SUMÁRIO

1 INTRODUÇÃO.....	23
1.1 Objetivo e justificativa	24
 2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	
2.1 Principais desenvolvimentos na tecnologia de fabricação de dutos.....	25
2.1.1 Controle do tamanho de grão na laminação controlada.....	28
2.1.2 Efeito dos elementos de liga	28
2.1.3 Efeitos do Ni nos aços microligados.....	31
2.1.4 Processamento dos aços microligados	34
 2.2. SOLDAGEM POR RESISTÊNCIA ELÉTRICA	
2.2.1 Fabricações do tubo pelo processo ERW.....	40
2.2.2 Fundamentos do processo ERW.....	41
2.2.3 Mecanismo de formação da região de solda ERW.....	43
2.2.4 Principais defeitos na soldagem ERW.....	46
2.2.4.1 – Trinca por penetrador.....	46
2.2.4.2 – Trinca por solda fria	49
2.2.4.3 – Trinca em gancho (<i>Hook Crack</i>)	50
 2.3. TENSÕES RESIDUAIS	
2.3.1 Tipo de tensões residuais	52
2.3.2 Desenvolvimentos das tensões residuais.....	53
2.3.3 Tensões residuais na soldagem	55
2.3.4 Tensões residuais devido ao resfriamento rápido	57
2.3.5 Tensões residuais devido à transformação de fase	58
2.3.6 Efeito das tensões residuais sobre a formação de trincas.....	61
2.3.7 Tensão residual na conformação do metal.....	62
2.3.8 Tensões residuais no processo a frio.....	63
2.3.9 Medições das tensões residuais.....	65
2.3.10 Método para medir as tensões residuais	66
2.3.10.1 – Método do furo cego	67
2.3.10.2 – Método magnético	69
2.3.10.3 – Método de difração de raios-X	70
2.3.10.4 – Método ultrassônico	70
 2.4. ONDAS ULTRASSÔNICAS	
2.4.1 Geração das ondas ultrassônicas.....	72
2.4.2 Tipo de ondas ultrassônicas	73
2.4.2.1 – Ondas longitudinais (ondas de compressão)	73
2.4.2.2 – Ondas transversais (ondas cisalhantes)	74
2.4.2.3 – Ondas superficiais	74
2.4.3 Avaliações da tensão por ultrassom.....	75

3 MATERIAIS E MÉTODOS

3.1 Material de estudo.....	80
3.2 Equipamento utilizado para medir o tempo de percurso da onda ultrassônica.....	80
3.3 Medida do tempo de percurso da onda ultrassônica cisalhante polarizada na direção longitudinal e transversal ao sentido de laminação durante a conformação da chapa em tubo.....	82
3.4 Segunda Etapa – Processamento dos primeiros cinquenta metros da bobina e realização das marcações na chapa para aquisição dos sinais ultrassônicos.....	83
3.5 Terceira Etapa – Captura dos sinais ultrassônicos para a determinação da birrefringência - B0 (chapa Plana) e da constante acustoelastica (m).....	84
3.6 Quarta Etapa – Captura dos sinais antes dos calibradores.....	87
3.7 Quinta Etapa – Captura dos sinais após os calibradores.....	88
3.8 Sexta Etapa – Captura dos sinais após Teste Hidrostático.....	88
3.9 Sétima Etapa – Captura dos sinais após corte do tubo no sentido longitudinal da solda.....	88

4 RESULTADOS E DISCUSSÃO

4.1 – Medição da birrefringência acústica no tubo durante as etapas de conformação.....	90
4.2 – Avaliação acustoelastica na chapa (terceira etapa referente ao Quadro 4).....	90
4.3 – Avaliação acustoelástica antes dos calibradores (quarta etapa referente ao Quadro 4).....	93
4.4 – Avaliação acustoelástica após os calibradores (quinta etapa referente ao Quadro 4).....	95
4.5 – Avaliação acustoelástica após o teste hidrostático (sexta etapa referente ao Quadro 4).....	96
4.5.1 - Tubo de parede fina.....	97
4.5.2 - Tensões na parede de uma tubulação.....	97
4.5.3 - Cálculo da pressão interna em função da tensão.....	98
4.5.4 - Tensões equivalentes pelo “Critério de Von Misses”.....	100

4.6 – Avaliação acustoelástica após o corte do tubo no sentido longitudinal da solda (sétima etapa referente ao Quadro 4).....	102
4.7 – Considerações finais.....	113
5 CONCLUSÃO.....	114
6 SUGESTÕES PARA PESQUISAS FUTURAS	116
7 REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS	117

1 INTRODUÇÃO

Materiais e ligas metálicas são largamente empregados em aplicações industriais tais com estruturas, vasos de pressão, tubulação, etc. Em grande parte destas aplicações a eficácia e a economicidade do projeto dependem do conhecimento das tensões aplicadas no material e da garantia de que não ultrapassem limites seguros para cada metal ou liga. Durante o processo de fabricação destes componentes, tensões residuais podem ser introduzidas. Com estas tensões, preferencialmente, se somam as tensões de carregamento que podem levar as estruturas a condições críticas e, eventualmente, a falhas por fratura.

Operações tais como soldagem, corte com maçarico e outras que envolvam processos de forjamento ou alterações bruscas de temperatura, são exemplos de processos que podem gerar componentes com tensões residuais.

O custo de falhas em materiais utilizados para fabricação de componentes pode ser elevado, bem como o custo de refugo de peças que sofrem distorção durante o processo de usinagem subsequente, por isso a importância de se conhecer as tensões residuais no material. Uma maneira de se analisar essas tensões residuais é por meio do ensaio não destrutivo de ultrassom, que se baseia no efeito acustoelástico. Este efeito é caracterizado pela variação da velocidade da onda ultrassônica quando esta se propaga em um material em função da tensão que está submetido. O efeito da textura cristalográfica também implica alteração da velocidade da onda ultrassônica na mesma ordem de grandeza da tensão.

Além da sensibilidade aos aspectos microestruturais, esta técnica é limitada pelas dificuldades associadas ao material, à resolução e à exatidão nas medidas do tempo de percurso da onda ultrassônica no material ocasionado pelas tensões residuais, uma vez que as variações dos tempos de percurso são muito pequenas (da ordem de nanosegundo). Ainda assim essa técnica ultrassônica é bastante promissora na análise da tensão residual, por ser uma técnica de baixo custo, não destrutivo, sem risco e portátil, podendo ser usado em campo, sem dificuldade.

1.1 Objetivo e justificativa

A estrutura de dutos de transporte está sujeita a danos, fundamentalmente os decorrentes de movimentações de solo geologicamente instáveis; logo, o controle da integridade estrutural é fator de fundamental importância para o setor de transporte da indústria de petróleo.

Tubos de transporte são fabricados a partir de três processos distintos: ERW (*Electric Resistance Welding*), UOE e processo sem solda. As etapas de conformação mecânica em chapas metálicas causam diferentes graus de anisotropia ao longo da seção circunferencial do tubo, outro fator que explica a anisotropia no material está no próprio processo de laminação para fabricação de chapas de aço.

A técnica ultrassônica, apesar de ser sensível a variações microestruturais, mostra-se eficiente para medir as tensões residuais, tanto em campo quanto no processo de fabricação de tubos.

Esta dissertação de mestrado tem como objetivo avaliar o comportamento do efeito acustoelástico durante o processo de fabricação da chapa em tubo, permitindo assim obter informações sobre as tensões residuais por meio da técnica ultrassônica, durante as etapas de conformação mecânica de um tubo de aço com costura de diâmetro 457,2 mm (18”) e espessura de parede 9,52 mm (0,375”) da classe API 5L X 70 com alto teor de nióbio, no qual corresponde a um limite de escoamento mínimo de 485 MPa, soldado pelo processo de soldagem por resistência elétrica.

2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

2.1 Principais desenvolvimentos na tecnologia de fabricação de dutos.

A necessidade de aços para transporte de fluidos como petróleo e gás, estruturas e navios esta gerando um rápido desenvolvimento em aços microligados. Hoje, os dutos transportam novos gases de alta acidez em exigentes condições ambientais e condições de uso, como temperatura, pressão, acidez, atrito, soldabilidade, instalação e manutenção. As condições do mercado obrigam a projetar aços para altas resistências com boa tenacidade a baixas temperaturas e melhor soldabilidade (Congresso Anual da ABM, 62., 2007).

Os aços utilizados para fabricar tubos soldados para aplicação em dutos de transporte de petróleo e gás são fornecidos como processados a quente. As propriedades desses aços são regidas por dois itens principais: a composição química e o processamento termomecânico. Além da alteração de forma, várias transformações microestruturais ocorrem durante o processamento à quente dos aços. De forma resumida, ocorrem as seguintes etapas:

- Elevação da temperatura do material a ser deformado (reaquecimento): reaustenitização solubilização dos elementos microligantes;
- Alteração de forma/laminação de desbaste: recristalização da austenita; refino e crescimento de grão;
- Deformação/Amaciamento: refino de grão por recristalização da austenita, acúmulo de deformação na austenita e precipitação de carbonetos/nitretos de elementos microligantes, principalmente Nb(C,N);
- Durante o resfriamento: formação de ferrita a partir da austenita deformada, precipitação de nitretos, carbonitretos e carbonetos de elementos microligantes.

A questão metalúrgica central no processamento destes aços é a obtenção de uma combinação favorável das propriedades essenciais aos aços microligados de modo a atender aos graus especificados pela norma API (*American Institute Petroleum*). Por exemplo, do ponto de vista de propriedades mecânicas quer-se maximizar a tensão de escoamento e ao mesmo tempo se obter alta tenacidade.

Tradicionalmente, os processos de conformação a quente não visavam atingir as propriedades mecânicas finais no resfriamento, ao fim da conformação. Embora a estrutura seja controlada durante a conformação, pela combinação de deformação e temperatura adequadas, as propriedades finais são definidas em tratamento térmico posterior. Inicialmente com o objetivo de reduzir os gastos energéticos e produzir aços com ciclos mais curtos (produção *just-in-time* ou equivalente), buscou-se obter estruturas que conduzissem às propriedades desejadas diretamente após a conformação a quente. O primeiro processo a buscar este objetivo foi chamado de “laminação controlada” e, presentemente, os processos realizados com este objetivo são agrupados sob a denominação de tratamento termomecânico. A conformação “controlada” conduz a um tamanho de grão reduzido favorecendo a nucleação dos constituintes finais do aço. Com o resfriamento controlado, pode ser possível eliminar o tratamento térmico posterior. Na Figura 1 verificam-se os dois tipos de ciclos térmicos de uma forma geral, indicando a preocupação, no tratamento térmico, com a obtenção ao final da conformação, de uma estrutura austenítica adequada a produzir a microestrutura desejada no resfriamento. Além disso, o resfriamento é realizado de forma controlada, visando a otimizar os processos de decomposição da austenita (COPAERT, H. 2008, p 360).

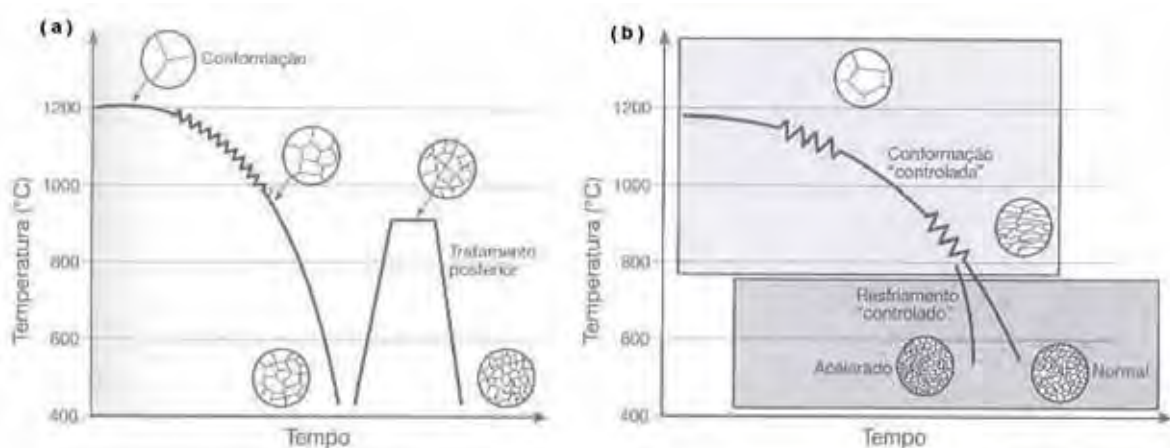


Figura 1- Conformação a quente de aço com transformação de fase no resfriamento. (a) Convencional. (b) Tratamento termomecânico. (COLPAERT, H. 2008, p360)

A laminação controlada tem como objetivo produzir aços de baixa liga com excelente resistência, ductibilidade e soldabilidade. Para tal é necessária uma microestrutura formada por grãos muito finos. Inicialmente, procura-se obter um acúmulo de deformação nos passes finais por meio da adição de elementos microligantes, principalmente o nióbio e o titânio. Esses elementos atrasam consideravelmente a recristalização estática entre os passes, gerando um acúmulo de deformação. Com isso, é gerada uma alta taxa de nucleação durante a transformação $\gamma \rightarrow \alpha$, tornando o grão ferrítico muito fino (PADILHA, A. F.; SICILIANO, F. J. 2005, p 232).

Com a introdução do processo de laminação termomecânica controlada (TMCR-Tratamento Termomecânico Controlado) iniciou uma grande era nos aços API 5L. Isto fez que nos anos de 1980 o aço API X70 fosse o mais indicado para a construção de dutos.

Os aços empregados para a maioria dos projetos de construção terrestre de gasodutos e oleodutos são, atualmente, das classes de resistência dos graus X70 e X80, da especificação API 5L, os quais correspondem a tensões de escoamento no ensaio de tração superiores a 485 e 555 MPa, respectivamente (AMERICAN PETROLEUM INSTITUTE 2007, p 158p).

A microestrutura predominante em tubos soldados até o grau X70 é, ainda hoje, basicamente, constituída por ferrita e perlita. Ainda que esta microestrutura resulte em valores de resistência mecânica elevados, ela pode não acarretar em tenacidade necessária a projetos de dutos para operarem a baixas temperaturas, notadamente abaixo de 0°C. Assim, certos projetos de aços para tubos de condução podem exigir a obtenção de uma microestrutura mais homogênea, e, preferencialmente, com a predominância de constituintes aciculares, sendo capaz de absorver elevada quantidade de energia de impacto, mesmo em temperaturas muito baixas, como as encontradas em grandes profundidades nos oceanos, em montanhas elevadas ou na região ártica (MIRANDA. S. L., 2010).

2.1.1 Controles do tamanho de grão na laminação controlada

O mecanismo básico de refinamento do grão na laminação controlada é a recristalização da austenita durante a deformação a quente, designada por recristalização dinâmica. Este processo é bastante influenciado pela temperatura e pelo grau de deformação praticado em cada passagem, ou passe, nos laminadores. No entanto, se a austenita não tiver partículas de outras fases, as altas temperaturas usadas na laminação a quente provocarão um acentuado crescimento de grão, o que limita as possibilidades de crescimento de grão na deformação subsequente.

A situação pode ser consideravelmente melhorada desde que se introduzam partículas finas na matriz austenítica. As partículas aparecem em geral nos limites de grão, em virtude da interação que ocorre entre estes e as partículas. Uma pequena região do limite de grão é substituída pela partícula e a energia interfacial torna essa condição estável. Quando o limite de grão tenta mover-se e libertar-se da partícula, a energia local aumenta, o que é equivalente a uma força de atrito que as partículas exercem sobre o contorno de grão.

O controle do tamanho de grão a elevadas temperaturas de austenitização só é possível se os precipitados dos contornos de grão forem suficientemente finos e desde que não sejam totalmente solúveis na austenita as mais altas temperaturas utilizadas (1200-1300°C). Os melhores elementos refinadores de grão são os elementos com grande afinidade pelo carbono e o nitrogênio, como o nióbio, vanádio e o titânio, que formam facilmente carbonetos e nitretos, e ainda o alumínio que forma apenas o nitreto.

2.1.2 Efeitos dos elementos de liga.

A composição química tem efeito marcante na microestrutura, nas propriedades mecânicas, na soldabilidade e resistência à corrosão dos aços para dutos. A evolução dessa classe de aços então chamados microligados teve início em 1959, quando o primeiro aço de resistência API X52 foi comercialmente produzido e aplicado em duto na América do Norte. Anteriormente a essa aplicação, os aços para dutos eram ligados ao carbono e manganês e possuíam baixa ductilidade e resistência à fratura. Adições

pequenas (da ordem de 0,10%) de nióbio permitiu que o nível de resistência fosse mantido com nível baixo de carbono, elevando simultaneamente a resistência e tenacidade. Hoje, esses aços são disponíveis comercialmente em resistência de até 100 ksi (689 MPa) e até mesmo em resistências da ordem de 120 ksi (827 MPa) em experiências isoladas. Também é importante notar que aços modernos para graus de alta resistência como 70 e 80 ksi, que estão sendo aplicados em larga escala desde 1998, contêm teores de carbono baixos (0,03-0,05%) e teores de microligas mais altos, e isso só se torna possível quando se utiliza especificações atualizadas. Recentemente, vários usuários de aços para dutos estão alterando as especificações para aceitar maiores teores de microligas (GRAY. J. M, 2007).

Existem interações entre os elementos de liga e também com o processamento termomecânico, o que torna a análise da composição química mais complexa. A seguir, é mostrada a influência dos elementos de liga mais utilizados nos aços microligados para aplicação em dutos de transporte de gás e petróleo. Elementos de liga conferem diferentes propriedades aos aços utilizados para a fabricação de dutos. O Quadro 1 mostra os principais elementos de liga e seus efeitos no processamento e nas propriedades dos aços. No Quadro 2 é mostrado o efeito das principais impurezas (GRAY. J. M, 2007).

Quadro 1 - Principais elementos de liga nos aços para fabricação de dutos (GRAY. J. M, 2007).

Elemento	Efeito
Carbono	Forte efeito endurecedor, no entanto também possui efeito muito negativo na tenacidade e soldabilidade. Deve ser mantido o mais baixo possível, preferencialmente abaixo de 0,06%.
Manganês (Mn)	Endurecedor por solução sólida. Aumenta a ductibilidade a quente, importante no lingotamento contínuo dos aços (combina com o enxofre) e promove refino de grão. Faixa usual: 1,0-1,9%.
Silício (Si)	Desoxidante (assim como o alumínio) e endurecedor por solução sólida. Faixa usual: 0,1-0,5%.
Alumínio (Al)	Desoxidante. Combina com nitrogênio, tirando o mesmo de solução sólida. Faixa típica: 0,015-0,060%

Nióbio (Nb)	Forte refinador de grão e endurecedor por precipitação. Diminui a temperatura de transformação $\gamma \rightarrow \alpha$ promovendo a formação de fases mais resistentes. Teores típicos: 0,02-0,11%. É importante mencionar que o Brasil possui as maiores reservas do planeta.
Vanádio (V)	Eficiente endurecedor por precipitação na presença de C>0,07% e N>60ppm. Teores típicos: 0,02-0,10%.
Titânio (Ti)	Forma partículas de TiN, retirando o nitrogênio de solução sólida. Aumenta a ductilidade a quente. Teores típicos: 0,005-0,025%.
Cobre (Cu)	Causa endurecimento por precipitação e aumenta a resistência ao meio ácido. Em excesso, pode causar falta de ductilidade a quente no lingotamento contínuo. Teores típicos 0,02-0,40%, usual 0,25%
Cromo (Cr)	Promove a formação de ferrita acicular/bainita durante resfriamento acelerado. Aumenta a resistência à fragilização por hidrogênio. Teores típicos: 0,12-0,60% (usual 0,25%).
Níquel (Ni)	Aumenta a tenacidade (Charpy, DWTT e CTOD). Elimina o efeito negativo do cobre durante o lingotamento. Teores típicos: 0,08-0,8% (usual 0,15%).
Molibdênio (Mo)	Usado em graus de resistência X70 e maiores. Aumenta fortemente a temperabilidade, promovendo a formação de ferrita acicular/bainita durante resfriamento. Teores típicos: 0,08-0,35%.

Da mesma forma que os elementos de liga têm influência marcante nas propriedades dos aços, as impurezas também possuem efeitos negativos e devem ser minimizadas. No Quadro 2 estão listadas as três impurezas de maior evidência em aços para dutos.

Quadro 2 - Principais impurezas nos aços para fabricação de dutos (GRAY. J. M, 2007).

Elemento	Efeito
Nitrogênio (N)	Tem efeitos negativos na tenacidade e soldabilidade. Preferencialmente deve estar combinado formando nitretos (e não na forma livre) e abaixo de 60 ppm.

Enxofre (S)	Combina com Mn formando o MnS que tem efeito negativo na tenacidade. Teores máximos deve ser 0,01% ou 0,005% para aços resistentes ao meio ácido.
Fósforo (P)	Tende a ser altamente segregado durante o lingotamento contínuo e sua concentração pode ser até 20 vezes maior na linha central da placa. Promove o bandeamento em estruturas ferríticas/perlíticas. Teor máximo: 0,015%.

2.1.3 Efeitos do nióbio nos aços microligados

O nióbio tornou-se o elemento de maior interesse no estudo e desenvolvimento de aços de alta resistência, a partir da segunda metade do século passado, devido a um perfil de características particulares, capazes de promover elevados benefícios à liga na qual foi adicionado. Essas características do nióbio podem ser resumidas em:

- elevada afinidade com os elementos carbono e nitrogênio;
- necessária solubilidade na austenita;
- grande potencial para formação de precipitados na austenita e na ferrita;
- baixa afinidade com o oxigênio.

Dentre os vários efeitos que o nióbio pode provocar em um aço ARBL, o mais pronunciado e de maior interesse, para o controle das propriedades mecânicas, via processamento termomecânico na laminação a quente, é o condicionamento da austenita. Um aço contendo nióbio, quando aquecido até a completa obtenção da fase austenítica, deverá apresentar este elemento tanto em solução sólida, quanto como precipitados de NbCN. Em ambas as condições, ele será capaz de provocar o retardamento da transformação desta fase em ferrita, durante resfriamento subsequente.(DeARDO, A. J , 2001).

A presença de nióbio em solução sólida na austenita dificulta o processo de recristalização, devido ao efeito pelo arraste de soluto, que é traduzido na capacidade que os átomos deste elemento têm em diminuir a velocidade de avanço dos contornos de grão ao se recristalizarem. A Figura 2 mostra o efeito dos elementos na temperatura

de recristalização e como este efeito é pronunciadamente maior pela adição de Nb em comparação com os outros principais elementos microligantes, mesmo em temperaturas mais elevadas.

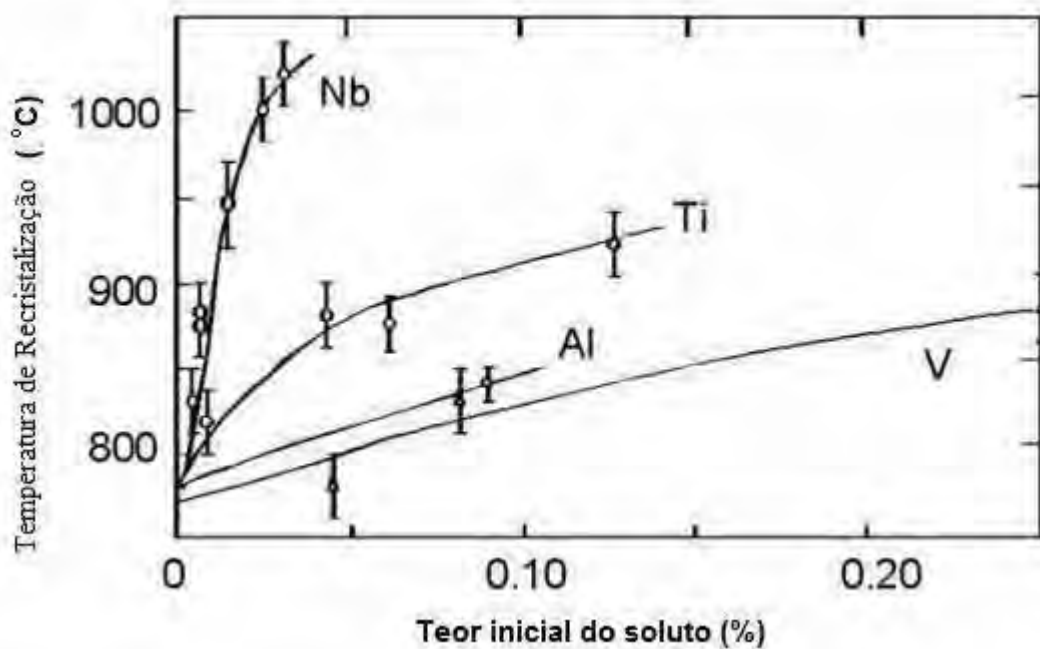


Figura 2 - Efeito dos elementos microligantes na temperatura de recristalização da austenita em um aço com 0,07%C-1,40%Mn-0,25%Si (DEARDO, A. J , 2001)

Esses elementos atrasam consideravelmente a recristalização estática entre os passes, gerando um acúmulo de deformações com o decorrer do processo de laminação. Com isso, é gerada uma alta taxa de nucleação durante a transformação $\gamma \rightarrow \alpha$, tornando os grãos ferríticos muito finos.

Esta é a principal técnica de laminação empregada para fabricar os aços microligados para aplicação em dutos de transporte de gás e petróleo. Inicialmente, lamina-se o aço em temperaturas em que a recristalização da austenita é atrasada pela presença de nióbio. Para isso, inicialmente, é feita a laminação de desbaste, que visa diminuir a espessura e homogeneizar a microestrutura fundida da placa. Os passes finais da laminação de acabamento são aplicados em temperaturas baixas, abaixo da temperatura de não recristalização, T_{nr} . O atraso na cinética de recristalização estática entre passes é causado por efeito de soluto e/ou pelo efeito de partículas de Nb(C,N). Obviamente as cargas de laminação são mais elevadas nessas condições, pois além das

temperaturas de deformação mais baixas, o material não amacia apenas parcialmente entre os passes.

A deformação residual presente após o término da laminação de acabamento aumenta consideravelmente a taxa de nucleação da ferrita, produzindo um tamanho de grão ferrítico muito fino após a transformação $\gamma \rightarrow \alpha$. A microestrutura ferrítica refinada resulta simultaneamente em alta resistência e tenacidade. Aumentando a velocidade de resfriamento após a laminação, pode-se obter ferrita acicular. A ferrita acicular tem como característica maior resistência e tenacidade em relação à ferrita equiaxial e sua presença é fundamental em aços para dutos modernos, devido ao tamanho pequeno do grão ferrítico que pode atingir dimensões menores que 1 μm (SICILIANO, F.)

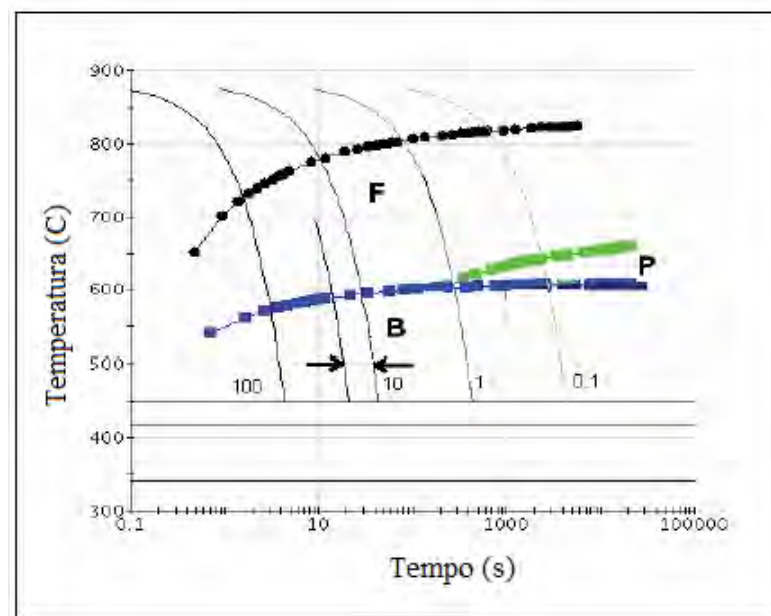


Figura 3. Curva de resfriamento contínuo de um aço API X80 de concepção moderna. Os campos indicados por F, P e B representam os campos da ferrita, perlita e bainita, respectivamente (STALHEUM, D.G.).

A Figura 3 mostra, através da curva CCT, que é possível obter uma microestrutura ferrita / ferrita acicular para um aço de baixo carbono API X80 (550 MPa) com um resfriamento acelerado de 15-20°C/seg. utilizando chuveiros de água. Na condição de resfriamento mais lento, ao ar, obtêm-se normalmente microestrutura ferrítico-perlítica (FP). Na primeira condição, é possível produzir graus de alta

resistência como X70, X80 e superiores enquanto na segunda, com microestrutura FP, geralmente se obtém graus até X70.

2.1.4 Processamento dos aços microligados

Os aços para aplicação em dutos soldados para transporte de gás e petróleo podem ser obtidos por quatro diferentes processos de laminação. Historicamente, o processo de laminação de chapas grossas é o mais utilizado, no qual a chapa plana é posteriormente transformada em tubos com solda reta pelos processos UOE e JCOE. Mais recentemente, estão sendo utilizados tubos com solda helicoidal, obtidos a partir de aços planos bobinados. Estes tubos com solda helicoidal têm conquistado espaço crescente na construção de dutos, por terem custo de fabricação menor. As bobinas de aço podem ser produzidas em laminadores de tiras a quente (LTQ), laminadores Steckel e por lingotamento de placas finas e laminação direta. Em aplicações mais críticas, os tubos sem costura são frequentemente utilizados e tem processo de produção que parte de um tarugo conformando-se diretamente no tubo. Os processos de obtenção de cada produto mencionado são brevemente descritos a seguir (SICILIANO, F.; 2008)

- ***Laminador de chapas grossas - Produto: chapas planas com espessuras típicas entre 8-40mm e larguras de até cerca de 5000 mm que são utilizadas para fabricação de tubos de solda reta.***

Os laminadores de chapas grossas consistem geralmente em uma única cadeira reversível com configuração quádruplo (cilindros de trabalho auxiliados por cilindros de apoio) como é visto na Figura 4. Em configurações mais modernas, os laminadores de chapas grossas podem também possuir uma cadeira de desbaste e uma de acabamento.

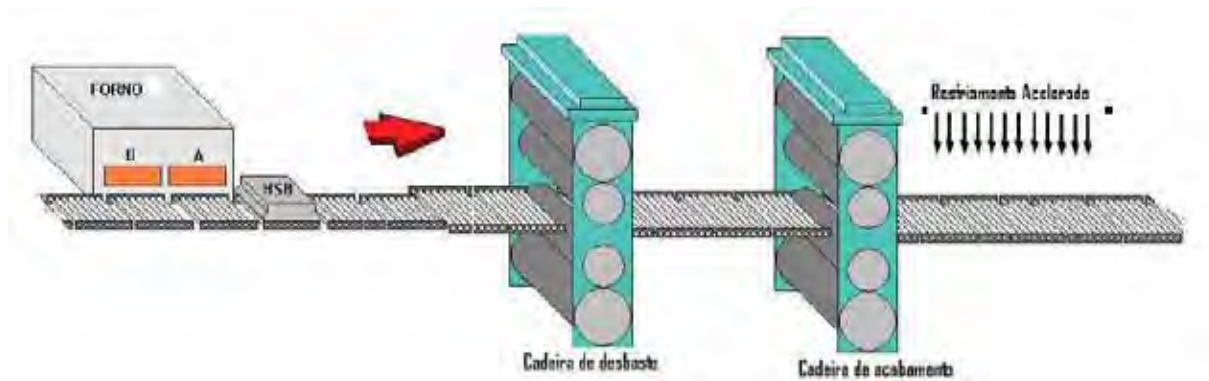


Figura 4. Diagrama esquemático de um laminador de chapas grossas com cadeiras de desbaste e acabamento distintas (SICILIANO, F.; 2008).

A laminação de chapas grossas é o processo mais tradicional de laminação controlada, sendo a mais típica aplicação de elementos microligantes e processamento termomecânico. A placa é inicialmente reaquescida num forno de reaquescimento. Saindo do forno, passa pela laminação de desbaste com o intuito de reduzir a espessura e homogeneizar a estrutura bruta de fundição. A etapa seguinte consiste na laminação de acabamento, realizada em temperaturas decrescentes, podendo cair até cerca de 700°C. A laminação de acabamento tem por finalidade ajustar a espessura e encruar a austenita. Para obter o encruamento da austenita utiliza-se a adição de nióbio, geralmente entre 0,040-0,100%. A adição do nióbio aumenta a T_{nr} , o que equivale a dizer que a cinética de recristalização é retardada. Isto é importante, pois permite conduzir a laminação em temperaturas mais elevadas sem que haja recristalização da austenita, o que reduz a carga de laminação especialmente para maiores espessuras. A austenita altamente encruada resultará em microestrutura refinada após o resfriamento. Devido ao uso do laminador reversível para esse tipo de processamento, os tempos interpassa entre as extremidades da chapa são diferentes e crescentes à medida que a laminação progride. Devido ao fato do laminador trabalhar da forma reversível, existe uma grande flexibilidade no processamento, feita a ressalva que, obviamente, as forças máximas de laminação não podem ser ultrapassadas. Atualmente, quase a metade dos aços para dutos são produzidos em laminadores de chapas grossas (SICILIANO, F.;2008)

- **Laminador de tiras a quente - Produto: bobinas com espessuras típicas entre 2-25 mm e larguras de até cerca de 2000 mm, utilizadas para fabricação de tubos com solda helicoidal e soldados por resistência elétrica (solda reta), geralmente de diâmetros de até 635 mm (25 in).**

O laminador de tiras a quente (LTQ) é um equipamento de alta produtividade e sua configuração não permite muitas variações de processo. Após o reaquecimento, as placas sofrem laminação de desbaste que pode ser feita em laminador desbastador com uma cadeira reversível ou com múltiplas cadeiras de desbaste alinhadas. Saindo do laminador desbastador, a placa laminada recebe o nome de “esboço” e tem espessura por volta de 25-60mm. O esboço passa pelas cadeiras de acabamento e na saída é resfriado por fluxo laminar de água na mesa de resfriamento. A placa após ser processada no laminador de tiras a quente recebe o nome de “tira”. A tira é bobinada após o resfriamento. A tira bobinada sofre resfriamento lento. Em condições usuais, o desbaste é realizado acima de 1000°C, o acabamento entre 1000 e 750°C e bobinado entre 350-700°C, dependendo da aplicação, da composição química e das propriedades visadas. A Figura 5 mostra um LTQ com três cadeiras de desbaste e sete de acabamento (COLLINS, L.; 2003).



Figura 5. Diagrama esquemático de um laminador de tiras a quente com três cadeiras de desbaste e sete cadeiras de acabamento (COLLINS, L.; 2003).

No LTQ as cadeiras de desbaste podem ser duos ou quádrus e os passes de acabamento são todos quádrus. Os dutos fabricados a partir de bobinas laminadas a quente são os tubos com solda helicoidal e soldados por resistência elétrica. Esses tubos estão sendo cada vez mais utilizados para transporte de gás e petróleo e a tendência no mercado é sempre crescer devido à alta produtividade e baixo investimento do equipamento de fabricação.

- ***Laminador Steckel - Produtos: chapas grossas e bobinas a quente, utilizadas para fabricação de tubos com solda reta e helicoidal, respectivamente***

O laminador Steckel é muito parecido com o laminador de chapas grossas por se tratar de uma única cadeia reversível associada a dois fornos-bobinadeiras, como verificado na Figura 6. A placa reaquecida passa pelo laminador para redução da espessura. Ao se atingir certa espessura, a tira passa a ser enrolada nos fornos-bobinadeiras, devido ao aumento do comprimento. Uma vez atingida a espessura final, o material é desenrolado, passando para o resfriamento acelerado após o qual pode ser bobinado ou deixado reto. O processo é caracterizado por tempos interpasso longos e variáveis em cada ponto da chapa. Para que o material não sofra amaciamento considerável, quantidades de nióbio de até 0,11% são adicionadas. Desta forma, a cinética de recristalização fica muito lenta, permitindo que as diferentes regiões da bobina permaneçam com o estado microestrutural “estável” durante todo o processamento (COLLINS, L.; 2003).



Figura 6. Representação esquemática de um laminador do tipo Steckel (COLLINS, L.; 2003).

O laminador Steckel é muito versátil, pois pode produzir tanto bobinas de aço quanto chapas grossas planas. A tecnologia da laminação controlada pode ser utilizada neste equipamento que possui a mesma flexibilidade de um laminador de chapas grossas.

- ***Laminador de placas finas e laminação direta***

A laminação direta de placas finas (“TSCDR-*Thin Slab Casting/Direct Rolling*”) é um processo que vem sendo cada vez mais utilizado em todo o mundo. Este processo

consiste em uma máquina de lingotamento de placas com 40-90 mm de espessura. Na saída do lingotamento estas placas entram imediatamente num forno túnel para homogeneização da temperatura, seguindo diretamente para a laminação de acabamento, como verificado a Figura 7. Este processo acarreta num menor custo com energia relativa ao resfriamento/aquecimento da placa convencional. Além disto, tem a vantagem de passar apenas por um trem de laminação, evitando a necessidade do laminador desbastador: desbaste e acabamento são realizados no mesmo trem de laminação, geralmente com seis cadeiras. Trata-se de um equipamento bem mais compacto e de menor custo quando comparado ao LTQ. Em contrapartida, para que se obtenha uma boa homogeneidade microestrutural, são necessárias deformações mínimas durante o processo, a fim de quebrar a estrutura bruta de fundição, o que limita a espessura máxima da tira. Nos aços para dutos, onde se requer homogeneidade e refino microestrutural, deve-se ter uma estratégia de laminação desenvolvida para esse fim. Neste processo, os primeiros passes funcionam como laminação de desbaste e os últimos como acabamento. O controle deste processo no laminador de placas finas é um desafio. Apesar disto, várias companhias já fornecem comercialmente aços laminados de grau até X70 e com espessuras superiores a 16mm (HENSGER, K.E.; FLEMMING, G.; 2003).

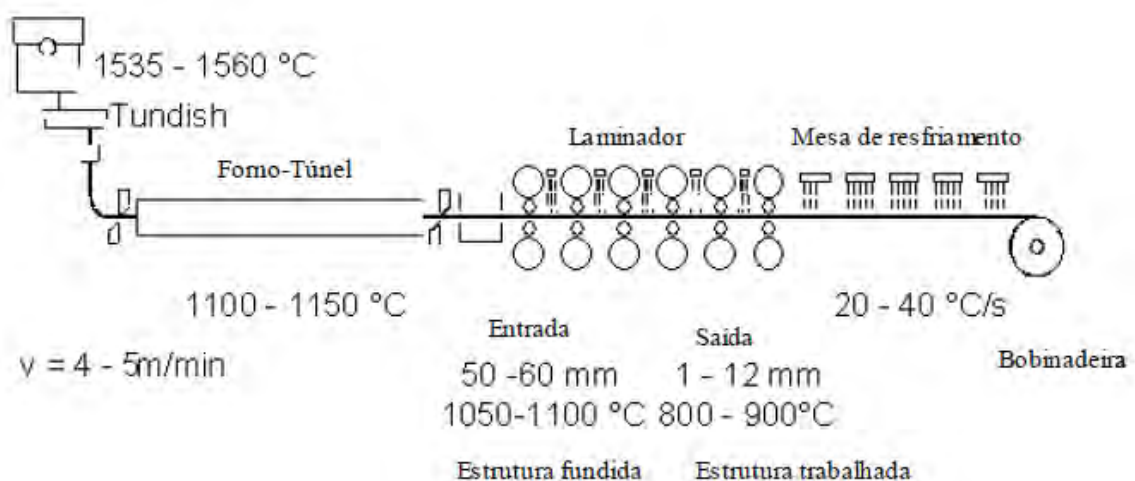


Figura 7 - Representação esquemática do equipamento de lingotamento de placas finas e laminação direta (HENSGER, K.E.; FLEMMING, G.; 2003)

- ***Processo de fabricação de tubos sem costura***

Por não apresentarem solda, as propriedades dos tubos sem costura são muito homogêneas e as tolerâncias dimensionais precisas e por isso são especificados em condições mais exigentes. Os tubos são fabricados a partir de um tarugo maciço e o processo consiste em perfurar o tarugo no laminador perfurador seguido de reduções nos laminadores redutores de diâmetro e de espessura de parede, conforme a sequência simplificada a seguir.

- Reaquecimento do tarugo que é cilíndrico;
- Perfuração do tarugo no laminador perfurador;
- Redução do diâmetro no laminador redutor;
- Redução da espessura no laminador contínuo;
- Ajuste de diâmetro final no laminador estirador;
- Resfriamento do tubo;
- Tratamento térmico apenas nos graus mais altos.

Verifica-se na Figura 8 um esquema de um dos processos de produção dos tubos sem costura (CARVALHO, R..N; 2007).

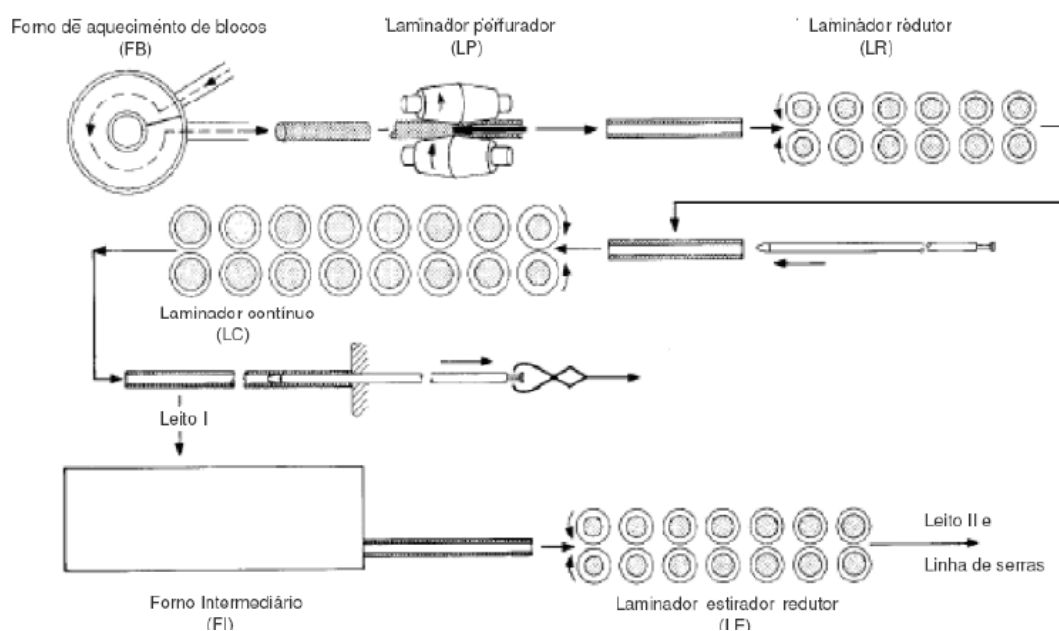


Figura 8 - Processo de produção do tubo sem costura (Cortesia V&M do Brasil) (CARVALHO, R..N; 2007).

Os aços utilizados para a fabricação de tubos sem costura são normalmente microligados e processados em condições controladas. O processo de fabricação dos tubos é mais lento e as deformações e taxas de deformações aplicadas são mais baixas em comparação com os métodos de laminação descritos na Figura 8.

Verifica-se na Tabela 1 um resumo das características típicas dos processos de produção de aço plano e tubo sem costura para aplicação em dutos de transporte de petróleo e gás.

Tabela 1 - Características típicas dos processos de produção de aço plano e tubo sem costura para aplicação em dutos de transporte de petróleo e gás (SICILIANO, F.; 2008).

Processo	Produto	Processo de Fabricação de Tubo	Diâmetros, mm (pol)	Espessuras de parede mm	Grau máximo de resistência na API 5L
Chapas Grossas / Steckel	Chapa	Solda reta (UOE, JCOE)	Até 1422 (56)	8 - 50	X120
Tiras a Quente	Bobina	Solda helicoidal	Até 1422 (56)	2 - 25	X80
Steckel	Bobina	Solda helicoidal	Até 1422 (56)	5 - 25 (bobina) 8 - 40 (chapa)	X80
Placas Fina	Bobina	Solda helicoidal	Até 1422 (56)	2 - 16	X70
Sem Costura	Tubo	---	Até 635 (25)	5 - 65	X80

2.2 SOLDAGEM POR RESISTÊNCIA ELÉTRICA - ERW

2.2.1 Fabricação do tubo pelo processo ERW

O processo de fabricação de tubos ERW consiste em um processamento contínuo de tiras de aço laminadas e embobinadas a quente, através de um equipamento de conformação que tem por finalidade o dobramento gradativo das tiras até que se obtenha a forma de coroa circular para uma posterior soldagem das bordas através do processo de resistência elétrica de alta frequência, no qual somente as bordas da tira são aquecidas até a temperatura de solda pela resistência ao fluxo de corrente elétrica.

Verifica-se na Figura 9 o *layout* da fábrica com seus equipamentos em cada etapa da conformação e inspeção de qualidade.

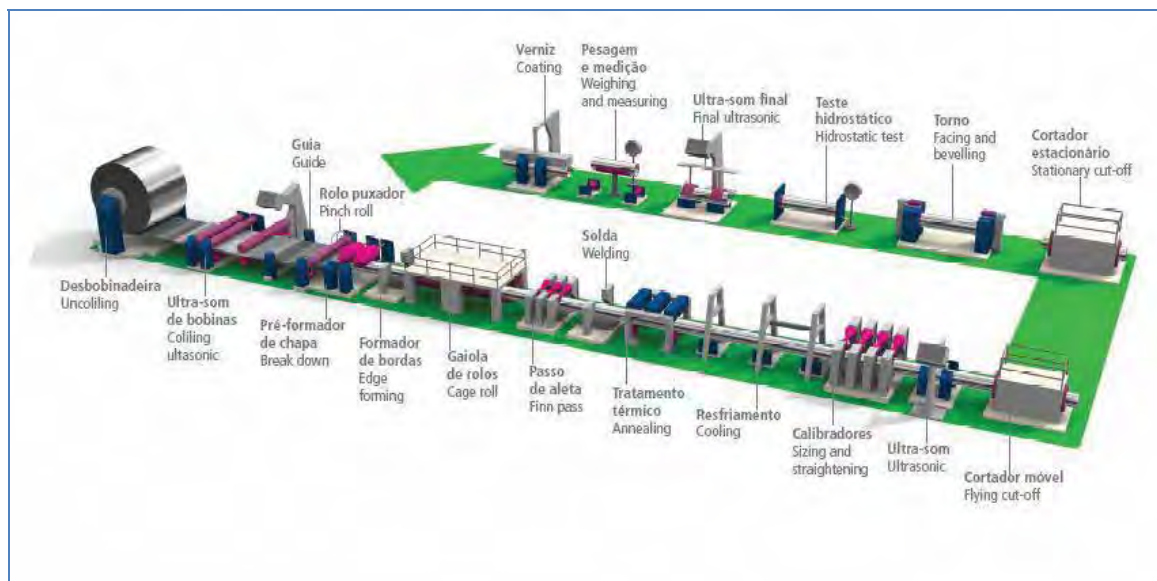


Figura 9 – Layout da Fábrica ERW (Site: TenarisConfab)

2.2.2 Fundamentos do processo ERW

A melhoria da qualidade de aço de alta resistência para a fabricação de tubos tem proporcionado um interesse crescente no uso do processo ERW, devido às características bastante conhecidas de baixo custo e alta produtividade. O processo de soldagem por resistência elétrica utilizando alta frequência pode ser dividido em dois tipos, dependendo de como a corrente é fornecida à peça a soldar: por indução ou por contato deslizante (EQUIPE USIMINAS; 1988).

Em geral, o processo por indução é menos eficiente do que o processo por contatos deslizantes, particularmente na fabricação de tubos de grande diâmetro no qual as perdas de calor na circunferência do tubo são mais altas na soldagem por indução.

Na fabricação de tubos pelo processo ERW, aplica-se eficientemente dois importantes efeitos: efeito de superfície e efeito de proximidade.

O efeito de superfície é caracterizado pelo fato da corrente alternada fluir perifericamente pela superfície de um condutor. Esse efeito é mais pronunciado quanto maior for a frequência utilizada.

O efeito de proximidade faz com que a corrente em um condutor seja atraída por um condutor de retorno próximo a ele, conforme apresentado na Figura 10. Quanto

mais próximos estiverem os condutores e quanto maior a frequência utilizada, maior será a tendência da corrente se concentrar.



Figura 10 – Representação esquemática do uso do efeito de proximidade (CUEVAS, A.; 2009)

Na fabricação de tubos as bordas da chapa são como dois condutores lado a lado. O efeito de proximidade atua concentrando a corrente na superfície das bordas a soldar. O efeito de superfície determinará, dependendo da frequência, a profundidade da região de maior fluxo de corrente.

O calor gerado pela passagem de corrente (efeito Jaule) é, portanto, confinado a um pequeno volume de metal ao longo das bordas a serem unidas. O caldeamento é obtido durante a etapa de recalque, no qual o material que se torna fundido, no decorrer da soldagem, é expulso da junta pelos rolos compressores, conforme apresentado na Figura 11. Isso determina uma das características mais importantes do processo, que é a de apresentar uma zona afetada pelo calor (ZTA) bastante estreita, as linhas de fluxo, que consiste na estrutura deformada durante a laminação a quente e as inclusões, são dobradas próximo a interface da solda na direção da superfície, determinando uma perda da ductibilidade nessa região.

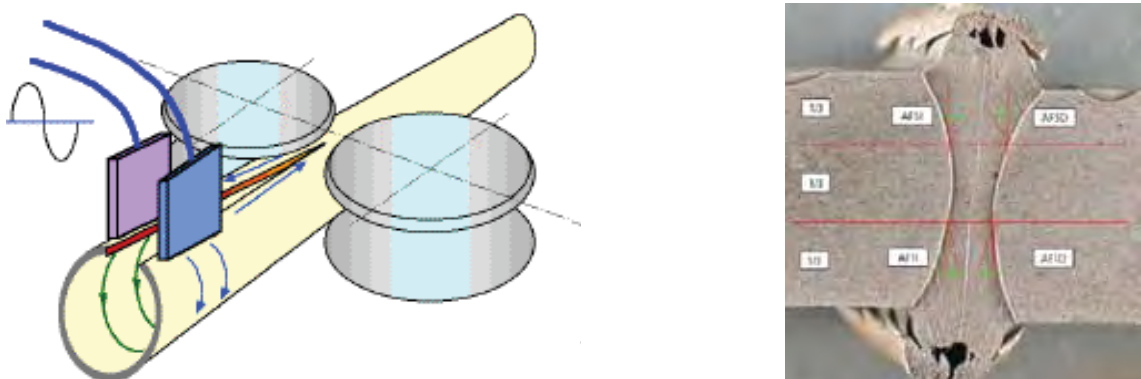


Figura 11 – Representação esquemática da solda ERW (EQUIPE USIMINAS; 1988)

O aquecimento localizado conduz a uma alta taxa de resfriamento que, associada à deformação imposta pelo recalque, tende a restringir o crescimento de grão na região de solda, o que na maioria dos processos de soldagem é considerado benéfico. Entretanto, a taxa de resfriamento pode ser suficientemente alta para causar um endurecimento por têmpera em aços carbono manganês e baixa liga, tornando assim recomendável um tratamento térmico de normalização da região de solda.

2.2.3 Mecanismo de formação da região da solda ERW

Por meio da observação da zona de solda com câmeras de alta velocidade, obteve-se a importante descoberta da existência de uma zona de separação entre as bordas, a partir do ponto de convergência do V, como mostrado esquematicamente na Figura 12. A zona de separação ocorre quando o ponto de soldagem não coincide com o ponto de convergência do V.

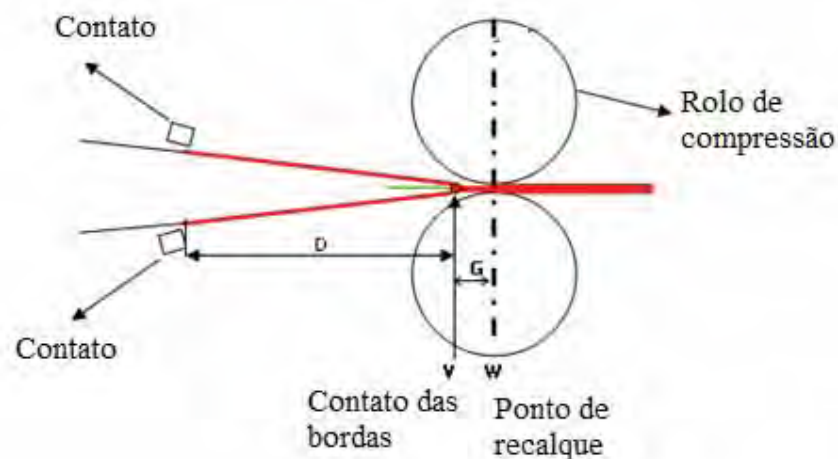


Figura 12 – Representação esquemática da ocorrência de separação entre o V e o W (EQUIPE USIMINAS, 1988)

A formação da zona de separação pode ser justificada por um efeito bastante conhecido de que correntes que fluem em direções opostas exercem uma força repulsiva entre si. A força de repulsão age como uma pressão na superfície das bordas a soldar (Figuras 13 e 14) e a magnitude dessa pressão eletromagnética foi estimada teoricamente em no mínimo, 170 mm Hg. Durante a soldagem das bordas, antes de se

encontrarem, começam a fundir, e o metal líquido é continuamente removido desde o início da fusão até o final da soldagem. A remoção é devido à pressão eletromagnética exercida sobre as bordas que se separam de acordo com a taxa de formação do metal fundido. Na Figura 13 observa-se que a velocidade de repulsão (V_r) causada pela pressão eletromagnética é oposta à velocidade de aproximação (V_a). Isso implica que nem sempre as bordas podem se encontrar no ponto de convergência do V, como esperado inicialmente, formando assim uma zona de separação (EQUIPE USIMINAS; 1988) .

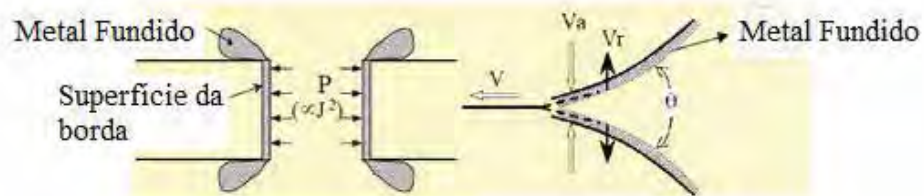


Figura 13 – Representação esquemática da remoção do metal fundido por pressão eletromagnética (EQUIPE USIMINAS, 1988)

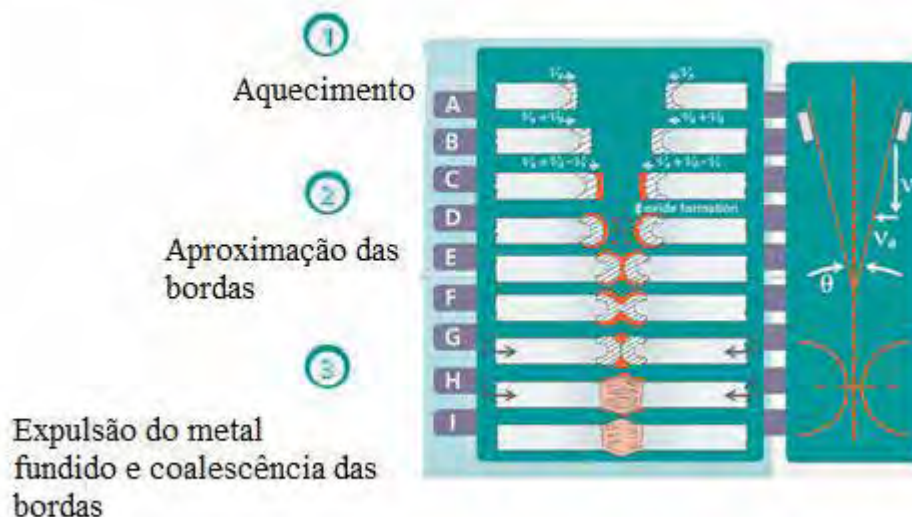


Figura 14 – Processo de soldagem ERW (CUEVAS, A.; 2009)

Uma importante conclusão foi à observação de três tipos de fenômeno na soldagem ERW, de acordo o comprimento e forma da zona de separação e, ainda, o período de repetição da soldagem, quando esta ocorre de forma intermitente.

A Figura 15 representa o fenômeno tipo 1, no qual a zona de separação não é desenvolvida à frente do ponto de convergência do V. As bordas são soldadas progressivamente no ponto de convergência, ou seja, o ponto “W” coincide com o ponto “V” (Figura 15).

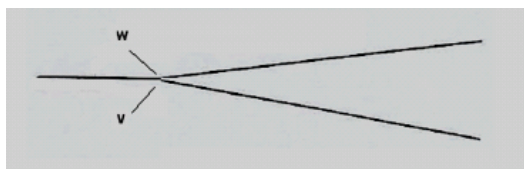


Figura 15 – Fenômeno do tipo 1 (EQUIPE USIMINAS, 1988)

A Figura 16 representa o fenômeno do tipo 2, no qual a partir do ponto de convergência, é formada uma zona de separação de até 15 mm de comprimento. Continuamente se forma uma ponte de metal fundido entre as bordas na vizinhança do ponto de convergência “V”. Esse metal líquido move-se rapidamente ao longo da zona de separação em direção ao ponto de soldagem, tão rápido quanto ele é formado.

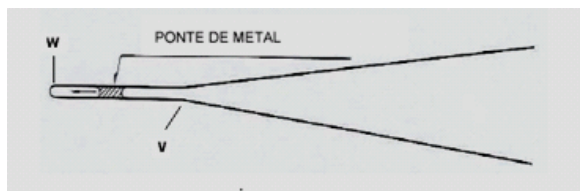


Figura 16 – Fenômeno do tipo 2 (EQUIPE USIMINAS, 1988)

A Figura 17 representa o quarto estágio que são típicos dos fenômenos do tipo soldagem é acompanhada pela repetição desses quatro estágios periodicamente.

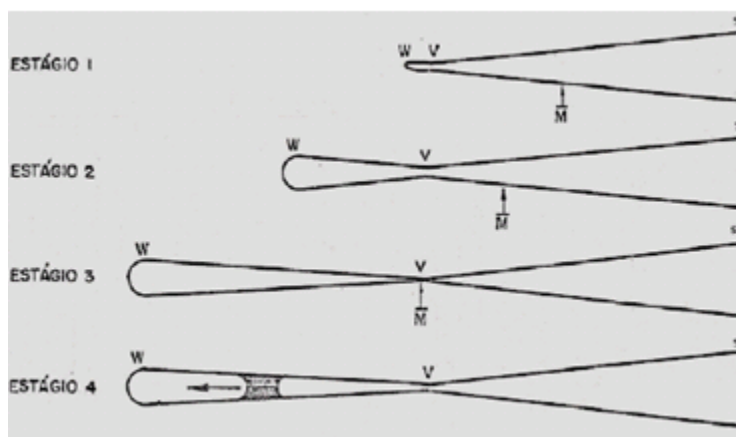


Figura 17 – Fenômeno do tipo 3 (EQUIPE USIMINAS, 1988)

2.2.4 Principais defeitos na soldagem ERW

2.2.4.1 Trinca por Penetrador.

A trinca por penetrador são inclusões ($\text{FeO} - \text{MnO} - \text{SiO}_2$) que se distribuem de modo não uniforme. O mecanismo de formação desses defeitos pode ser descritos da seguinte forma: o metal fundido removido antes do ponto de solda assume a forma de gota, devido ao balanço entre a força eletromagnética e tensão superficial.

Primeiro, a fusão do metal e óxidos formados nas bordas da chapa são expulsos a partir da junta da linha de fusão pelos rolos compressores, e então esse metal fundido e óxidos retornam para dentro da junta da linha de fusão após um curto-circuito. Quando este metal fundido e óxidos retornam para dentro da junta da linha de fusão, os mesmos se tornam penetradores (MYEONG, C.K.; KYU, J.K., 2008).

Para alto aporte de calor ocorre a trinca por penetrador na junta da linha de fusão, devido ao aumento do comprimento do gap e a forma da juta, parecido com um cometa devido à estreita lacuna no ponto de ápice em comparação ao resto do gap no ponto de soldagem como pode ser visto na Figura 18.

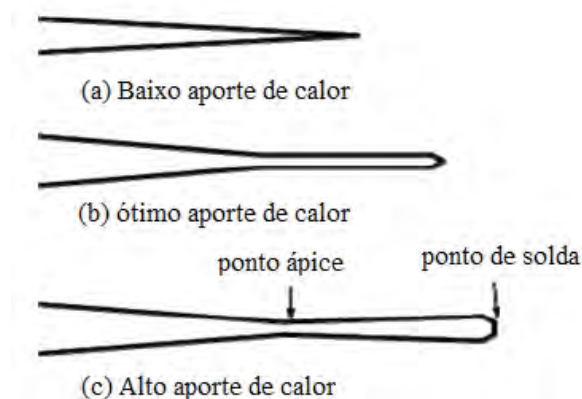


Figura 18 – Diagrama esquemático do estreito Gap formado durante ERW (MYEONG, C.K.; KYU, J.K., 2008).

A Figura 19 mostra a densidade de corrente no ponto ápice e o ponto de solda na abertura estreita. Os resultados mostram que a densidade de corrente no ponto de solda é 2,5 vezes maior do que no ponto ápice. A diferença de densidade de corrente entre estes dois locais é devido ao efeito de superfície e aos efeitos de proximidade, que são as características de alta frequência da corrente elétrica.

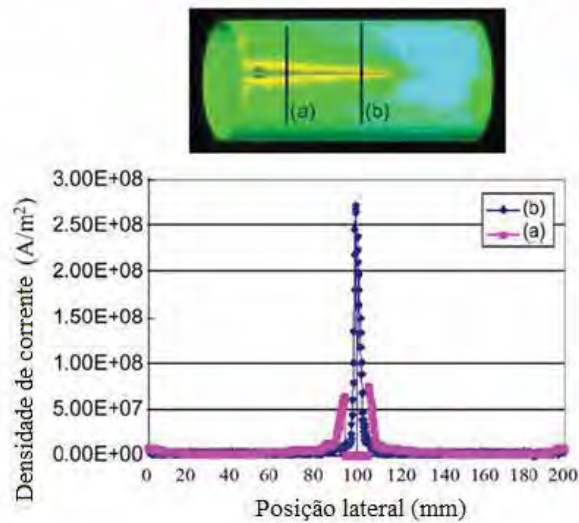


Figura 19 – Densidade de corrente no Gap da junta (MYEONG, C.K.; KYU, J.K., 2008).

Quando a densidade de corrente no ponto de soldagem é mais elevada do que no ponto ápice, a borda próxima ao ponto de solda, funde mais do que a borda próxima ao ápice ponto, como mostrado nas Figura 20 (a), (b) e (c).

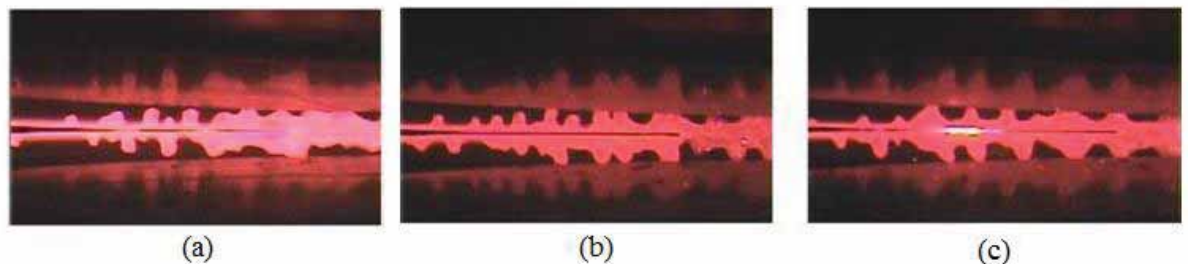


Figura 20 - Variação do Gap de acordo com a variação do aporte de calor: (a) 222 kW, (b) 230kW e (c) 245kW (MYEONG, C.K.; KYU, J.K., 2008).

Assim, uma grande quantidade de metal fundido pode ser expulsa a partir do ponto de solda devido a maior densidade de corrente no ponto de solda, e isso leva à abertura estreita ficando mais larga perto do ponto de solda.

A variação da densidade de corrente ao longo da junta também dá um efeito sobre a força de Lorentz que atua como uma força de repulsão sobre as bordas da chapa.

Na Figura 21, a força de Lorentz agindo no ponto de solda (P_b) é quase duas vezes maior do que no ponto ápice (P_a) devido à maior densidade de corrente no ponto de solda.

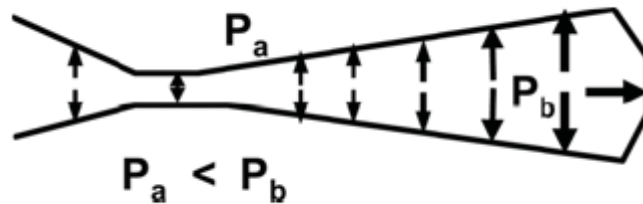


Figura 21 – Força de Lorentz agindo sobre as bordas da chapa (MYEONG, C.K.; KYU, J.K., 2008).

A força de Lorentz que age sobre as bordas da chapa aumenta à medida que se aproxima do ponto de soldagem, e isso leva a uma maior diferença no ponto de solda. Portanto, no caso de aporte de calor elevado, forma o cometa na junta que é formada pela maior quantidade de metal fundido na borda de chapa no ponto de solda, devido à alta corrente. A densidade e a maior força de Lorentz no ponto de solda faz com que a maior quantidade de metal fundido seja empurrada, fortemente, para fora da abertura da junta (MYEONG, C.K.; KYU, J.K., 2008).

Além da força de Lorentz desequilibrada, quando a maior quantidade de metal fundido é expulsa a partir do ponto de solda, devido à maior densidade de corrente, a forma de cometa na junta fica mais clara e, então, esse metal fundido a partir do ponto de solda, retorna na forma de óxido para dentro da junta da linha de fusão após um curto-circuito provocado pela fraca força de Lorentz no ponto de ápice.

A possibilidade de expulsão do penetrador durante o recalque depende da temperatura de fusão, viscosidade e tensão interfacial do óxido formado. Geralmente, óxidos com temperatura de fusão mais baixa são maiores e mais fáceis de dispersar; portanto apresentam uma menor probabilidade de serem aprisionados na zona de solda (mesmo que permaneçam, os mesmos tem pouca probabilidade de causarem alguma descontinuidade na solda). Para minimizar a ocorrência de penetrador é necessário minimizar a temperatura de fusão das inclusões, que pode ser obtida ao se manter a relação Mn/Si do material de base entre sete e nove como mostra a Figura 22 (YOKOYAMA, E.; YAMAGATA).

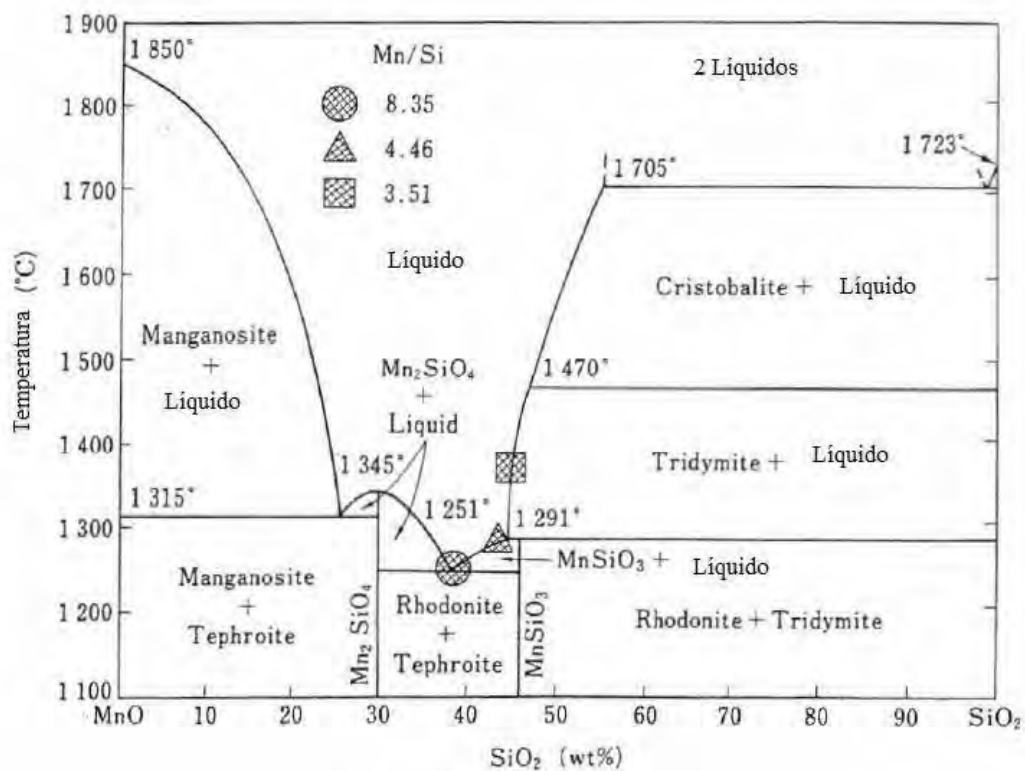


Figura 22 – Diagrama de fase do Sistema MnO-SiO₂ (YOKOYAMA, E.; YAMAGATA)

2.2.4.2 Trinca por Solda Fria

No defeito de solda fria, que é normalmente gerado por baixo aporte de calor, a fratura superficial da junta ERW é plana e formada por finos e pequenos óxidos distribuídos na superfície. Estes óxidos são constituídos de Fe e O. Devido ao baixo aporte de calor na junta, as bordas da chapa não são fundidas totalmente, ocorrendo a formação de óxidos finos nas bordas fundidas. Assim, esses óxidos finos não são facilmente expulsos a partir da linha de fusão, embora ocorram os apertos dos rolos compressores. Esses óxidos finos ficam entre a junta fundida, ocasionando à solda fria.

Através de câmera de vídeo de alta velocidade foi possível representar a forma da abertura da junta no caso de baixo aporte de calor, conforme Figura 23 (MYEONG, C.K.; KYU, J.K., 2008).

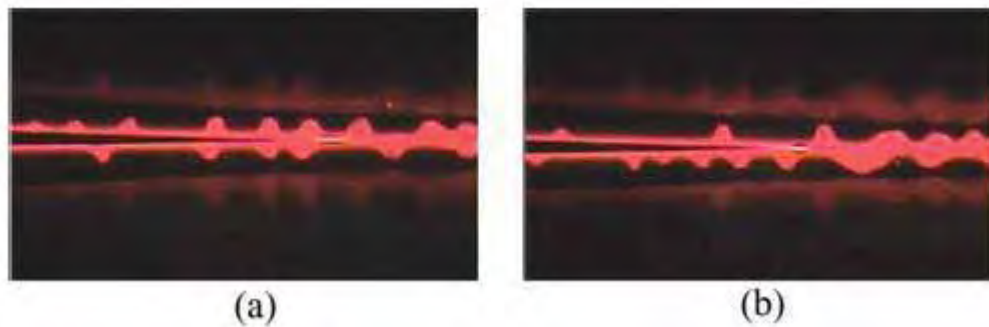


Figura 23 - Variação do Gap de acordo com a variação do aporte de calor: (a) 180kW e (b) 186kW (MYEONG, C.K.; KYU, J.K., 2008).

2.2.4.3 Trinca em Gancho (*Hook Crack*)

Este defeito está intimamente relacionado à presença de inclusões não metálicas no metal de base. Devido à etapa de recalque, as inclusões próximas à linha de solda são forçadas em direção à superfície do material, reduzindo a ductilidade na direção transversal à solda. A trinca em gancho se forma com o deslocamento dessas inclusões a partir da matriz.

As inclusões não metálicas alongadas, tais como sulfetos e silicatos, são especialmente favorável à formação desse defeito.

Verifica-se na Figura 24 uma trinca em gancho provocada pelas inclusões não metálicas. Essas inclusões se somam durante o recalque originando a trinca em gancho.

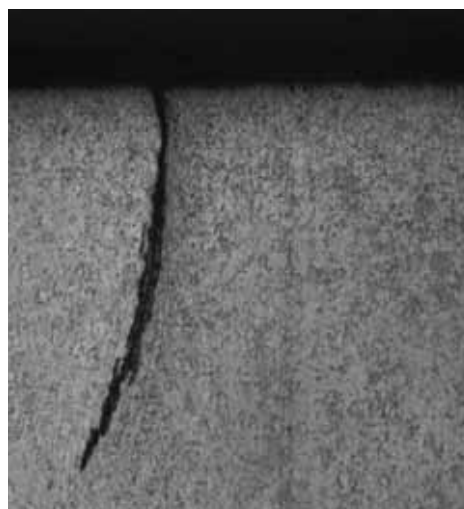


Figura 24 – Trinca em gancho

2.3 TENSÕES RESIDUAIS

As tensões residuais são definidas como tensões auto-equilibradas existentes em um corpo, livre de qualquer ação de forças externas ou restrições atuando sobre seus limites. Estas tensões muitas vezes são chamadas de tensões internas e podem ser induzidas no material em quase todas as etapas de seu processamento, como por exemplo, laminação, flexão, corte à chama, forjamento, usinagem, soldagem, aspersão térmica, tratamentos térmicos, termoquímicos e tratamentos superficiais.

Em geral as tensões residuais surgem quando o corpo é submetido a um desajuste entre diferentes regiões, como no caso de uma deformação plástica não uniforme causada pelo dobramento de uma barra ou pela realização de um tratamento superficial como *shot peening*. As tensões residuais podem ter origem também durante a soldagem ou tratamentos térmicos, as quais são atribuídas aos elevados gradientes térmicos que causam a expansão não uniforme do material e a sua deformação plástica não uniforme. Estas tensões são frequentemente chamadas de tensões térmicas (WITHERS, P. J.; BHADSHIA, H. K. D., 2001a). A Figura 25 ilustra alguns exemplos de macro e microtensões residuais originadas durante o processamento dos materiais.

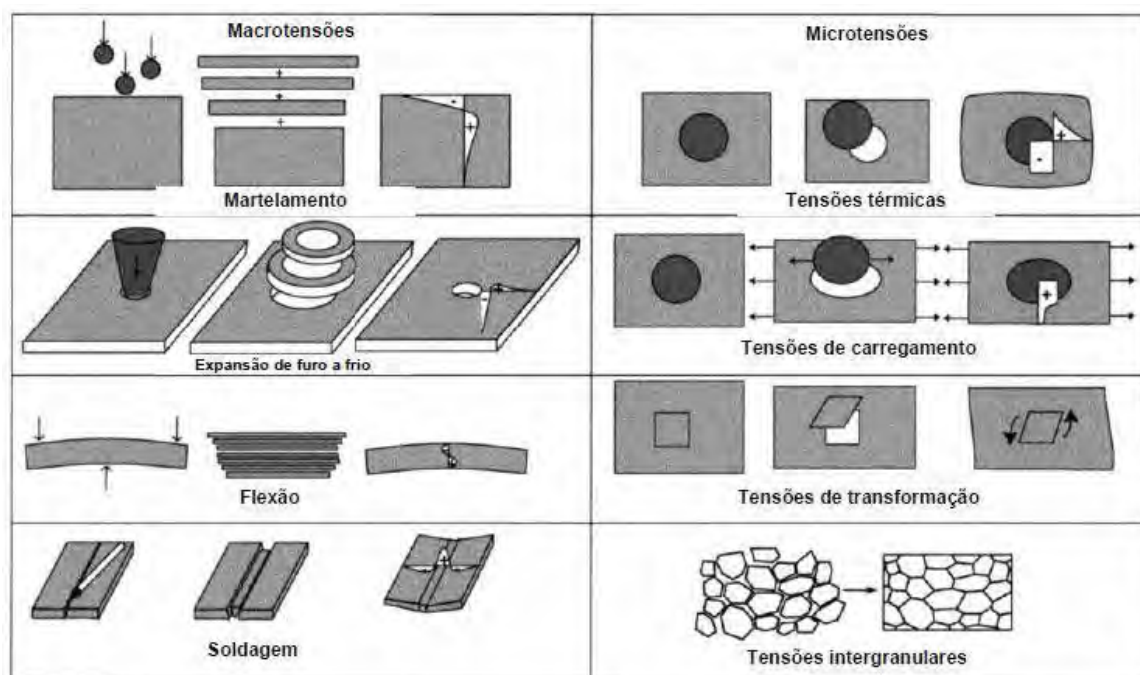


Figura 25 - Exemplos de origens das tensões residuais causadas durante processamento (WITHERS, P. J.; BHADSHIA, H. K. D., 2001a).

2.3.1 Tipos de tensões residuais

Geralmente, as tensões residuais podem ser classificadas em três principais tipos, de acordo com a distância na qual atua no corpo ou segundo a escala sobre a qual são observadas. A primeira categoria de tensões residuais são as tensões denominadas macroscópicas e que segundo a literatura são classificadas como do Tipo I. Estas tensões residuais variam continuamente ao longo de grandes distâncias, estendendo-se sobre vários grãos dentro do material. As outras duas categorias de tensões residuais são caracterizadas pela extensão das regiões desajustadas serem de escala microscópica ou submicroscópica (WITHERS, P. J.; BHADESHIA, H. K. D., 2001a)

A segunda categoria de tensões residuais (Tipo II) está quase sempre presente em materiais policristalinos, uma vez que nestes materiais os grãos apresentam propriedades elásticas e térmicas diferenciadas em relação à sua vizinhança, devido a anisotropia dos materiais. Estas tensões são denominadas tensões intergranulares ou microtensões estruturais e ocorrem em pequenas distâncias, em geral, de um grão ou parte de um grão. Elas ocorrem pela interação entre os grãos de uma mesma fase, entre fases diferentes, ou ainda entre as partículas presentes no interior do material, como precipitados e inclusões, e a matriz. Desta forma, os níveis de tensões são mais significativos em materiais que apresentam microestruturas complexas, formadas por várias fases, ou nos que estão sujeitos a transformações de fases.

As tensões residuais do Tipo III são de nível submicroscópico, variando sobre algumas distâncias interatômicas e estão equilibradas somente em uma pequena parte do grão. Estas tensões originam-se pela coerência entre interfaces e campos de discordâncias. A Figura 26 apresenta a variação do nível de tensão residual de acordo com a escala de comprimento utilizada. Nesta figura 26, “M” representa a matriz e “R” uma fase endurecedora, σ_{Macro} são tensões do Tipo I, σ_{IIM} e σ_{IIR} são as tensões do Tipo II causada pela interação entre as fases, e σ_{IIIM} são as tensões de nível submicroscópico no interior da matriz (WITHERS, P. J.; BHADESHIA, H. K. D., 2001a).



Figura 26. Campo de tensões residuais de acordo com a escala de comprimento característica (WITHERS, P. J.; BHADESHIA, H. K. D., 2001a).

2.3.2 Desenvolvimento das tensões residuais

No caso de tensões residuais originadas por efeitos térmicos, é possível compreender o mecanismo de formação das tensões a partir de um arranjo de três barras fixadas nas extremidades, conforme pode ser visto na Figura 27 a. Quando um metal é aquecido uniformemente, sob condições controladas, ele sofre uma expansão uniforme e não ocorre a formação de tensões. Por outro lado, se o material é submetido a um gradiente térmico, com um aquecimento não uniforme, como no caso mostrado na Figura 27 b, onde a barra 2 (central) é aquecida a partir da temperatura ambiente, independente das outras duas barras, tensões térmicas e deformações serão desenvolvidas no material. Nesta condição, a barra central tenderá a sofrer uma expansão por efeito térmico, que será restringida pela ação das barras nas extremidades do conjunto. Isso causará o desenvolvimento de tensões compressivas na barra central e de tração nas barras das extremidades, durante o aquecimento (WELDING HANDBOOK,1991).

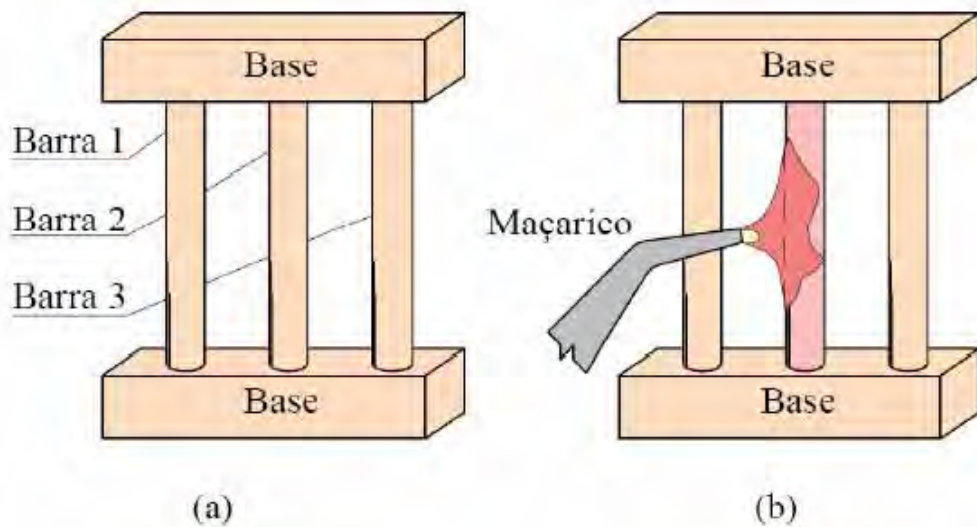


Figura 27. Arranjo de três barras fixas nas extremidades. (a) sem aquecimento. (b) barra central aquecida (WELDING HANDBOOK., 1991)

A evolução das tensões durante o aquecimento e o resfriamento pode ser acompanhada na Figura 28. Verifica-se ao longo do aquecimento (trecho A-B) que, inicialmente, a barra 2 (central) é submetida a um estado de tensões elásticas, uma vez que os níveis de tensões não são suficientes para causar deformações permanentes no material. Como a barra mantém seu comprimento original, tem-se que a dilatação térmica é compensada por deformações elásticas. À medida que a temperatura aumenta, a dilatação térmica da barra 2 torna-se mais intensa, amplificando os níveis das tensões. Além disso, é importante ressaltar que com o aumento da temperatura as propriedades físicas e mecânicas dos materiais sofrem alterações, como o caso da tensão de escoamento que diminui com a elevação da temperatura. Desta forma, ao atingir uma determinada temperatura na qual a tensão seja superior à tensão de escoamento, o material passa a experimentar deformações permanentes, as quais ocorrem em níveis de tensões cada vez mais baixos com o aumento da temperatura (trecho B-C).

No início do resfriamento (Ponto C) as tensões na barra 2 são compressivas, e à medida que a temperatura da barra vai baixando a tensão começa a diminuir até que passa de tensão compressiva para trativa. Isso ocorre porque, com a redução da temperatura, a barra que está dilatada começa a sofrer contração. Contudo, embora a

barra 2 tenha se deformado plasticamente devido à expansão volumétrica, seu comprimento teoricamente permaneceu o mesmo comprimento do início do aquecimento e, desta forma, com a redução da temperatura esta começa a ser submetida a tensões trativas, causada pela restrição da contração devido às duas barras das extremidades, que estarão agora submetidas a tensões compressivas. Durante o trecho C-D (Figura 28) a barra 2 passa a estar submetida a um estado de tensões elásticas compressivas. Ao atingir o ponto D, a temperatura da barra 2 ainda está alta o suficiente para que a tensão limite de escoamento esteja baixa, e os níveis de tensão trativas impostos pela restrição à contração da barra 2 são suficientes para causar a deformação plástica do material. Ao retornar para a temperatura ambiente, a barra 2 encontra-se submetida a um estado de tensões diferente do que apresentava antes do aquecimento, composto por tensões residuais trativas. Da mesma forma, as barras das extremidades também apresentam tensões residuais de compressão causadas pela ação da contração da barra 2.

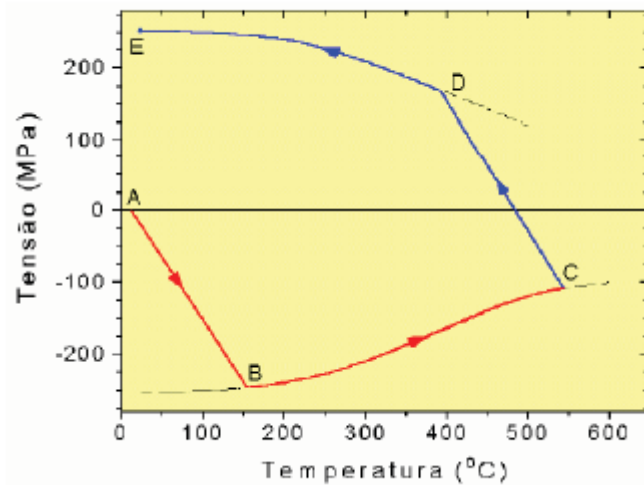


Figura 28. Efeito da temperatura sobre as tensões na barra 2 (WELDING HANDBOOK., 1991)

2.3.3 – Tensões residuais em soldagem

As tensões residuais em soldagem são consequência da distribuição não uniforme da temperatura que surge em diferentes processos de soldagem como, na soldagem com costura. A origem das tensões residuais em soldagem se deve ao processo de contração que ocorre quando há um aquecimento e um resfriamento das regiões

adjacentes. O princípio básico é que os volumes aquecidos contraem durante o resfriamento de acordo com o coeficiente de expansão térmica e a diferença de temperatura existente. Na soldagem com costura o volume adjacente que não foi fundido durante o processo de soldagem exibe uma diferença térmica e, assim, tensões residuais (WOHLFAHRT, H., 1986). Se a compressão não é impedida, as tensões térmicas se aliviaram por completo e não haverá tensões residuais remanescentes depois do resfriamento para a temperatura ambiente. Neste caso da soldagem com costura, começando a partir das tensões livres da poça de fusão, as tensões térmicas trativas aumentam durante o processo de resfriamento. Por consequência, ao término do processo de resfriamento, tensões residuais trativas vão permanecer na solda com costura. Se a restrição da região de compressão adjacente à solda for alta, as tensões residuais trativas podem chegar ao limite de escoamento do material na soldagem com costura.

Os volumes de materiais que estão a certa distância do cordão de solda no qual não são fundidos durante o processo de soldagem, não são afetados pelas tensões térmicas durante o período de aquecimento. Conforme esse volume se aproxima do cordão de solda, as tensões térmicas de compressão aumentam e esse volume comprimido, próximo à solda, ocasiona o aumento das tensões trativas quando a contração térmica é impedida no resfriamento. A quantidade de tensões residuais trativas, neste caso, é diretamente relacionada com as tensões de compressão durante o processo de aquecimento. Por uma razão de equilíbrio, as tensões residuais se alteram na largura da chapa como mostrado na Figura 29, que é resultado da distribuição não uniforme das tensões residuais longitudinais (ZINN, W., 1990).

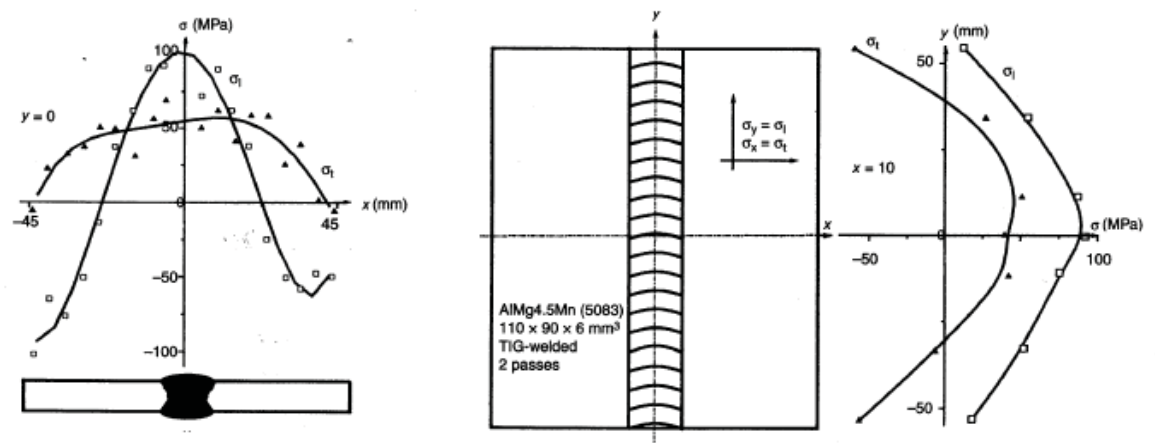


Figura 29: Distribuição das tensões residuais transversais e longitudinais, paralelo e perpendicular aos dois passes de solda numa chapa de alumínio. TIG, tungstênio inerte gás; σ_y e σ_l , tensão paralela a solda; σ_x e σ_t , tensão perpendicular a solda (ZINN, W., 1990).

As tensões residuais na direção transversal podem ocorrer até mesmo se nenhuma força externa tiver impedindo a sua contração na direção transversal. Porém, o nível de tensão residual na direção transversal é aproximadamente um terço dos valores na direção longitudinal. Por outro lado, tensão residual transversal também pode alcançar o limite de escoamento do material, por exemplo, em soldagem multipasses.

2.3.4 – Tensões residuais devido ao resfriamento rápido

Particularmente no caso de chapas mais grossa, ha um considerável aumento na diferença de temperatura entre superfície e o centro da chapa durante o processo de resfriamento. As tensões térmicas residuais resultantes podem exceder o limite de escoamento do material, resultando numa deformação plástica. Obviamente, estas deformações plásticas não são homogêneas e conduzem a tensões residuais depois do resfriamento. Se nenhum outro processo estivesse ativo, tensões residuais de compressão seriam esperadas próximas a camadas de superfície e tensões residuais de tração na parte central da chapa. Porém, na maioria dos casos, as tensões residuais no resfriamento rápido se desenvolvem junto às tensões residuais no processo de compressão e, se presente, às tensões residuais devido a transformações de fase (TOTTEN, G.; HOWES, M.; INOUE, T., 2008).

2.3.5 – Tensões residuais devido à transformação de fase

Tensão residual no processo de soldagem com costura é uma consequência da transformação de fase durante o período de aquecimento e resfriamento da área aquecida. O processo de transformação de fase está conectado à alteração de volume que acontece localmente conforme Figura 30 (WOHLFAHRT, H., 1986).

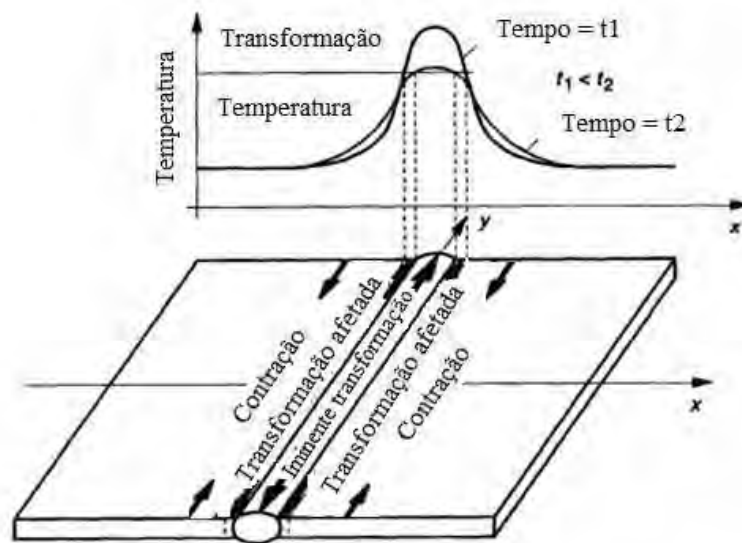


Figura 30 – Exemplo de contração e expansão na transformação de fase (WOHLFAHRT, H., 1986).

A heterogeneidade do processo de transformação, que é uma condição prévia necessária para a formação de tensão residual, pode ser atribuída a razões diferentes, por exemplo, temperaturas de cume diferentes durante o processo de solda, velocidades de resfriamento diferentes, ou mudanças locais de composição química. No caso do aço, a transformação da austenita para ferrita, bainita, ou martensita está conectada com um aumento de volume característico.

A contração e os processos de transformação se sobrepõem, e as tensões residuais resultantes são fortemente dependentes do intervalo de temperatura dentro do qual a transformação acontece. As consequências são mostradas na Figura 31.

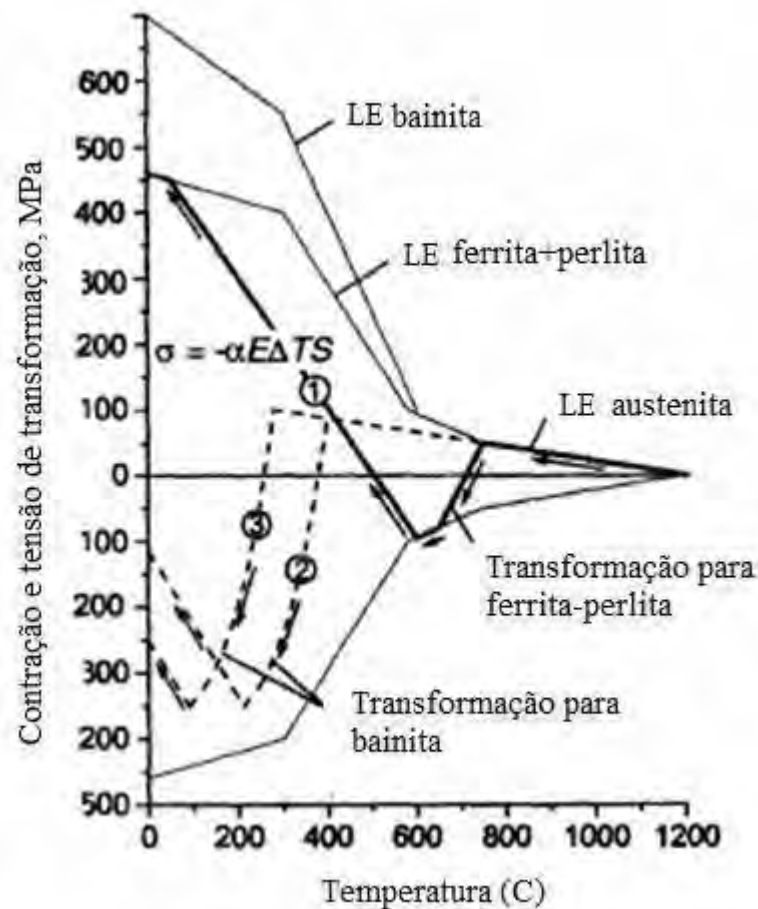


Figura 31: Interação da contração e transformação é impedida para diferentes velocidades de resfriamento. Exemplo 1, baixa velocidade; exemplo 2 e 3, alta velocidade. LE Limite de escoamento; σ , tensão; α coeficiente de expansão térmica; E módulo de Young; ΔT , diferença de temperatura; S fator de rigidez (WOHLFAHRT, H., 1986).

A Figura 31 mostra, em função da temperatura, o limite de escoamento na tração ou compressão na ferrita-perlita ou na microestrutura bainítica. Começando a partir da temperatura alta, as tensões de tração aumentam devido ao processo de contração e de acordo com o limite de escoamento no qual é dependente de temperatura da austenita. Se as transformações de fase acontecem como consequência do aumento de volume, tensões de tração rapidamente diminuem e se alteram para tensões compressivas. Se, no volume transformado, desenvolve uma microestrutura de ferrita-perlita, as tensões máximas de compressão estão limitadas pelo limite de escoamento da fase criada (exemplo 1 da Figura 31). Se acontecer uma transformação martensítica, por causa do limite de escoamento alto, as tensões de compressão são mais altas. Ao término do processo de transformação, ocorre uma diminuição de tensão residual de compressão por causa da diminuição contínua da temperatura junto com a diminuição da

compressão (exemplo 2 e 3; Figura 31). O resultado das tensões residuais de compressão e tração é dependente do módulo Young, E , do fator de rigidez, S , do componente, do coeficiente de expansão térmica, α , e da diferença de temperatura, ΔT , até a temperatura ambiente. É esperada uma tensão residual de tração mais alta se o processo de transformação terminar numa temperatura relativamente alta. No caso da microestrutura ferrita-perlita em que as tensões estão próximas ao limite de escoamento, podem ser alcançados pela tensão residual. Isto ocorre porque a transformação da austenita ocorre em elevada temperatura, desta forma as deformações de contração térmica não podem ser absorvidas porque a austenita já se transformou. A transformação de fase em baixa temperatura ajuda a minimizar as tensões residuais como no caso austenita/bainita.

No diagrama esquemático da Figura 32 pode ser visto que quanto mais baixa a temperatura de transformação, mais efetivas serão as consequências dos processos de transformação nas tensões residuais. Por conseguinte, podem ser esperados efeitos pronunciados nos processos de transformação nas distribuições de tensão resultantes, por exemplo, para aços com limite de escoamento alto à temperatura alta ou para taxas de resfriamento extremamente alta (TOTTEN, G.; HOWES, M.; INOUE, T., 2008).

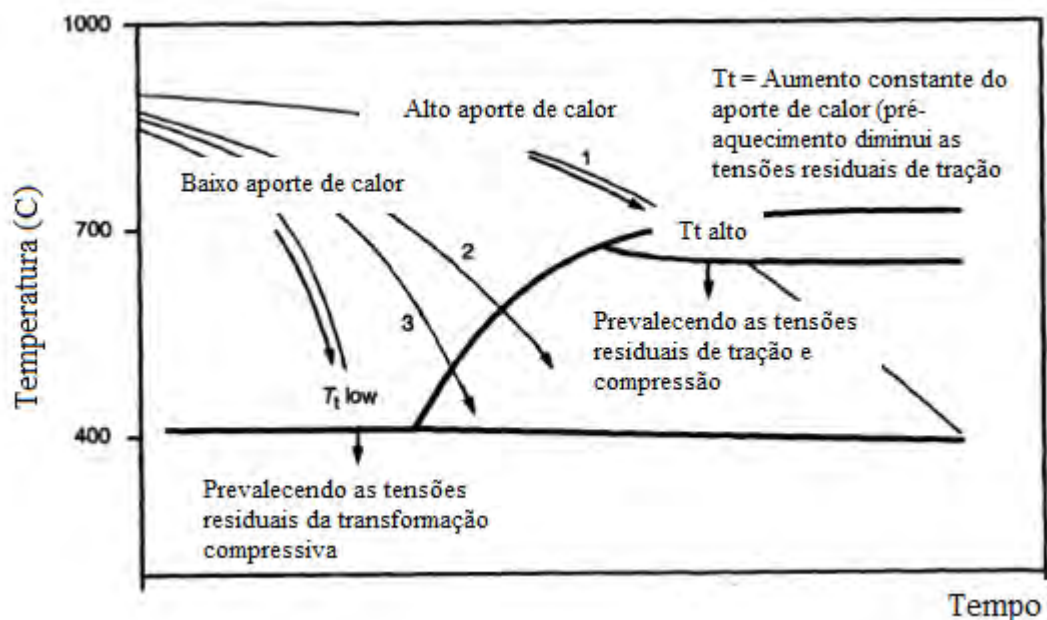


Figura 32 – Influência do aporte de calor na temperatura de transformação, T_t e consequentemente nas tensões de compressão ou tensões residuais da transformação compressiva. R_s , tensão residual (NIETSCHKE, T. P.; WOHLFAHRT, H. 1991).

O diagrama esquemático da Figura 33 mostra a influência do aporte de calor na distribuição das tensões residuais transversais ao longo de uma linha perpendicular à costura de solda. No caso de baixo aporte de calor (curva 3, também pode ser visto nas Figuras 31 e 32), pode-se observar que a contração e, especialmente, o processo de transformação conduz a uma redução das tensões residuais de tração e também no plano das tensões compressivas residuais, resultando em uma forma característica de distribuição de tensão residual em “W”. No caso de alto aporte de calor (curva 1), pode-se observar que, imediatamente após a transformação de fase, existem tensões compressivas na área aquecida na solda com costura e com o resfriamento até a temperatura ambiente ocorre a formação de tensões altas de tração na solda com costura (TOTTEN, G.; HOWES, M.; INOUE, T., 2008).

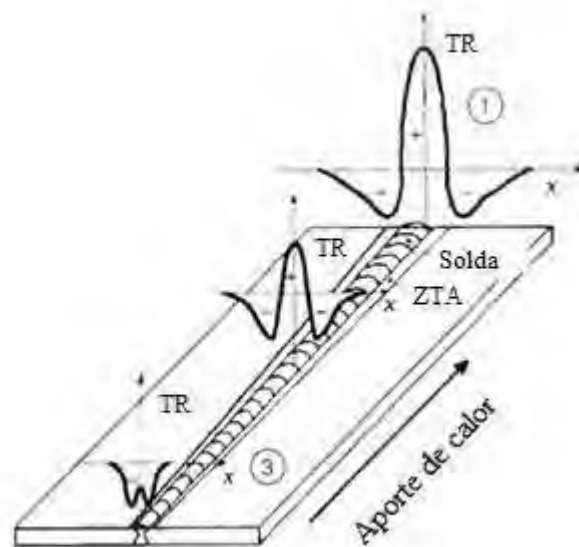


Figura 33 – Influência do aporte de calor na distribuição das tensões residuais transversais. TR - Tensão residual (NIETSCHKE, T. P., 1994)

2.3.6 – Efeito das tensões residuais sobre a formação de trincas

As trincas constituem a principal fonte de falha em soldagem, sendo a sua composição o mecanismo responsável por causar o colapso das estruturas ou componentes. Contudo, para que as trincas se formem e se propaguem, é de

fundamental importância a presença de um nível elevado de tensões trativas, da ordem da tensão de escoamento. Se o material trabalha submetido a esforço dessa natureza, torna-se necessária a minimização das tensões residuais para evitar que, durante a operação, as combinações entre as tensões residuais e as tensões de trabalho atinjam níveis capazes de promover a propagação das trincas. Em alguns casos é possível que o material frature somente sob o efeito das tensões residuais, sem qualquer ação de forças externas (CAVALHO, C. S.; 2007).

Outros fatores podem, juntamente com as tensões residuais, influenciar na formação de trincas. Descontinuidade nas juntas soldadas tais como, inclusões de escória, falta de fusão, porosidade, e a própria geometria do cordão de solda podem atuar como concentradores de tensão, amplificando o seu valor a níveis suficientemente elevados para causar a fratura.

2.3.7 Tensão residual na conformação do metal

Frequentemente, quando um metal está sendo deformado plasticamente, tensões internas são criadas devido principalmente à incompatibilidade de deformação, isto é, os níveis de tensões são diferentes ao mesmo tempo em locais diferentes. Esta diferença no nível de tensão atuando em locais diferentes pode ser gerada por múltiplas razões:

- 1 - Uma diferença de resistência entre fases coexistentes no material;
- 2 - Tensões atuantes em diferentes locais;
- 3 - Um possível gradiente térmico em locais diferentes.

Estas tensões internas podem permanecer nos materiais depois da deformação na forma de tensões residuais. O exemplo mais típico e simples do comportamento do efeito das tensões residuais em um material é o efeito Bauschinger, um comportamento que reflete o efeito de inverter a direção da tensão em um corpo de prova. Se um espécime de metal é primeiramente deformado plasticamente em uma direção, por exemplo, em tração, o limite de escoamento medido no carregamento

invertido, em compressão, é geralmente abaixo do que se mediu na tração. Semelhantemente, uma compressão no limite plástico inicial produz um limite de escoamento no carregamento invertido, em tração, que é geralmente abaixo do que se mediu na compressão original. Tal efeito é devido, em parte, as tensões internas, conhecido como tensão residual, que se desenvolveu durante a deformação inicial. Em geral, podem ser definidas tensões residuais como às tensões internas auto equilibradas que existem em um corpo livre que não tenha nenhuma força externa aplicada. Como mencionado acima, estas tensões surgem da resposta elástica do material a uma distribuição não homogênea das tensões não elásticas(T. MOURA, 1982).

2.3.8 Tensões residuais no processo a frio

O desenvolvimento de um sistema de tensão interna pode ser demonstrado durante a deformação plástica não homogênea gerada na flexão de um pedaço de chapa. A Figure 34 representa uma chapa dobrada, na qual é assumido que a chapa é composta de finas camadas empilhadas ao longo da direção de espessura. A tensão de tração é máxima superfície da camada 5 da chapa e diminui para zero na camada 0 (neutra) e aumenta a um máximo em compressão nas camadas mais abaixo da superfície. Se a tensão não exceder o limite de escoamento do material em qualquer ponto, após a remoção da força aplicada para flexionar a chapa o material volta a sua forma original e assim nenhuma tensão interna permanece no material. Porém, se exceder o limite máximo de escoamento, acarretará num estiramento ou compressão das camadas superiores e inferiores respectivamente. Esta deformação é maior nas superfícies e diminuem nas camadas mais próximas ao eixo neutro.

Enquanto o material estiver sob a aplicação de uma carga de dobramento, a distribuição da tensão aplicada na espessura da chapa será conforme representado conforme na figura 34 (b), na qual a camada 2 até 5 estará no limite plástico e a camada 1 no limite elástico na curva de tensão deformação. Se cessar a aplicação da força de dobramento, a chapa tenderá a retornar ao seu perfil original, mas não completamente, pois para isso seria necessária a reversão completa de ambas as tensões elásticas e plásticas. A chapa, ao retornar após cessar a força para o

dobramento, será muito diferente ao longo da direção de espessura por causa da deformação plástica não homogênea. Supondo que a camada 5 esteja isolada da camada 4, neste caso, o processo no descarregamento da camada 5 seguirá a linha pontilhada no ponto 5 da figura 34 (b). Considerando a interação de camada 5 com a camada 4, o gráfico no descarregamento no ponto 5 estará de fato ao longo da linha sólida, desde que a deformação plástica ou deslocamento na camada 4 seja menor do que na camada 5 e, assim tenda a resistir ao alongamento plástico da camada 5. A interação entre as camadas 4 e 5 se assemelha a uma compressão da camadas 5, na qual o nível de tensão de compressão seria $\Delta\epsilon E$ onde $\Delta\epsilon$ é a tensão residual mostrada em figura 34 (b) e E é o módulo de Young do material. Para camada a 4, a situação é um pouco complicada, pois a camada 3 resistirá ao alongamento da camada 4, mas a camadas 5 promove o alongamento. O resultado combinado produzirá menos tensão residual de compressão. É previsível que, a certa camada, estes dois fatores se influenciarão tornado o sistema equilibrado, resultando em zero estado de tensão residual, como mostrado na camada 3 da figura 34 (b). Igualmente, nas camadas a baixo da linha neutra (zero), as tensões residuais dessas camadas, tais como camada 2 e 1, poderiam se assemelhar a um estado de tração.

O formato global da distribuição da tensão residual é mostrado na figura 34 (c). Os dois pontos importantes são: primeiro, para o equilíbrio das tensões residuais, o efeito da tração deve ser balanceado com o efeito da compressão; segundo, a superfície tracionada plasticamente permanece originalmente em compressão, enquanto que a superfície que foi comprimida plasticamente permanece tracionada.

Esta análise também tem sido aplicada no desenvolvimento de macro tensão residual através da deformação não homogênea de corpo de prova conformado por outros processos, porém as tensões residuais são muito mais complexas que as apresentadas, pois as tensões residuais raramente são unidirecionais, e a não homogeneidade da deformação normalmente produz um estado bi ou triaxial de tensão.

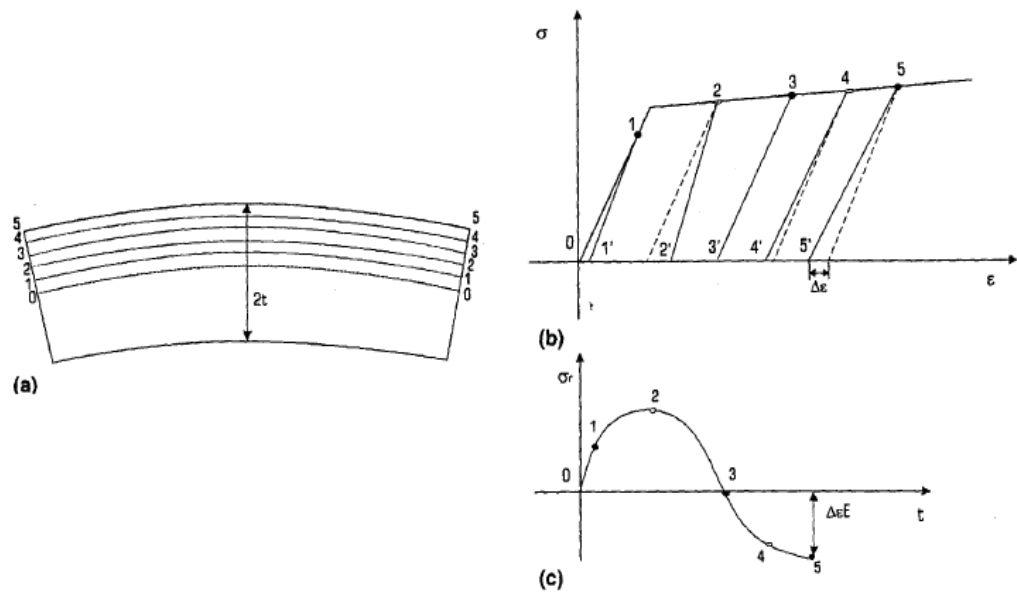


Figura 34 – Geração das tensões residuais na chapa flexionada. (a) Geometria da chapa flexionada. (b) Relação da Tensão x deformação. (c) Relação das tensões residuais através da espessura (TOTTEN, G.; HOWES, M.; INOUE, T., 2008).

2.3.9 Medição das tensões residuais

Antes dos engenheiros ou metalurgistas começarem a medir as tensões residuais em algum componente, é necessário estarem seguros das razões para a realização das medições das tensões residuais. As razões principais para a realização das medições das tensões residuais são:

- Falhas que podem ser causadas por fadiga, corrosão sob tensão, fadiga de corrosão, ou fragilização por hidrogênio;
- Avaliação da vida útil do componente, o que normalmente é focalizado como uma falha do componente em serviço;
- Distorção que ocorre durante o processamento do componente;
- Distorção do componente durante o serviço.

É extremamente importante que se conheça o mecanismo que está induzindo as tensões residuais. Num processo de manufatura ou, algumas vezes, num processo de reparo, é possível prever as prováveis fontes das tensões residuais, assim como a

magnitude e distribuição de tensões residuais (TOTTEN, G.; HOWES, M.; INOUE, T., 2008).

A tensão residual é uma consequência inevitável do processo termomecânico do aço. Os campos de tensões resultantes normalmente não são uniformes e os gradientes de tensão são altos. Por exemplo, a Figura 35 apresenta a magnitude e distribuição das tensões residuais em um aço com limite de escoamento de 650 MPa.

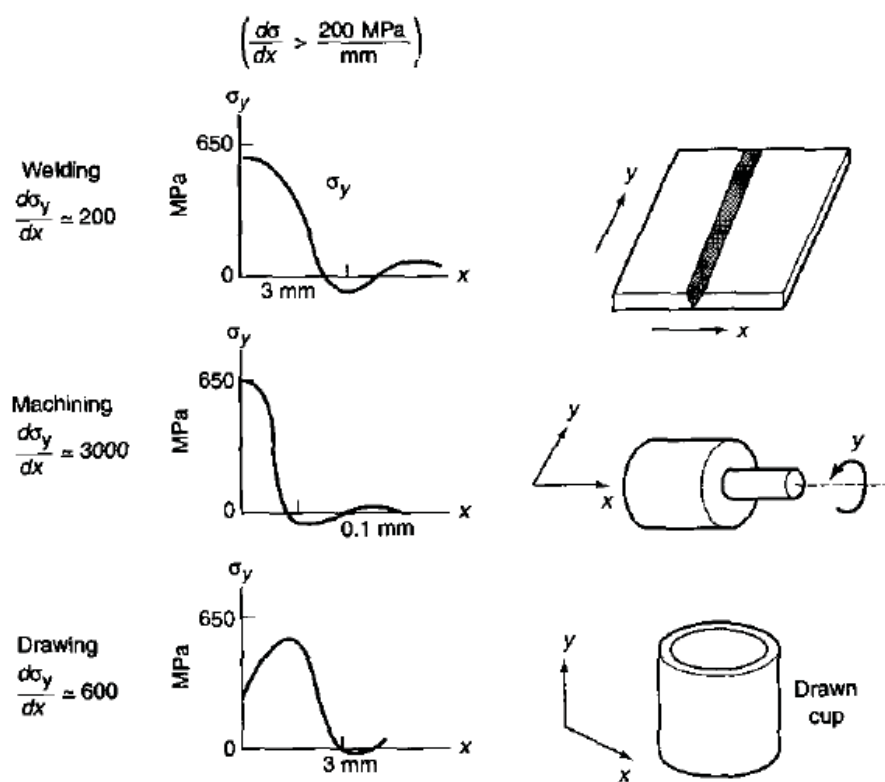


Figura 35 – Magnitude das tensões residuais e tipos de distribuições em um aço com limite de escoamento de 650MPa (TOTTEN, G.; HOWES, M.; INOUE, T., 2008).

2.3.10 – Métodos experimentais para medidas de tensões residuais

Existem vários procedimentos e métodos para determinar as tensões residuais existentes em um componente metálico. Porém, a tensão nunca é a quantidade medida porque a tensão é uma quantidade que é aplicada a um metal e só pode ser medida no processo de sua aplicação. O que invariavelmente é medido para determinar a tensão residual é a tensão elástica, ou a tensão elástica que resulta diretamente da tensão

residual existente no metal, ou a mudança de tensão elástica que é o resultado de alívio de alguma porção, ou tudo, da tensão residual existente. Essa tensão que está causando, ou causou, é calculada usando as constantes elásticas do metal.

Ao longo das últimas décadas, inúmeros métodos experimentais e de simulação para determinação das tensões residuais em materiais têm sido apresentados na literatura. Os métodos experimentais são classificados em duas grandes categorias, os destrutivos e não destrutivos (CAVALHO, C. S.; 2007).

Os métodos destrutivos, também chamados de métodos mecânicos, possuem esta denominação por determinarem as tensões residuais através da destruição completa ou parcial da peça/componente. Estes métodos determinam a deformação elástica residual presente em um dado volume de material, após promover o relaxamento das tensões. Este relaxamento é produzido a partir de um corte ou furo, o qual gera um alívio de tensões localizadas e uma variação na deformação elástica em torno desta região.

Os métodos não destrutivos são baseados em propriedades físicas que são alteradas quando o material apresenta tensões. A grande vantagem deste método é que após a medida a peça permanece em plenas condições funcionais/operacionais.

Vários métodos para a medição da tensão têm sido aplicados no estudo das tensões residuais. Estes métodos são:

- Método do furo cego;
- Método magnético;
- Método de difração-Raio X ;
- Método ultrassônico.

2.3.10.1 – Método do furo cego

O método do furo cego foi proposto em 1930 (MATHAR, J.; 1934) e está baseado na alteração da medição da tensão superficial, provocada por um alívio de tensões quando é realizado um furo cego no material. O princípio é que as tensões resultantes no material sejam removidas ao redor do furo cego, reajustando as tensões para o estado de equilíbrio. O método foi padronizado pela norma ASTM E 837 que

rege o tratamento dos dados obtidos com a técnica do furo cego associada à extensometria. É uma técnica considerada semidestrutiva, pois o dano causado por sua execução é muito localizado, não comprometendo o pleno funcionamento do equipamento medido na maior parte das vezes, além de ser simples e econômico.

A técnica mais aplicada para medição de tensões em equipamentos industriais é a extensometria, que utiliza extensômetros de resistência elétrica (Figura 36), mais conhecidos como *strain gages* (DANTAS, L.R., 2007).

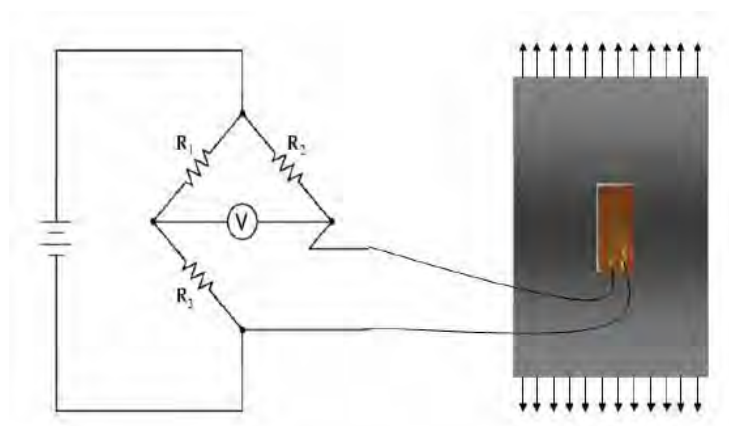


Figura 36 - Esquema simplificado de uma ligação de um extensômetro em uma Ponte de Wheatstone (DANTAS, L.R., 2007)

Embora a extensometria seja uma técnica já consolidada e bastante confiável, ela exige grande habilidade por parte de seu executor, que deve cumprir com máxima atenção as etapas de marcação e preparação da superfície (lixamento e limpeza) e colagem, e deve conhecer muito bem os equipamentos utilizados. (DANTAS, L.R., 2007).

Como a maioria das técnicas de medição de tensão residual, a técnica do furo cego tem sido mais aplicada nos aços. Essa técnica permite determinar tensões a várias profundidades na superfície do material, até uma profundidade igual ao diâmetro do furo, porém Kelsey (FLAMAN, M.T; MANNING, B. H., 1985) observou que a tensão não podia ser medida com precisão para profundidades maiores que a metade do diâmetro do furo. A espessura das camadas nas quais as medidas são analisadas é de aproximadamente 10 a 20% do diâmetro do furo.

O método do furo cego para análise de tensão residual tem algumas limitações, como (TOTTEN, G.; HOWES, M.; INOUE, T., 2008):

- É provável que as áreas onde as tensões sejam maiores que um terço do limite de escoamento do material produza resultados errôneos, devido ao escoamento plástico durante a remoção de metal;
- Durante a remoção do metal pode ocorrer encruamento nas vizinhanças próximas ao furo, o qual pode causar erros de até 69 MPa;
- A espessura do componente ou corpo de prova deve ser de pelo menos quatro vezes o diâmetro do furo;
- Pode ocasionar aquecimento durante a remoção do metal;
- O espaçamento de furo em relação ao outro deve ser pelo menos oito vezes o diâmetro do furo;
- A preparação para da superfície para a aderência do *strain gage* pode induzir tensões residuais que introduz substancial erro nas medições subsequentes.

Apesar dessas limitações a técnica do furo cego é uma das mais utilizadas na medição de tensões residuais, por ser de fácil aplicação na maior parte dos casos, ter uma relação custo-exatidão adequada, e por ter seus procedimentos de medição e tratamento de resultados normalizados.

2.3.10.2 – Método magnético

A técnica elasto-magnética se baseia no princípio de anisotropia magnética provocada por um campo de tensões. Há uma alteração no campo magnético induzido originalmente sobre a peça, podendo ser convertida em valores das tensões atuantes, conhecido por efeito “Barkhausen Noise”(CHAUVIERE, D. C.,2006).

O efeito Barkhausen Noise mede o número e a magnitude das reorientações magnéticas na expansão e contração dos domínios magnéticos em um metal ferromagnético. O método de “Barkhausen Noise” é sensível às condições de tensão em materiais ferromagnéticos, porém as suas aplicações estão limitadas à condição de que o material deve ser ferromagnético e à baixa profundidade.

O “Barkhausen Noise” não é recomendado onde ocorre variações na composição de fase, tamanho de grão, encruamento, textura cristalográfica, orientação de grão,

tamanho de carboneto e distribuição, e outras características microestruturais que acompanham as variações na tensão residual (TOTTEN, G.; HOWES, M.; INOUE, T., 2008).

2.3.10.3 – Método por difração de Raio-X

O princípio da difração de Raio-X é caracterizado de uma maneira básica pela incidência de um feixe monocromático sobre a superfície de um material, o qual será espalhado (difratado) e posteriormente detectado por alguns dispositivos. A difração do feixe ocorre pela colisão da onda com obstáculos na estrutura do material, que podem ser elétrons, ou átomo. Caso a difração ocorra de forma construtiva, a onda espalhada apresentará a mesma fase e a mesma energia da onda incidente. Este tipo de espalhamento é característico em colisões elásticas, sendo denominado espalhamento coerente. Quando a colisão é inelástica, o seu espalhamento ocorre sem uma direção determinada, não mantendo a mesma fase nem a energia da onda incidente (CAVALHO, C. S.; 2007).

A técnica de difração de Raio-X utiliza o fato de que, quando um metal está sob tensão, aplicado ou residual, a resultante da tensão elástica causa uma alteração nos espaçamentos atômicos na estrutura cristalina metálica. A difração de Raio- X pode medir diretamente o espaçamento atômico interplanar e, a partir disto, pode ser obtida a tensão total no metal.

2.3.10.4 - Método ultrassônico

O método ultrassônico consiste em medir as tensões residuais através da variação da velocidade do som entre os planos cristalinos do material. O método ultrassônico é um método não destrutivo que se baseia no efeito acustoelástico. Este efeito é caracterizado pela variação da velocidade da onda ultrassônica quando esta se propaga em um material em função da tensão a que está submetido. O efeito da textura cristalográfica também implica na alteração da velocidade da onda ultrassônica na mesma ordem de grandeza da tensão.

Os métodos mais usados para medir tensão residual são: ultrassom, magnetismo, furo cego e difração de Raios-X. Cada um desses métodos citados possuem vantagens e desvantagens. Algumas características, vantagens e desvantagens destes métodos são apresentadas no Quadro 3.

Quadro 3: Comparativo entre os métodos de medição de tensão residual (Patrício, L. C,2001)

MÉTODOS	<i>Magnético</i>	<i>Ultra-Som</i>	<i>Raios-X</i>	<i>Furo-Cego</i>
<i>Vantagens</i>	Portátil e fácil manuseio	Velocidade, fácil manuseio, medição de tensões internas	Metodologia estabelecida e precisa	Metodologia estabelecida e precisa
<i>Desvantagens</i>	Usado em materiais ferríticos; sensível a microestrutura do material	Não aplicável em cordões de solda; sensível a microestrutura do material	Necessita proteção a radiação; unidade deve ser fixa em relação ao componente	Semi-destrutivo; resultados demorados
<i>Penetração Máxima (mm)</i>	1,0	Superficial: 1,0 Interna: 150	0,02	2,0
<i>Parâmetro Medido</i>	Permeabilidade Magnética	Variações da velocidade da onda ultra-sônica	Alteração na distância interplanar de materiais policristalinos	Deformação superficial ou deslocamento
<i>Problemas para Análise em Materiais com Grão e Textura Grosseiros</i>	Sim	Sim	Sim	Não
<i>Sensitividade ao Endurecimento por Deformação</i>	Alta	Alta	Alta	Baixa
<i>Portabilidade</i>	Sim	Sim	Sim	Sim
<i>Precisão Normal</i>	$\pm 20,0\text{MPa}$	$\pm 20,0\text{MPa}$	10,0 a 20,0MPa	10,0 a 20,0MPa

O método de medição utilizado nesse trabalho foi ultrassom pela técnica da birrefringência. Este método será abordado de forma detalhada o suficiente para oferecer uma consulta capaz de transmitir os principais conceitos de fundamentos técnicos.

2.4 ONDAS ULTRASSÔNICAS

Ondas ultrassônicas são ondas sonoras tipicamente na faixa de frequência da 0,5 MHz a 20 MHz.

2.4.1 Geração da onda ultrassônica

Existem várias maneiras de gerar uma onda ultrassônica. A mais usada se baseia no efeito piezoelétrico de materiais. Este é um fenômeno que ocorre com os cristais anisotrópicos, nos quais se desenvolvem cargas elétricas quando submetido a deformações mecânicas. Esse fenômeno manifesta-se da seguinte forma: aplicando-se cargas mecânicas nas duas faces opostas de uma lâmina de cristal de quartzo, ocorrendo a formação de cargas elétricas de polaridade contrária nessas faces, isto é, em uma das faces formam-se cargas positivas e na outra formam-se cargas negativas (ANDREUCCI, R..; 2006).

Experiências diversas mostram que as cargas elétricas desenvolvidas na lâmina de cristal são proporcionais às cargas mecânicas.

Efeito Lippmann é a designação que recebeu o fenômeno que ocorre com os cristais anisotrópicos, nos quais se observam deformações mecânicas quando submetidos a tensões elétricas. É o efeito recíproco do efeito piezoelétrico.

Se na lâmina de cristal for aplicada uma tensão alternada, ela sofrerá deformações sucessivas passando a vibrar. A lâmina se contrairá na primeira metade do ciclo da corrente alternada e se expandirá na outra metade. A frequência de vibração mecânica será a mesma da tensão alternada.

As ondas ultrassônicas geradas pelos transdutores se transmitem a outros materiais quando estes estão acoplados ao material. De um modo geral, o transdutor é um dispositivo que converte um tipo de energia em outro. O transdutor ultrassônico emissor converte energia elétrica em energia mecânica (efeito Lippmann) e o transdutor receptor converte energia mecânica em energia elétrica (efeito piezoelétrico).

O arranjo finito de um transdutor acoplado a um material é mostrado na Figura 37

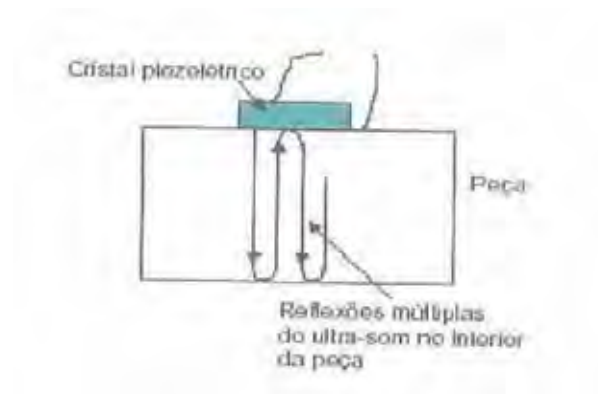


Figura 37 – Transdutor acoplado no material (ANDREUCCI,R.; 2006).

O cristal para ser usado como transdutor, deve ser cortado de forma que o campo elétrico alternado, quando nele aplicado, produza variações em sua espessura. Dessa variação resulta um movimento nas faces do cristal, originando as ondas sonoras. A direção de corte do cristal piezoelétrico em função da polarização do cristal determina o tipo de onda emitida. Cada transdutor possui uma frequência de ressonância natural, tal que quanto menor a espessura do cristal, maior será a sua frequência de vibração.

2.4.2 Tipos de ondas ultrassônicas:

2.4.2.1 Ondas Longitudinais (Ondas de Compressão)

São ondas que induzem oscilações de partículas (átomos no caso de metais, moléculas em gases e líquidos) na direção de propagação da onda, podendo ser transmitida em sólidos, líquidos e gases. Como pode ser visto na Figura 38 (ANDREUCCI,R.; 2006).

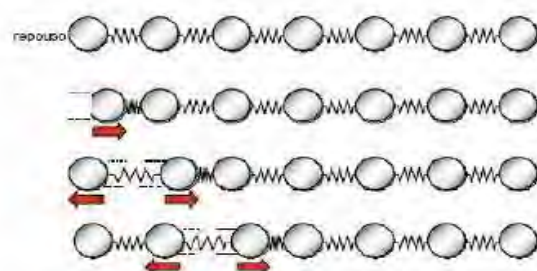


Figura 38 – Onda Longitudinal (ANDREUCCI,R.; 2006).

Na Figura 38 observa-se que o primeiro plano de partículas vibra e transfere sua energia cinética para os próximos planos de partículas, que passam a oscilar. Desta maneira, todo o meio elástico vibra na mesma direção de propagação da onda (longitudinal), surgindo “zonas de compressão” e “zonas diluídas”. As distâncias entre duas zonas de compressão determinam o comprimento de onda. É a onda ultrassônica de maior velocidade de propagação (ANDREUCCI, R.; 2006).

2.4.2.2 Ondas transversais (ondas de cisalhamento)

Uma onda transversal é definida quando as partículas do meio vibram na direção perpendicular à direção de propagação da onda. Neste caso, observa-se que os planos de partículas, mantêm na mesma distância um do outro, movendo apenas transversalmente, como esquematizado na Figura 39 (ANDREUCCI, R., 2006).

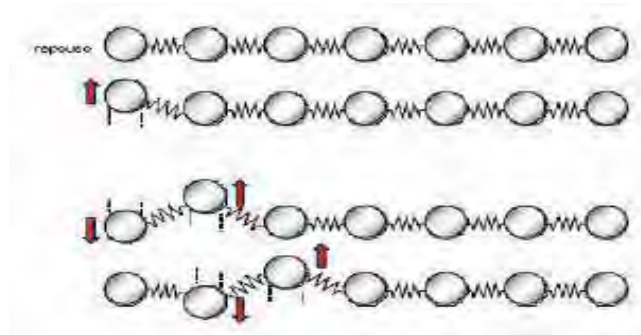


Figura 39 – Onda Transversal (ANDREUCCI,R.; 2006).

Como as partículas oscilam na direção transversal a direção de propagação, estas ondas só se propagam em sólidos. As ondas transversais são praticamente incapazes de se propagarem em líquidos e gases, pelas características das ligações entre partículas, destes meios, que tem resistência praticamente nula ao cisalhamento. O comprimento de uma onda é definido como a distância entre dois “vales” ou dois “picos”, vide Figura 39 (ANDREUCCI, R.; 2006).

2.4.2.3 Ondas superficiais

Essas ondas são obtidas como resultado da refração da onda longitudinal. Existem três tipos de ondas superficiais: ondas de Rayleigh, ondas de Love e ondas de

Lamb. As ondas de Rayleigh são as mais utilizadas nos ensaios não destrutivos e as demais são utilizadas em casos específicos.

2.4.3 Avaliações da tensão por ultrassom

É fato conhecido da Física que a velocidade de propagação de uma onda mecânica ou sônica é determinada pela constante elástica e pela densidade do material. A constante elástica e consequentemente a velocidade de propagação sônica depende das tensões e da deformação existente no material (textura). Este fenômeno, da variação da velocidade da onda ultrassônica ao passar através de um material elástico sob tensão, passou a ser chamado de efeito acustoelástico (BITTENCOURT, 2000).

Nos últimos anos, muitos artigos têm discutido a possibilidade de medir tensões residuais usando o efeito acustoelástico. A mudança da velocidade da onda ultrassônica quando se propagam em um sólido tensionado é resultado de uma relação não linear do deslocamento da tensão, a qual foi descrita por Hughes e Kelly. (Tanala, E., Bourse, G., Fremiot, M., 1995).

O fenômeno da birrefringência acústica pode ser explicado de forma análoga ao da birrefringência ótica. Quando um meio homogêneo é anisotrópico, um feixe de luz que o atravessa sofre uma dupla refração, gerando ondas que apresentam diferentes ângulos de polarização. Materiais que apresentam esta propriedade são chamados duplamente refratores ou birrefringentes (BITTENCOURT, 2000).

Quando a incidência é oblíqua, o problema é geometricamente mais complicado, mas o resultado físico é o mesmo. Para cada onda incidente, existem duas ondas refratadas distintas propagando-se em direções diferentes e polarizadas uma em relação a outra segundo ângulos retos, conforme figura 40. A dupla refração é um instrumento de pesquisa muito importante no estudo da estrutura cristalina.

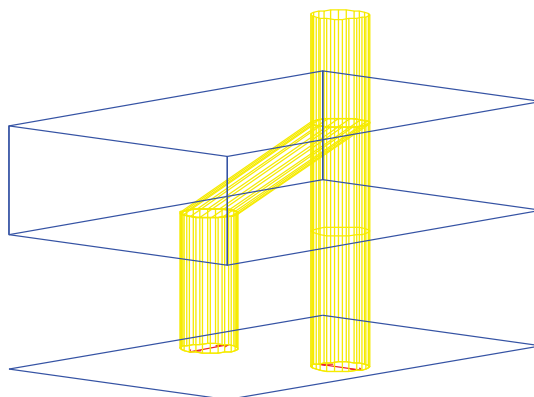


Figura 40 - Luz incidindo sobre um material birrefringente (BITTENCOURT, 2000).

A partir do conhecimento deste fenômeno, foi possível o desenvolvimento de trabalhos visando à utilização do ultrassom para medida de tensão em materiais. Sua base física se encontra a nível microscópico, pois quando uma tensão é aplicada a um sólido causa variações em sua distância interatômica cuja consequência é a alteração na velocidade da onda ultrassônica que é função da densidade do meio e de seu módulo de elasticidade. A variação desta distância interatômica é função das constantes elásticas do material.

A textura cristalográfica varia a velocidade da onda da mesma maneira que as tensões (mesma ordem de grandeza), mascarando resultados da medida de tensão. Por isso, são necessários esforços na tentativa de separar os efeitos da textura dos da tensão (BITTENCOURT, 2000).

Quando a onda ultrassônica se propaga em um material acusticamente isotrópico, livre de tensão e textura, ela tem sempre a mesma velocidade. Já no caso de um material anisotrópico, por exemplo, sob tensão, a onda tem a sua velocidade alterada. Essa alteração é devida, justamente, ao fenômeno da acustoelasticidade, provocada neste caso, pela presença de tensão no material.

A velocidade de ondas cisalhantes polarizadas em uma direção de tensão principal depende do nível de tensões atuando nesta direção. A birrefringência acústica tem sido usada porque esta técnica não requer o conhecimento da espessura da amostra analisada e, assim, reduz a medida a uma diferença no tempo de percurso da onda, o qual possibilita a obtenção da diferença das tensões atuando nas direções de polarização (Tanala, E., Bourse, G., Fremiot, M., 1995).

A grande vantagem deste método é a sua capacidade de medir tensões residuais no interior do material, não sendo limitado a tensões da superfície. Como as medições são também sensíveis aos efeitos da orientação preferencial dos grãos no interior do material, o método apresenta maior efetividade e confiabilidade quando se trata de materiais policristalinos.

O princípio do método ultrassônico para análise de tensão residual é relativamente simples. Está baseado na variação de propagação da onda ultrassônica, que Hughes e Kelly propuseram em 1953. Eles examinaram teoricamente e experimentalmente a influência da tensão de tração na propagação da velocidade da onda ultrassônica.

As equações desenvolvidas por Hughes e Kelly podem ser representadas em termos da variação da velocidade da onda ultrassônica em relação à tensão e podem ser apresentadas, de maneira genérica, da seguinte forma (HUGEST, D.S., KELLY, J.K, 1953):

No caso de ondas cisalhantes,

$$\frac{(V_{ij}-V_{c^0})}{V_{c^0}} = k_3\sigma_i + k_4\sigma_j + k_5\sigma_k \quad \text{equação (1)}$$

Onde V_{c^0} é a velocidade da onda cisalhante no material sem tensão, V_{ij} é a velocidade de uma onda ultrassônica propagando na direção i e polarizada na direção j , σ_i , σ_j e σ_k são as tensões principais nas respectivas direções e k_3 à k_5 são chamadas constantes acustoelásticas normalizadas. Cada constante acustoelástica corresponde a uma relação entre a direção de propagação da onda e a direção de polarização das partículas, em relação à tensão, e são obtidas a partir da variação relativa da velocidade das ondas em um material tensionado uniaxialmente, assumindo variações muito pequenas.

Em um material isotrópico, sem efeito da tensão ou textura, a onda ultrassônica incidindo perpendicularmente ao material, quando polarizada em duas direções perpendiculares, retornará ao mesmo tempo. Quando neste material é aplicada uma tensão isso não ocorre e a equação genérica da onda cisalhante, mostrada

anteriormente, equação 1, combinada para as duas direções, pode ser expressa da seguinte forma:

$$B = \frac{V_{31} - V_{32}}{V_{c0}} = (k_4 - k_5) (\sigma_1 - \sigma_2) \quad \text{equação (2)}$$

Na aplicação da técnica ultrassônica para avaliação da anisotropia acústica de um material, ao se utilizar ondas cisalhantes, o termo utilizado é o da birrefringência acústica, definido como a diferença fracional da velocidade ou tempo de trânsito da onda ultrassônica em relação a duas direções perpendiculares, como mostra a equação 3.

$$B = \frac{\frac{V_l - V_t}{2}}{\frac{V_l + V_t}{2}} = \frac{-(t_l - t_t)}{\frac{(t_l + t_t)}{2}} \quad \text{equação (3)}$$

Onde t_l é o tempo de percurso da onda ultrassônica com direção de polarização alinhada com a direção de laminação do material; t_t é o tempo de percurso da onda ultrassônica com direção de polarização perpendicular a direção de laminação e B é a birrefringência.

Um material ortotrópico é aquele que tem propriedades de simetria elástica com relação a três planos cristalinos. Geralmente os materiais não são completamente ortotrópicos, o que pode influenciar na análise da variação da anisotropia acústica do material, pois efeitos como uma pequena variação na orientação cristalográfica do material podem causar uma anisotropia da mesma ordem que uma produzida por tensão.

No caso em que a tensão cisalhante for igual a zero e as direções das tensões principais coincidirem com a direção de simetria ortotrópica do material, as equações anteriores são reduzidas a:

$$B = B_0 + m(\sigma_1 - \sigma_2) \quad \text{equação (4)}$$

Onde B é a birrefringência induzida pela textura e pelo estado de tensões do material, B_0 é birrefringência induzida pela textura, m é a constante acustoelástica do material (BITTENCOURT, 2000).

Apesar de esta técnica eliminar a necessidade de conhecer a espessura do material, existem algumas limitações como: alta sensibilidade dos sistemas eletrônicos usados, que devem ser capazes de registrar variações de tempo de percurso na ordem de nanosegundo; dificuldade de acoplamento, já que se empregam ondas cisalhantes e estas não se propagam em líquidos; só se consegue obter a diferença das tensões principais, e não as tensões em cada ponto do material; necessidade de conhecer a birrefringência inicial, para calcular a tensão no material desejado.

3 MATERIAIS E METODOLOGIA DE ESTUDO

3.1 Material de estudo

Na avaliação acustoelástica de um tubo de aço API 5L X70 com espessura de parede de 9,52 mm (0,375”) e diâmetros 457,2 mm (18”) conformado mecanicamente e soldado pelo processo ERW, foi utilizado uma bobina de grau API 5L X70-PSL2 com composição química típica de aço *High Temperature Processing* - HTP, fabricado na Linha de Tiras a Quente da Usina de Ipatinga – Usiminas.



Figura 41 – Material de Estudo: (a) Bobina e (b) Tubo com costura.

3.2 Equipamento utilizado para medir o tempo de percurso da onda ultrassônica

A técnica de medida de tempo decorrido da onda ultrassônica foi a do pulso eco, o que significa que apenas um transdutor foi utilizado, agindo como emissor e receptor. Esse transdutor foi acoplado durante as etapas de conformação da chapa em um tubo de aço, soldado por resistência elétrica.

Para a realização dos ensaios, necessários à aquisição do tempo de percurso da onda ultrassônica, foi utilizado um gerador de pulso modelo Panametrics EPOCH 4 PLUS pela técnica de inspeção pulso-eco, conectado a um osciloscópio Tektronik TDS 3032, com um transdutor de onda transversal de 11 mm de diâmetro e frequência nominal de 2,25 MHz e um atrasador de pulso.

O sistema ultrassônico usado com a técnica da birrefringência acústica na avaliação de tensões consta de:

- Gerador de pulso ultrassônico - Pode ser usado um aparelho de ultrassom ou uma placa geradora receptora de sinais ultrassônicos acoplada num microcomputador;
- Filtro - Acessório eletrônico utilizado para reduzir a tensão (voltagem) entre o transdutor ultrassônico e o osciloscópio evitando danos;
- Osciloscópio - Equipamento eletrônico utilizado na captura do sinal do tempo de percurso da onda ultrassônica;
- Transdutor ultrassônico - O transdutor ultrassônico usado é o de onda cisalhante com frequências na faixa de 1 MHz à 5 MHz e utiliza o efeito piezoelétrico na geração da onda ultrassônica conforme citado anteriormente. Ele funciona como emissor e receptor e é acoplado ao material em inspeção pelo acoplante especial para ondas cisalhantes, o SWC (*Shear Wave Couplant*), de modo a garantir um perfeito acoplamento (sem ar) entre a amostra em teste e o transdutor;
- Computador - Equipamento com a função de capturar o sinal eletrônico presente na tela do osciloscópio através do programa Wavestar for Oscilloscope e processar este sinal utilizando programa CHRONOS/IEN para obter os tempos de percursos das ondas ultrassônicas e as respectivas birrefringências acústicas.

O esquema utilizado no presente trabalho é apresentado na Figura 42.

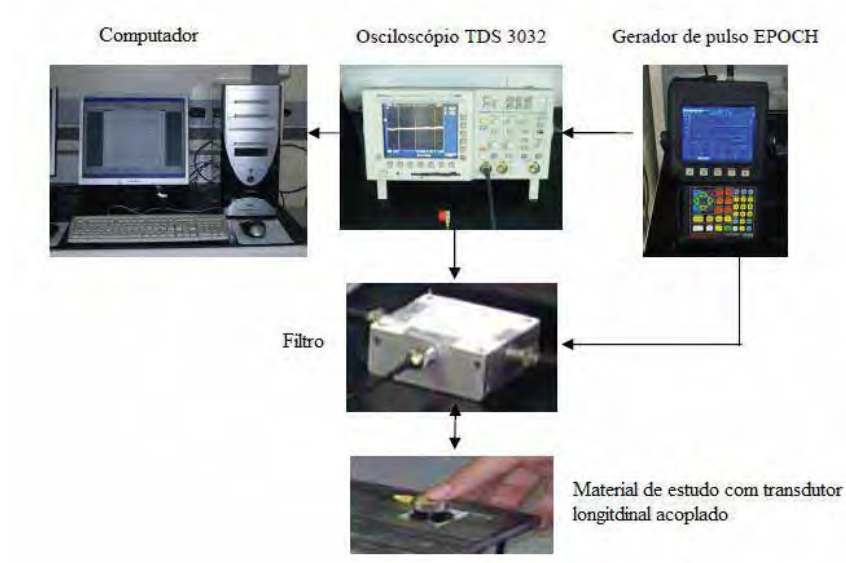


Figura 42 – Esquema para aquisição dos dados

3.3 Medida do tempo de percurso da onda ultrassônica cisalhante polarizada na direção longitudinal e transversal ao sentido de laminação.

Através dos equipamentos utilizados para medir o tempo de percurso da onda ultrassônica, foram capturados os sinais ultrassônicos com a direção de polarização da onda ultrassônica alinhada com a direção longitudinal e perpendicular da chapa durante as etapas de conformação da chapa em tubo. O Quadro 4 apresenta as etapas em que foram capturados os sinais ultrassônicos e o número de pontos marcados na chapa para a análise das tensões residuais por ultrassom.

Quadro 4: Etapas das aquisições de sinais para análise das tensões residuais por ultrassom

Etapas dos Ensaios para Análise das Tensões Residuais					
Número de Bobinas	ETAPAS	Comentários	Número de pontos capturados na chapa	Sinais capturados na longitudinal (sentido circunferencial)	Sinais capturados na transversal (sentido circunferencial)
1ª Bobina	1º Passo	Acerto dos parâmetros de solda e conformação	0	0	0
2ª Bobina	2º Passo	Processamento dos primeiros 50 metros e realizações das marcações na chapa para aquisição dos sinais ultrassônicos.	0	0	0
	3º Passo	Captura dos sinais ultrassônicos para a determinação da birrefringência - B0 (chapa Plana) e a constante acustoelástica (m).	5	3	3
	4º Passo	Captura dos sinais antes dos calibradores	5	3	3
	5º Passo	Captura dos sinais após os calibradores	5	3	3
	6º Passo	Captura dos sinais após Teste Hidrostático	5	3	3
	7º Passo	Captura dos sinais após corte do tubo no sentido longitudinal da solda	5	3	3

3.4 Segunda Etapa – Processamento dos primeiros cinquenta metros da bobina e realização das marcações na chapa para aquisição dos sinais ultrassônicos.

A segunda etapa consiste em processar os primeiros 50 metros da chapa proveniente da segunda bobina, que tem como finalidade eliminar qualquer variação no dimensional da chapa nos primeiros metros, visto que o início da chapa bobinada corresponde ao final da laminação. Após o processamento dos primeiros 50 metros, foram realizados cinco marcações na chapa com auxílio de uma tinta industrial a uma distância de 1,7 metros da extremidade da chapa. As cinco marcações foram realizadas na superfície interna da chapa, de modo a facilitar a realização das medições ultrassônica pelo lado externo do tubo, conforme esquematizado na Figura 43. A Figura 44 apresenta as regiões nomeadas como 12+h, 3h, 6h, 9h e 12-h, sendo as regiões 12+h e 12-h opostas em relação ao cordão de solda. Nessas regiões foram realizadas as medições do tempo de percurso da onda ultrassônica.

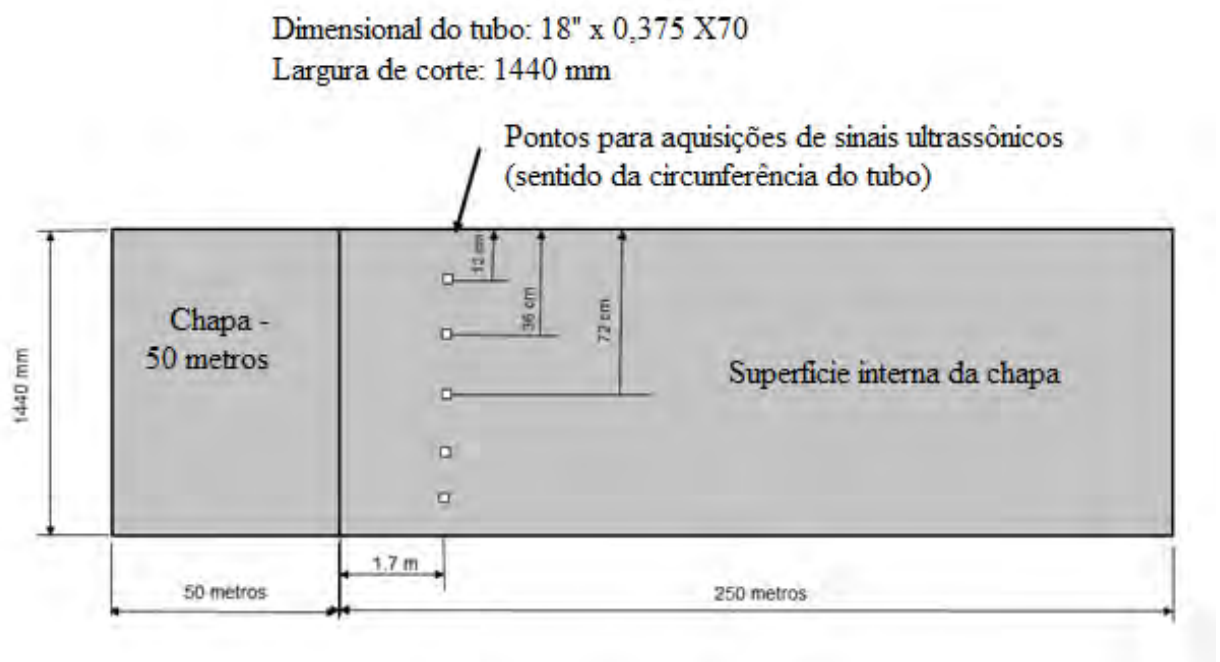


Figura 43 – Localização das posições para realização das aquisições dos sinais ultrassônicos na superfície interna da chapa

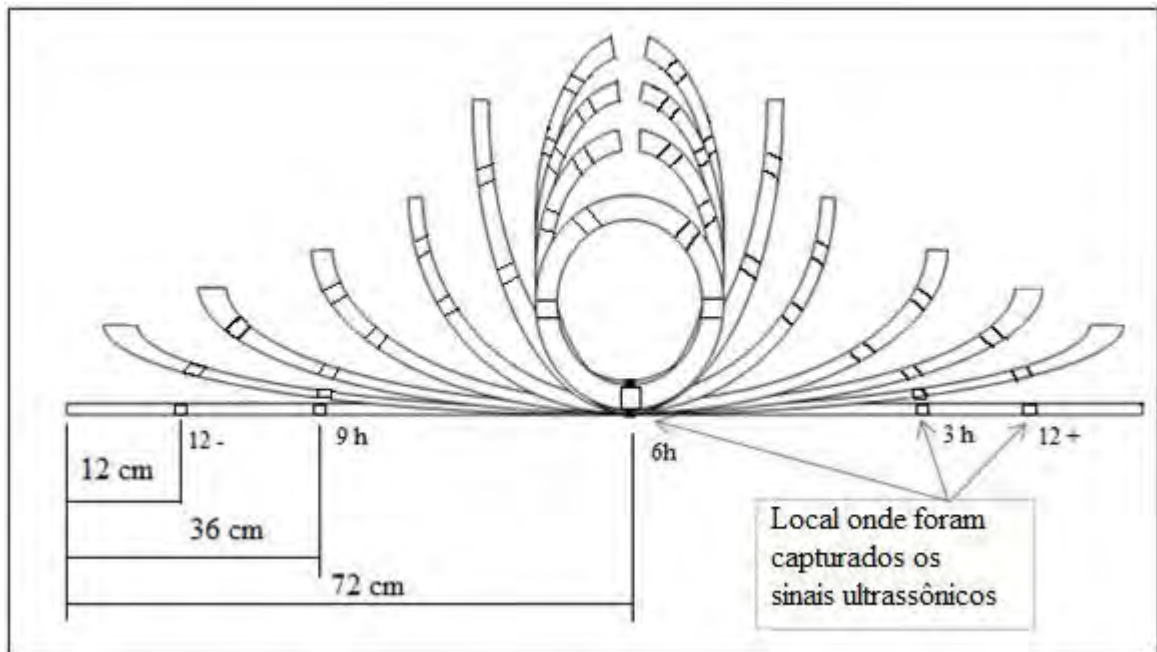


Figura 44 – Localização das posições para realização das aquisições dos sinais ultrassônicos após a chapa ser conformada em tubo.

3.5 Terceira Etapa – Determinar a constante acustoelástica (m) e determinar a birrefringência – B_0 (chapa plana) através da captura dos sinais ultrassônicos.

A terceira etapa consiste em determinar a constante acustoelástica (m), que corresponde a uma relação entre a direção de propagação da onda cisalhante e a direção de polarização das partículas, em relação à tensão e à birrefringência.

Para determinar a constante acustoelástica, foi removida uma tira da chapa no sentido longitudinal de laminação e a partir dessa tira foi confeccionado um corpo de prova com dimensões 37,85 mm de largura e 9,54 mm de espessura e realizado ensaio de tração.

Os ensaios consistiram em realizar três pares de medidas de tempo de percurso da onda cisalhante em posições ortogonais entre si durante o ensaio de tração. Com o transdutor acoplado no centro do corpo de prova, conforme a Figura 45 foi emitida um pulso ultrassônico com a direção de polarização alinhada com a direção de carregamento, e em seguida capturado o sinal ultrassônico três vezes. A seguir o transdutor foi girado a 90° , com o material ainda submetido à mesma carga, e

novamente foi capturado três vezes o sinal de tempo de percurso da onda ultrassônica, desta vez com a direção de polarização perpendicular à direção de carregamento.



Figura 45 - Ensaio de carregamento do corpo de prova: Aquisição do sinal ultrassônico em uma tira sob carregamento uniaxial de tração (a); detalhe do transdutor acoplado no ponto central do corpo de prova sendo submetido a carregamento (b).

O corpo de prova foi carregado até o limite de escoamento do material (541 MPa), sendo interrompido e sustentado a cada $1000\text{N} \pm 1\text{ N}$ para a realização da série de medição. O ensaio teve uma duração de aproximadamente uma hora e a temperatura ambiente foi de 22°C .

Para determinar a birrefringência B_0 (chapa plana) induzida pela textura, foram capturados três pares de sinais de medidas de tempo de percurso de onda cisalhante em posições ortogonais entre si. Com o transdutor acoplado na superfície interna da chapa, conforme as Figuras 46 e 47, foi emitido um pulso ultrassônico com a direção de polarização alinhada com a direção longitudinal da laminação e em seguida capturado o sinal ultrassônico três vezes. A seguir, o transdutor foi girado a 90° e novamente foi capturado três vezes o sinal de tempo de percurso da onda ultrassônica, desta vez com a direção de polarização perpendicular à direção de laminação. Esse procedimento de medição foi adotado nos cinco pontos estipulados na largura da chapa.



Figura 46 – Posição da aquisição dos sinais ultrassônicos na chapa para a determinação de B_0

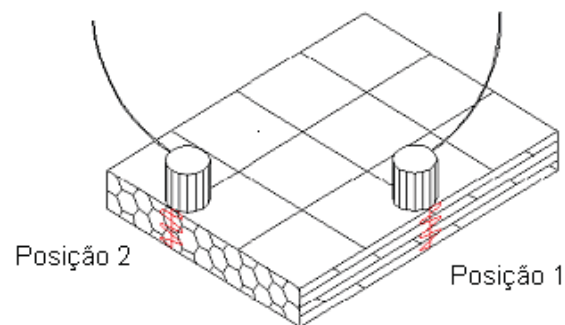


Figura 47 – Direção de polarização (movimento das partículas) - Posição 1 – paralela à direção de laminação (longitudinal) - Posição 2 – transversal à direção de laminação (BITTENCOURT, 2000).

Com os tempo capturados na direção longitudinal e transversal de laminação foi possível determinar a Birrefringência B_0 (chapa plana) induzida pela textura através da equação 3.

$$B = \frac{\frac{V_t - V_l}{2}}{\frac{(t_l - t_t)}{2}} = \frac{(t_l - t_t)}{(t_l + t_t)} \quad \text{equação (3)}$$

3.6 Quarta Etapa – Captura dos sinais antes dos calibradores

Na quarta etapa foram capturados os tempos de percurso da onda ultrassônica antes do tubo passar pelos calibradores, conforme Figura 48. Os calibradores têm a função de corrigir o dimensional do tubo com relação ao diâmetro, perímetro e empeno através da conformação a frio.



Figura 48 – Posição da aquisição dos sinais ultrassônicos na chapa conformada em tubo antes dos calibradores, para determinação da birrefringência (B)

A captura dos sinais ultrassônicos foi realizada no sentido da circunferência do tubo, nas posições 12+, 3h, 6h, 9h e 12- conforme Figura 49. Em cada posição marcada foram capturados três pares de sinais ultrassônicos, sendo três no sentido da direção de laminação e três no sentido transversal de laminação.

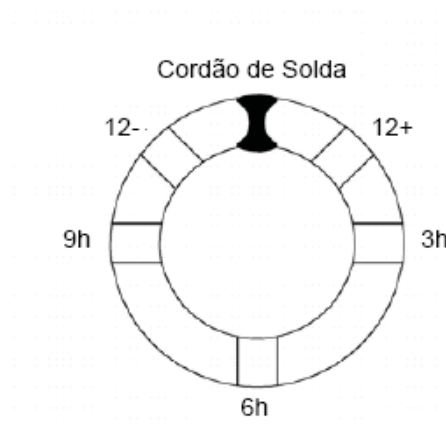


Figura 49 - Disposição das regiões para medição de tempo de percurso da onda ultrassônica no tubo.

3.7 Quinta Etapa – Captura dos sinais após os calibradores

Na quinta etapa foram realizadas as medições dos tempos de percurso da onda ultrassônica no tubo após os calibradores. Ao passar pelos rolos dos calibradores o tubo foi cortado na sua seção transversal, no qual o mesmo ficou com um comprimento remanescente de 12 metros. A captura dos sinais ultrassônicos foi realizada no sentido da circunferência do tubo, nas posições 12+, 3h, 6h, 9h e 12- conforme Figura 49. Em cada posição foram capturados três pares de sinais ultrassônicos, sendo três no sentido da direção de laminação e três transversais ao sentido de laminação.

3.8 Sexta Etapa – Captura dos sinais após Teste Hidrostático

Na sexta etapa foram realizadas as medições dos tempos de percurso da onda ultrassônica após o tubo passar pelo Teste Hidrostático. O Teste Hidrostático consiste na pressurização de um fluido (água), objetivando verificar a presença de vazamento e garantindo assim a integridade estrutural do tubo. O tubo foi testado a uma pressão de 2855 psi, durante dez segundos.

A captura dos sinais ultrassônicos foi realizada no sentido da circunferência do tubo, nas posições 12+, 3h, 6h, 9h e 12- conforme Figura 49. Em cada posição foram capturados três pares de sinais ultrassônicos, sendo três no sentido da direção de laminação e três transversais ao sentido de laminação.

3.9 Sétima Etapa – Captura dos sinais após corte do tubo no sentido longitudinal da solda.

Na sétima e última etapa, o tubo foi cortado na sua seção transversal, ficando com um comprimento de 1,5 metros. Após o corte transversal o tubo foi posicionado sobre a mesa da fresadora de corte, conforme a Figura 61, e realizada a usinagem sobre o cordão de solda com auxílio de uma fresa de 10 mm de diâmetro. Após o corte

da seção longitudinal do tubo houve um aumento no diâmetro do tubo de 458 para 472 mm provocado pelo alívio de tensão conforme a Figura 51.



Figura 50 - Tubo posicionado na mesa da fresadora para ser cortado (a) ; tubo sendo usinado com uma fresa de 10 mm de diâmetro.



Figura 51 – Medição do tempo de percurso da onda ultrassônica após o tubo ser cortado na fresadora de corte.

4 RESULTADOS E DISCUSSÃO

Neste capítulo são apresentados e discutidos os resultados referentes à avaliação acustoelástica do tubo durante as etapas de conformação por meio da diferença dos tempos da onda ultrassônica na direção longitudinal e transversal ao sentido de laminação.

4.1 – Medição da birrefringência acústica no tubo durante as etapas de conformação.

Para avaliação acustoelástica do tubo soldado por resistência elétrica, foram realizadas medidas de tempo de percurso de ondas ultrassônicas cisalhantes com a direção de polarização percorrendo a espessura do tubo. As medidas dos tempos de percurso da onda ultrassônica foram realizadas em cinco pontos predeterminado na seção circunferencial do tubo antes e após a chapa ser conformada mecanicamente em tubo. Em cada um desses cinco pontos predeterminados, foram realizadas três medidas de tempo de percurso da onda ultrassônica com a direção de propagação da onda cisalhante polarizada na direção longitudinal (paralela à direção de laminação) e polarizada na direção transversal (perpendicular a direção de laminação). Foi realizada a média dos três tempos de percurso da onda ultrassônica medidas em cada direção (perpendicular e paralela a direção de laminação). Os resultados das médias das diferenças dos tempos nos pontos predeterminados são apresentados a seguir.

4.2 – Avaliação acustoelastica na chapa (terceira etapa referente ao Quadro 4).

Como apresentado anteriormente, as regiões da chapa na qual foram medidos os tempos de percurso da onda ultrassônica na direção longitudinal e transversal foram nomeadas como 12+, 3h, 6h, 9h e 12-, sendo as regiões 12+ e 12- opostas em relação ao cordão de solda. As medidas foram iniciadas na região 12+ e percorreram a chapa até a região 12-. A Figura 52 apresenta a diferença do tempo de percurso da onda ultrassônica na direção longitudinal e transversal ao sentido de laminação, que indica o

comportamento anisotrópico do material após a chapa ser desbobinada, ou seja, chapa plana.

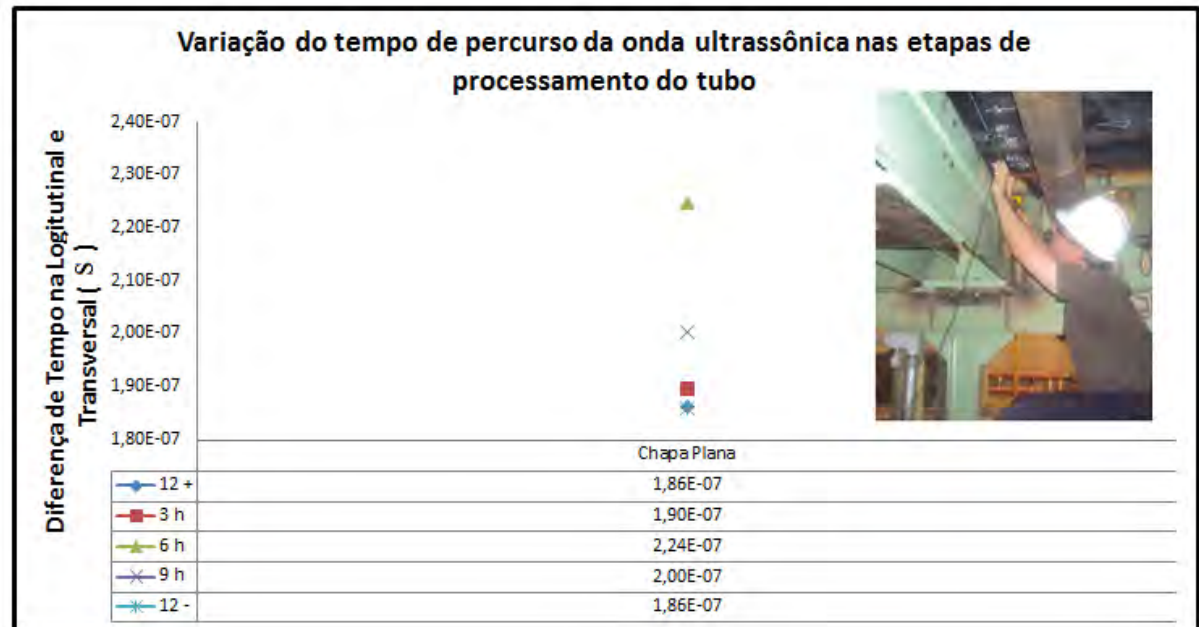


Figura 52 – Diferença nos tempos de percurso da onda ultrassônica polarizada na direção longitudinal (paralela à direção de laminação) e na direção transversal (ortogonal à direção de laminação) – Chapa plana.

Na Figura 52 é possível observar que a chapa plana apresenta um comportamento heterogeneamente anisotrópico com relação à sua largura, no qual a diferença nos tempos de percurso da onda ultrassônica polarizada na direção longitudinal (paralela à direção de laminação) e na direção transversal (ortogonal à direção de laminação) nas cinco posições varia de 186 a 224 nano segundos. A posição 6 h, que representa o centro da chapa (180° do cordão de solda) apresenta uma maior variação do tempo de percurso da onda ultrassônica (224 nano segundos) e as posições 12 + e 12 – que representam a extremidade da chapa, apresentam menor variação do tempo de percurso da onda ultrassônica (186 nano segundos). Essa diferença no tempo de percurso da onda ultrassônica polarizada na direção longitudinal (paralela à direção de laminação) e na direção transversal (ortogonal à direção de laminação) se deve à deformação de laminação e a textura do material, porém é possível observar que essa variação é maior no centro da chapa, que pode ser ocasionada pela flexão dos cilindros dos laminadores durante o processo de laminação. (ANTÔNIO, L.; 2005).

Nesta etapa foi determinada também a constante acustoelástica do material através da remoção de uma tira da chapa após a bobina ser desbobinada no sentido longitudinal de laminação e a partir dessa tira foi confeccionado um corpo de prova com dimensões 37,85 mm de largura e 9,54 mm de espessura e realizado ensaio de tração.

Os ensaios consistiram em realizar três pares de medidas de tempo de percurso da onda cisalhante em posições ortogonais entre si durante o ensaio de tração, conforme descrito no tópico de materiais e métodos.

O corpo de prova foi carregado até o limite de escoamento do material (541 MPa), sendo a carga interrompida e sustentada a cada $1000\text{N} \pm 1\text{ N}$ para a realização da série de medição. Dessa forma, foi possível calcular o coeficiente angular da reta, ou seja, a constante acustoelástica (m) por meio da média dos três tempos de percurso da onda ultrassônica na direção longitudinal e transversal ao sentido de carregamento, conforme Figura 53.

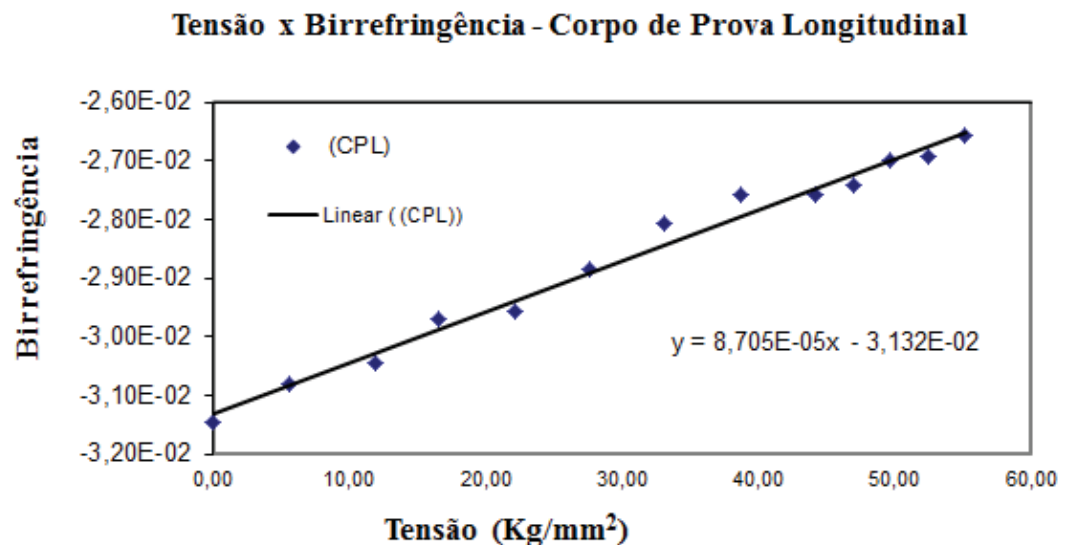


Figura 53 -. Resultado do ensaio de tração uniaxial para o levantamento da constante acustoelástica de uma tira de chapa de aço API 5L X70.

4.3 – Avaliação acustoelástica antes dos calibradores (quarta etapa referente ao Quadro 4).

Verifica-se na Figura 54 a diferença de tempo de percurso da onda ultrassônica na direção longitudinal e transversal após a chapa ser conformada em tubo, e antes dos calibradores nas posições nomeadas como 12+, 3h, 6h, 9h e 12- no tubo.

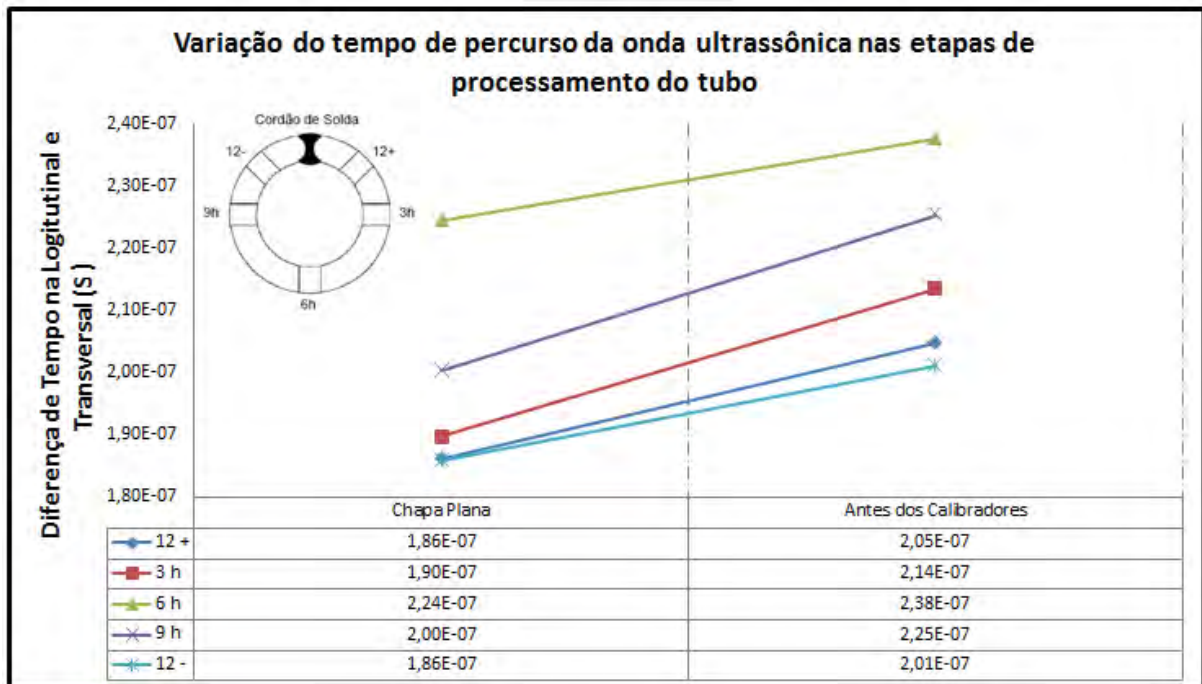


Figura 54 – Diferença nos tempos de percurso da onda ultrassônica polarizada na direção longitudinal (paralela à direção de laminação) e na direção transversal (ortogonal à direção de laminação) – Antes dos calibradores.

No gráfico da Figura 54 é possível notar que houve um aumento na diferença do tempo de percurso da onda ultrassônica polarizada na direção longitudinal (paralela à direção de laminação) e na direção transversal (ortogonal à direção de laminação) com relação aos tempos medidos na chapa plana em todos os pontos indicados. Esse aumento se deve à anisotropia causada pelo efeito da deformação de conformação da chapa em tubo, pela recuperação elástica (*springback*) do material após a soldagem, pela textura do material e pela deformação de laminação. Os pontos que apresentaram menor variação foi o ponto 6 h, que está localizado a 180° do cordão de solda, e os pontos mais próximos ao cordão de solda (12+ e 12-).

Na posição 6 h houve um aumento de 14 nano segundos com relação à etapa anterior, que está relacionado com a menor conformação mecânica da chapa em tubo com relação aos outros pontos medidos.

As posições 12+ e 12 -, nos quais estão mais próximas ao cordão de solda, apresentaram um aumento de 19 e 15 nano segundos, respectivamente, com relação à etapa anterior. Essa menor variação pode ter sido ocasionada pelo tratamento térmico de normalização (Figura 55), pois a região da solda passa por três fornos de indução com temperaturas de 850°C , 900°C e 950°C. A temperatura atingida nos pontos 12- e 12 +, nos quais estão a uma distância de 120 mm da região da solda, é de aproximadamente 750°C, após o tubo passar pelo último forno (950°C). Essa temperatura é suficiente para causar a plastificação local, resultando numa redução do limite de escoamento, aliviando assim as tensões residuais nessa região (PAULO, S.; MONTEIRO,S).



Figura 55 – Forno de indução para tratamento térmico de normalização na região da solda.

As posições 3h e 9h apresentaram um aumento no tempo de percurso da onda ultrassônica de 24 e 25 ns com relação à etapa posterior.

4.4 – Avaliação acustoelástica após os calibradores (quinta etapa referente ao Quadro 4).

Verifica-se na Figura 56 a diferença de tempo de percurso da onda ultrassônica na direção longitudinal e transversal após a chapa ser conformada em tubo e após os calibradores nas posições nomeadas como 12+, 3h, 6h, 9h e 12- no tubo.

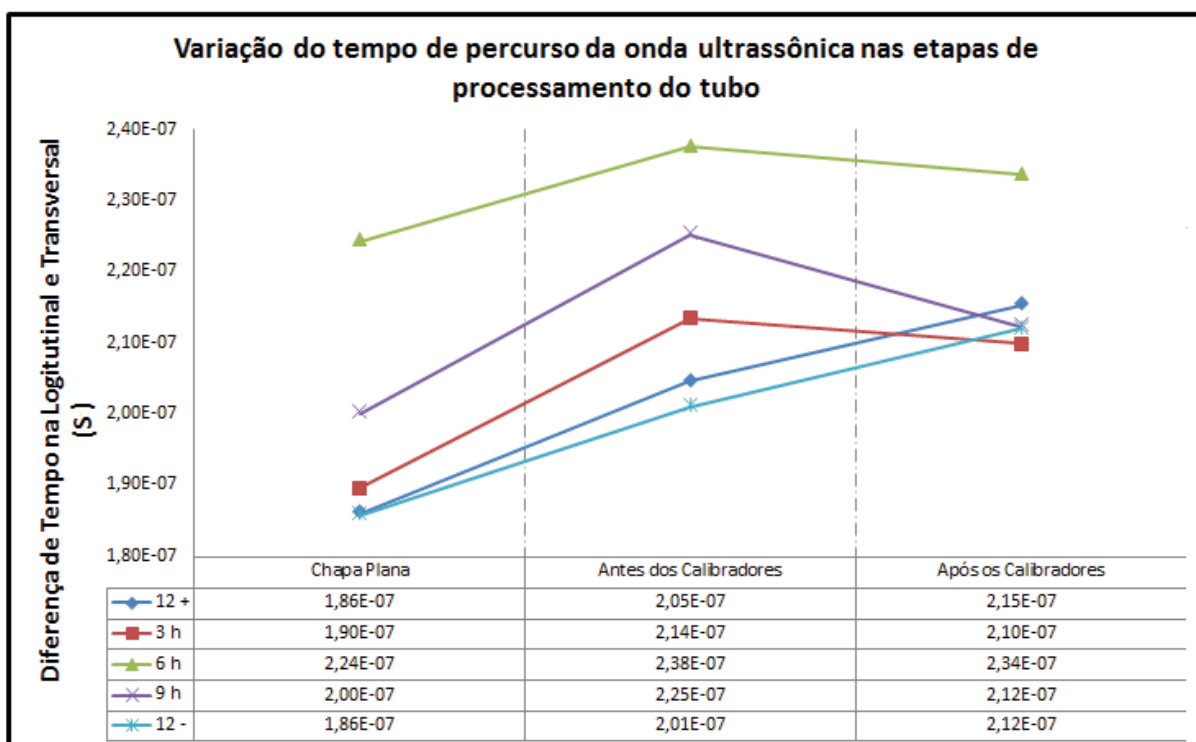


Figura 56 – Variação do tempo de percurso da onda ultrassônica nas etapas de processamento do tubo (após os calibradores).

No gráfico da Figura 56 é possível notar que os únicos pontos que apresentaram aumento na diferença do tempo de percurso da onda ultrassônica polarizada na direção longitudinal (paralela à direção de laminação) e na direção transversal (ortogonal à direção de laminação) com relação a etapa anterior, foram as posições 12+ e 12-, que apresentaram um aumento de 10 e 11 nano segundos, respectivamente. Esse aumento pode ter sido ocasionado pela ação dos rolos superiores dos calibradores sobre a região da solda para ajustar o empeno, perímetro ou o diâmetro do tubo, visto que o diâmetro do tubo na região de solda antes dos calibradores estava com 460 mm e após a passagem do tubo nos calibradores o diâmetro foi para 457 mm, ou seja, uma redução no diâmetro de 3 mm.

A posição 9h apresentou uma redução na diferença do tempo de percurso da onda ultrassônica polarizada na direção longitudinal (paralela à direção de laminação) e na direção transversal (ortogonal à direção de laminação) com relação à etapa anterior, na qual houve uma redução de 13 nano segundos. Essa redução no tempo pode ter sido ocasionada pela melhor distribuição dos rolos laterais sobre a região 9h, visto que o diâmetro entre a região 9h e 3h estava com 458 mm antes dos calibradores e após a passagem do tubo pelos calibradores foi para 457 mm.

As posições 6 h e 3h não apresentaram grande variação da diferença do tempo de percurso da onda ultrassônica polarizada na direção longitudinal (paralela à direção de laminação) e na direção transversal (ortogonal à direção de laminação) comparado à etapa anterior, no qual houve uma redução de 4 nano segundos para ambas posições.

4.5 – Avaliação acustoelástica após o Teste Hidrostático (sexta etapa referente ao Quadro 4).

Verifica-se na Figura 57 a diferença de tempo de percurso da onda ultrassônica na direção longitudinal e transversal após a chapa ser conformada em tubo e após o teste hidrostático nas posições nomeadas como 12+, 3h, 6h, 9h e 12- no tubo.

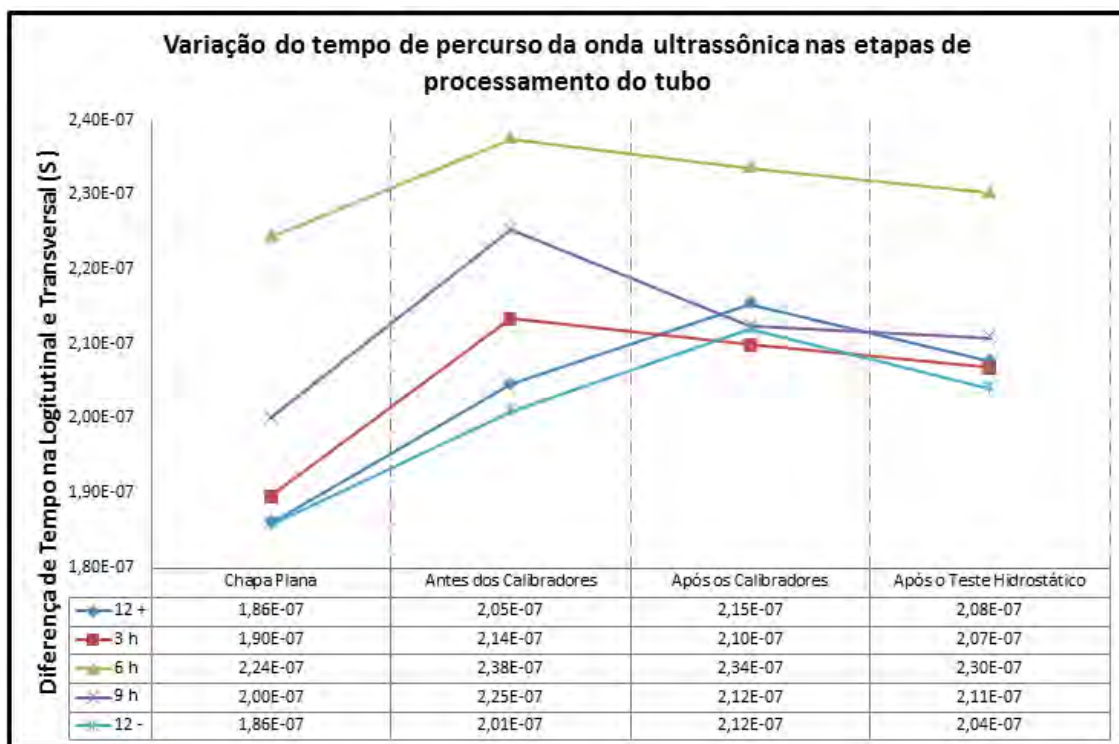


Figura 57 – Diferença nos tempos de percurso da onda ultrassônica polarizada na direção longitudinal (paralela à direção de laminação) e na direção transversal (ortogonal à direção de laminação) – Após o Teste Hidrostático.

No gráfico da Figura 57 é possível notar que todos os pontos apresentaram redução do tempo de percurso da onda ultrassônica após o tubo ser pressurizado no Teste Hidrostático a uma pressão de 2855 psi durante dez segundos. É possível notar também que a diferença no tempo de percurso da onda ultrassônica na longitudinal e transversal na posição 6h após o Teste Hidrostático (230 ns) foi próximo à diferença de tempo da onda ultrassônica na longitudinal e transversal medido na chapa plana (224 ns) e que a variação máxima na diferença de tempo de percurso da onda ultrassônica com relação às posições 12+, 12-, 3h e 9h após o Teste Hidrostático (7ns) diminuiu com relação a chapa plana (14ns).

4.5.1 – Tubo de parede fina

Neste tipo de tubulação admite-se que a tensão circunferencial é constante ao longo da espessura, o que, para tubos com relação de $D/t > 20$ (Diâmetro / espessura) pode ser aceito como premissa razoável, como será visto posteriormente (MALDONADO, F.B, 2007).

4.5.2 – Tensões na parede de uma tubulação

No caso de um tubo submetido a uma pressão interna e fechado nas extremidades, em cada elemento da parede do tubo existem três tensões normais. No sistema de coordenadas cilíndricas, as tensões normais são as tensões longitudinais σ_L , tensões circunferencial σ_C e a tensão radial σ_R , como mostrado na Figura 58 (MALDONADO, F.B, 2007).

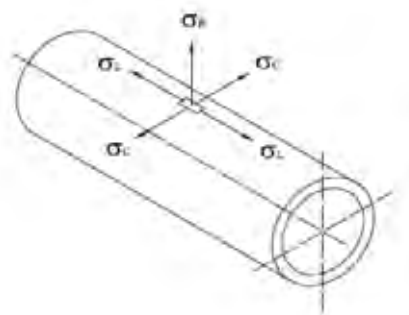


Figura 58 – Tensões na parede do tubo (MALDONADO, F.B, 2007).

A tensão longitudinal σ_L tende a romper o duto ao longo da circunferência. Ao contrário da tensão longitudinal, a tensão circunferencial tende a romper o duto ao longo de uma geratriz.

Para o caso de dutos cuja espessura da parede seja pequena em relação ao diâmetro (cilindros de paredes finas), o valor da tensão radial (σ_R) é geralmente baixa, e por isso costuma ser desprezado nos cálculos.

4.5.3 – Cálculo da pressão interna em função da tensão.

Em resistência dos materiais, diversas teorias foram desenvolvidas para relacionar o escoamento do material com a ação combinada de várias tensões simultâneas. Para os materiais dúcteis, como é o caso da maioria dos aços, a teoria que melhor se ajusta aos dados experimentais, é o denominado “Critério de Von Misses”.

Critério de Von Misses:

$$\sigma_{eq} = \frac{\sqrt{2}}{2} \cdot \sqrt{(\sigma_1 - \sigma_2)^2 + (\sigma_2 - \sigma_3)^2 + (\sigma_3 - \sigma_1)^2}$$

equação 6

Onde:

$\sigma_1, \sigma_2, \sigma_3$ = tensões principais e $\sigma_1 > \sigma_2 > \sigma_3$;

σ_{eq} = tensão equivalente.

Considerando um cilindro de parede fina (cilindro cuja espessura da parede seja pequena em relação ao diâmetro) sujeito a uma pressão interna, obtêm-se as seguintes expressões para as tensões desenvolvidas nas paredes, conforme Figura 59.

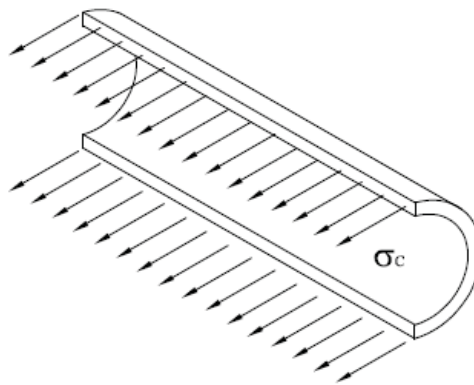


Figura 59 – Seção longitudinal do duto (MALDONADO, F.B, 2007).

$$P = F / A \rightarrow F = p \times A$$

$$F = p \times (L \cdot 2 \cdot r)$$

$$\sigma_c = \frac{F}{A_1} = \frac{p \cdot L \cdot 2 \cdot r}{2 \cdot t \cdot L} = \frac{p \cdot r}{t}$$

$$\sigma_c = \frac{p \cdot r}{t} = \frac{p \cdot D}{2t}$$

equação 7

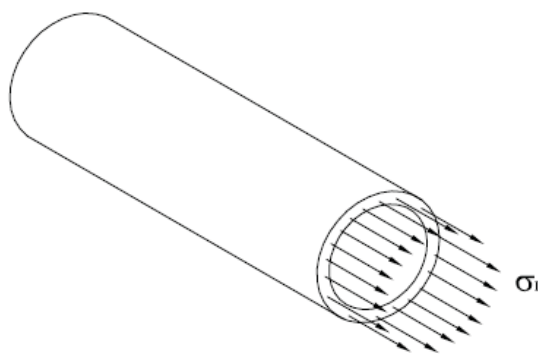


Figura 60 – Seção radial do duto (MALDONADO, F.B, 2007).

$$P = F / A \rightarrow F = p \times A$$

$$F = p \cdot L \cdot \pi \cdot r^2$$

$$\sigma_L = \frac{F}{A_2} = \frac{p.L.\pi.r^2}{2.\pi.r.t} = \frac{p.r}{2.t}$$

$$\sigma_c = \frac{p.r}{2.t} = \frac{p.D}{4.t}$$

equação 8

σ_C = tensão circunferencial de tração (tendendo a romper o duto segundo uma geratriz).

σ_L = tensão longitudinal de tração (tendendo a romper o duto segundo uma circunferência).

Observa-se pelas equações anteriores que $\sigma_C = 2 \cdot \sigma_L$, isto é, para igualdade de condições, a tensão circunferencial é o dobro da tensão longitudinal.

4.5.4 – Tensões equivalentes pelo “Critério de Von Misses”.

Pela equação tem-se:

$$\sigma_{eq} = \frac{\sqrt{2}}{2} \sqrt{(\sigma_1 - \sigma_2)^2 + (\sigma_2 - \sigma_3)^2 + (\sigma_3 - \sigma_1)^2}$$

equação 9

Como $\sigma_3 = 0$

$$\sigma_{eq} = \frac{\sqrt{2}}{2} \sqrt{\sigma_1^2 - 2\sigma_1\sigma_2 + \sigma_2^2 + \sigma_2^2 + \sigma_1^2} = \frac{\sqrt{2}}{2} \sqrt{2\sigma_1^2 - 2\sigma_1\sigma_2 + 2\sigma_2^2}$$

$$\sigma_{eq} = \sqrt{\sigma_1^2 - \sigma_1\sigma_2 + \sigma_2^2}$$

equação 10

Como $\sigma_1 = \sigma_C$ e $\sigma_2 = \sigma_L$, logo a equação $\sigma_C = 2 \cdot \sigma_L$, ou ainda, $\sigma_1 = 2 \cdot \sigma_2$.

$$\sigma_{eq} = \sqrt{\sigma_1^2 - \sigma_1 \frac{\sigma_1}{2} + \left(\frac{\sigma_1}{2}\right)^2} = \sqrt{\frac{3}{4}\sigma_1^2} = \frac{\sqrt{3}}{2}\sigma_1$$

$$\sigma_{eq} = \frac{\sqrt{3}}{2}\sigma_c$$

equação 11

Como $\sigma_C = p.D / 2t$

Logo:

$$\sigma_{eq} = \frac{\sqrt{3}pD}{4t}$$

equação 12

Através da equação 12 é possível calcular a tensão equivalente durante o teste hidrostático.

$$\sigma_{eq} = (\sqrt{3} \times 19,7MPa \times 18") \div (4 \times 0,375")$$

$$\sigma_{eq} = 409 \text{ Mpa}$$

A tensão equivalente ocasionada durante o Teste Hidrostático foi de 409 MPa. Essas tensões equivalentes ocasionaram um rearranjo destas tensões residuais, pela ocorrência de pequenas deformações localizadas, ocasionando uma redução na diferença de tempo de percurso da onda na direção longitudinal e transversal após o teste hidrostático (SANTOS,P,F.,2004).

4.6 – Avaliação acustoelástica após o corte do tubo no sentido longitudinal da solda (sétima etapa referente ao Quadro 4).

Verifica-se na Figura 61 a diferença de tempo de percurso da onda ultrassônica na direção longitudinal e transversal após a chapa ser conformada em tubo e após o teste hidrostático nas posições nomeadas como 12+, 3h, 6h, 9h e 12- no tubo.

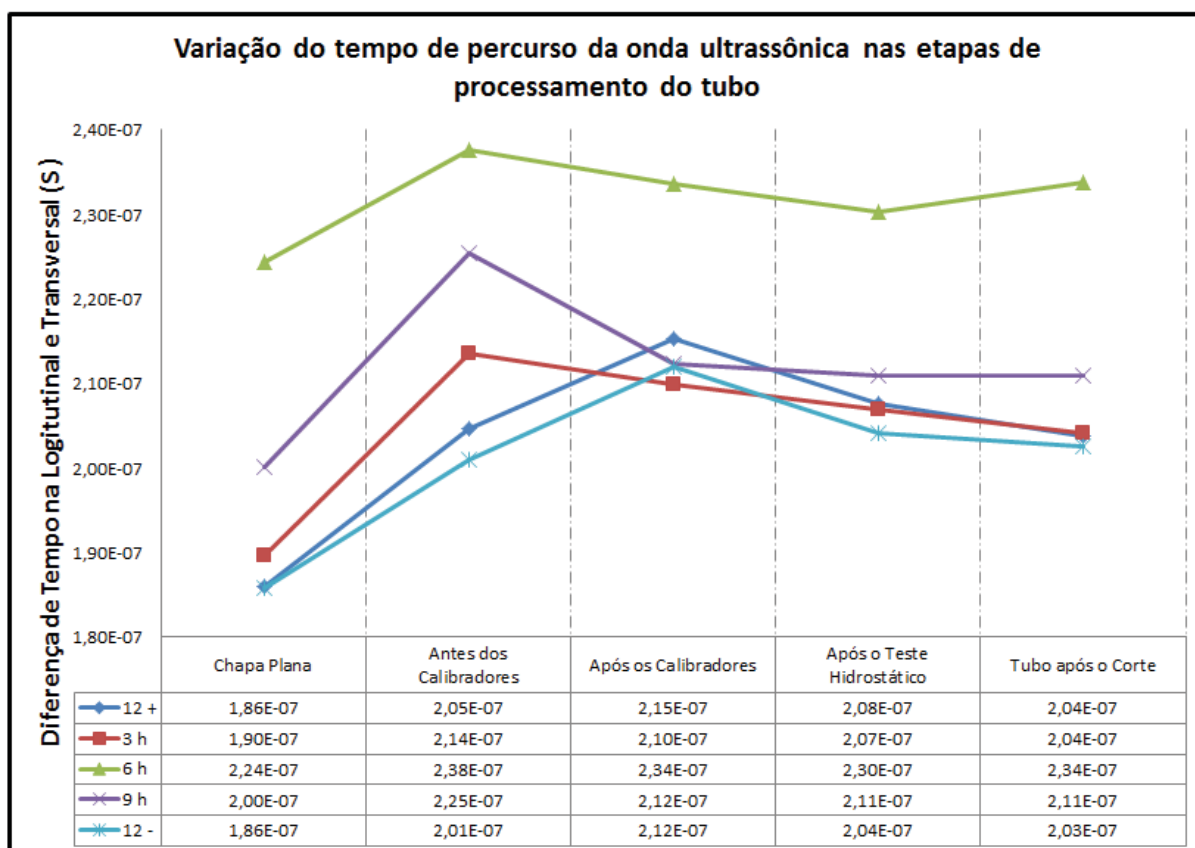


Figura 61 – Diferença nos tempos de percurso da onda ultrassônica polarizada na direção longitudinal (paralela à direção de laminação) e na direção transversal (ortogonal à direção de laminação) – Após o tubo ser cortado no sentido longitudinal da solda.

No gráfico da Figura 61 é possível notar que as posições 12+, 3 h e 12- apresentaram uma redução na diferença do tempo de percurso da ultrassônica polarizada na direção longitudinal (paralela à direção de laminação) e na direção transversal (ortogonal à direção de laminação) de quatro, três e um nano respectivamente com relação à etapa anterior. Enquanto a posição 6h apresentou um aumento de quatro nano segundos em relação a etapa anterior, e na posição 9h não houve alteração com relação à etapa anterior.

Na Figura 61 é possível observar que a maior diferença do tempo de percurso da ultrassônica polarizada na direção longitudinal (paralela à direção de laminação) e na direção transversal (ortogonal à direção de laminação) é na ordem de 18 ns entre o início (chapa plana) e após o corte do tubo na posição 12+. Essa variação é causada pela conformação mecânica durante as etapas de processamento, pela recuperação elástica, textura do material e pela deformação de laminação. É possível observar também que o ponto 6h apresentou a menor variação (14 ns) entre o início (chapa plana) e após o corte do tubo, no qual se pode atribuir ao menor efeito da conformação mecânica durante as etapas de processamento do tubo (180° do cordão de solda). Com relação à birrefringência na posição 6h, houve uma variação de $5,00 \times 10^{-4}$ entre o início (chapa plana - $B = -3,78 \times 10^{-2}$) e após o tubo ser pressurizado no Teste Hidrostático ($B = -3,83 \times 10^{-2}$).

A partir da diferença do tempo de percurso da ultrassônica polarizada na direção longitudinal (paralela à direção de laminação) e na direção transversal (ortogonal à direção de laminação) após as etapas do teste hidrostático e após a etapa do tubo cortado no sentido longitudinal foi possível calcular as tensões residuais nas posições predeterminadas no tubo, através do cálculo da birrefringência.

Através das equações 3, 4 e 5 é possível calcular as tensões residuais no tubo após o teste hidrostático.

$$B = \frac{V_t - V_l}{\frac{V_l + V_t}{2}} = \frac{(t_l - t_t)}{\frac{(t_l + t_t)}{2}} \quad \text{equação (3)}$$

$$B = B_0 + m(\sigma_1 - \sigma_2) \quad \text{equação (4)}$$

$$\sigma = \frac{B - B_0}{m} \quad \text{equação (5)}$$

A equação 13 apresenta o resultado da diferença entre os tempos de percurso da onda ultrassônica polarizada na direção longitudinal (paralela à direção de laminação) e na direção transversal (ortogonal à direção de laminação) após o teste hidrostático e

após o corte do tubo no sentido longitudinal da solda. Através dessa diferença é possível determinar as tensões residuais ocasionadas pela recuperação elástica (*springback*).

equação (13)

A equação 13 é dividida em três partes, na qual cada parte da equação representa uma etapa do processamento, que foram realizados as medições do tempo de percurso da onda ultrassônica polarizada na direção longitudinal (paralela à direção de laminação) e na direção transversal (ortogonal à direção de laminação).

A primeira parte representa as medidas de tempo de tempo de percurso da onda ultrassônica polarizada na direção longitudinal (paralela à direção de laminação) e na direção transversal (ortogonal à direção de laminação) após o teste hidrostático. A partir desses tempos é possível calcular a birrefringência para o posterior cálculo da tensão residual. Nessa etapa pode-se dizer que a variação do tempo de percurso da onda ultrassônica polarizada na direção longitudinal (paralela à direção de laminação) e na direção transversal (ortogonal à direção de laminação), na qual chamamos de $B(\text{Teste Hidrostático})$, se deve ao efeito da textura, deformação de laminação, deformação de conformação da chapa em tubo e pelo efeito da recuperação elástica (*springback*).

Para calcular a tensão residual é necessário separar o efeito da textura / deformação de laminação ($B_0 (\text{Chapa})$) do efeito da recuperação elástica / deformação de conformação da chapa em tubo, visto que a textura cristalográfica e a deformação

de laminação varia a velocidade da onda ultrassônica na mesma ordem de grandeza da tensão residual.

A tensão residual é calculada através da equação 5, através da subtração de $B(\text{Teste Hidrostático}) - B_0(\text{Chapa})$ dividido pela constante acustoelástica (m), no qual $B(\text{Teste Hidrostático})$ é influenciado pelo efeito da deformação /conformação da chapa em tubo, pela recuperação elástica (*springback*) do tubo, textura e deformação de laminação, e $B_0(\text{Chapa})$ é influenciada pela textura e deformação de laminação da chapa.

A tensão residual encontrada na subtração de $B - B_0(\text{Chapa})$ dividido pela constante acustoelástica é influenciada pela recuperação elástica e pela deformação de conformação da chapa em tubo.

A segunda parte da equação 13 representa as medidas de tempo de percurso da onda ultrassônica polarizada na direção longitudinal (paralela à direção de laminação) e na direção transversal (ortogonal à direção de laminação), após o tubo ser cortado no sentido longitudinal da solda. A partir desses tempos é possível calcular a birrefringência para o posterior cálculo da tensão residual. Nessa etapa, pode-se dizer que a variação do tempo de percurso da onda ultrassônica polarizada na direção longitudinal (paralela à direção de laminação) e na direção transversal (ortogonal a direção de laminação), na qual chamamos de $B(\text{Tubo Aberto})$ se deve ao efeito da textura, deformação de laminação, deformação conformação da chapa em tubo. O efeito da recuperação elástica na segunda parte da equação 13 não existe, comparado com a primeira, devido ao alívio de tensão que ocorreu após o corte do tubo no sentido longitudinal da solda.

Para calcular a tensão residual é necessário separar o efeito da textura / deformação de laminação ($B_0(\text{Chapa})$) do efeito da deformação conformação da chapa em tubo, visto que a textura cristalográfica e a deformação de laminação varia a velocidade da onda ultrassônica na mesma ordem de grandeza das tensões residuais.

A tensão residual é calculada através da equação 5, pela da subtração de $B(\text{Tubo Aberto}) - B_0(\text{Chapa})$ dividido pela constante acustoelástica (m), no qual $B(\text{Tubo Aberto})$ é influenciado pela deformação da conformação da chapa em tubo, textura e

deformação de laminação da chapa, e B_0 (Chapa) é influenciado pela textura e deformação de laminação da chapa.

A tensão residual encontrada através da subtração de B (Tubo Aberto)- B_0 (Chapa) dividido pela constante acustoelástica é influenciada pela deformação de conformação da chapa em tubo.

Ao realizar a subtração da tensão residual da primeira parte com a segunda parte da equação 13, é possível determinar as tensões residuais ocasionadas pela recuperação elástica em cada ponto selecionado no tubo.

As tensões residuais (primeira parte da equação 13) após o teste hidrostático foram influenciadas pelo efeito da deformação da chapa em tubo e pela recuperação elástica do tubo (*springback*), considerando B_0 chapa. A Tabela 2 apresenta os valores das tensões residuais que são apresentados nos pontos nomeados como 12+, 3h, 6h, 9h e 12- no tubo. A partir da equação 4 foi realizado o cálculo das tensões residuais no sentido da circunferência do tubo, conforme apresentados na Tabela 2, levando-se em consideração que os valores de B_0 a serem utilizados na equação foram obtidos na chapa antes da mesma ser conformada mecanicamente em tubo e a constante acustoelastica foi obtida no ensaio de carregamento uniaxial, no qual temos $m = -0,000087 \text{ (Kgf/mm}^2\text{)}^{-1}$ e $\sigma_2=0$.

$$B = B_0 + m(\sigma_1 - \sigma_2) \quad \text{equação 4}$$

Tabela 2 – Cálculo das tensões residuais nas posições nomeadas com 12+, 3h, 6h, 9h e 12- no tubo após o Teste Hidrostático.

Posição de B_0 (Chapa)	Valor (Kgf/mm ²)	Posição de B - Após o Teste Hidrostático	Valor (Kgf/mm ²)	Posição	Tensão Residual (MPa)
B_0 (12 +)	-3,166E-02	B (12 +)	-3,501E-02	12+	378
B_0 (3 h)	-3,207E-02	B (3 h)	-3,474E-02	3h	301
B_0 (6 h)	-3,787E-02	B (6 h)	-3,837E-02	6h	56
B_0 (9 h)	-3,379E-02	B (9 h)	-3,553E-02	9h	196
B_0 (12 -)	-3,156E-02	B (12 -)	-3,442E-02	12-	322

A Figura 62 representa os pontos no qual foram realizadas as medidas de tempo de percurso da onda ultrassônica, para o cálculo das tensões residuais.

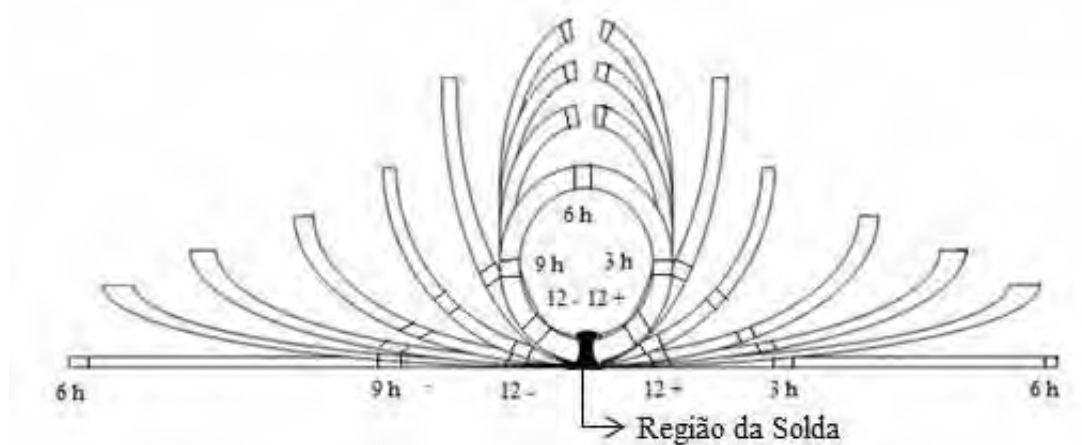


Figura 62 – Reapresentação dos pontos nos quais foram calculado as tensões teóricas no tubo

As Figuras 63 e 64 representam o perfil das tensões teóricas nos pontos representado pela Figura 62.

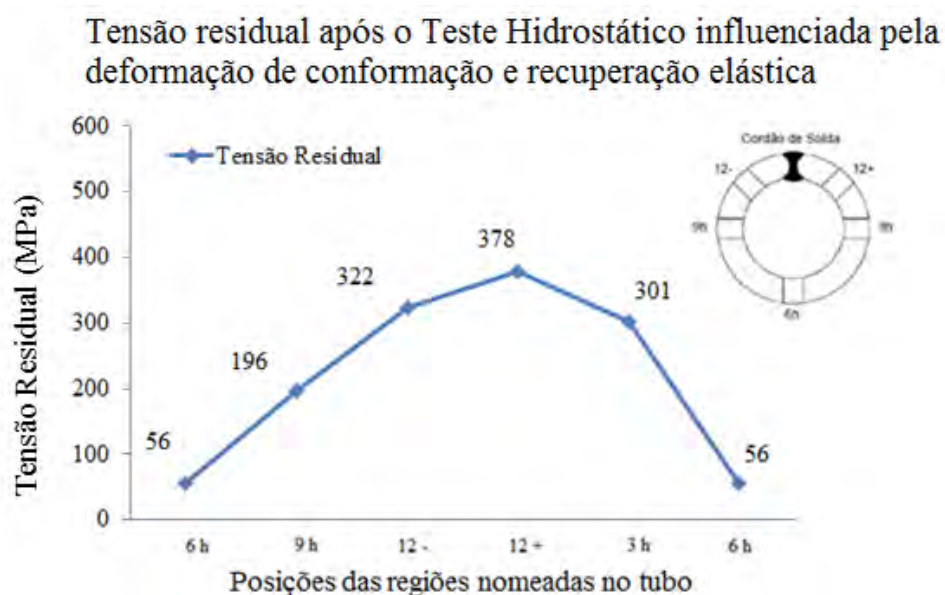


Figura 63 – Distribuição das tensões residuais em MPa no sentido da circunferência do tubo após o Teste Hidrostático.

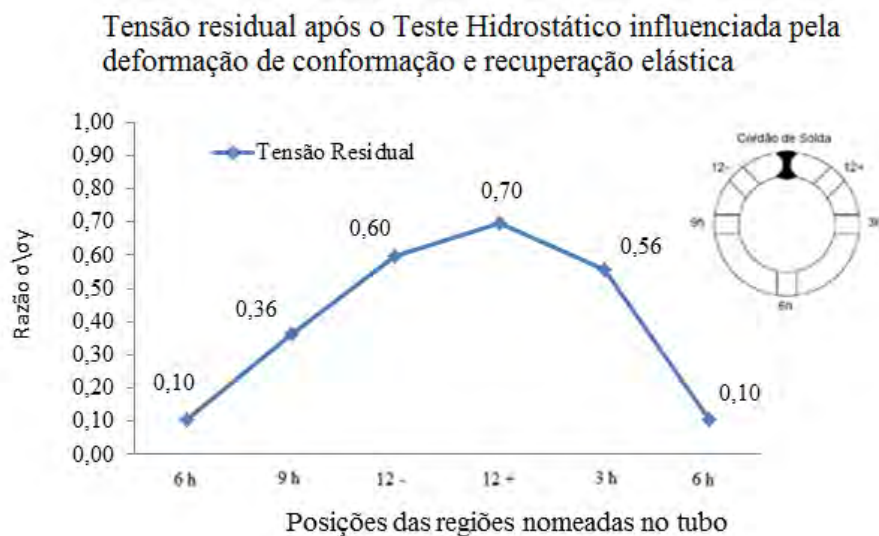


Figura 64 – Distribuição das tensões residuais em função das tensões de escoamento (σ/σ_y) sentido da circunferência do tubo após o Teste Hidrostático.

A diferença entre os tempos de percurso da onda ultrassônica polarizada na direção longitudinal (paralela à direção de laminação) e na direção transversal (ortogonal à direção de laminação), que nos permite obter informações sobre a tensão residual (Figura 63) após o Teste Hidrostático, é influenciada pelo efeito da recuperação elástica e pela deformação de conformação da chapa em tubo, pois durante as etapas de conformação da chapa em tubo ocorre um estiramento da chapa no sentido da largura entre o corte das aparas e final da conformação na gaiola de rolos, aumentando de 1140 para 1469 mm respectivamente, ou seja, ocorre um aumento de 29 mm (2%) no sentido da largura. Ao mesmo tempo, ocorre uma redução no sentido da largura da chapa entre o final da conformação na gaiola de rolos e o final da conformação no terceiro *Fin Pass* (Passe de Aleta), reduzindo de 1469 para 1448 mm respectivamente, ou seja, uma redução de 21 mm (1,5%) no sentido da largura.

A variação na largura da chapa durante as etapas de conformação da chapa em tubo provoca uma variação no tempo de percurso da onda ultrassônica polarizada na direção longitudinal (paralela à direção de laminação) e na direção transversal (ortogonal a direção de laminação). Essa variação não é influenciada somente pelas tensões residuais, mas também por componente de deformação que não está ligada diretamente com a tensão residual, porém para efeito de melhor comparação das

tensões residuais antes do teste hidrostático e após o corte do tubo, as Figura 63 e 64 foram apresentadas dessa forma.

A Figura 65 apresenta a variação da largura da chapa em cada etapa de conformação da chapa em tubo.

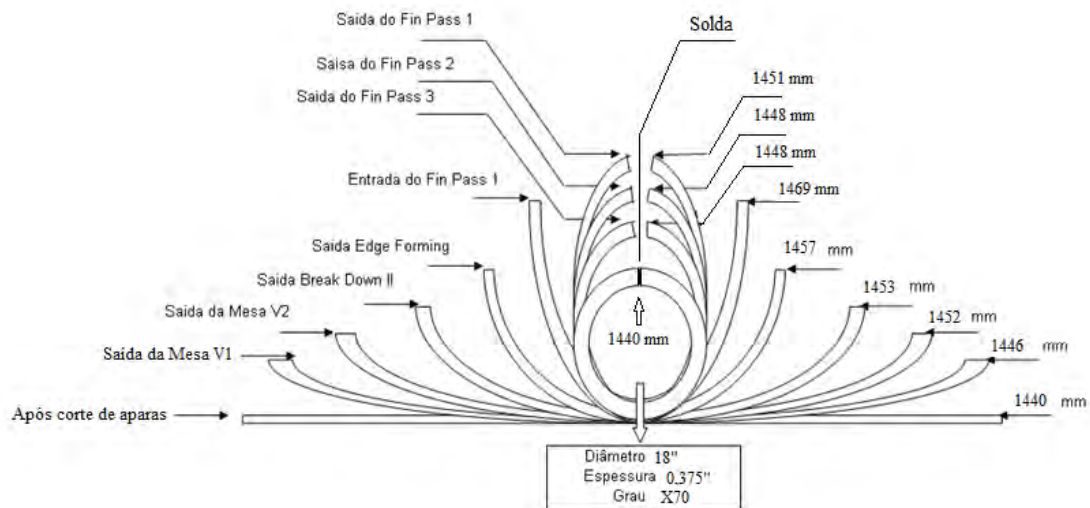


Figura 65 – Etapas da conformação da chapa – Flor ERW

A Figura 63 apresentam as maiores tensões residuais, próximas às posições 12+ e 12-, posições mais próximas à solda.

As tensões residuais (segunda parte da equação 13) após o corte do tubo são influenciadas pela deformação de conformação da chapa em tubo, considerando B_0 (Chapa). A Tabela 3 apresenta os valores das tensões residuais nos pontos nomeados como 12+, 3h, 6h, 9h e 12- no tubo. A partir da equação 4, foi realizado o cálculo das tensões residuais no sentido da circunferência do tubo, conforme apresentados na Tabela 3, levando-se em consideração que os valores de B_0 a serem utilizados na equação foram obtidos na chapa antes da mesma ser conformada mecanicamente em tubo, e a constante acustoelastica foi obtida no ensaio de carregamento uniaxial, no qual temos $m = -0,000087 \text{ (Kgf/mm}^2\text{)}^{-1}$ e $\sigma_2=0$.

Tabela 3 – Cálculo das tensões residuais nas posições nomeadas com 12+, 3h, 6h, 9h e 12- no tubo após o tubo ser cortado no sentido longitudinal da solda.

Posição de B_0 (Chapa)	Valor (Kgf/mm ²)	Posição de B - Após o Corte do tubo na solda	Valor (Kgf/mm ²)	Posição	Tensão Residual (MPa)
B_0 (12 +)	-3,166E-02	B (12 +)	-3,437E-02	12+	306
B_0 (3 h)	-3,207E-02	B (3 h)	-3,429E-02	3h	250
B_0 (6 h)	-3,787E-02	B (6 h)	-3,898E-02	6h	125
B_0 (9 h)	-3,379E-02	B (9 h)	-3,556E-02	9h	200
B_0 (12 -)	-3,156E-02	B(12 -)	-3,420E-02	12-	298

As Figuras 66 e 67 representam o perfil das tensões teóricas nos pontos representados na Figura 62.

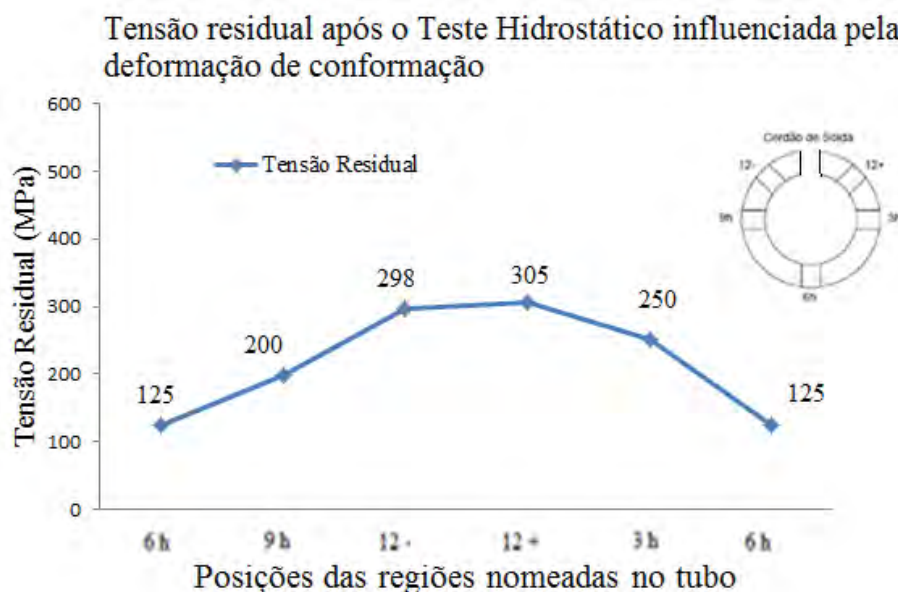


Figura 66 – Distribuição das tensões residuais em MPa no sentido da circunferência do tubo após o tubo ser cortado na longitudinal da solda.

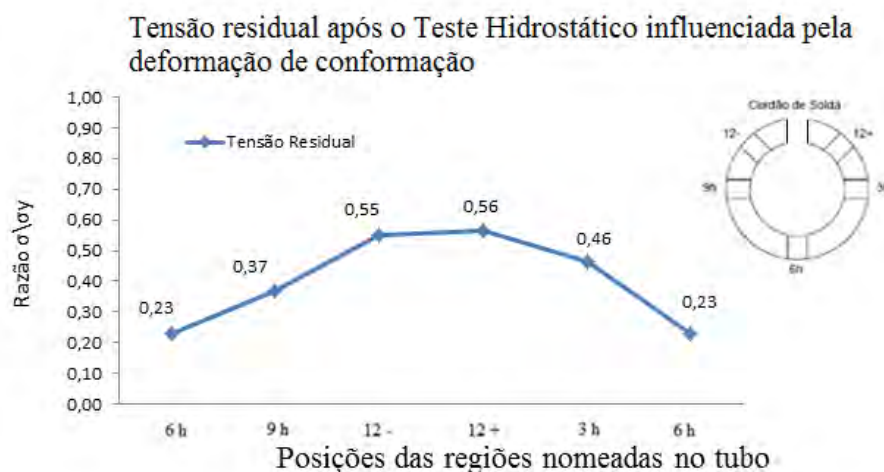


Figura 67 – Distribuição das tensões residuais em função das tensões de escoamento (σ/σ_y), sentido da circunferência do tubo, após o tubo ser cortado no sentido longitudinal.

As tensões residuais que foram apresentadas na Figura 66 são influenciadas pela deformação da chapa em tubo. Como mencionado anteriormente, a deformação da chapa em tubo provoca uma variação no tempo de percurso da onda ultrassônica polarizada na direção longitudinal (paralela à direção de laminação) e na direção

transversal (ortogonal à direção de laminação), o qual não é influenciado somente pela tensão residual, mas também pela componente de deformação que não está ligada diretamente com a tensão residual, porém, para efeito de uma melhor comparação das tensões residuais antes do teste hidrostático e após o corte do tubo, as Figuras 63 e 66 foram apresentados dessa forma.

A terceira e última parte da equação 13 apresenta as tensões residuais no tubo após o Teste Hidrostático, nos pontos nomeados como 12+, 3h, 6h, 9h e 12-, considerando B_0 (Tubo) após o corte. A partir da equação 4 foi realizado o cálculo teórico das tensões no sentido da circunferência do tubo, conforme apresentado na Tabela 4, levando-se em consideração que os valores de B_0 (Tubo) a serem utilizados na equação foram obtidos no tubo após o corte no sentido longitudinal da solda, e a constante acustoelastica foi obtida no ensaio de carregamento uniaxial, no qual temos $m = -0,000087 \text{ (Kgf/mm}^2\text{)}^{-1}$ e $\sigma_2=0$.

$$B = B_0 + m(\sigma_1 - \sigma_2) \quad \text{equação 4}$$

Tabela 4 – Cálculo das tensões residuais de *springback* (efeito da recuperação elástica) nas posições nomeadas com 12+, 3h, 6h, 9h e 12- no tubo, após Teste Hidrostático.

Posição de B_0 (Tubo)	Valor (Kgf/mm ²)	Posição de B - Após o Teste Hidrostático	Valor (Kgf/mm ²)	Posição	Tensão Teórica (MPa)
Bo (12 +)	-3,437E-02	B (12 +)	-3,501E-02	12+	72,0
Bo (3 h)	-3,429E-02	B (3 h)	-3,474E-02	3h	50,8
Bo (6 h)	-3,898E-02	B (6 h)	-3,837E-02	6h	-68,6
Bo (9 h)	-3,556E-02	B (9 h)	-3,553E-02	9h	-3,3
Bo (12 -)	-3,420E-02	B(12 -)	-3,442E-02	12-	24,3

Verifica-se, nas Figuras 68 e 69, o perfil das tensões teóricas nos pontos representados pela Figura 62.

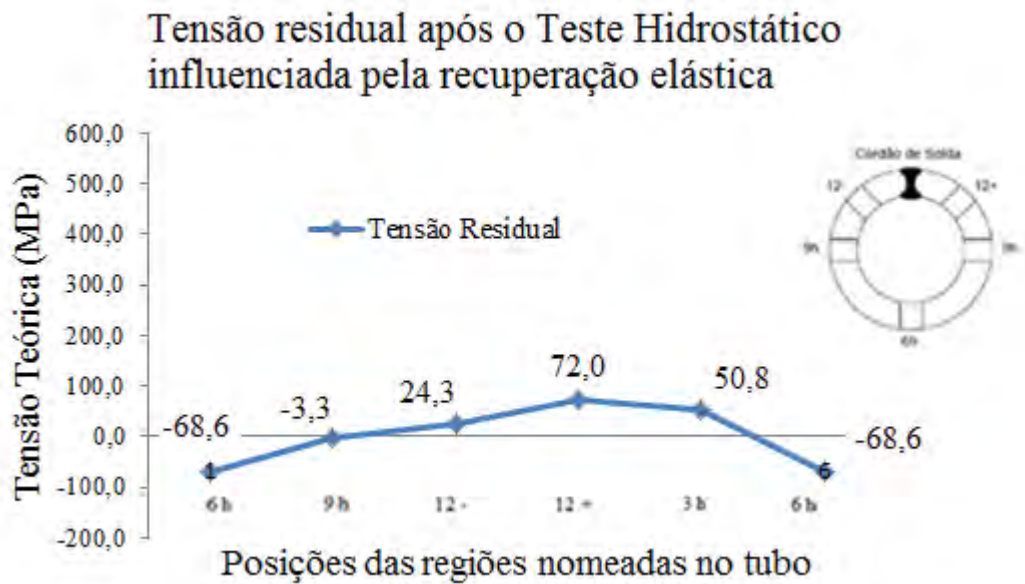


Figura 68 – Distribuição das tensões residuais (*springback* - efeito da recuperação elástica), em Mpa, no sentido da circunferência do tubo, após o Teste Hidrostático.

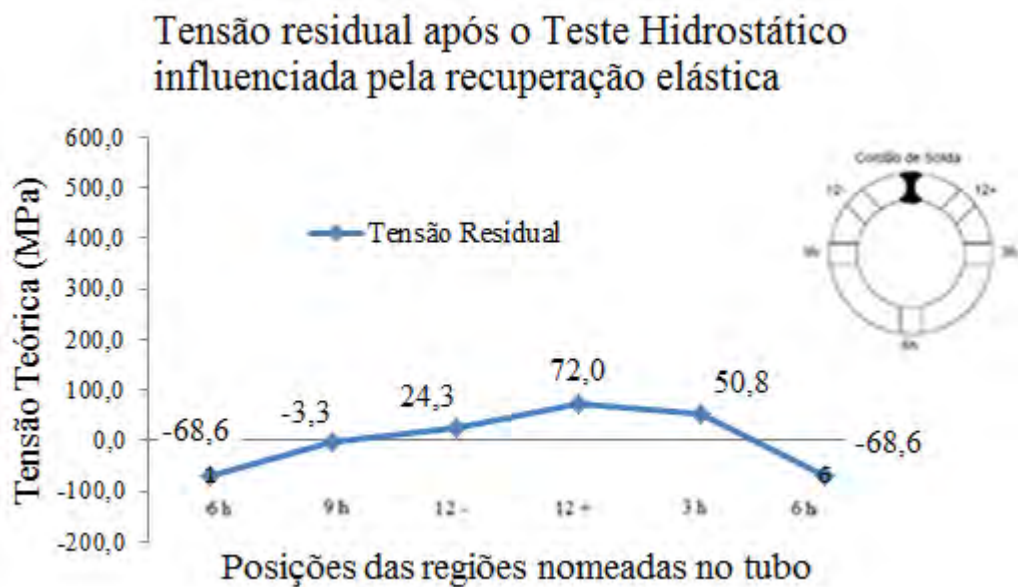


Figura 69 – Distribuição das tensões residuais (*springback* - efeito da recuperação elástica) em função das tensões de escoamento (σ e σ_y) sentido da circunferência do tubo após o Teste Hidrostático.

Os valores obtidos na Figura 68 são o resultado da subtração da equação 13, que é a diferença entre as tensões residuais antes e após o corte do tubo. A tensão

residual apresentada na Figura 68 é influenciada somente pelas tensões residuais geradas pelo efeito da recuperação elástica do tubo (*springback*).

Na Figura 68 é possível observar que os pontos 12-,12+ e 3h, nomeados no tubo, apresentaram tensões trativas na ordem de 24,3 a 72 MPa e o ponto 6h apresentou tensões compressivas na ordem de 69 MPa. O ponto 9h não apresentou tensões residuais significativas.

4.7 – Considerações finais

As medidas iniciais de birrefringência no tubo com costura, soldado por resistência elétrica, apresentou uma anisotropia acústica não homogênea ao longo de sua circunferência após cada etapa do processamento do tubo, mostrando que cada região do tubo se comportava como um material com características mecânicas distintas entre si. Essa variação anisotrópica está relacionada com as tensões internas que são criadas, devido principalmente à heterogeneidade de deformação, isto é, os níveis de tensões são diferentes ao mesmo tempo em locais diferentes durante a etapa de conformação da chapa em tubo, no qual podem ser geradas pelo “*camber*” (desvio lateral da bobina) ou regulagem nos rolos de conformação. Apesar dessa anisotropia acústica não homogênea gerada durante as etapas de conformação da chapa em tubo, foi possível estimar a tensão residual nos pontos nomeados no tubo.

5 - CONCLUSÕES

Esta pesquisa teve como objetivo a avaliação acustoelástica de tubos de aço API 5L X70 fabricado pelo processo *ERW/HFIW* longitudinal, utilizados no transporte de óleo e gás. As medidas de tempo de percurso da onda ultrassônica foram realizadas com o equipamento portátil desenvolvido no Instituto de Engenharia Nuclear (IEN). O programa experimental visou provar que existem diferenças significativas no comportamento acustoelástico do tubo ao longo das etapas de processamento e fornecer informações para pesquisa futuras que possam ser suportadas de modo a solucionar o maior problema técnico do método da avaliação de tensão por ultrassom, que é conhecer o estado inicial do material sem tensão. A seguir serão apresentadas as principais conclusões do presente trabalho:

- A chapa plana apresenta um comportamento heterogeneamente anisotrópico com relação a sua largura, no qual a diferença nos tempos de percurso da onda ultrassônica polarizada na direção longitudinal (paralela à direção de laminação) e na direção transversal (ortogonal à direção de laminação), nas cinco posições, varia de 186 até 224 nano segundos.
- O tubo com costura apresentou um comportamento anisotrópico a partir dos resultados de birrefringência acústica.
- Antes dos calibradores - Diferença nos tempos de percurso da onda ultrassônica apresentou uma redução nos pontos 12- e 12+ próximos a solda, após a passagem do tubo pelos fornos de tratamento térmico da solda. Essa redução é pode ter sido ocasionada pelo alívio de tensão, devido ao aquecimento nessa região.
- Após os calibradores - Diferença nos tempos de percurso da onda ultrassônica apresentou um aumento nos pontos 12- e 12+ próximos a solda. Esse aumento pode ter

sido ocasionado pela ação dos rolos superiores dos calibradores sobre a região da solda para ajustar o empeno, perímetro e diâmetro do tubo durante a conformação a frio.

- Após o teste hidrostático - Diferença nos tempos de percurso da onda ultrassônica apresentou uma redução em todos os pontos medidos no tubo após o teste hidrostático. Essa redução pode ter sido ocasionada, por um rearranjo destas tensões residuais, pela ocorrência de pequenas deformações localizadas.
- Após o corte do tubo no sentido longitudinal da solda, a diferença nos tempos de percurso da onda ultrassônica polarizada na direção longitudinal (paralela à direção de laminação) e na direção transversal (ortogonal a direção de laminação) apresentou uma redução nas posições 12+, 3h e 12-, um aumento na posição 6h e na posição 9h não houve variação após o corte do tubo.
- O tubo apresentou tensões residuais trativas na ordem de 24,3 a 72 MPa nas posições 12+, 12- e 3h e tensões residuais de compressão na ordem de 69 MPa na posição 6h. A posição 9h não apresentou tensões residuais significativas.

6 – SUGESTÕES PARA PESQUISAS FUTURAS

A partir dos resultados e análises do presente trabalho, são apresentadas algumas sugestões e recomendações que podem ser útil para eventuais estudos sobre o tema abordado.

Realizar o mesmo teste, porem para um dimensiona (18” x 0,375” B) com limite de escoamento menor que o X70, para compara o comportamento das tensões residuais com um material com limite de resistência menor.

Realizar após cada etapa do processamento (antes dos calibradores, após os calibradores e após o teste hidrostático) um corte sobre a solda na seção longitudinal, de modo avaliar a variação do diâmetro antes e após o corte (recuperação elástica), visando determinar as tensões residuais em cada etapa.

Realizar a medição do tempo de percurso da onda ultrassônica no sentido longitudinal do tubo de modo a avaliar o comportamento a anisotropia no sentido do comprimento do tubo.

7 - REFERÊNCIAS

ANDREUCCI, R.; **Ensaio por ultrassom - . Abende**, 2006.

ANTÔNIO, L.; **Manual de Siderurgia**: 2º edição – 2005, p 97.

AMERICAN PETROLEUM INSTITUTE. Washington, DC. **Specification for line pipe API 5L**. 44.ed. October, 2007, 158p;

BITTENCOURT, M.S.Q., Desenvolvimento de um Sistema de Medida de Tempo Decorrido na Onda Ultra-Sônica e Análise do Estado de Tensões em Materiais Metálicos pela Técnica da Birrefringência Acústica. Tese de D.Sc., PEMM/COPPE/UFRJ, Rio de Janeiro, RJ, Brasil, 2000.

CARVALHO, R.N.; **Aspectos da Precipitação e da Recristalização na Laminação Contínua de Tubos sem Costura**. Tese de Doutorado, Universidade Federal de Minas Gerais, 2007, 211 p.

CAVALHO, C. S.; **Avaliação das Tensões Residuais de Soldagem em Tubulação de Pequeno Diâmetro Usadas em Refinaria de Petróleo**; Tese de Mestrado pela Universidade Federal do Ceará, 2007.

CHAUVIÈRE, D. C., **Análise de tensão por ultrassom em barras de aço sob tensão**, Dissertação de Mestrado pela Universidade Federal do Rio de Janeiro, 2006

COLLINS.L.; **Processing niobium-containing steels by Steckel mill rolling**. Niobium Science & Technology, TMS, 2003, pp. 527-542.

COLPAERT, H. **Metalografia dos Produtos siderúrgicos Comuns**: revisão técnica André Luiz V. da Costa e Silva - 4º edição – 2008, p 360.

CONGRESSO ANUAL DA ABM, 62., 2007, **Caracterização microestrutural de uma aço API 5L-X80 através de microdureza e microscopia ótica e eletrônica**; p 1.

CUEVAS, A; Apostila soldagem por resistência elétrica, TenarisUniversity, 2009.

DANTAS, L.R.; **Medição de Tensões Residuais em Tubos Visando a Determinação de Esforços em Dutos Enterrados**; Dissertação de Mestrado pela PUC do Rio de Janeiro, 2007.

DEARDO, A. J.; **Fundamental metallurgy of niobium in steel**. Proceedings of the International Symposium Niobium 2001, Dec. 2-5, 2001, Florida, USA, p.427-500

EQUIPE USIMINAS; Relatório sobre o estudo da fabricação de aços API-5L X65 pelo processo ERW, dezembro de 1988.

FLAMAN, M.T.; MANNING, B.H.; **Determination of Residual Stress Variation with Depth by Hole-Drilling Method**, *Exp. Mech*, Vol 25, 1985, p 205-207.

GRAY. J. M., **A guide for understanding & specifying chemical composition of high strength linepipe steels**, Technical Report, CBMM, July, 2007.

HUGHES, D.S., KELLY, J.K., “Second Order Elastic Deformation of Solids”, *Physical Review*, v. 92, n. 5, pp. 1145-1149, Dec. 1953.

MALDONADO, F.B., **Programa de Gestão de Risco para Tubulações Industriais**, Dissertação de mestrado em ciências mecânicas – Universidade de Brasília – Nov. 2007.

MATHAR, J.; **Determination of Initial Stresses by Measuring Deformation around Drilled Holes**, *Arch. Eisenhüttenwes.*, Vol 6, 1934, p277-281;

MIRANDA S.L, **Estudo da influência de variáveis de LAMINAÇÃO em uma linha de tiras a quente convencional nas propriedades mecânicas de um aço alto nióbio da classe API 5L X70**. Dissertação de mestrado apresentada ao Curso de Pós-Graduação em Engenharia Metalúrgica e de Minas da Universidade Federal de Minas Gerais, Maio de 2010.

MYEONG, C.K.; KYU, J.K., **The Effect of Heat Input on the Defect Phases in High Frequency Electric Resistance Welding** - 8 September, 2008.

NIETSCHKE, T. P.; **Residual Stress and Fatigue Behavior of Welded Fine-Grained Steels**, PhD, University Kassel, 1994.

NIETSCHKE, T. P.; WOHLFAHRT, H.; **The Generation of Residual Stress Due to Joining Processes, Residual Stress**, Ed., DGM Informationsgesellschaft Verlag, 1991, p 121-134.

PATRÍCIO, L. C., **Análise de Tensões por Ultra-Som Através da Refração de Ondas com Incidência Oblíqua**. Tese de D.Sc., PEMM/COPPE/UFRJ, Rio de Janeiro, RJ, Brasil, 2001.

PADILHA, A. F.; SICILIANO, F. J. **Encruamento, Recristalização, Crescimento de Grão e Textura**: 3a Edição, ABM, 2005, p232.

PAULO, S.; MONTEIRO, S.; **Tensões Residuais e Deformação em Soldagem** – PETROBRAS.

SANTOS, P.F.; **Análise de efeitos de teste hidrostático em vasos de pressão** – Universidade Federal de Santa Catarina – Dissertação de Mestrado, 2004.

SICILIANO, F.; **Aspectos metalúrgicos do processamento dos aços microligados para aplicação em dutos de transporte de petróleo e gás**. CBMM - Companhia Brasileira de Metalurgia e Mineração.

STALHEUM, D.G.; **The Use of High Temperature Processing (HTP) Steel for High Strength Oil and Gas Transmission Pipeline Applications**, Vancouver, USA

HENSGER, K.E.; FLEMMING, G.; **Recent developments in compact strip production of Nb-microalloyed steels**. Niobium Science & Technology, TMS, 2003, pp. 405-426.

T. MOURA, **Micro-Mechanics of Defects in Solids**, Martinus Nihoff, The Hague, 1982.

TANALA, E., BOURSE, G., FREMIOT, M., *et al*, “**Determination of Near Surface Residual Stresses on Welded Joints Using Ultrasonic Methods**”. *NDT & E International*, v 28, n. 2, pp. 83-88, Apr. 1995.

TOTTEN, G.; HOWES, M.; INOUE, T.; **Handbook of Residual Stress and Deformation of Steel**, July 2008.

WELDING HANDBOOK, Vol. 1, 8th ed., American Welding Society, Miami, FL, 1991, pp.2–32.

WITHERS, P. J.; BHADESHIA, H. K. D. H.; **Residual stress Part 1** – Measurement techniques. Published 6 December 2000

WOHLFAHRT, H.; Consequences of Austenite Transformation for the Formation of Welding Residual Stress, Vol 41, 1986, p 248-257.

YOKOYAMA, E.; YAMAGATA, M.; **Effects on Penetrator Defect Occurrence of Welding Conditions and Mn/Si Ratio of ERW High Manganese Line Pipe**.

ZINN, W.; **Investigation of the Fatigue Behaviour of the Butt Welded Al-Alloys AlMg3 and AlMg4.5Mn**, Bd. 34, DVS – Verlag, 1990.