

INSTITUTO DE ENGENHARIA NUCLEAR

BRUNO CÉSAR DE MORAES

**AVALIAÇÃO ACUSTOELÁSTICA DA SOLDAGEM E TRATAMENTO TÉRMICO
DE ALÍVIO DE TENSÕES DE AÇO DO VASO DE PRESSÃO DE ANGRA III**

Rio de Janeiro

Março/2015

BRUNO CÉSAR DE MORAES

**AVALIAÇÃO ACUSTOELÁSTICA DA SOLDAGEM E TRATAMENTO TÉRMICO DE
ALÍVIO DE TENSÕES DE AÇO DO VASO DE PRESSÃO DE ANGRA III**

Dissertação submetida ao Corpo Docente do Programa de Pós-Graduação em Ciência e Tecnologia Nucleares do Instituto de Engenharia Nuclear como parte dos requisitos necessários para a obtenção do Grau de Mestre em Ciências e Tecnologia Nucleares.

Orientador: Prof. Dr. Marcelo de Siqueira Queiroz Bittencourt

Rio de Janeiro

Março / 2015

**AVALIAÇÃO ACUSTOELÁSTICA DA SOLDAGEM E TRATAMENTO TÉRMICO DE
ALÍVIO DE TENSÕES DE AÇO DO VASO DE PRESSÃO DE ANGRA III**

Bruno César de Moraes

DISSERTAÇÃO SUBMETIDA AO CORPO DOCENTE DO PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM CIÊNCIA E TECNOLOGIA NUCLEARES DO INSTITUTO DE ENGENHARIA NUCLEAR COMO PARTE DOS REQUISITOS NECESSÁRIOS PARA OBTENÇÃO DO GRAU DE MESTRE EM CIÊNCIAS E TECNOLOGIA NUCLEARES.

Aprovada por:

Prof. Marcelo de Siqueira Queiroz Bittencourt, D. Sc.

(Orientador)

Prof. Reinaldo Jacques Jospin, D. Sc.

(PPGIEN, CNEN)

Prof. João da Cruz Payão Filho, Dr.-Ing.

(COPPE / UFRJ)

RIO DE JANEIRO, RJ – BRASIL

Março de 2015

MORA de Moraes, Bruno César.

Avaliação acustoelástica da soldagem e tratamento térmico de alívio de tensões de aço do vaso de pressão de Angra III / Bruno César de Moraes – Rio de Janeiro: CNEN/IEN, 2015.

xvii, 96 f. : il.. ; 29,7 cm

Orientador: Marcelo de Siqueira Queiroz Bittencourt

Dissertação (Mestrado em Engenharia de Reatores)
– Instituto de Engenharia Nuclear, PPGIEN, 2015.

1. Avaliação acustoelástica. 2. Aço 20 MnMoNi 55.
3. Birrefringência acústica. 4. Avaliação de tensão. I.
Título

CDD

AGRADECIMENTOS

A Deus, por ser a verdadeira fonte de sabedoria em todos os momentos de nossa vida.

À minha querida esposa Priscila pelo apoio e carinho presente em todos os momentos e em especial durante o Curso de Mestrado.

À minha mãe que sempre me incentivou no estudo e em especial ao meu pai que me apoiou nas diversas etapas do trabalho no curso.

Ao IEN/CNEN e à NUCLEP pelo apoio.

Ao CEPEL (Centro de Pesquisas de Energia Elétrica – Eletrobrás Cepel), em especial ao Pesquisador Bruno Reis Cardoso pelo apoio quanto aos ensaios mecânicos realizados nos corpos de prova.

Ao meu orientador professor Marcelo de Siqueira Queiroz Bittencourt por todo apoio, atenção, incentivo e orientação durante o curso de Mestrado.

Aos professores do IEN pelo apoio durante o curso de Mestrado.

A todos os funcionários do IEN/CNEN e em especial ao Daniel Martorelli, Antônio Geraldo, Manoel, Elisabeth e Ronaldo pelo apoio e incentivo durante a realização do estudo.

A todos os colegas da NUCLEP que direta ou indiretamente participaram e apoiaram em todas as etapas de documentação, fabricação, testes nas instalações da Nuclep e colaborações para o desenvolvimento da dissertação.

Ao técnico Industrial Roberto Francisco do Nascimento por todo apoio durante às etapas do trabalho nas instalações da NUCLEP.

Ao Gerente Geral da Engenharia Carlos Frederico e ao Gerente de Orçamentos Paulo César por acreditarem e incentivarem a pesquisa científica e tecnológica.

“Tudo posso naquele que me fortalece”

(Filipenses 4:13)

Resumo da dissertação apresentada ao PPGIEN/CNEN como parte dos requisitos necessários para a obtenção do grau de mestre em ciências (M. Sc)

AVALIAÇÃO ACUSTOELÁSTICA DA SOLDAGEM E TRATAMENTO TÉRMICO DE ALÍVIO DE TENSÕES DE AÇO DO VASO DE PRESSÃO DE ANGRA III

Bruno César de Moraes

Março / 2015

Orientador: Marcelo de Siqueira Queiroz Bittencourt

Programa: Programa de Pós-Graduação em Ciência e Tecnologia Nucleares do IEN

Este trabalho se propõe a contribuir com o desenvolvimento de técnica não destrutiva com o objetivo de garantir a integridade estrutural de componentes nucleares. Foi realizada uma avaliação acustoelástica do aço 20 MnMoNi 55, utilizado em vasos de pressão de usinas nucleares. A técnica da birrefringência acústica foi empregada para avaliar o comportamento acustoelástico do material em estudo como recebido, após a soldagem e posteriormente ao tratamento térmico de alívio de tensões. A constante acustoelástica do material foi obtida por ensaio de carregamento uniaxial. Foi verificada uma leve anisotropia no material como recebido. Após a soldagem foi observada uma acentuada variação da birrefringência acústica na região próxima ao cordão de solda. O tratamento térmico indicou uma nova alteração da birrefringência acústica. A obtenção da constante acustoelástica permitiu a avaliação de tensão nas diferentes condições do material soldado e tratado.

Palavras-chaves: 1. Avaliação acustoelástica. 2. Aço 20 MnMoNi 55.

3. Birrefringência acústica. 4. Avaliação de tensão

Summary of dissertation presented to PPGIEN/CNEN as a partial fulfillment of the requirements for the master of science degree (M.Sc)

ACOUSTELASTIC EVALUATION OF WELDING AND HEAT TREATMENT STRESS RELIEVING OF PRESSURE VESSEL STEEL FOR ANGRA III

Advisor: Marcelo de Siqueira Queiroz Bittencourt

Program: Programa de Pós-Graduação em Ciência e Tecnologia Nucleares do IEN

This paper aims to contribute to the non-destructive technique development in order to ensure the structural integrity of nuclear components. One acoustelastic evaluation of steel 20 MnMoNi 55, used in pressure vessels of nuclear power plants was performed. The acoustic birefringence technique was used to evaluate the acoustelastic behavior of the test material in the as received condition, after welding and after the stress relief heat treatment. The constant acoustelastic material was obtained by an uniaxial loading test. It was found a slight anisotropy in the material as received. After welding, a marked variation of acoustic birefringence in the region near the weld bead was observed. The heat treatment indicated a new change of acoustic birefringence. Obtaining the acoustelastic constant allowed the evaluation of stress in the different conditions of the weld and treated material.

Key words: 1. Acoustelastic evaluation 2. 20 MnMoNi 55 steel

3. Acoustic birefringence 4. Stress evaluation

Sumário

CAPÍTULO 1 – INTRODUÇÃO.....	1
1.1 Considerações iniciais.....	1
1.2 Aplicações do 20 MnMoNi 55.....	2
1.3 – Objetivo da pesquisa.....	6
1.4 – Escopo do trabalho.....	6
CAPÍTULO 2 - REVISÃO BIBLIOGRÁFICA.....	7
2.1 O aço DIN 20 MnMoNi 55.....	7
2.1.1 Generalidades.....	7
2.1.2 Influência da composição química.....	9
2.1.3 Microestrutura e propriedades mecânicas.....	11
2.2 Tratamento Térmico.....	13
2.2.1 Introdução.....	13
2.2.2 Fatores de Influência nos Tratamentos Térmicos.....	14
2.2.3 Aquecimento	16
2.2.4 Tempo de permanência à temperatura de aquecimento.....	17
2.2.5 Resfriamento.....	17
2.3 Recozimento.....	19
2.3.1 Recozimento total ou pleno.....	19
2.3.2 Recozimento isotérmico ou cíclico.....	20
2.3.3 Recozimento para alívio de tensões.....	20
2.4 Características básicas do ensaio por ultrassom.....	21
2.4.1 Introdução.....	21
2.4.2 Ensaio por Ultrassom.....	22
2.4.2.1 Finalidade do Ensaio.....	22
2.4.2.2 Tipos de Ondas.....	22
2.4.2.3 Ondas longitudinais (Ondas de compressão).....	23
2.4.2.4 Ondas transversais (ou ondas de cisalhamento).....	23
2.4.2.5 Onda transversal.....	23

2.4.2.6 Ondas superficiais ou Ondas de Rayleigh.....	24
2.5 Freqüência, Velocidade e Comprimento de Onda.....	24
2.5.1 Freqüência.....	24
2.5.2 Velocidade de propagação.....	25
2.5.3 Comprimento de onda.....	26
2.5.4 Relações entre velocidade, comprimento de onda e frequência.....	27
2.5.5 Geração das Ondas ultrassônicas.....	27
2.5.6 Vibrações mecânicas.....	28
2.6 Tipos de Cristais.....	28
2.7 Transdutores Normais ou Retos.....	29
2.8 Acoplantes.....	30
2.9 Avaliação de tensões por ultrassom.....	32
2.9.1 Acustoelasticidade e birrefringência.....	32
2.9.2 Análises de tensões	35
2.9.3 Tensões residuais	35
2.9.4 Técnicas de medição de tensões	36
2.10 Soldagem por Arco Submerso (SAW)	37
2.10.1 Descrição Geral da Soldagem por Arco Submerso	37
CAPÍTULO 3 – MATERIAIS E MÉTODOS.....	41
3.1 Considerações iniciais.....	41
3.2 Material de estudo.....	41
3.3 Metodologia experimental.....	43
3.3.1 Sistema ultrassônico.....	44
3.3.2 Medição do tempo da onda ultrassônica.....	45
3.3.3 Método de captura dos sinais ultrassônicos a ser usado no estudo.....	47
3.3.3.1 Metodologia de captura par-a-par.....	47
3.3.3.2 Metodologia de captura contínua.....	47
3.4.1 1 ^a Fase (processamento de sinais ultrassônicos antes da soldagem	48
3.4.2 Preparação da amostra para soldagem.....	48

3.4.3 Soldagem da amostra 20 MnMoNi 55.....	50
3.5 2 ^a Fase (processamento de sinais ultrassônicos depois da soldagem.....	51
3.6 Tratamento térmico de alívio de tensões.....	52
3.7 3 ^a Fase (processamento de sinais ultrassônicos depois do tratamento térmico.....	54
3.8 Levantamento da constante acustoelástica, ensaios mecânicos e metalográficos.....	55
3.9 Comparação das médias dos tempos de percurso da onda ultrassônica por meio de teste de hipóteses	60
CAPÍTULO 4 – RESULTADOS E DISCUSSÕES.....	61
4.1 Considerações iniciais.....	61
4.2 1 ^a Fase: Medidas dos tempos de percurso da onda ultrassônica no material como recebido.....	61
4.3 2 ^a Fase: Medidas dos tempos de percurso da onda ultrassônica no material como soldado	63
4.4 3 ^a Fase: Medidas dos tempos de percurso da onda ultrassônica no material como tratado	65
4.5 Análise dos testes de hipótese para as medidas dos tempos de percurso da onda ultrassônica.....	67
4.6 4 ^a Fase: levantamento da constante acustoelástica, ensaios mecânicos e metalográficos	67
4.6.1 Macrografia do material.....	67
4.6.2 Análise micrográfica	68
4.6.3. Ensaios mecânicos.....	70
4.6.4 Levantamento da constante acustoelástica do material	71
4.6.4.1 Metal de base.....	71
4.6.4.2 Metal de solda.....	74
4.6.5 Valores das tensões obtidas pela técnica da birrefringência acústica...76	76
4.6.6 Discussão dos resultados obtidos para os tempos médios e birrefringência antes da soldagem.....	78

4.6.7 Discussão dos resultados obtidos para os tempos médios e birrefringência depois da soldagem.....	80
4.6.8 Discussão dos resultados obtidos para os tempos médios e birrefringência após o tratamento térmico.....	83
CAPÍTULO 5 – CONCLUSÕES.....	86
SUGESTÕES PARA PESQUISAS FUTURAS.....	88
REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS.....	89
ANEXO 1.....	92
ANEXO 2.....	93

LISTA DE ILUSTRAÇÕES

Figura 1 – Vaso de Pressão do Reator da AP1000 em teste hidrostático.....	2
Figura 2 – Casco do Vaso de Pressão do Reator da AP1000.....	2
Figura 3 – Casco do Gerador de Vapor da AP1000.....	3
Figura 4 – Gerador de Vapor de Substituição para Angra 1.....	3
Figura 5 – Corte Esquemático do Suporte do Vaso de Pressão do Reator de Angra 3.....	4
Figura 6 – Localização do Suporte do Vaso de Pressão do Reator dentro do Vaso de Contenção de uma Usina Nuclear	4
Figura 7 – Suporte do Vaso de Pressão do Reator da Usina Nuclear de Angra 2 instalado no prédio do reator.....	5
Figura 8 – Componentes nucleares para a propulsão de submarinos nucleares.....	5
Figura 9 – Diagrama de fases ferro-cementita.....	15
Figura 10 – Inspeção por ultrassom de um virabrequim (Foto extraída de trabalho técnico da Krautkramer).....	21
Figura 11 – Onda Transversal.....	23
Figura 12 – Espectro de frequência sonora	25
Figura 13 – O efeito piezelétrico num cristal	28
Figura 14 – Desenho esquemático de um transdutor reto ou normal	30
Figura 15 - Processo Arco Submerso (SAW)	38
Figura 16 – Material de estudo amostra de 20 MnMoNi 55	42
Figura 17 – Croqui da amostra DIN 20 MnMoNi 55.....	43
Figura 18 – Amostra DIN 20 MnMoNi 55 com os pontos marcados	44
Figura 19 – Sistema ultrassônico empregado	45
Figura 20 – Tela do programa obtida através do osciloscópio para captura da onda ultrassônica medida com o uso do transdutor de 2,25 MHz.....	46
Figura 21 – Corte da amostra.....	49
Figura 22 – Chanfro usinado na amostra.....	49
Figura 23 – Ensaio de líquido penetrante no chanfro da amostra.....	49
Figura 24 – Chapas de entrada e saída soldadas na amostra.....	50
Figura 25 – Soldagem da amostra 20 MnMoNi 55 através do processo SAW.....	51

Figura 26 – Término da soldagem da amostra 20 MnMoNi 55.....	51
Figura 27 – Curva de tratamento térmico do aço 20 MnMoNi 55.....	52
Figura 28 – Localização dos termopares na amostra 20 MnMoNi 55.....	53
Figura 29 – Preparação da amostra 20 MnMoNi 55 antes do tratamento térmico....	53
Figura 30 – Forno elétrico utilizado para o tratamento de alívio de tensões na amostra 20 MnMoNi 55.....	54
Figura 31 – Amostra 20 MnMoNi 55 após o tratamento térmico de alívio de tensões.....	54
Figura 32 – Leiaute de localização dos corpos de prova para ensaios destrutivos da amostra 20 MnMoNi 55.....	55
Figura 33 – Corte da amostra 20 MnMoNi 55 para preparação dos corpos de prova.....	56
Figura 34 – Amostra 20 MnMoNi 55 cortada.....	56
Figura 35 – Corpos de prova preparados para os ensaios	57
Figura 36 – Aquisição de sinais ultrassônicos no CP TR1.....	59
Figura 37 – Macrografia da amostra 20 MnMoNi 55.....	68
Figura 38 – Microestrutura do metal de base. 200X.....	69
Figura 39 – Microestrutura do metal de solda. 200X.....	69
Figura 40 – Microestrutura da ZTA. 100X.....	70
Figura 41 – Ensaio de tração no CP TR3 na máquina de ensaio de tração.....	71
Figura 42 – Gráfico variação dos tempos em função das cargas no metal de base MB).....	72
Figura 43 – Gráfico variação da birrefringência em função da tensão aplicada ao CP TR1 durante o ensaio para o levantamento da constante acustoelástica do material no metal de base.....	73
Figura 44– Gráfico variação dos tempos em função das cargas no metal de solda MS).....	74
Figura 45 – Gráfico variação da birrefringência em função da tensão aplicada ao CP TR1 durante o ensaio para o levantamento da constante acustoelástica do material no metal de solda	75
Figura 46a – Distribuição dos tempos longitudinais na amostra.....	78
Figura 46b – Distribuição dos tempos transversais na amostra.....	78

Figura 47 – Resultados de birrefringência acústica distribuídos ao longo da amostra 20MnMoNi55 como recebido.....	80
Figura 48a – Distribuição dos tempos longitudinais na amostra após a soldagem..	81
Figura 48b – Distribuição dos tempos transversais na amostra após a soldagem...	81
Figura 49 – Resultados de birrefringência acústica distribuídos ao longo da amostra 20MnMoNi55 como soldado.....	82
Figura 50a – Distribuição dos tempos longitudinais na amostra após TTAT.....	83
Figura 50b – Distribuição dos tempos transversais na amostra após TTAT.....	83
Figura 51 – Resultados de birrefringência acústica distribuídos ao longo da amostra 20MnMoNi55 como tratado.....	85

LISTA DE TABELAS

Tabela 1 – Composição química do aço 20 MnMoNi 55 - Referência norma Vd TÜV 401/3.....	8
Tabela 2 – Propriedades mecânicas da chapa de aço 20MnMoNi 55 – Referência norma Vd TÜV 401/3	8
Tabela 3 – Velocidades de Propagação das Ondas Transversais -Fonte Ultrasonic Testing, Krautkramer	26
Tabela 4 – Impedância Acústica de Alguns Materiais e Acoplantes – Fonte SCNIC Instruments – catálogo de fórmulas e dados.....	31
Tabela 5 – Técnicas de análise de tensão.....	36
Tabela 6 – Análise química do material (corrida do material).....	42
Tabela 7 – Propriedades mecânicas da chapa de aço 20MnMoNi 55.....	43
Tabela 8 – Relação Carga x Tensão aplicada no CP TR-1 durante o ensaio de tração uniaxial com parada nas cargas pré-selecionadas.....	59
Tabela 9 – Tempos médios obtidos da onda ultrassônica na peça 20 MnMoNi 55 com transdutor de 2,25 MHz antes da soldagem	62
Tabela 10 – Tempos médios obtidos da onda ultrassônica na peça 20 MnMoNi 55 com transdutor de 2,25 MHz após a soldagem.....	64
Tabela 11 – Tempos médios obtidos da onda ultrassônica na peça 20 MnMoNi 55 com transdutor de 2,25 MHz após o tratamento térmico de alívio de tensões.....	66
Tabela 12 – Propriedades mecânicas obtidas no CP TR3 durante o ensaio de tração.....	70
Tabela 13 – Valores das tensões nos pontos B4, B6, C4 e A4 nas condições do material soldado e recebido.....	76
Tabela 14 – Valores das tensões nos pontos B4, B6, C4 e A4 nas condições do material tratado e recebido.....	77

LISTA DE ABREVIATURAS E SÍMBOLOS

ASTM	– American Society for Testing and Materials;
ASME	– American Society for Mechanical Engineers;
VPR	– Vaso de Pressão do Reator;
AP1000	– Modelo de usina nuclear de 1000 MWe que possui um conceito de segurança passiva com projeto desenvolvido pela Westinghouse (EUA);
GV	– Gerador de Vapor;
CTMSP	– Centro Tecnológico da Marinha de São Paulo;
PWR	– Reator a água pressurizada (pressurized water reactor);
SNBR	– Submarino nuclear brasileiro;
TTAT	– Tratamento térmico de alívio de tensões;
Vd TÜV	– Norma alemã do material 20 MnMoNi 55;
VDC	– Vacuum Carbon-Deoxidized Steel;
ZTA	– Zona termicamente afetada;
F	– Frequência (Hz);
λ	– Comprimento de onda;
V	– Velocidade da onda cisalhante;
B	– Birrefringência;
m	– Constante acustoeelástica do material;
ns	– Nanossegundos;
SAW	– Processo de soldagem por arco submerso;
CP	– Corpo de prova;
LABUS	– Laboratório de ultrassom do Instituto de Engenharia Nuclear;
IEN	– Instituto de Engenharia Nuclear;
CEPEL	– Centro de Pesquisas de Energia Elétrica (Eletrobrás Cepel);
NUCLEP	– Nuclebrás Equipamentos Pesados S.A.

1. INTRODUÇÃO

1.1 Considerações iniciais

Atualmente o conhecimento das técnicas não destrutivas permite avaliar as tensões em componentes e estruturas mecânicas, objetivando a segurança física, a preservação do meio ambiente e evitar prejuízos financeiros associados à construção e operação de instalações industriais. A busca por novas técnicas, aplicadas principalmente à indústria nuclear, para avaliar o estado de tensão com maior precisão e segurança e para garantir a integridade estrutural, por exemplo, de componentes nucleares do circuito primário, tais como o vaso de pressão do reator e o gerador de vapor tem se tornado de grande importância dentro da comunidade de ensaios não destrutivos.

O aço 20 MnMoNi 55 é usada como componente estrutural dos vasos de pressão e outros componentes de usinas nucleares como Angra 1, 2 e 3 (em construção), onde estão localizados os elementos combustíveis, sendo considerada como a segunda barreira física que tem a função de impedir o vazamento de material radioativo para o meio ambiente. Este material é propício para esta finalidade, por possuir características adequadas para trabalhar às elevadas temperaturas e à ação da fissão nuclear pelo baixo dano causado pela intensa radiação, situações essas que ocorrem no núcleo dos reatores das usinas nucleares. [11]

O ensaio ultrassônico possui inúmeras aplicações na inspeção de materiais, sendo a avaliação de descontinuidades internas a mais importante delas. Pela eficiência do ensaio e por possuir custo relativamente baixo, esta ferramenta é um dos mais importantes ensaios não destrutivos. A birrefringência acústica é uma técnica rápida e não destrutiva para análise de tensões com base na mudança do tempo de percurso da onda ultrassônica cisalhante e na teoria da acustoelasticidade. [9]

1.2 Aplicações do material 20 MnMoNi 55

Existem inúmeras aplicações para o aço DIN 20 MnMoNi 55 (ou equivalente ASME para forjados e laminados) para fabricação de componentes nucleares. Entre eles, podemos destacar os seguintes:

- Fabricação do casco dos vasos de pressão de reatores nucleares (VPRs);

Vaso de Pressão do Reator da AP1000



Figura 1 - Vaso de Pressão do Reator da usina AP1000 em teste hidrostático
e Figura 2 - Casco do Vaso de Pressão do Reator da usina AP1000

- Nos Geradores de Vapor (GV), como os de substituição de Angra 1 (forjado SA508 Grau 3 Classe 1) e o GV da Usina AP1000;

Gerador de Vapor da AP1000



Figura 3 - Casco do Gerador de Vapor da AP1000

Geradores de Vapor Substitutos para Angra 1

Projeto: AREVA NP Fabricante: NUCLEP

Tempo de fabricação: 28 meses (2 GV)

Peso individual: 335 toneladas



Figura 4 - Gerador de Vapor de Substituição para Angra 1

- No suporte do vaso de pressão do reator de Angra 3;

Suporte do Vaso de Pressão do Reator para Angra 3

ANGRA 3

POÇO DO REATOR

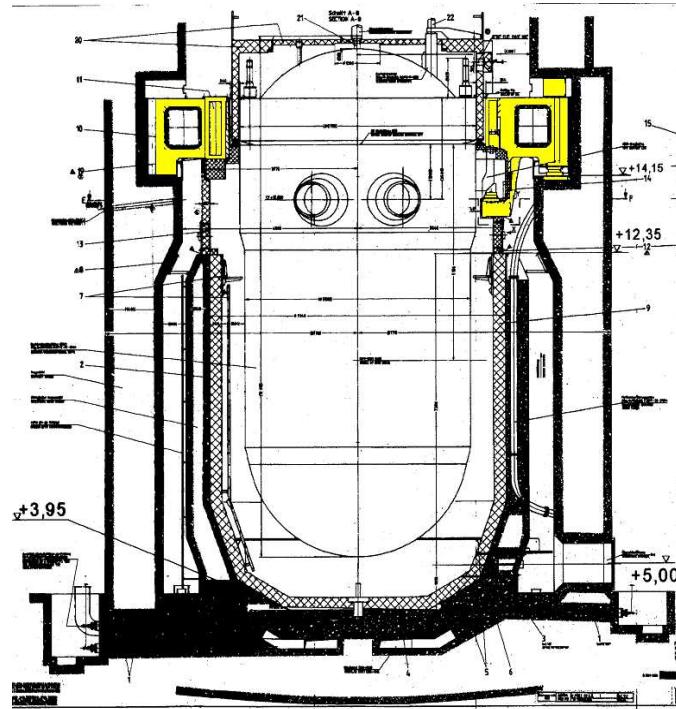


Figura 5 - Corte Esquemático do Suporte do Vaso de Pressão do Reator de Angra 3

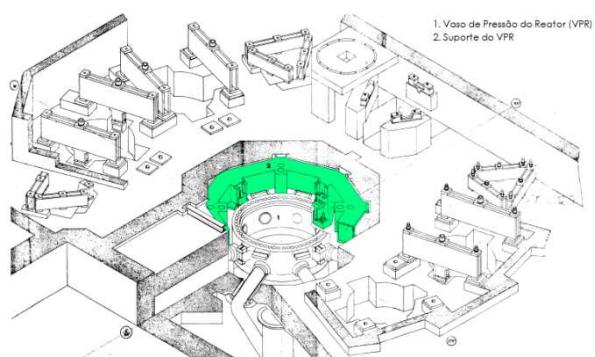


Figura 6 - Localização do Suporte do Vaso de Pressão do Reator dentro do Vaso de Contenção de uma Usina Nuclear



Figura 7 - Suporte do Vaso de Pressão do Reator da Usina Nuclear de Angra 2 instalado no prédio do reator

Para o VPR e o GV do submarino nuclear da Marinha do Brasil (propulsão do submarino nuclear do CTMSP - SNBR)

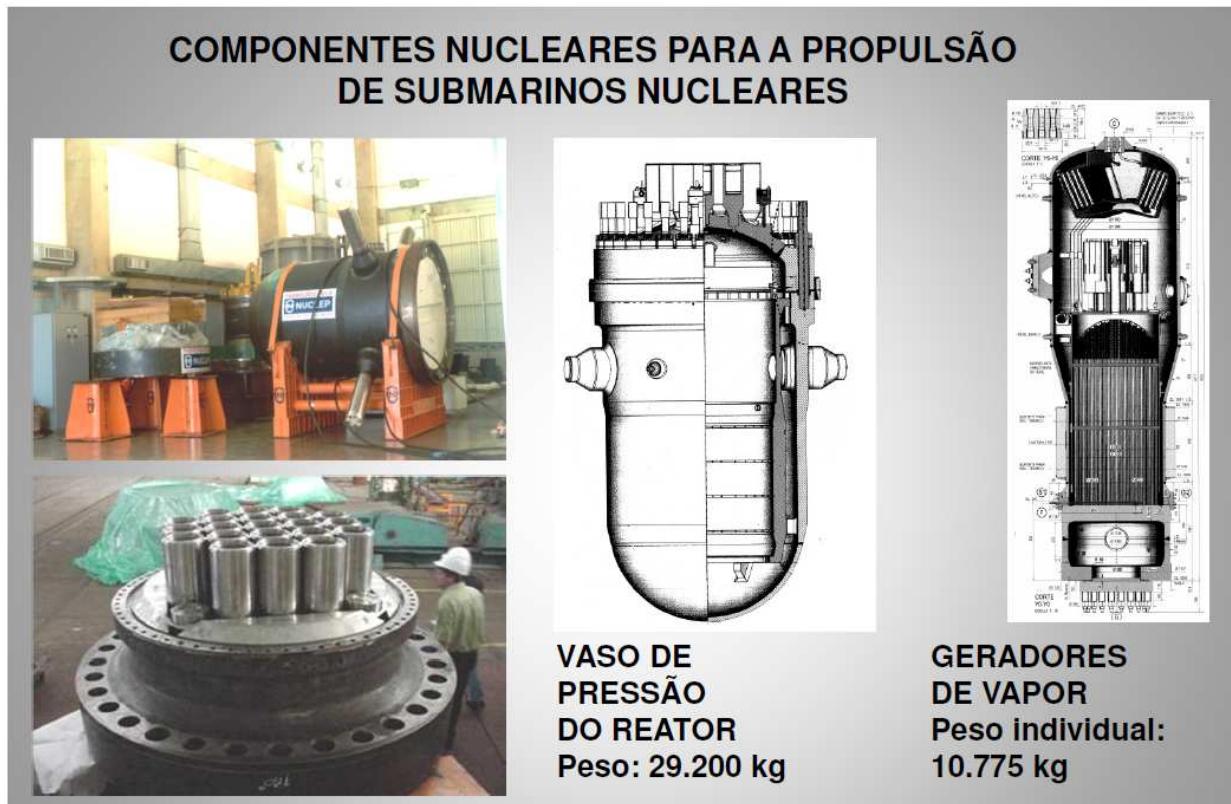


Figura 8 - Componentes nucleares para a propulsão de submarinos nucleares

1.3 Objetivo da pesquisa

O objetivo deste trabalho é usando a técnica ultrassônica fazer uma avaliação acustoeelástica do material como recebido, submetido a tensões de soldagem e depois do material sendo tratado termicamente. A principal contribuição deste trabalho é o desenvolvimento de técnicas experimentais de medidas de tensão que contribuam para diminuir os riscos de acidentes e falhas em componentes de centrais nucleares, tais como o vaso de pressão do reator e o gerador de vapor que é hoje buscado intensamente por especialistas na área de integridade estrutural [27].

1.4 Escopo do trabalho

A dissertação é composta de 5 capítulos, apresentando inicialmente, neste capítulo de introdução, aplicações do material 20 MnMoNi 55, os objetivos e o escopo do trabalho.

O capítulo 2 apresenta a revisão bibliográfica sobre o material DIN 20 MnMoNi55, suas propriedades, as características do ensaio de ultrassom, a avaliação de tensão bem com uma breve descrição do processo de soldagem a arco elétrico por arco submerso.

O capítulo 3 apresenta os materiais de estudo, os equipamentos utilizados e a metodologia aplicada.

O capítulo 4 apresenta os resultados e discussões dos ensaios realizados na chapa utilizada no trabalho.

O capítulo 5 apresenta as conclusões do estudo e propostas para pesquisas futuras.

2. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

2.1 O aço DIN 20 MnMoNi 55

2.1.1 Generalidades

O aço DIN 20 MnMoNi 55 laminado (ASTM A533 Grau B Classe 1) e forjado (ASTM A508 Grau 3 Classe 1) é, atualmente, o aço mais empregado na fabricação das partes estruturais dos componentes primários de centrais nucleares de potência a água pressurizada (PWR), inclusive das centrais nucleares brasileiras em operação Angra 1, Angra 2, Angra 3 (em construção) e das futuras usinas nucleares (em construção), como o projeto AP1000.

As tabelas 1 e 2 apresentam a composição química e as propriedades mecânicas especificadas para o aço DIN 20 MnMoNi 55 destinado à fabricação de componentes primários de PWR's. [5]

O limite de escoamento (LE) é a tensão que separa o comportamento elástico do plástico. Como, em alguns casos, é difícil determinar a tensão máxima para a não haver deformação residual plástica, define-se o LE para uma deformação permanente. O limite de resistência (LR) é a tensão máxima que o corpo de prova resiste a partir desta tensão, as tensões caem, devido à estrição do corpo de prova. A tabela 2 mostra os valores do LE e LR para o material 20 MnMoNi 55.

Tabela 1 – Composição química do aço 20 MnMoNi 55 - Referência norma
Vd TÜV 401/3 [5]

Elementos	Requerido [%]
C	0,15 – 0,25
Mn	1,15 – 1,55
Si	0,10 - 0,35
Ni	0,45 – 0,85
Cr	≤ 0,20
Mo	0,40 - 0,55
S	≤ 0,012
P	≤ 0,012
Cu	≤ 0,12
Al	0,010 – 0,040
V	≤ 0,02
N	≤ 0,013
Sn	≤ 0,011
As	≤ 0,036

Tabela 2 – propriedades mecânicas da chapa de aço 20MnMoNi 55 – Referência
norma Vd TÜV 401/3 [5]

CPs (propriedades mecânicas)	LE 0,2% (N/mm ²)	L.R (N/mm ²)	Alongamento A (%)	Redução de área Z (%)
Valores	≥ 390	560-700	≥ 19	≥ 45

Não há diferença de especificação para os tipos laminado e forjado. Além disso, verifica-se que é necessário controlar vários elementos químicos residuais em razão das suas influências no comportamento mecânico, na tenacidade e na soldabilidade desse aço. O controle desses elementos é que distingue o aço para “uso nuclear” do aço para “uso convencional” [1]

Os componentes primários são fabricados por soldagem e a partir de peças laminadas e forjadas de grandes dimensões, em particular de grande espessura, exigindo assim a utilização de processos especiais de fabricação para que se possa garantir as propriedades ao longo da espessura. [1]

A fabricação do aço é feita normalmente conforme requisitos da especificação ASTM A20, desoxidado pelo processo VDC (Vacuum Carbon-Deoxidized Steel) e deverá ter na microestrutura um grão austenítico fino. [6]

Após a laminação as peças são tratadas termicamente por aquecimento dentro da faixa de 845 a 980°C, mantida por tempo suficiente para obter uma temperatura uniforme na espessura da chapa e depois temperada, na água. Subsequentemente as chapas deverão ser revenidas na temperatura para obter as propriedades especificadas, mas não inferior a 595°C com um tempo mínimo de encharcamento de 1/2h por polegada de espessura, mas não inferior a 1/2h (para peças com espessura menor que uma polegada). [6]

Os ensaios destrutivos são realizados em uma ou várias amostras retiradas da peça, que são submetidas a um tratamento térmico de alívio de tensões simulado antes da usinagem dos corpos de prova. Este tratamento simula todos os ciclos de alívio de tensões que a peça pode sofrer durante e após a fabricação do componente, e, em consequência, simula também seu efeito nas propriedades mecânicas e tenacidade da peça. Normalmente, uma peça experimenta vários tratamentos de alívio de tensões durante a fabricação do componente. Fabricantes europeus utilizam tratamentos intermediários em torno de 500°C e o tratamento final à temperatura de $610 \pm 10^{\circ}\text{C}$, enquanto os norte-americanos realizam todos a $610 \pm 15^{\circ}\text{C}$. Neste aço, a temperaturas próximas a 550°C existe a tendência das impurezas migrarem para os contornos de grão, enquanto a $610 \pm 10^{\circ}\text{C}$ ocorre a precipitação de carbonetos nos contornos e, principalmente, no interior dos grãos. Ambos os fenômenos podem causar a fragilização e até mesmo o trincamento, por reaquecimento na região de grãos grosseiros da zona termicamente afetada pela soldagem. [1]

2.1.2 Influência da composição química

A composição química tem importante influência nas propriedades do aço DIN 20 MnMoNi 55. A seguir são apresentados os principais efeitos desses elementos nas propriedades do aço DIN 20 MnMoNi 55.

O teor de C entre 0,15 e 0,25% garante boa soldabilidade e a obtenção das propriedades mecânicas especificadas. Teores abaixo desta faixa causam a diminuição da resistência mecânica e da temperatura dútil-frágil, enquanto teores

mais elevados aumentam a suscetibilidade ao trincamento na zona termicamente afetada.

O Mn evita a fragilização a quente, devido a precipitação de FeS no interior do grão, pela formação preferencial de MnS, que, tendo uma temperatura de fusão mais elevada, se distribui nos contornos de grão. Porém, quantidades maiores de MnS tendem a formar inclusões alongadas que apresentam fraca coesão com a matriz, podendo proporcionar o fenômeno de decoesão lamelar no aço DIN 20MnMoNi 55 quando Mn/S > 70.

O Ni na faixa de 0,45 a 0,85% é benéfico porque aumenta a tenacidade e a dutilidade, inclusive a dutilidade a quente, enquanto promove aumento na resistência mecânica e dureza.

O Mo tipicamente promove a formação de bainita, eleva a temperatura de crescimento dos grãos na região austenítica e melhora a resistência e a dureza a quente. DOLBY e SAUNDERS [16] concluíram que teores acima de 0,65% causam a precipitação de Mo₂C em quantidades superiores às necessárias para se alcançar a resistência mecânica e a dureza desejadas, aumentando assim, o risco de fragilização a quente e por reaquecimento. CERJAK [17] e colaboradores constataram que o aumento no teor de Mo diminui a energia absorvida ao impacto ISO-V e a dutilidade.

Outros elementos formadores de carbonetos – Cr, Ti, Zr, Nb, V e Co, devem ter seus teores limitados ao mínimo possível, já que não têm nenhuma função específica no aço DIN 20 MnMoNi 55.

As consequências da presença de elementos do grupo IVA e VA da tabela periódica, tais como Sn, Sb, As e P, no aço DIN 20 MnMoNi 55 foram estudadas por vários pesquisadores. Estes elementos apresentam forte tendência à segregação para os contornos de grão ferríticos e, com exceção do P, quase nenhuma tendência à segregação para contornos de grãos austeníticos, causando, assim, redução na dutilidade à fluência e, em consequência, aumento na suscetibilidade à fragilização por reaquecimento e ao envelhecimento a quente na região de grãos grosseiros da zona termicamente afetada pela operação de soldagem.

O Al na presença do N forma uma fina dispersão de AlN que reduz o crescimento de grão austenítico pelo processo de nucleação heterogênea. No aço DIN

20MnMoNi 55, o AlN é principal responsável pela obtenção de granulação fina nas peças de grandes dimensões, já que estes requerem um longo tempo de austenitização para obterem um aquecimento uniforme. O teor de Al especificado é de 0,010 a 0,040%. KUSSMAUL [18] e colaboradores constataram que acima dessa faixa, o Al pode proporcionar o aparecimento de trincas a quente e de reaquecimento. Também o N acima de 0,013% tende ao mesmo efeito, além de propiciar maior suscetibilidade ao envelhecimento por deformação.

S e O influem diretamente no volume e na morfologia das inclusões não metálicas, que alteram as propriedades mecânicas. Teores de S até 0,01% proporcionam um alto patamar superior de energia na curva energia absorvida x temperatura no ensaio de impacto ISO-V.

O Si forma inclusões (silicatos de Al e Mn) que proporcionam uma certa perda de tenacidade na direção "Z" de espessura, mas é benéfico no sentido de aumentar moderadamente a resistência mecânica sem riscos quanto à soldabilidade, dentro do teor especificado (0,10% a 0,35%).

No caso específico de componentes sujeitos a irradiação, os teores de Cu e P estão relacionados com a fragilização por irradiação de nêutrons [1].

2.1.3 Microestrutura e propriedades mecânicas

Muitos estudos têm sido publicados a respeito da microestrutura do aço 20 MnMoNi 55 e, ainda assim, existe uma certa divergência nas análises microestruturais apresentadas nestes estudos. As razões dessas divergências são causadas pelas variações das espessuras das peças em análise e a variação na composição química das mesmas. [1]

As propriedades mecânicas e a microestrutura dependem, fundamentalmente, da taxa de resfriamento na têmpera seguida pelo revenido. A diferença da taxa de resfriamento ao longo de uma espessura de uma estrutura de grandes dimensões provoca uma variação nas propriedades mecânicas do material. [1]

A composição química e o tamanho de grão austenítico (ASTM 5 ou mais fino) dos laminados e forjados do aço DIN 20 MnMoNi 55 (ASTM A533 Gr B CL 1 ou ASTM

A508 Gr 3 CL 1) fabricados, são mantidos em faixas bem estreitas. Em consequência, as propriedades mecânicas, a tenacidade e a microestrutura dependem, fundamentalmente da taxa de resfriamento da têmpera. Em peças de grande espessura, a heterogeneidade de propriedades causada pela diferença da taxa de resfriamento ao longo da espessura é mais aparente na energia absorvida ao impacto ISO-V, porém é muito pouco representativa sob qualquer aspecto, inclusive soldabilidade. [1]

Os constituintes são formados a partir de grãos austeníticos finos, normalmente tamanho ASTM 7 a 12, que tiveram seu crescimento inibido durante o período de austenitização pela presença de AlN. A garantia de granulação fina é fundamental para a boa soldabilidade deste aço, pois atenua os efeitos da presença de elementos causadores de fragilização a quente e por reaquecimento e de envelhecimento a quente por deformação, que tendem a ocorrer principalmente na região de grãos grosseiros da zona termicamente afetada (ZTA) pela operação de soldagem. [1]

Dentre os constituintes presentes, a ferrita é a de menor resistência mecânica e tenacidade. A bainita inferior é a que apresenta melhores propriedades dentre as estruturas aciculares devido à sua alta densidade de discordâncias e principalmente à grande quantidade de carbonetos finamente dispersos na matriz. A bainita superior revela menor energia absorvida ao impacto ISO-V, porque neste caso as ripas de Fe_3C orientadas paralelamente à direção do eixo maior das ripas de ferrita ou as ripas de ferrita e austenita dispostas de forma ordenada e paralela, não obstruem de forma eficaz a propagação da trinca. As propriedades mecânicas das bainitas granulares dependem da distribuição, natureza e tamanho dos microconstituintes presentes. [1]

2.2 Tratamento Térmico

2.2.1 Introdução

Tratamento térmico é o conjunto de operações de aquecimento e resfriamento a que são submetidos os aços, sob condições controladas de temperatura, tempo, atmosfera e velocidade de resfriamento, com o objetivo de alterar as suas propriedades ou conferir-lhes características determinadas. [4]

As propriedades dos aços dependem, em princípio, da sua microestrutura. Os tratamentos térmicos modificam, em maior ou menor escala, a microestrutura dos aços, resultando, em consequência na alteração mais ou menos pronunciada, de suas propriedades.

Pelo exposto, pode-se perfeitamente avaliar a importância dos tratamentos térmicos, sobretudo nos aços de alto carbono e nos que apresentam também elementos de liga.

De fato, se geralmente muitos aços de baixo e médio carbono são usados nas condições típicas do trabalho a quente, isto é, nos estados forjado e laminado, quase todos os aços de alto carbono ou com elementos de liga, são obrigatoriamente submetidos a tratamentos térmicos antes de serem colocados em serviço.

Os principais objetivos dos tratamentos térmicos são os seguintes:

- Remoção de tensões internas (oriundas de esfriamento desigual, trabalho mecânico ou outra causa);
- Aumento ou diminuição da dureza;
- Aumento da resistência mecânica;
- Melhora da ductilidade;
- Melhora da usinabilidade;
- Melhora da resistência ao desgaste;
- Melhora das propriedades de corte;
- Melhora da resistência à corrosão;
- Melhora da resistência ao calor;

- Modificação das propriedades elétricas e magnéticas.

A simples enumeração dos objetivos acima evidência claramente a importância e a necessidade de tratamento térmico no aço.

Em geral, a melhora de uma ou mais propriedades, mediante um determinado tratamento térmico, é conseguida com prejuízo de outras.

Por exemplo, o aumento da ductilidade provoca simultaneamente queda nos valores de dureza e resistência à tração. É necessário, pois, que o tratamento térmico seja escolhido e aplicado criteriosamente, para que os inconvenientes apontados sejam reduzidos ao mínimo. Não se verifica, pela simples aplicação de um tratamento térmico, qualquer alteração da composição química do aço.

Há casos, entretanto, em que interessa somente uma modificação parcial de certas propriedades mecânicas; por exemplo, melhorar superficialmente a dureza do aço. Esse efeito é conseguido pela alteração parcial da sua composição química.

Os tratamentos em que a combinação de operações de aquecimento e resfriamento é realizada em condições tais que conduzem a uma mudança parcial da sua composição química da liga e, consequentemente, uma modificação parcial de suas propriedades mecânicas, são chamados de “tratamentos termo - químicos”.

2.2.2 Fatores de Influência nos Tratamentos Térmicos

Representando o tratamento térmico um ciclo tempo - temperatura, os fatores a serem inicialmente considerados são: aquecimento, tempo de permanência à temperatura e resfriamento. Além desses, outro de grande importância é a atmosfera do recinto de aquecimento, visto que a sua qualidade tem grande influência sobre os resultados finais dos tratamentos térmicos.

A figura 9 a seguir mostra o diagrama de fases ferro-cementita.

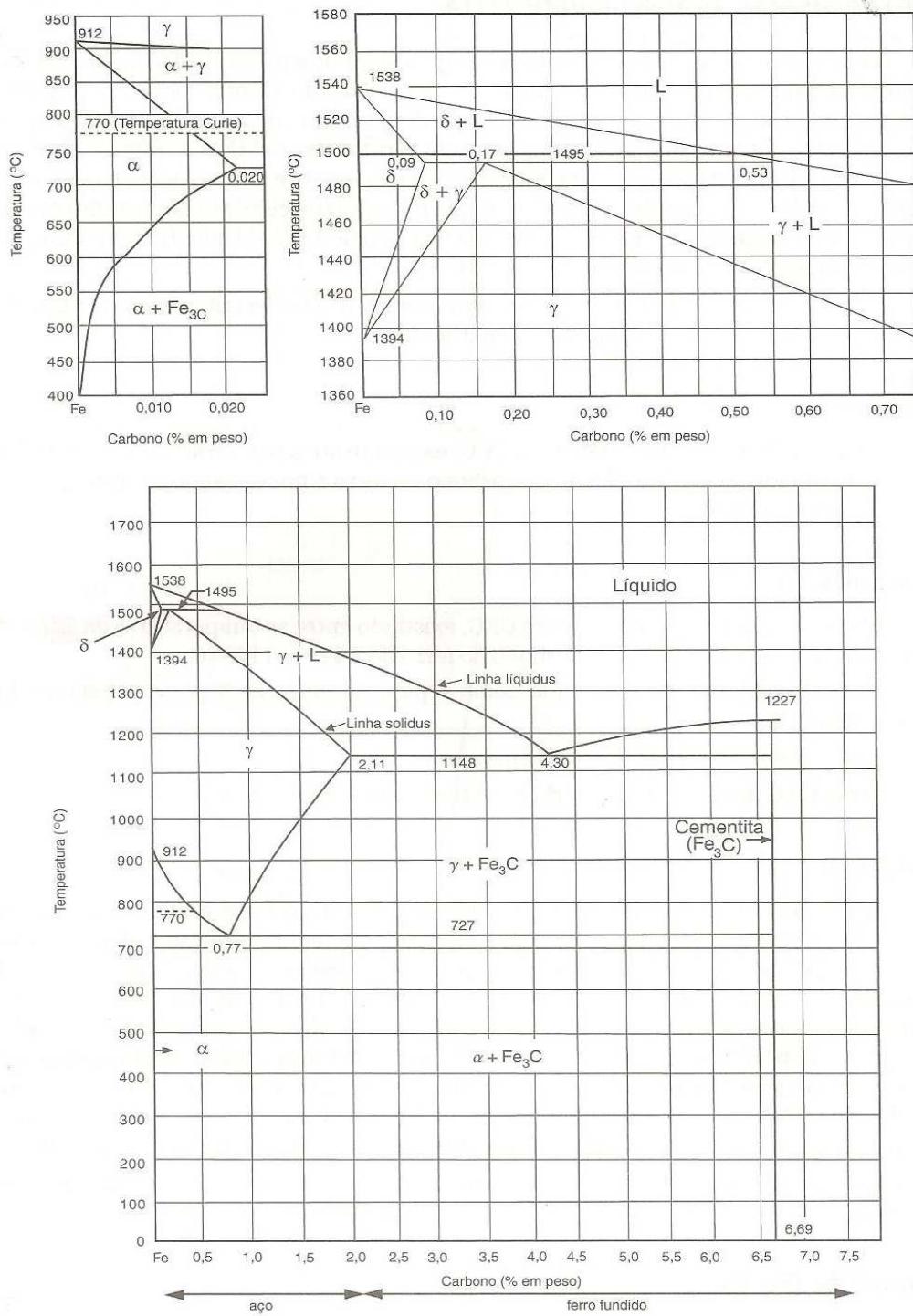


Figura 9 – Diagrama de fases ferro-cementita [8]

2.2.3 Aquecimento

O caso mais freqüente de tratamento térmico do aço é alterar uma ou diversas de suas propriedades mecânicas, mediante uma determinada modificação que se processa na sua estrutura. Assim sendo, o aquecimento é geralmente realizado a uma temperatura acima da subcrítica, é o ponto de partida para as transformações posteriores desejadas, as quais se processarão em função da velocidade de esfriamento adotada.

Na fase de aquecimento, dentro do processo de tratamento térmico, devem ser apropriadamente consideradas a velocidade de aquecimento e a temperatura máxima de aquecimento.

A velocidade de aquecimento, embora na maioria dos casos seja fator secundário, apresenta certa importância, principalmente quando os aços estão em estado de tensão interna ou possuem tensões residuais devidas a encruamento prévio ou ao estado inteiramente martensítico porque, nessas condições, um aquecimento muito rápido pode provocar empenamento ou mesmo aparecimento de fissuras.

Nas mesmas condições estão, certos aços especiais que exigem temperatura final de austenização muito elevada; também nesses casos quando no aquecimento é atingida a zona crítica é necessário que a mesma seja ultrapassada mais ou menos rapidamente para evitar excessivo crescimento de grão de austenita.

A temperatura de aquecimento é mais ou menos um fator fixo, determinado pela natureza do processo e dependendo, é evidente, das propriedades e das estruturas finais desejadas, assim como da composição química do aço, principalmente do seu teor de carbono.

Quanto mais alta essa temperatura, na zona crítica, maior segurança se tem da completa dissolução das fases no ferro gama; por outro lado, maior será o tamanho de grão da austenita. As desvantagens de um tamanho de grão excessivo são maiores que as desvantagens de não ser ter total dissolução das fases no ferro gama, de modo que se deve procurar evitar temperaturas muito acima da linha superior (A3) da zona crítica. Na prática, o máximo que se admite é 500º C acima de A3 e assim mesmo para os aços hipoeutetóides. Para os hipereutetóides, a temperatura recomendada é inferior à da linha Acm. A razão é obvia; sobre a linha

Acm sobe muito rapidamente em temperatura com o aumento do teor de carbono; para que haja, portanto, completa dissolução do carboneto de ferro no ferro gama, são necessárias temperaturas muito altas com conseqüente e excessivo crescimento de grão de austenita, condição essa mais prejudicial que a presença de certa quantidade de carboneto não dissolvido.

2.2.4 Tempo de permanência à temperatura de aquecimento

A influência do tempo de permanência do aço à temperatura escolhida de aquecimento é mais ou menos idêntica à da máxima temperatura de aquecimento, isto é, quanto mais longo o tempo à temperatura considerada de austenização, tanto mais completa a dissolução do carboneto de ferro ou outras fases presentes (elemento de liga) no ferro gama, entretanto maior o tamanho de grão resultante.

Procura-se evitar, pois, permanência à temperatura do estritamente necessário para que se obtenha uma temperatura uniforme através de toda a seção do aço e para que se consigam as modificações estruturais mais convenientes. Tempo muito longo pode também aumentar a oxidação ou descarbonatação do material. Sob o ponto de vista de modificação estrutural, admite-se que uma temperatura ligeiramente mais elevada seja mais vantajosa que um tempo mais longo a uma temperatura inferior, devido à maior mobilidade atômica. De qualquer modo, o tempo à temperatura deve ser pelo menos o suficiente a se ter sua uniformização através de toda a seção.

2.2.5 Resfriamento

Este é o fator mais importante, pois é ele que determinará efetivamente a estrutura e, em conseqüência, as propriedades finais dos aços. Como pela variação da velocidade de resfriamento pode-se obter desde a perlita grosseira de baixa resistência mecânica e baixa dureza até a martensita que é o constituinte mais duro

resultante dos tratamentos térmicos. Por outro lado, a obtenção desses constituintes não é só função da velocidade de resfriamento, dependendo também como se sabe, da composição do aço (teor em elemento de liga, deslocando a posição das curvas em C – transformação por resfriamento contínuo), das dimensões (seção) das peças, etc.

Os meios de resfriamento usuais são: ambiente do forno, ar e meios líquidos. O resfriamento mais brando é, evidentemente, o realizado no próprio interior do forno e ele se torna mais severo à medida que se passa para o ar ou para um meio líquido, onde a extrema agitação dá origem aos meios de resfriamento mais drásticos ou violentos.

Na escolha do meio de resfriamento, o fator inicial a ser considerado é o tipo de estrutura final desejada a uma determinada profundidade. Não só, entretanto.

De fato, a seção e a forma da peça influem consideravelmente na escolha daquele meio. Muitas vezes, por exemplo, a seção da peça é tal que a alteração estrutural projetada não ocorre à profundidade esperada.

Algumas vezes a forma da peça é tal que um resfriamento mais drástico, como em água, pode provocar consequências inesperadas e resultados indesejáveis tais como empenamento e mesmo ruptura da peça. Um meio de resfriamento menos drástico, como óleo, seria o indicado sob o ponto de vista de empenamento ou ruptura, porque reduz o gradiente de temperatura apreciavelmente durante o resfriamento, mas não podem satisfazer sob o ponto de vista de profundidade de endurecimento. É preciso, então conciliar as duas coisas: resfriar adequadamente para obtenção da estrutura e das propriedades desejadas à profundidade prevista e, ao mesmo tempo, evitar empenamento distorção ou mesmo ruptura da peça quando submetida ao resfriamento. Tal condição se consegue com a escolha apropriada do aço.

Os tratamentos térmicos usuais dos aços são: recocimento, normalização, têmpera, revenido, e os tratamentos isotérmicos.

2.3 *Recozimento*

É o tratamento térmico realizado com o fim de alcançar um ou vários seguintes objetivos: remover tensões devidas aos tratamentos mecânico a frio ou a quente, diminuir a dureza para melhorar a usinabilidade do aço, alterar as propriedades mecânicas como resistência, ductilidade etc., modificar as características elétricas e magnética, homogeneizar o tamanho de grão, regularizar a textura bruta de fusão, remover gases, produzir uma microestrutura definida, eliminar enfim os efeitos de quaisquer tratamentos térmicos ou mecânicos a que o aço tiver sido anteriormente submetido.

O tratamento térmico genérico recozimento abrange os seguintes tratamentos específicos:

2.3.1 *Recozimento total ou pleno*

Que constitui no aquecimento do aço pouco acima da zona crítica, durante o tempo necessário e suficiente para se ter solução do carbono ou dos elementos de liga no ferro gama, seguido de um resfriamento lento, controlando a velocidade do forno ou desligando-se o mesmo e deixando que o aço resfrie ao mesmo tempo que ele.

A temperatura para recozimento pleno é de mais ou menos 50°C acima do limite superior da zona crítica - linha A3 - para aços hipoeutetóides e acima do limite inferior - linha A1 - para os hipereutetóides. Para estes aços, não se deve ultrapassar a linha superior A_{cm} porque, no resfriamento lento posterior, ao ser atravessada novamente essa linha, forma nos contornos dos grãos de ausência um invólucro contínuo e frágil de carboneto. Os constituintes que resultam do recozimento pleno são: perlita e ferrita para aços hipoeutetóides, cementita e perlita para aços hipereutetóides e perlita para os aços eutetóides.

O recozimento total requer um tempo muito longo de modo que às vezes, é conveniente substituí-lo pelo recozimento isotérmico ou cíclico.

2.3.2 *Recozimento isotérmico ou cíclico*

Que consiste no aquecimento do aço nas mesmas condições que para o recozimento total, seguido de um resfriamento rápido do aço nas mesmas condições que para o recozimento total, seguido de um resfriamento rápido até uma temperatura situada dentro da porção superior do diagrama de transformação isotérmico, onde o material é mantido durante o tempo necessário a se produzir a transformação completa. Em seguida, o resfriamento até a têmpera ambiente pode ser apressado.

Os produtos resultantes desse tratamento térmico são também perlita e ferrita, perlita e cementita ou só perlita. A estrutura final, contudo, é mais uniforme que no caso do recozimento pleno.

2.3.3 *Recozimento para alívio de tensões*

Que consiste no aquecimento do aço a temperaturas abaixo do limite inferior da zona crítica. O objetivo é aliviar as tensões originadas durante a solidificação ou produzidas em operações de endireitamento, corte por chama, soldagem ou usinagem. Essas tensões começam a ser aliviadas a temperaturas logo acima da ambiente; entretanto, é aconselhável aquecimento lento até pelo menos 500°C para garantir os melhores resultados. De qualquer modo, a temperatura de aquecimento deve ser a mínima compatível com o tipo e as condições da peça, para que não se modifique sua estrutura interna, assim como não se produzam alterações sensíveis de suas propriedades mecânicas.

2.4 CARACTERÍSTICAS BÁSICAS DO ENSAIO POR ULTRASSOM

2.4.1 Introdução

Sons extremamente graves ou agudos, podem passar desapercebidos pelo aparelho auditivo humano, não por deficiência deste, mas por caracterizarem vibrações com freqüências muito baixas, até 20Hz (infrassom) ou com freqüências muito altas acima de 20 kHz (ultrassom), ambas inaudíveis.

Como sabemos, os sons produzidos em um ambiente qualquer, refletem-se ou reverberam nas paredes que constituem o mesmo, podendo ainda ser transmitidos a outros ambientes. Fenômenos como estes apesar de simples e serem freqüentes em nossa vida cotidiana, constituem os fundamentos do ensaio ultrassônico de materiais. No passado, testes de eixos ferroviários, ou mesmos sinos, eram executados através de testes com martelo, em que o som produzido pela peça, denunciava a presença de rachaduras ou trincas grosseiras pelo som característico. Assim como uma onda sonora, reflete ao incidir num anteparo qualquer, a vibração ou onda ultrassônica ao percorrer um meio elástico, refletirá da mesma forma, ao incidir num anteparo qualquer, a vibração repetitiva ou onda ultrassônica ao percorrer um meio elástico, refletirá da mesma forma, ao incidir numa descontinuidade ou falha interna a este meio considerado. Através de aparelhos especiais, detectamos as reflexões provenientes do interior da peça examinada, localizando e interpretando as descontinuidades. [2]

Princípio Básico da Inspeção de Materiais por ultrassom



Figura 10 - Inspeção por ultrassom de um virabrequim (Foto extraída de trabalho técnico da Krautkramer)

2.4.2 Ensaio por Ultrassom

2.4.2.1 Finalidade do Ensaio

O ensaio por ultrassom é um método não destrutivo que tem por objetivo a detecção de defeitos ou descontinuidades internas, presentes nos mais variados tipos ou forma de materiais ferrosos ou não ferrosos. Tais defeitos são caracterizados pelo próprio processo de fabricação da peça ou componentes a ser examinada como por exemplo: bolhas de gás fundidos, dupla laminação em laminados, micro-trincas em forjados, escórias em uniões soldadas e muitos outros. Portanto, o exame ultrassônico, assim como todo exame não destrutivo, visa diminuir o grau de incerteza na utilização de materiais ou peças de responsabilidades.

2.4.2.2 Tipos de Ondas

Como já vimos, o teste ultrassônico de materiais é feito com o uso de ondas mecânicas ou acústicas colocadas no meio em inspeção, ao contrário da técnica radiográfica, que usa ondas eletromagnéticas. Qualquer onda mecânica é composta de oscilações de partículas discretas no meio em que se propaga. A passagem de energia acústica no meio faz com que as partículas que compõem o mesmo, executem um movimento de oscilação em torno na posição de equilíbrio, cuja amplitude do movimento será diminuído com o tempo em decorrência da perda de energia adquirida pela onda. Se assumirmos que o meio em estudo é elástico, ou seja que as partículas que o compõem são rigidamente ligadas, mas que podem oscilar em qualquer direção, então podemos classificar as ondas acústicas em quatro tipos:

2.4.2.3 Ondas longitudinais (Ondas de compressão)

São ondas cujas partículas oscilam na direção de propagação da onda, podendo ser transmitidas a sólidos, líquidos e gases.

2.4.2.4 Ondas transversais (ou ondas de cisalhamento)

Uma onda transversal é definida, quando as partículas do meio vibram na direção perpendicular ao de propagação. Neste caso, observamos que os planos de partículas, mantém-se na mesma distância um do outro, movendo-se apenas verticalmente.

2.4.2.5 Onda transversal

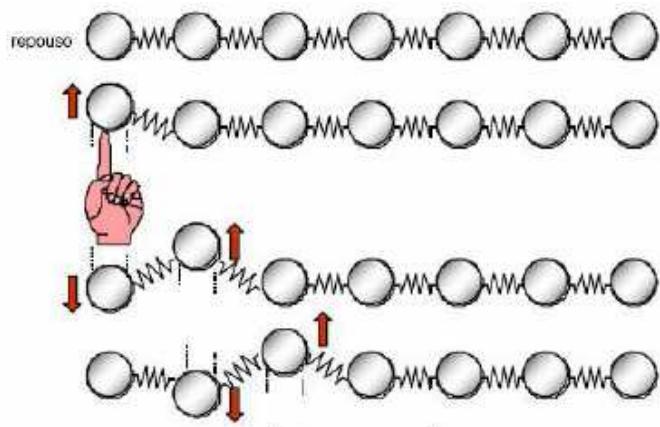


Figura 11 – Onda Transversal

As partículas oscilam na direção transversal a direção de propagação, podendo ser transmitidas somente a sólidos. As ondas transversais são praticamente incapazes de se propagarem nos líquidos e gases, pelas características das ligações entre partículas, destes meios. O comprimento de onda é a distância entre dois “vales” ou dois “picos”.

2.4.2.6 Ondas superficiais ou Ondas de Rayleigh

São assim chamadas, pela característica de se propagar na superfície dos sólidos. Devido ao complexo movimento oscilatório das partículas da superfície, a velocidade de propagação da onda superficial entre duas fases diferentes é de aproximadamente 10% inferior que a de uma onda transversal. Para o tipo de onda superficial que não possui a componente normal, portanto se propaga em movimento paralelo a superfície e transversal em relação a direção de propagação recebe a denominação de ondas de “Love”. Sua aplicação se restringe ao exame de finas camadas de material que recobrem outros materiais.

Para ondas superficiais que se propagam com comprimento de onda próxima a espessura da chapa ensaiada, neste caso a inspeção não se restringe somente a superfície, mas todo o material e para esta particularidade denominamos as ondas de “Lamb”.

2.5 Freqüência, Velocidade e Comprimento de Onda

2.5.1 Freqüência

As ondas acústicas ou som propriamente dito, são classificados de acordo com suas freqüências e medidos em ciclos por segundo, ou seja o número de ondas que passam por segundo pelo nossos ouvidos. A unidade “ciclos por segundos” é normalmente conhecido por “Hertz”, abreviatura “Hz”.

Assim sendo se tivermos um som com 280 Hz, significa que por segundo passam 280 ciclos ou ondas por nossos ouvidos. Note que freqüências acima de 20.0 Hz são inaudíveis e denominadas freqüência ultrassônica.

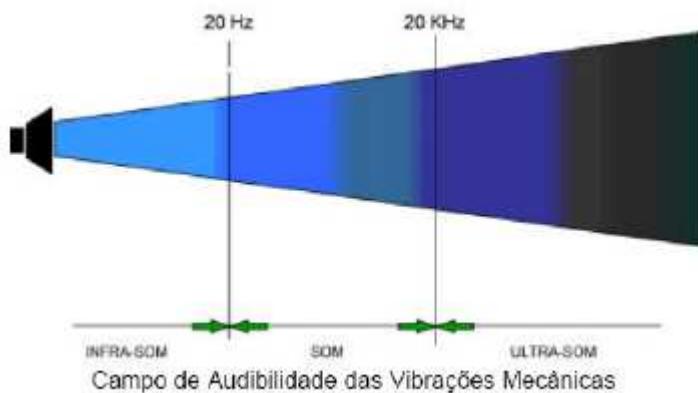


Figura 12 – Espectro de frequência sonora

2.5.2 Velocidade de propagação

Existem várias maneiras de uma onda sônica se propagar, e cada uma com características particulares de vibrações diferentes.

Definimos “Velocidade de propagação” como sendo à distância percorrida pela onda sônica por unidade de tempo. É importante lembrar que a velocidade de propagação é uma característica do meio, sendo uma constante, independente da frequência. A tabela 3 a seguir mostra as diferentes velocidades de propagação das ondas transversais em diversos materiais.

Tabela 3 – Velocidades de Propagação das Ondas Transversais
 Fonte Ultrasonic Testing, Krautkramer

Material	Velocidade (m/s)
Ar	-
Alumínio	3100
Cobre	2300
Acrílico	1100
Ouro	1200
Aço	3200
Aço inoxidável	3100
Aço Fundido	2400
Nylon	1100
Óleo (SAE30)	-
Água	-
Prata	1600
Titânio	3100
Níquel	3000
Magnésio	3000

2.5.3 Comprimento de onda

Quando atiramos uma pedra num lago de águas calmas, imediatamente criamos uma perturbação no ponto atingido e formando assim, ondas superficiais circulares que se propagam sobre a água. Neste simples exemplo, podemos imaginar o que definimos anteriormente de freqüência como sendo o número de ondas que passam

por um observador fixo, também podemos imaginar a velocidade de propagação pela simples observação e ainda podemos estabelecer o comprimento entre dois picos de ondas consecutivos. A esta medida denominamos comprimento de onda, e representaremos pela letra grega Lambda “ λ “.

2.5.4 Relações entre velocidade, comprimento de onda e freqüência

Considerando uma onda sônica se propagando num determinado material com velocidade “V”, frequência “f”, e comprimento de onda “ λ “, podemos relacionar estes três parâmetros como segue:

$$V = \lambda \cdot f$$

A relação acima, permite calcular o comprimento de onda pois a velocidade é em geral conhecida e depende somente do modo de vibração e o material, por outro lado a frequência depende somente da fonte emissora, que também é conhecida.

2.5.5 Geração das ondas ultrassônicas

Efeito Piezelétrico:

As ondas ultrassônicas são geradas ou introduzidas no material através de um elemento emissor com uma determinada dimensão e que vibra com uma certa frequência. Este emissor pode se apresentar com determinadas formas (circular, retangular). Tanto o elemento emissor e receptor, são denominados transdutores, também designados por cabeçotes.

Diversos materiais (cristais) apresentam o efeito piezelétrico. Se tomarmos uma lâmina de certo formato (placa) e aplicarmos uma pressão sobre o mesmo, surgem em sua superfície cargas elétricas. O efeito inverso também é verdadeiro: se aplicarmos dois eletrodos sobre as faces opostas de uma placa de cristal piezelétrico, de maneira que possamos carregar as faces eletricamente, a placa comporta-se como se estivesse sobre pressão e diminui de espessura. O cristal

piezelétrico pode transformar a energia elétrica alternada em oscilação mecânica e transformar a energia mecânica em elétrica.

2.5.6 Vibrações mecânicas

Figura mostrando a contração e expansão do cristal quando submetido a uma alta tensão alternada na mesma frequência ultrassônica emitida pelo cristal. É um processo de transformação da energia elétrica em energia mecânica

Tal fenômeno é obtido aplicando-se eletrodos no cristal piezelétrico com tensão elétrica alternada da ordem de 1000 V, de maneira que o mesmo se contrai e se estende ciclicamente. Se tentarmos impedir esse movimento a placa transmite esforços de compressão as zonas adjacentes, emitindo uma onda longitudinal, cuja forma depende da freqüência de excitação e das dimensões do cristal.

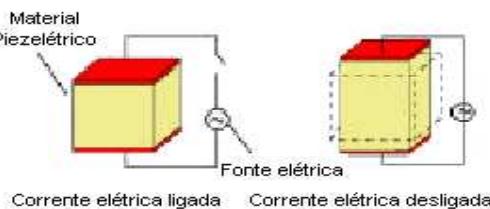


Figura 13 – O efeito piezelétrico num cristal [2,13]

2.6 Tipos de Cristais

Materiais piezelétricos são: o quartzo, o sulfato de lítio, o titanato de bário, o metaniobato de chumbo.

Quartzo é um material piezelétrico mais antigo, translúcido e duro como o vidro sendo cortado a partir de cristais originários no Brasil. Sulfato de Lítio é um cristal sensível a temperatura e pouco resistente. Titanato de Bário e metaniobato de chumbo são materiais cerâmicos que recebem o efeito piezelétrico através de polarização. Esses dois cristais são os melhores emissores, produzindo impulsos ou ondas de grande energia, se comparadas com aquelas produzidas por cristais de

quartzo. Para a inspeção ultrassônica, interessa não só a potência de emissão, mas também a sensibilidade da recepção (resolução). A freqüência ultrassônica gerada pelo cristal dependerá da sua espessura, cerca de 1m para 4 MHz e 2m para 2 MHz. Os cristais acima mencionados são montados sobre uma base de suporte (bloco amortecedor) e junto com os eletrodos e a carcaça externa constituem o transdutor ou cabeçote propriamente dito. Existem três tipos usuais de transdutores: Reto ou Normal, o angular e o duplo - cristal.

2. 7 Transdutores Normais ou Retos

São assim chamados os cabeçotes monocristal geradores de ondas longitudinais normal a superfície de acoplamento. Os transdutores normais são construídos a partir de um cristal piezelétrico colado num bloco rígido denominado de amortecedor e sua parte livre protegida ou por uma membrana de borracha ou por uma resina especial. O bloco amortecedor tem função de servir de apoio para o cristal e absorver as ondas emitidas pela face colada a ele.

O transdutor emite um impulso ultrassônico que atravessa o material a inspecionar e reflete nas interfaces, originando o que chamamos ecos. Estes ecos retornam ao transdutor e gera, no mesmo, o sinal elétrico correspondente.

A face de contato do transdutor com a peça deve ser protegida contra desgastes mecânico podendo utilizar membranas de borracha finas e resistentes ou camadas fixas de epóxi enriquecido com óxido de alumínio.

Em geral os transdutores normais são circulares, com diâmetros de 5 a 24 mm, com freqüência de 0,5; 1; 2; 2,5 ; 5 e 6 MHz. Outros diâmetros e freqüências existem, porém para aplicações especiais.

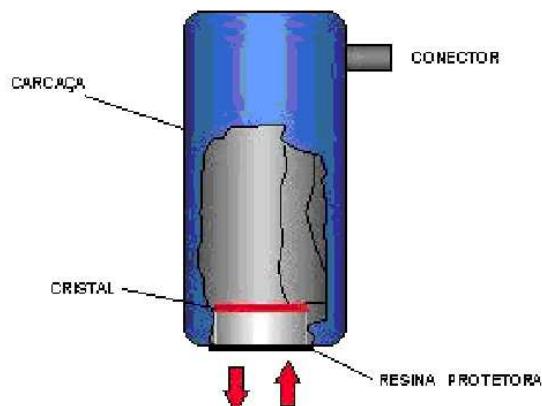


Figura 14 – Desenho esquemático de um transdutor reto ou normal [2,30]

2.8 Acoplantes

Ao acoplarmos o transdutor sobre a peça a ser inspecionada, imediatamente estabelece uma camada de ar entre a sapata do transdutor e a superfície da peça. Esta camada de ar impede que as vibrações mecânicas produzidas pelo transdutor se propague para a peça em razão das características acústicas (impedância acústica) muito diferente do material a inspecionar.

A impedância acústica "Z" é definida como sendo o produto da densidade do meio (ρ) pela velocidade de propagação neste meio (V), ($Z = \rho \times V$) e representa a quantidade de energia acústica que se reflete e transmite para o meio. Como exemplo, podemos citar que a interface água e aço, apenas transmite 12% e reflete 8% da energia ultrassônica.

Por esta razão, deve-se usar um líquido que estabeleça uma redução desta diferença, e permita a passagem das vibrações para a peça. Tais líquidos, denominados líquido acoplantes são escolhidos em função do acabamento superficial da peça, condições técnicas, tipo da peça. A tabela 4 abaixo descreve alguns acoplantes mais utilizados.

Tabela 4 – Impedância Acústica de Alguns Materiais e Acoplantes

Fonte SCNIC Instruments – catálogo de fórmulas e dados

Acoplante	Densidade (g/cm ³)	Velocidade da onda long. (m/s)	Impedância Acústica (g/cm ² .s)
Óleo (SAE30)	0,9	1700	1,5 x 10 ⁵
Água	1,0	1480	1,48 x 10 ⁵
Glicerina	1,26	1920	2,4 x 10 ⁵
Carbox Metil Celulose (15 g/l)	1,20	2300	2,76 x10 ⁵
Aço	7,8	5900	46 x 10 ⁵
Ar ou gás	0,0013	330	0,00043 x 10 ⁵
Aço inoxidável	7,8	5800	45,4 x 10 ⁵
Alumínio	2,7	6300	17,1 x 10 ⁵
Acrílico	1,18	2700	3,1 x 10 ⁵
Cobre	8,9	4700	41,6 x 10 ⁵

Os acoplantes devem ser selecionados em função da rugosidade da superfície da área de varredura, o tipo de material, forma da peça, dimensões da área de varredura e posição para inspeção.

2.9 AVALIAÇÃO DE TENSÕES POR ULTRASSOM

2.9.1 ACUSTOELASTICIDADE E BIRREFRINGÊNCIA

Segundo Bittencourt [3], a velocidade das ondas ultrassônicas ao passar no interior de um sólido elástico tensionado, não é constante como seria em um sólido isotrópico livre de tensões. Já foi constatado que esta variação da velocidade da onda ultrassônica depende do estado de tensão do material, da direção de propagação da onda ultrassônica em relação aos planos cristalinos e da direção da movimentação das partículas (polarização) do meio pela passagem da onda. 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. [3]

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. [3]

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. [12]

Baseada na lei de Hooke, a teoria linear da elasticidade é geralmente adequada para descrever o comportamento elástico dos materiais. Nesta abordagem, a energia de deformação elástica é desenvolvida para a segunda ordem de deformação e são introduzidas as constantes de Lame, λ e μ , para o caso de um meio isotrópico. Entretanto, somente foi possível a descrição teórica do efeito acustoelástico, que relaciona a influência do estado de tensão no material à velocidade da onda ultrassônica, considerando a teoria não linear da elasticidade. Murnaghan desenvolveu a conceituação da energia de deformação elástica para as deformações de terceira ordem e introduziu as constantes elásticas de terceira ordem (l , m e n que foram então chamadas constantes de Murnaghan) [3,12].

Tendo por base a teoria desenvolvida por Murnaghan em 1937, Hughes e Kelly [15] em 1953 desenvolveram as relações básicas entre a velocidade da onda ultrassônica e a deformação que surge devido à tensão no material onde essa onda se propaga. [3,12]

O método funciona bem quando a propagação ocorre em um meio isotrópico. Se existe alguma anisotropia elástica causada pela microestrutura ou por uma orientação preferencial de grãos no material, a velocidade das ondas cisalhantes apresenta mudanças geralmente maiores do que as resultantes do efeito acustoelástico [3,12].

As equações desenvolvidas por Hughes e Kelly [15] 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:

No caso de ondas cisalhantes,

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

Em que 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 a 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.

Para 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:

$$B = \frac{V_{31} - V_{32}}{V_c^0} = (k_4 - k_5)(\sigma_1 - \sigma_2) \quad (\text{Equação 2})$$

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, que é definido como a diferença fracional da velocidade ou tempo de trânsito da onda ultrassônica em relação a duas direções perpendiculares (CARMO *et al.*, 2007 e 9), como mostra a equação 3:

$$B = \frac{\frac{V_t - V_i}{2}}{\frac{t_i - t_t}{2}} = \frac{V_t - V_i}{t_i + t_t} \quad (\text{Equação 3})$$

Onde t_i 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, associada a leves diferenças nos módulos de cisalhamento nas direções mutuamente perpendiculares e m é a constante acustoelástica do material. A velocidade das ondas no interior dos materiais é função do estado interno de tensões, assim como de outros fatores como textura, tamanho de grão, etc. [3, 9 e 12].

2.9.2 Análises de tensões

As tensões residuais são muito importantes, pois definem seu comportamento perante a fadiga, fratura, corrosão, entre outros fatores, além do seu efeito no componente metálico. [19]

A análise de tensões em componentes em uso é de grande importância, devido ao efeito conjunto das tensões residuais, com as tensões aplicadas, podendo ocasionar a fratura dos mesmos. [19]

2.9.3 Tensões residuais

As tensões residuais são aquelas que permanecem no material, mesmo quando todo o carregamento externo é retirado. Essas tensões aparecem quando o material é submetido a processos térmicos ou mecânicos (fundição, soldagem, laminação, trefilação, usinagem e outros), que causam deformações plásticas não uniformes ao longo da seção da peça. Em sistemas compostos por vários componentes, as tensões também podem resultar de forças de reação quando o material é colocado em posição, ou seja, quando não há carregamento externo e transformações estruturais do material, com expansões e contrações, que causam tensões residuais. [19, 25]

Existem três classificações de tensões residuais: macroscópicas, que ocorrem em alta escala na natureza; microtensões estruturais, que ocorrem entre diferentes fases e partículas nas estruturas; e tensões interatômicas, devido a distâncias atômicas dentro do grão [19,26].

Os sistemas de tensões residuais é auto equilibrado. A força e o momento externo dessas tensões são nulos. O aparecimento dessas tensões pode gerar diversos problemas como formações de trincas, tendência à estrutura frágil e instabilidade dimensional.

As tensões residuais podem afetar as propriedades mecânicas do material e sua estrutura causando falhas estruturais, diminuindo a resistência à corrosão (no caso de tensões residuais elásticas), mas podem ter efeitos benéficos como o aumento do limite de fadiga, no caso de tensões superficiais compressivas [19,26].

2.9.4 Técnicas de medição de tensões [19]

Existem diversas técnicas qualitativas e quantitativas que podem ser empregadas para analisar tensões residuais, principalmente em solda, conforme tabela 5. Geralmente podem ser distinguidas entre destrutivas e não destrutivas [19].

Tabela 5 – Técnicas de análise de tensão

Grupo	Técnica
Técnicas de relaxamento de tensão	Técnica de extensômetro elétrico
	Técnica de extensômetro mecânico
	Técnica de revestimento frágil
	Técnica de revestimento fotoelástico
Técnica de difração de raios-X	Difração em filme
	Difração com difratômetro
Técnicas baseadas em propriedades sensíveis à tensão	Técnica com ultrassom
	Técnica com medida de dureza
	Técnica magnética
Técnica de fissuração	Fissuração pelo hidrogênio
	Fissuração por corrosão sob tensão

As séries destrutivas se baseiam na destruição do estado de equilíbrio da tensão residual, no componente mecânico. Neste sentido, pode-se medir o relaxamento, ou melhor, as consequências do relaxamento.

As técnicas de relaxamento de tensão são baseadas na deformação elástica que ocorre quando uma parte de um corpo-de-prova, contendo tensões residuais, é removida [19,25]. Esta mudança na deformação elástica pode ser medida por sensores elétricos ou mecânicos, chamados extensômetros ou strain gages. Com a associação de equações de elasticidade calculam-se as tensões residuais existentes anteriormente no material.

Embora esta técnica seja destrutiva é a mais utilizada.

Todos os métodos destrutivos são sensíveis à tensão residual macroscópica.

Os métodos não destrutivos se baseiam na relação entre os parâmetros físicos, ou cristalográficos, ou à tensão residual. Em sua maioria, os materiais são sensíveis aos três tipos de tensões, porém não podem diferenciá-los. [19]

As técnicas de difração de raios-X são baseadas nos parâmetros cristalinos de pequenas regiões da peça e na variação destes parâmetros com as deformações elásticas, presentes no material submetido a tensões residuais; permite medir tensões residuais e não é destrutiva, porém é menos precisa e mais demorada.

Técnicas baseadas em propriedades sensíveis a tensão são técnicas não destrutivas e também medem as alterações associadas às deformações elásticas presentes na região medida. A técnica ultrassônica se baseia na alteração do ângulo de polarização da onda ultrassônica polarizada, relacionando-o a tensão residual. A análise de dureza é baseada em pequenas alterações que ocorrem nas regiões que contém deformações elásticas ou plásticas e o método magnético se baseia nas alterações das propriedades magnéticas em materiais ferromagnéticos.

A técnica de fissuração é baseada na avaliação qualitativa do padrão de fissuração, desenvolvido em corpos-de-prova em ambientes agressivos, capazes de formar trincas por tensões. Essas trincas são induzidas por fragilização de hidrogênio ou por corrosão sob tensão.

2.10 SOLDAGEM POR ARCO SUBMERSO (SAW)

2.10.1 DESCRIÇÃO GERAL DA SOLDAGEM POR ARCO SUBMERSO

Soldagem por arco submerso (SAS) ou também conhecido em inglês como **Submerged arc welding (SAW)**, é um processo em que o calor necessário para fundir o metal é produzido por um arco elétrico criado entre a peça de trabalho e a ponta do arame de soldagem. [20]

A ponta do arame de soldagem, o arco elétrico e a peça de trabalho são cobertos por uma camada de um material mineral granulado conhecido por fluxo para soldagem (daí o nome arco submerso), portanto não há arco visível pois fica escondido, nem faíscas, respingos ou fumos comuns em outros processos. Parte do

fluxo é fundida gerando uma capa protetora sobre a poça de fusão da solda. O restante não fundido é recolhido para a reutilização.

O consumível utilizado normalmente é o arame sólido, mas também são utilizados arames tubulares. A soldagem por Arco Submerso é geralmente realizada com equipamentos automáticos, embora existam pistolas de soldagem manuais para o processo. Para aumentar a produtividade, um arranjo com vários consumíveis pode ser introduzido. Devido à sua elevada taxa de deposição de metal, é um processo particularmente adequado para longas articulações retas de boa qualidade na posição plana e horizontal. É amplamente utilizado na fabricação de vasos de pressão, em plantas químicas, em estruturas pesadas, soldagem de tubos, em reparação e na indústria de construção naval.

Duas razões fazem do arco submerso um processo de alto rendimento: Praticamente não ocorrem perdas do arame de soldagem e a automatização do processo que possibilita utilizar altas correntes sem grandes riscos para a segurança do operador.

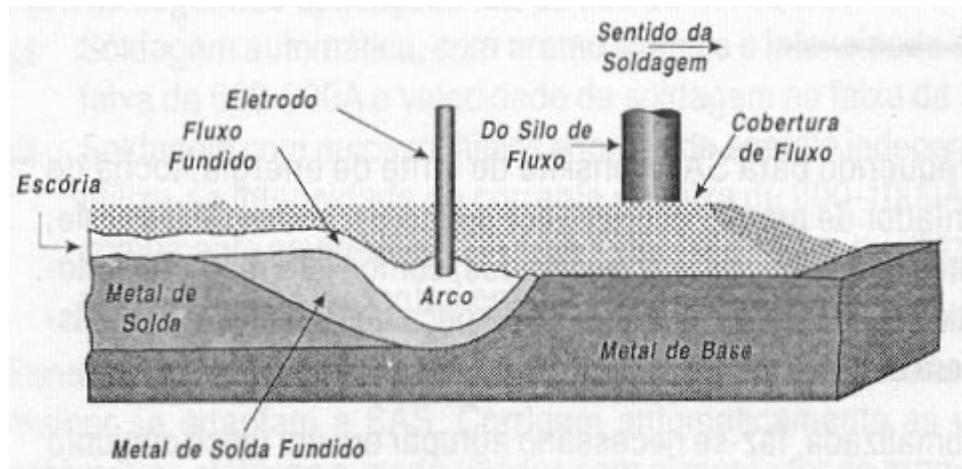


Figura 15 – Processo Arco Submerso (SAW)

Características

Eletrodo

O consumível é normalmente um arame padrão com uma diâmetro de 1,6 a 6 milímetros (1/16 pol a 1/4 pol).

Parâmetros do processo

Corrente de soldagem: correntes até 2.000 A, CA ou CC, com um único arame.

- **Voltagem do Arco**
- **Espessuras:** soldagem monopasse até 16 mm de espessura e soldagem multipasse sem limite de espessura.
- **Velocidade de soldagem:** até 40 cm/min com um único arame. Maiores velocidades podem ser alcançadas com vários arames na mesma poça de fusão.
- **Posição:** a alta corrente de soldagem aliada ao alto porte térmico cria uma grande poça de fusão e muita escória líquida também. Sob tais condições, as soldas devem ser mantidas na horizontal para evitar escorrer. Soldas com pequenas poças de fusão podem ser inclinadas por até 15° da horizontal sem grande dificuldade. Se o tamanho dos passes for limitado, soldas horizontais podem ser executadas em superfícies verticais, desde que seja providenciado um suporte adequado para o fluxo.

Outros Fatores

Fluxo profundidade / largura

- **Classificação, tipo de arame e fluxo**
- **Diametro do arame**
- **Configuração de múltiplos arames**

Equipamento

Fonte de energia

- Arame
- Alimentador do arame
- Fluxo
- Equipamento de proteção individual (EPI)

Vantagens

Elevada velocidade de soldagem;

- Maiores taxas de deposição;
- Boa integridade do metal de solda;
- Processo simples utilização;
- Melhor ambiente de trabalho e maior segurança para o operador.

Limitações

Limitado às posições de soldagem plana e horizontal em ângulo.

- Limitado a siderurgia (ferro ou aço inoxidável) e algumas ligas a base de níquel.
- Normalmente limitado a cordões de solda em linha ou aplicado em tubos.
- Requer relativo manuseio do sistema de fluxo para soldagem
- O fluxo, resíduos e escórias podem apresentar um problema para a saúde e segurança.
- É necessário remover os resíduos e escória do cordão de solda.

3. MATERIAIS E MÉTODOS

3.1 Considerações iniciais

Neste capítulo são apresentados o material de estudo deste trabalho, sua caracterização química, mecânica e metalográfica, o sistema ultrassônico utilizado, a soldagem e tratamento térmico da amostra, bem como a metodologia usada para os ensaios ultrassônicos realizados nas três etapas do trabalho (material como recebido, soldado e tratado termicamente).

3.2 Material de estudo

O material empregado no estudo foi uma amostra, cedido gentilmente pela Nuclep, retirada da fabricação do Suporte do Vaso do Reator de Angra 3, juntamente com toda sua documentação e rastreabilidade do material, consistindo em 01 (uma) peça de aço DIN 20 MnMoNi 55 com as dimensões de 500 mm de comprimento por 200 mm de largura e 50 mm de espessura (com uma variação dimensional de 1,5 mm), conforme figura 16 abaixo. O número da corrida foi o nº 83490.3, sendo apresentado a seguir, na tabela 6 abaixo, as análises químicas do material (no topo e no fundo) e as propriedades mecânicas, tabela 7, obtidas conforme a norma de referência do material (Vd TÜV 401/3).



Figura 16 – Amostra do aço DIN 20 MnMoNi 55

Tabela 6 - Análise química do material no topo e no fundo

	Resultado (topo)	Requerido	Resultado (fundo)
C	0,195	0,17-0,25	0,180
Mn	1,400	1,15-1,50	1,360
Si	0,265	0,15-0,30	0,260
Ni	0,560	0,45-0,80	0,540
Cr	0,140	≤ 0,20	0,135
Mo	0,480	0,45-0,55	0,470
S	0,005	≤ 0,012	0,004
P	0,010	≤ 0,012	0,009
Cu	0,070	≤ 0,12	0,070
Al	0,025	0,010-0,040	0,025
V	< 0,005	≤ 0,02	< 0,005
N	0,009	Inf.	0,009
Sn	0,006	≤ 0,011	0,006
As	0,017	Inf.	0,016

Tabela 7 – propriedades mecânicas da chapa de aço 20MnMoNi 55

CPs	LE 0.2% (N/mm ²)	L.R (N/mm ²)	Alongamento A (%)	Redução de área Z (%)
Referência (VdTüV 401/3)	≥ 390	560 -700	≥ 19	≥ 45
CP1 (topo)	506	649	21	65,0
CP2 (fundo)	469	613	23,5	71,5

3.3 Metodologia Experimental

Na amostra 20 MnMoNi 55 foram marcados os 36 pontos, conforme a figura 17, com o cuidado de deixar livre as arestas para evitar uma possível reflexão da borda durante a aquisição dos sinais ultrassônicos. Cada ponto demarcado teve uma área mínima delimitada de 20 mm² para comportar o diâmetro do transdutor utilizado de 12,7 mm². A parte experimental deste trabalho consistiu de três etapas, sendo a primeira composta de uma avaliação acustoeólica do material como recebido (metal de base), a segunda com o material soldado e assim submetê-lo a tensões de soldagem e à terceira após um tratamento térmico de alívio de tensões da amostra soldada. Em todas as etapas do trabalho foram obtidos os sinais ultrassônicos e medidos os tempos de percurso nesses pontos do material. Abaixo na figura 17 é apresentado um croqui da amostra com os 36 pontos identificados, e a seguir a figura 18 mostra a fotografia desse material.

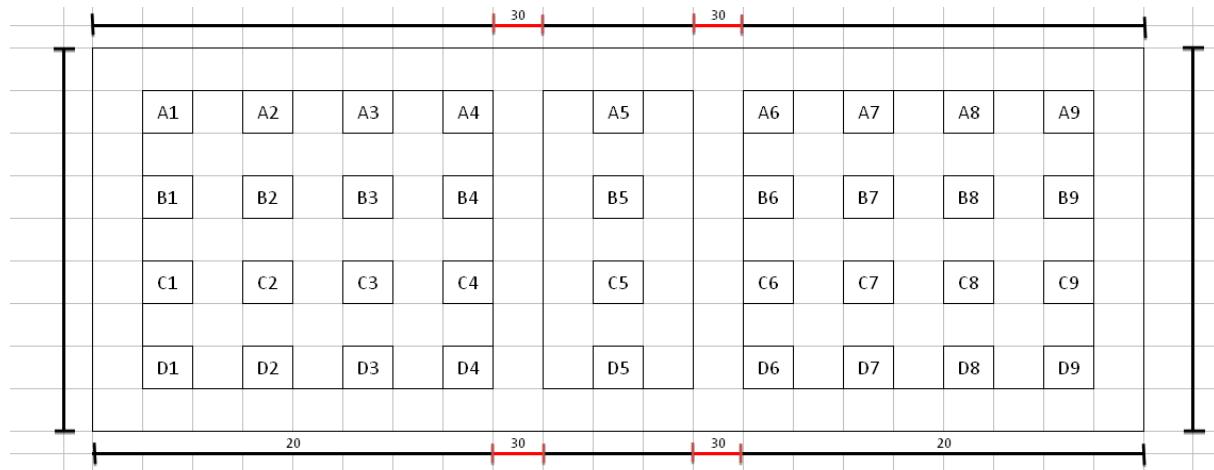


Figura 17 – Croqui da amostra DIN 20 MnMoNi 55

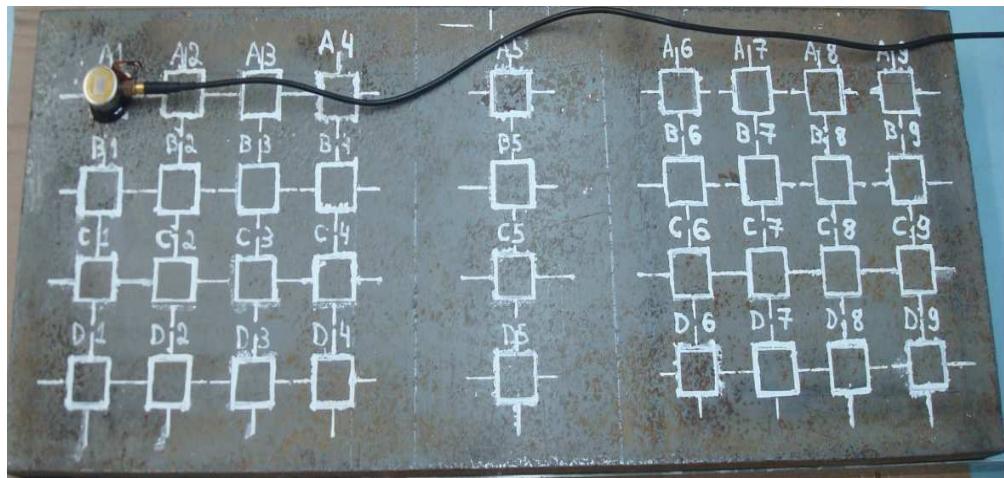


Figura 18 – Amostra DIN 20 MnMoNi 55 com os pontos marcados

3.3.1 Sistema Ultrassônico

Foi utilizado na avaliação acustoeólica realizada na amostra de aço 20 MnMoNi 55 e nos corpos-de prova utilizados no estudo, um sistema ultrassônico composto por um osciloscópio (item 1 na figura 20) modelo Tektronik DPO 3032 Digital Phosphor Oscilloscope (300 MHz e 2.5 GS/s), um equipamento de ultrassom (item 2 na figura 20) modelo Panametrics – NDT EPOCH 4 PLUS Olympus, um computador PC da marca HP (item 3 na figura 20) e um transdutor de onda cisalhante (item 4 na figura 20) da marca PANAMETRICS de 2,25 MHz de frequência (modelo V154 2.25/0.5" 566593) com diâmetro de 12,7 mm. Antes do início da tomada dos tempos na amostra do material o sistema ultrassônico era ligado por no mínimo uma hora para evitar possíveis problemas de instabilidade eletrônica. O acoplante utilizado entre o transdutor ultrassônico e a amostra foi o Shear Wave Couplant (SWC). A figura 20 a seguir mostra os equipamentos utilizados durante os experimentos no laboratório de ultrassom do IEN.

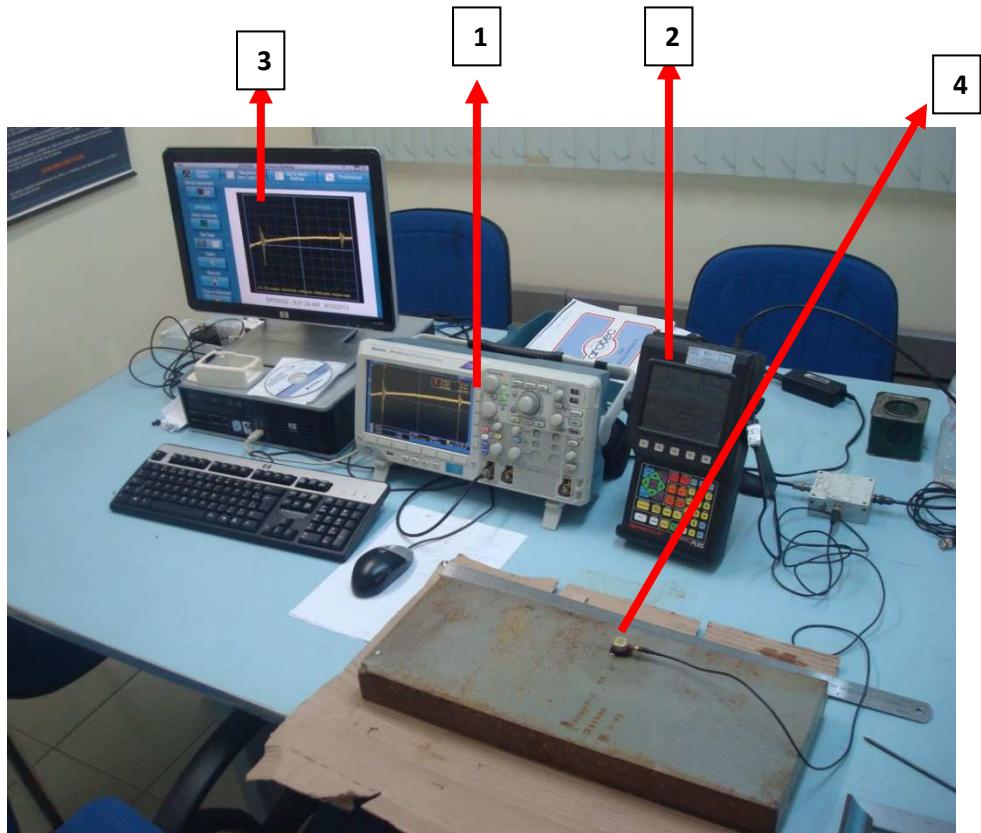
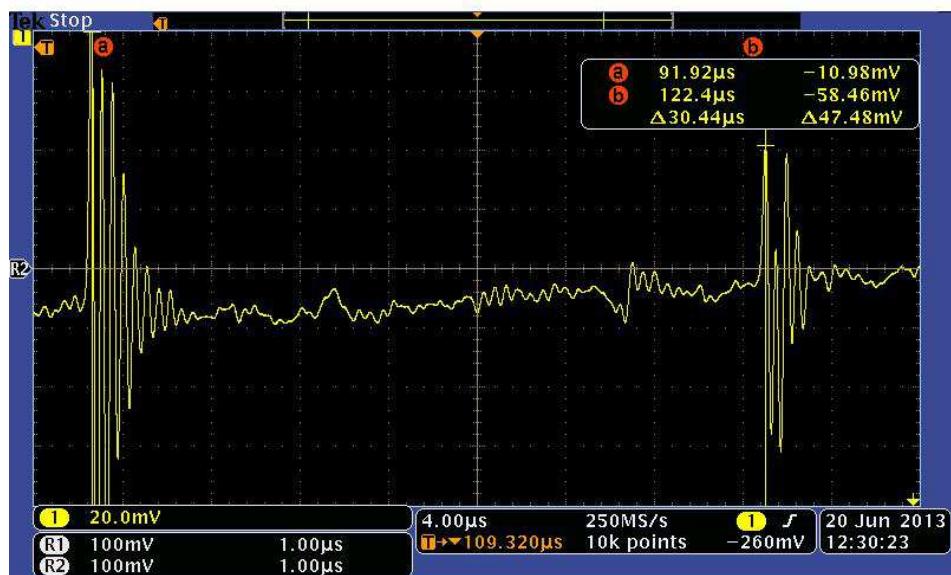


Figura 19 – Sistema ultrassônico empregado

3.3.2 Medição do tempo da onda ultrassônica

O tempo de percurso da onda ultrassônica pode ser obtido por diversas técnicas [3]. Nesse trabalho, é conseguida pela medida das distâncias entre 2 ecos consecutivos, conforme mostra a figura 19. O sinal adquirido, com 2 ecos consecutivos, é processado matematicamente através do programa CHRONOS que utiliza a correlação cruzada e uma interpolação de sinais para obtenção do tempo, conforme Bittencourt [28].



DPO3032 - 11:52:06 AM 6/20/2013

Figura 20 – Tela do programa obtida através do osciloscópio para captura da onda ultrassônica medida com o uso do transdutor de 2,25 MHz

A escolha do transdutor de onda cisalhante de 2,25 MHz, uso do osciloscópio e do programa “CHRONOS” para o processamento dos dados obtidos através do osciloscópio e a definição do comprimento do registro da onda (para nosso experimento inicial foi realizado um teste com os comprimentos de 100.000 e 10.000 pontos mas posteriormente foi feita a escolha para o comprimento de 10.000 pontos devido a um menor tempo de processamento dos dados obtidos).

Foi realizado um teste inicial, utilizando o sistema ultrassônico, em um ponto da amostra a fim de verificar a qualidade do sinal ultrassônico adquirido e a metodologia de aquisição dos sinais (par-a-par e contínua) que será descrita a seguir.

3.3.3 Método de captura dos sinais ultrassônicos a ser usado no estudo

No Laboratório de Ultrassom do Instituto de Engenharia Nuclear (LABUS/IEN) são usadas duas metodologias de captura do sinal ultrassônico gerado por uma onda cisalhante na técnica da birrefringência acústica: a “**Par-a-par**” e a “**Contínua**”. Estas metodologias são descritas a seguir.

3.3.3.1 Metodologia de captura par-a-par

O sinal ultrassônico gerado pelo transdutor posicionado com a direção de polarização da onda ultrassônica cisalhante na direção de laminação, denominada no estudo como “direção longitudinal”, é capturado pelo osciloscópio e visualizado em sua tela e em seguida é transferido para o computador pelo programa **Open choice desktop**. Logo a seguir, outro sinal é capturado na “direção transversal”, ou seja, com o transdutor girado a 90º da posição anterior de inspeção, sem sair do ponto em avaliação e perfeitamente acoplado, formando assim um par de sinais. Isso é repetido o número de vezes que for necessário até alcançar o número de pares de sinais determinado para estudo, que neste trabalho foram 15 pares. Para cada par de sinais ultrassônicos processados matematicamente pelo programa CHRONOS são obtidos os tempos de percurso da onda nas duas direções e o valor da birrefringência acústica correspondente.

3.3.3.2 Metodologia de captura contínua

Neste método a captura dos sinais ultrassônicos é iniciada mantendo o transdutor ultrassônico acoplado na peça em inspeção na direção de laminação, de modo contínuo, ou seja, sem girar o transdutor, até capturar a quantidade de sinais ultrassônicos previamente estabelecida para o estudo, nesse caso 15 sinais. A seguir, no mesmo ponto, o transdutor ultrassônico é girado e posicionado a 90º em relação à medida anterior, e é feita a captura dos sinais ultrassônicos, agora na direção transversal, até atingir a mesma quantidade de sinais, 15 sinais.

Para a definição da melhor metodologia a ser usada no estudo, foram realizados dois testes, cada um empregando uma das metodologias na amostra do aço 20 MnMoNi 55, conforme a Figura 18.

3.4.1 - 1^a Fase: Obtenção de sinais ultrassônicos no material como recebido

Após o treinamento inicial com o sistema ultrassônico e a definição da metodologia de aquisição de sinais ultrassônicos (par-a-par), foram obtidos e processados os sinais ultrassônicos na chapa como recebido nos 36 pontos previamente marcados. Em cada ponto foram obtidos 15 sinais ultrassônicos com a direção de polarização alinhada com a direção de laminação do material (denominada nesse trabalho direção longitudinal) e 15 com a direção de polarização perpendicular a direção de laminação (denominada nesse trabalho direção transversal), usando a metodologia par-a-par, ou seja, o primeiro sinal adquirido com a direção de polarização alinhada com a direção de laminação e a seguir, girando o transdutor 90º obtido o sinal com a direção de polarização perpendicular à direção de laminação. Os sinais processados geraram 15 pares de tempo de percurso da onda ultrassônica em cada ponto, que deram origem a 15 valores de birrefringência acústica por ponto. Este procedimento foi realizado nos 36 pontos do material como recebido.

3.4.2 - Preparação da amostra para soldagem

Após a etapa inicial de aquisição e processamento de sinal ultrassônico no material como recebido, foi realizado nas instalações da Nuclep o corte da amostra, usinagem do chanfro, preparando a peça para a soldagem, ensaio de líquido penetrante no chanfro da amostra para verificar possíveis defeitos no chanfro. As figuras 21, 22 e 23 mostram essas etapas do trabalho.



Figura 21 - Corte da amostra 20MnMoNi 55



Figura 22 – Chanfro usinado na amostra 20MnMoNi 55



Figura 23 – Ensaio de líquido penetrante no chanfro da amostra 20MnMoNi 55

3.4.3 - Soldagem da amostra 20 MnMoNi 55

Foram soldadas duas chapas de entrada e saída na amostra 20 MnMoNi 55 para garantir a fixação da peça durante a soldagem através do processo arco submerso e evitar a introdução de tensões no material além das provocadas pela soldagem conforme a figura 24.



Figura 24 – Chapas de entrada e saída soldadas na amostra

Após a fixação da peça na bancada, foi feito o pré-aquecimento do material para garantir uma homogeneidade na temperatura durante a soldagem do aço 20 MnMoNi 55. Foi utilizado o processo de soldagem por arco submerso (SAW) com fluxo OP41TT e consumível de solda S3NiMo1 conforme a especificação AWS A 5.23 compatíveis com o material 20 MnMoNi 55 a ser soldado. Todo o processo de soldagem foi supervisionado tendo rigoroso controle dos parâmetros de soldagem bem como da solda realizada. A figura 25 mostra a soldagem da amostra pelo processo arco submerso (SAW) e a 26 o término da soldagem do material. Este é o procedimento de soldagem que é empregado para a fabricação dos componentes nucleares.



Figura 25 – Soldagem da amostra 20 MnMoNi 55 através do processo SAW



Figura 26 – Término da soldagem da amostra 20 MnMoNi 55

3.5 - 2^a Fase: Obtenção de sinais ultrassônicos depois da soldagem

Após a soldagem da amostra, foram obtidos e processados novamente os sinais ultrassônicos na peça 20 MnMoNi 55 como soldada nos 36 pontos no laboratório de ultrassom do IEN.

Como foi feito para o material recebido, em cada ponto foram obtidos 15 sinais ultrassônicos com a direção de polarização alinhada com a direção de laminação do

material e 15 com a direção de polarização perpendicular a direção de laminação. Os sinais, após processados, geraram 15 pares de tempo de percurso da onda ultrassônica em cada ponto, que deram origem a 15 valores de birrefringência acústica por ponto. Este procedimento foi realizado nos 36 pontos do material como soldado.

3.6 - Tratamento térmico de alívio de tensões

Posteriormente ao processamento dos sinais ultrassônicos após a soldagem, foi feito o tratamento térmico de alívio de tensões (TTAT) nas instalações da Nuclep. O mesmo foi realizado no forno elétrico na Nuclep conforme a curva de tratamento térmico indicada na figura 27 abaixo, em que na ordenada tem-se a temperatura em °C e na abscissa o tempo do tratamento térmico (indicado em horas) e onde TMA indica a taxa máxima de aquecimento e TMR a taxa máxima de resfriamento do material submetido ao tratamento térmico indicado em °C/h..

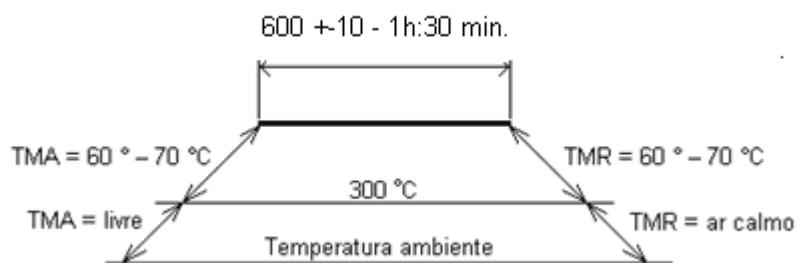


Figura 27 – Curva de tratamento térmico do aço 20 MnMoNi 55

Foram utilizados dois termopares, devidamente calibrados e localizados na peça conforme figura 28, onde DLC significa a direção de laminação da chapa. Todos os dados de temperatura na operação de tratamento térmico foram registrados em uma carta de tratamento térmico.

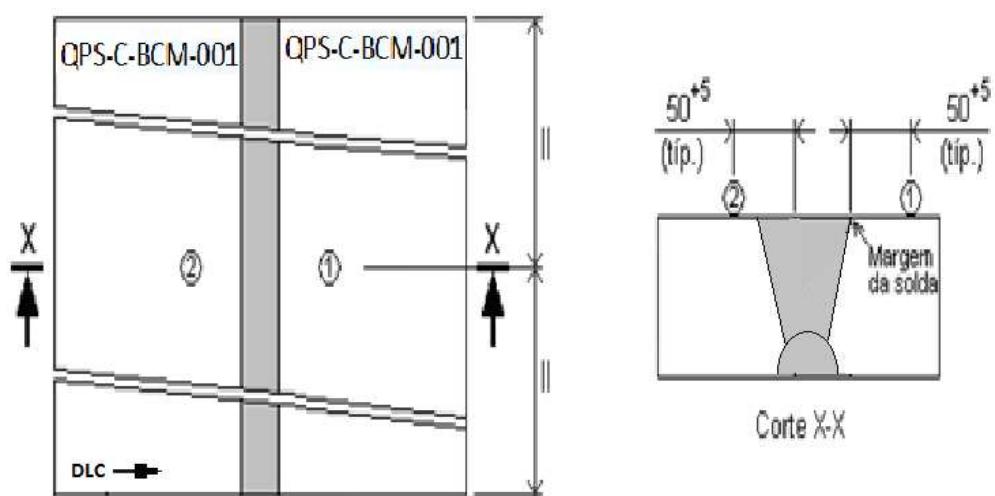


Figura 28 – Localização dos termopares na amostra 20 MnMoNi 55

As figuras 29, 30 e 31 mostram a preparação da amostra, o alívio de tensões realizado e a amostra após o tratamento térmico.



Figura 29 – Preparação da amostra 20 MnMoNi 55 antes do tratamento térmico



Figura 30 – Forno elétrico utilizado para o tratamento de alívio de tensões na amostra 20 MnMoNi 55



Figura 31 – Amostra 20 MnMoNi 55 após o tratamento térmico de alívio de tensões

3.7 - 3^a Fase: Obtenção de sinais ultrassônicos depois do tratamento térmico

Após o tratamento térmico da amostra soldada, foram obtidos e processados novamente os sinais ultrassônicos nos 36 pontos. Como foi feito para o material soldado, a operação de aquisição e processamento foi idêntica à realizada na 2^a fase para o material soldado.

3.8 - Levantamento da constante acustoelástica, ensaios mecânicos e metalográficos

Para o levantamento da constante acustoelástica do material, ensaios mecânicos e metalográficos, conforme instrução técnica interna da Nuclep baseada na norma ASME SA-370, foram preparados quatro corpos de prova (CP) com as dimensões conforme a figura 32, onde DLC significa a direção de laminação da chapa a partir do material da amostra utilizada.

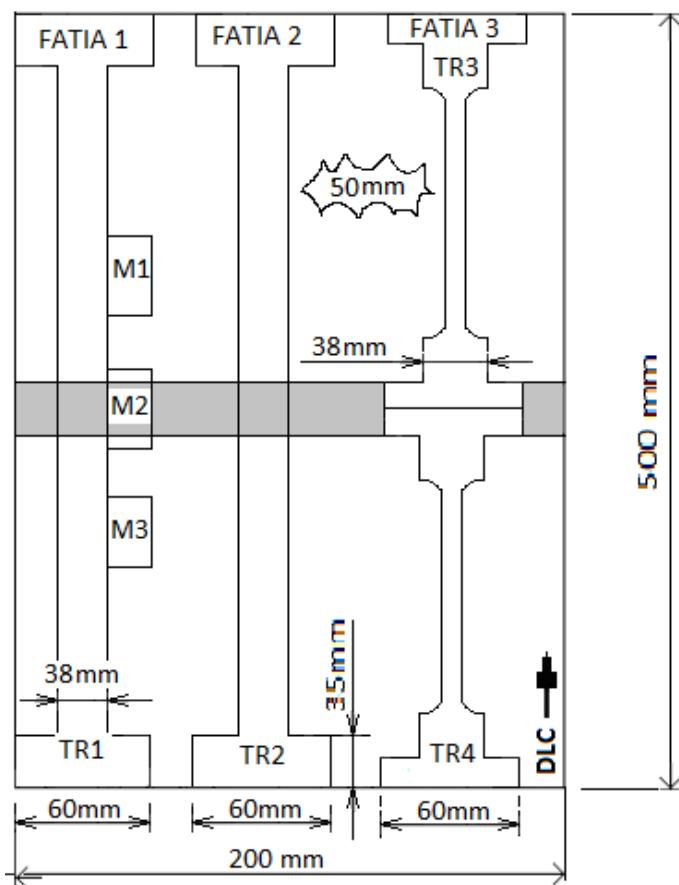


Figura 32 – Leiaute de localização dos corpos de prova para ensaios destrutivos da amostra 20 MnMoNi 55

Após a definição da localização dos corpos de prova (CP) para ensaio de tração e para a macrografia na amostra (figura 32), foi dada seqüência na fabricação dos CP nas instalações da Nuclep conforme mostra as figuras 33, 34 e 35.



Figura 33 – Corte da amostra 20 MnMoNi 55 para preparação dos corpos de prova



Figura 34 – Amostra 20 MnMoNi 55 cortada

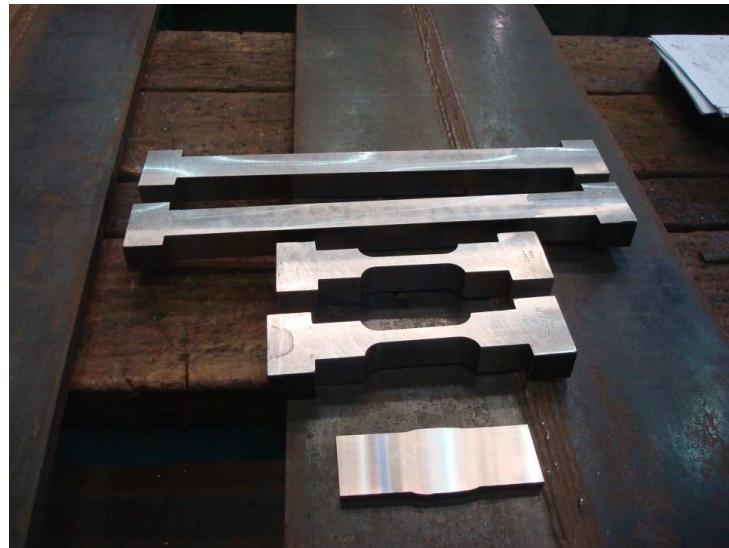


Figura 35 – Corpos de prova preparados para os ensaios

Foram fabricados dois corpos de prova (CP) menores, chamados TR3 e TR4, um para ensaio mecânico de tração e determinação das propriedades mecânicas do material 20 MnMoNi 55 e outro como sobressalente, e dois maiores, TR1 e TR2 um para determinação da constante acustoeelástica do material 20 MnMoNi 55 e um sobressalente. Também foram removidos 3 corpos de prova M1, M2 e M3 para ensaios metalográficos.

Para a determinação das propriedades mecânicas do material 20 MnMoNi 55 foram confeccionados dois corpos-de-prova (CP) de tração, com o material previamente retirado do metal base da amostra. Estes corpos-de-prova, identificados como TR3 e TR4, foram usinados com seu comprimento paralelo à direção de laminação da amostra obedecendo à norma ASTM A 370. Era necessário apenas um CP mas por motivo de segurança foram usinados dois, pois poderia ocorrer alguma irregularidade durante as etapas de fabricação e do ensaio de tração. Cada CP tinha 200 mm de comprimento, uma seção transversal de 18 x 12,5 mm e área útil era de 225 mm².

O ensaio mecânico de tração no corpo de prova (CP) menor, tipo TR3, para verificação das propriedades mecânicas do material 20 MnMoNi 55 foi realizado nas instalações do CEPEL (Centro de Pesquisas de Energia Elétrica – Eletrobrás Cepel),

no laboratório de ensaios mecânicos, com o uso da máquina de ensaio EMIC modelo DL 30000 com carga máxima de 300 kN.

Para o levantamento da constante acustoelástica do material 20 MnMoNi 55 foram confeccionados dois corpos-de-prova (CP) de tração, com o material previamente retirado da amostra de 20 MnMoNi 55.

Estes corpos-de-prova, identificados como TR1 e TR2, foram usinados com seu comprimento paralelo à direção de laminação da amostra obedecendo à norma ASTM A 370. Era necessário apenas um CP mas por motivo de segurança aqui também se utilizou a fabricação de dois corpos de provas seguindo o procedimento utilizado para os corpos TR3 e TR4, pois poderia ocorrer alguma irregularidade durante as etapas de fabricação e dos ensaios necessários para o levantamento da constante acustoelástica. Cada CP tinha 500 mm de comprimento e uma seção transversal de 18 x 38 mm (684 mm^2). O corpo de prova TR1 foi ensaiado abaixo do limite de escoamento de referência do material que era 39,79 Kgf/mm² (390 MPa) conforme especificado pela norma do material Vd TUV 401/3. A tabela 8 apresenta os valores das oito cargas escolhidas para o ensaio de carregamento e os valores de tensão para o CP TR1.

O ensaio para o levantamento da constante acustoelástica do material é realizado do seguinte modo: em cada carga previamente estabelecida são adquiridos os sinais ultrassônicos com a direção de polarização nas duas direções do corpo de prova (direção de laminação e transversal) e obtida a birrefringência acústica relativa à cada carregamento. Esse procedimento é repetido até o número de cargas previstas, obtendo-se desse modo um gráfico que será apresentado posteriormente que mostra a variação da birrefringência em função da tensão do material. A figura 36 mostra como foi feita a aquisição do sinal ultrassônico no CP TR1 com o uso do transdutor e do acoplante.



Figura 36 – Aquisição de sinais ultrassônicos no CP TR1

Tabela 8 - Relação Carga x Tensão aplicada no CP TR1 durante o ensaio de tração uniaxial com parada nas cargas pré-selecionadas

CARGA (Kgf)	TENSÃO (Kgf/mm ²)
0	0
3000	4,39
6000	8,77
9000	13,16
12000	17,54
15000	21,93
18000	26,32
22000	32,16
25000	36,55

A análise da microestrutura da amostra do material 20 MnMoNi 55 foi feita com o uso de um microscópio ótico nas instalações da Nuclep. A amostra para o estudo metalográfico foi retirada de um corpo de prova com as dimensões iniciais de 50 x 10 x 140 mm (largura x altura x comprimento), que inicialmente foi feita à análise

macrográfica e em seguida o estudo micrográfico com a amostra nas dimensões de 10 x 8 x 35 mm.

Não houve a necessidade de executar o embutimento da amostra. A mesma foi preparada nas instalações do IEN através do uso de técnicas metalográficas de lixamento e polimento com óxido de alumínio. O ataque químico foi feito com o uso de Nital 2% (100 ml de álcool etílico e 2 ml de ácido pícrico).

3.9 Comparação das médias dos tempos de percurso da onda ultrassônica por meio de teste de hipóteses

Os valores dos tempos de percurso das ondas ultrassônicas nas direções de polarização longitudinais e transversais empregados no cálculo da birrefringência para cada ponto da placa nas condições como recebido, soldado e tratado termicamente são originados pela média dos valores observados para as respectivas ondas em cada um dos pontos especificados.

Para avaliar se as médias produzidas para os tempos de percurso em cada uma das direções estudadas em cada ponto são significativamente diferentes do ponto de vista estatístico, aquelas serão submetidas a testes de hipótese, cuja teoria é descrita, por exemplo em, Montgomery e Runger [28].

4. RESULTADOS E DISCUSSÕES

4.1 Considerações iniciais

Neste capítulo são apresentados e discutidos os resultados das medidas de tempos obtidas no material como recebido, soldado e após a realização do tratamento térmico de alívio de tensões bem como as avaliações a partir da birrefringência acústica obtida nessas condições no aço 20 MnMoNi 55.

4.2 1^a Fase: Medidas dos tempos de percurso da onda ultrassônica no material como recebido

Como resultados obtidos nesta 1^a fase de aquisição e processamento de sinais ultrassônicos na peça de aço 20 MnMoNi 55 antes da soldagem, são apresentados, na tabela 9 abaixo, os resultados dos tempos médios de percurso da onda ultrassônica nas direções longitudinal e transversal bem com a variação do tempo que foi obtida pela diferença entre as direções medidos com o transdutor de 2,25 MHz para os 36 pontos marcados na peça (tempo em nanossegundos).

É mostrado também o desvio padrão das medidas para as direções longitudinal e transversal nos 36 pontos indicados na amostra para o material na condição como recebido. Observa-se que as medidas de tempo obtidas em toda superfície da amostra variam em torno de 60 a 90 nanossegundos e que para as medidas tomadas na região central da amostra a variação foi em torno de 80 a 100 nanossegundos. Pode-se fazer algumas observações, nas quais tem-se que os desvios padrão são pequenos em relação a medida de tempo, tem-se como exemplo, um valor médio da variação dos tempos de 70 ns para um tempo médio de percurso da onda na ordem de 30600 ns, no qual a razão entre esses valores fica em torno de 0,25%; sempre houve uma velocidade de onda maior que a outra, indicando existir uma leve anisotropia no material como recebido, verificando assim que o material não é perfeitamente isotrópico e que na região central da amostra, definida pelas posições A5, B5, C5 e D5, a variação dos tempos médios obtidos são os maiores.

Tabela 9 – Tempos médios obtidos da onda ultrassônica na peça 20 MnMoNi 55 com transdutor de 2,25 MHz antes da soldagem

Pontos	Tempo médio (ns)			Desvio Padrão	
	Longitudinal	Transversal	Variação do tempo (ns)	Longitudinal	Transversal
A1	30689,54	30763,16	73,62	2,97	2,97
A2	30639,93	30712,75	72,82	1,83	1,83
A3	30594,32	30677,54	83,22	3,60	3,34
A4	30546,05	30624,68	78,63	9,75	6,23
A5	30479,95	30577,77	97,82	4,33	11,65
A6	30635,13	30702,61	67,48	4,75	8,62
A7	30643,12	30733,01	89,89	15,92	10,33
A8	30630,24	30707,61	77,37	3,20	4,66
A9	30609,43	30693,47	84,04	3,34	6,02
B1	30663,39	30730,35	66,95	3,20	2,47
B2	30664,19	30729,55	65,35	19,42	3,34
B3	30658,33	30736,75	78,42	3,90	2,37
B4	30531,66	30611,89	80,23	5,33	3,10
B5	30306,08	30390,92	84,84	8,21	3,54
B6	30550,84	30632,19	81,35	2,25	3,34
B7	30582,75	30648,65	65,91	2,07	4,19
B8	30564,34	30637,98	73,64	3,20	3,27
B9	30611,57	30682,26	70,70	1,03	1,83
C1	30543,10	30613,25	70,15	2,56	2,03
C2	30583,02	30656,92	73,90	2,82	2,03
C3	30517,50	30593,78	76,29	4,24	3,96
C4	30445,30	30530,33	85,03	2,97	3,31
C5	30352,66	30435,61	82,95	2,37	1,51
C6	30432,01	30498,71	66,70	9,94	7,23
C7	30410,40	30490,70	80,30	2,70	6,74
C8	30454,15	30532,33	78,17	1,83	3,84
C9	30524,32	30593,96	69,64	2,38	2,47
D1	30605,78	30679,94	74,15	2,56	2,37
D2	30611,12	30681,27	70,15	3,96	2,53
D3	30611,09	30686,25	75,16	2,03	2,03
D4	30539,65	30628,15	88,49	2,37	5,42
D5	30497,22	30596,98	99,76	12,17	10,44
D6	30499,09	30580,44	81,35	2,07	3,10
D7	30581,24	30655,13	73,89	3,94	3,96
D8	30533,93	30600,09	66,16	3,60	4,83
D9	30640,91	30718,02	77,11	7,06	8,77

4.3 2^a Fase: Medidas dos tempos de percurso da onda ultrassônica no material como soldado

Os resultados obtidos nesta 2^a fase de aquisição e processamento de sinais ultrassônicos na peça de aço 20 MnMoNi 55 na condição após a soldagem, são apresentados na tabela 10 abaixo, os valores encontrados dos tempos médios de onda para os 36 pontos marcados na peça.

A seguir, pela tabela 10, são apresentados os resultados dos tempos médios de percurso da onda ultrassônica bem com a variação do tempo que foi obtida pela diferença entre as direções transversal e longitudinal. É mostrado também o desvio padrão para as direções longitudinal e transversal nos 36 pontos indicados na amostra para o material na condição como soldado. Observa-se que as medidas de tempo obtidas em toda superfície da amostra variam em torno de 60 a 100 nanossegundos e que para as medidas tomadas na região central da amostra onde foi realizada a soldagem houve uma variação em torno de 10 a 100 nanossegundos, mostrando uma grande discrepância entre os valores encontrados para esses pontos localizados no cordão de solda. Observa-se que na região do cordão de solda, nos pontos A5, B5, C5 e D5 uma mudança acentuada nos valores dos desvios padrão das medidas obtidas, isso foi ocasionado principalmente, a dificuldade para obtenção de medida de tempo na região do cordão de solda devido a não remoção do reforço da solda, pois isso na prática não é feito durante a fabricação de um componente.

Tabela 10 – Tempos médios obtidos da onda ultrassônica na peça 20 MnMoNi 55 com transdutor de 2,25 MHz após a soldagem

Pontos	Tempo médio (ns)			Desvio Padrão	
	Longitudinal	Transversal	Variação do tempo (ns)	Longitudinal	Transversal
A1	30665,53	30733,28	67,75	2,98	4,22
A2	30634,59	30712,75	78,15	1,83	2,37
A3	30606,58	30691,67	85,09	2,37	5,66
A4	30519,47	30622,40	102,93	20,94	17,22
A5	34097,33	34201,07	103,73	45,12	31,37
A6	30628,19	30694,07	65,88	1,41	4,97
A7	30636,46	30722,08	85,62	6,27	10,56
A8	30612,98	30695,94	82,95	2,47	5,95
A9	30558,84	30643,13	84,29	6,09	2,56
B1	30660,73	30729,01	68,29	4,40	4,45
B2	30664,12	30738,29	74,17	3,45	3,54
B3	30657,79	30730,35	72,55	2,97	3,60
B4	30516,27	30574,40	58,13	3,84	8,39
B5	33441,51	33524,49	82,97	17,19	17,74
B6	30541,23	30594,85	53,62	5,41	5,70
B7	30562,57	30626,59	64,02	2,37	4,13
B8	30561,87	30634,93	73,07	2,56	5,55
B9	30609,60	30684,27	74,67	3,31	3,20
C1	30540,96	30614,58	73,62	3,60	3,20
C2	30576,44	30648,46	72,02	1,66	2,24
C3	30509,76	30584,98	75,21	2,97	1,96
C4	30475,89	30535,90	60,01	5,55	3,53
C5	33570,13	33647,20	77,07	14,65	21,01
C6	30381,33	30440,53	59,20	18,68	10,78
C7	30384,00	30453,60	69,60	2,14	4,22
C8	30438,93	30511,73	72,80	4,13	2,81
C9	30510,40	30589,08	78,68	4,97	4,65
D1	30603,38	30672,47	69,09	1,83	5,90
D2	30627,39	30693,54	66,15	9,01	4,98
D3	30638,06	30715,41	77,35	2,53	2,81
D4	30562,84	30654,33	91,49	3,76	5,79
D5	34165,33	34178,40	13,07	70,18	9,54
D6	30468,00	30544,80	76,80	6,41	3,76
D7	30541,33	30624,53	83,20	2,89	3,66
D8	30513,60	30585,07	71,47	3,64	2,37
D9	30608,00	30678,40	70,40	2,62	3,94

4.4 3^a Fase: Medidas dos tempos de percurso da onda ultrassônica no material como tratado

Para a 3^a fase de aquisição e processamento de sinais ultrassônicos na amostra do material 20 MnMoNi 55 após o tratamento térmico de alívio de tensões, são apresentados também na tabela 11 abaixo, os valores encontrados dos tempos médios de onda.

A seguir, pela tabela 11, são apresentados os resultados dos tempos médios de percurso da onda ultrassônica bem com a variação do tempo que foi obtida pela diferença entre os tempos obtidos nas direções transversal e longitudinal. É mostrado também o desvio padrão para os tempos medidos nas direções longitudinal e transversal para o material na condição como tratado. Observa-se que as medidas de tempo obtidas em toda superfície da amostra variam em torno de 50 a 90 nanossegundos e que para as medidas tomadas na região central da amostra onde foi realizada a soldagem e tratamento térmico de alívio de tensões houve uma variação em torno de 30 a 100 nanossegundos, mostrando uma grande discrepância entre os valores encontrados para esses pontos localizados no cordão de solda após o alívio de tensões.

Tabela 11 – Tempos médios obtidos da onda ultrassônica na peça 20 MnMoNi 55 com transdutor de 2,25 MHz após o tratamento térmico de alívio de tensões

Pontos	Tempo médio (ns)			Desvio Padrão	
	Longitudinal	Transversal	Variação do tempo (ns)	Longitudinal	Transversal
A1	30680,66	30752,70	72,04	3,27	5,17
A2	30615,38	30703,41	88,02	5,75	7,33
A3	30601,16	30672,66	71,51	3,34	2,47
A4	30553,94	30638,78	84,84	11,29	18,94
A5	34081,83	34132,27	50,93	20,99	50,34
A6	30597,16	30663,06	65,90	5,42	4,40
A7	30627,04	30689,74	62,70	4,66	6,90
A8	30609,97	30680,93	70,96	2,47	3,64
A9	30599,82	30687,87	88,05	3,96	5,21
B1	30639,39	30706,07	66,68	4,40	5,82
B2	30646,33	30718,08	71,75	5,16	4,73
B3	30634,86	30701,27	66,41	3,45	3,31
B4	30532,59	30593,96	61,36	7,36	7,96
B5	33329,13	33362,47	33,34	8,03	26,75
B6	30522,18	30589,42	67,24	2,82	2,56
B7	30569,68	30635,58	65,90	5,82	6,32
B8	30539,79	30608,10	68,30	2,07	3,77
B9	30594,49	30673,46	78,97	2,24	2,07
C1	30544,86	30608,90	64,04	2,53	2,53
C2	30574,84	30654,06	79,22	1,66	2,95
C3	30519,52	30590,49	70,97	2,37	6,96
C4	30464,68	30528,16	63,48	3,85	3,34
C5	33369,21	33475,66	106,45	30,58	9,97
C6	30423,34	30484,15	60,81	9,62	13,17
C7	30393,20	30468,68	75,48	4,22	6,32
C8	30434,54	30503,89	69,35	6,50	5,95
C9	30518,83	30592,45	73,62	2,70	5,70
D1	30586,31	30646,06	59,75	8,51	2,53
D2	30599,12	30655,13	56,01	4,24	2,07
D3	30608,45	30674,60	66,15	5,06	5,12
D4	30553,77	30627,39	73,62	3,66	4,40
D5	34335,47	34391,73	56,27	32,17	17,53
D6	30505,64	30566,48	60,83	12,08	7,74
D7	30574,48	30649,19	74,71	1,66	2,56
D8	30527,25	30596,89	69,64	11,01	7,97
D9	30636,38	30704,41	68,03	9,50	8,21

4.5 Análise dos testes de hipótese para as médias dos tempos de percurso da onda ultrassônica

Os dados utilizados para comparação entre as médias dos tempos de percurso nas direções de polarização longitudinais e transversais em cada ponto da placa são encontrados nas tabelas 9, 10 e 11.

Foi utilizado o software Minitab 16 ®, no “módulo” de assistente de teste de hipótese, o qual computa o desvio padrão, número de eventos e os dados de probabilidade da tabela t-student para auxílio na análise dos resultados. O valor de α empregado foi de 0,5 , o que corresponde a uma significância de 95%.

Os testes foram realizados para a comparação das médias (μ_1 e μ_2) segundo as seguintes hipóteses:

- Hipótese nula $H_0: \mu_1 - \mu_2 = 0$
- Hipótese alternativa $H_1: \mu_1 - \mu_2 \neq 0$

No caso das médias não apresentarem diferenças significativas, segundo o nível de significância escolhido para o teste, a hipótese nula é aceita. Caso contrário, a hipótese nula é rejeitada, tendo às médias valores significativamente diferentes do ponto de vista estatístico, com repercuções no cálculo da birrefringência.

Em todos os casos o número de eventos registrados foi considerado suficiente e todos os testes tiveram como resultado a rejeição da hipótese nula. Neste caso o material como recebido foi considerado como heterogêneo.

4.6 4ª Fase: levantamento da constante acustoelástica, ensaios mecânicos e metalográficos

4.6.1 Macrografia do material

A figura 37 a seguir apresenta à macrografia do material 20 MnMoNi 55. No corte transversal da amostra soldada do material verifica-se os passes de solda bem

como a região de transição entre o metal de base e o metal de solda. O ataque foi feito com Nital a 10%.



Figura 37 – Macrografia da amostra 20 MnMoNi 55

4.6.2 Análise micrográfica

A análise micrográfica referente à amostra do material 20 MnMoNi 55 permite revelar alguns componentes microestruturais, evidenciando a presença da fase bainita. Conforme discutido no item 2.1.3 e segundo COSTA e SILVA [29], é possível distinguir a microestrutura bainítica, apresentando pequenas segregações. Já a microestrutura do metal de solda apresenta uma predominância de ferrita equiaxial e acicular muito fina. Na zona termicamente afetada (ZTA), tem-se na microestrutura junto à zona de ligação a presença de grãos grosseiros com ferrita acicular e ferrita equiaxial.

A seguir são apresentadas nas figuras 38, 39 e 40 as microestruturas encontradas para o metal de base, metal de solda e a zona termicamente afetada (ZTA).



Figura 38 – Microestrutura do metal de base. 200X

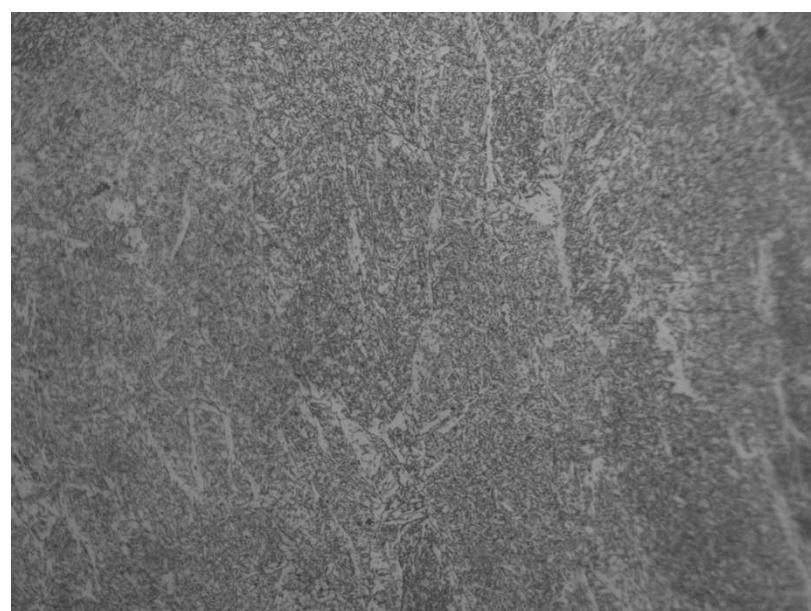


Figura 39 – Microestrutura do metal de solda. 200X

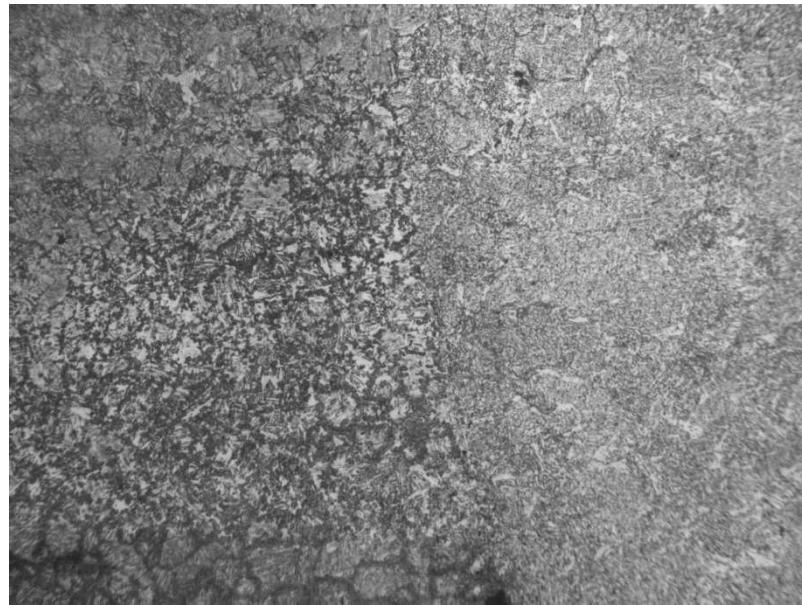


Figura 40 – Microestrutura da ZTA. 100X

4.6.3 Ensaios mecânicos

A tabela 12 mostra os resultados encontrados para o limite de escoamento (LE) e o limite de ruptura (LR) para o CP TR3 do material 20 MnMoNi 55 e na figura 41 temos o CP TR3 rompido após o término do ensaio de tração, evidenciando a formação da fratura tipo taça de cone devido a ductilidade do material.

Tabela 12 – Propriedades mecânicas obtidas no CP TR3 durante o ensaio de tração

CP TR3	L.E 0.2% (MPa)	L.R (MPa)
	589,9	633

O gráfico força x deformação bem como os valores encontrados das propriedades mecânicas para o CP TR1 estão descritos no ANEXO 1.



Figura 41 – CP TR3 após a ruptura na máquina de ensaio de tração

4.6.4 Levantamento da constante acustoelástica do material

4.6.4.1 Metal de base

Os sinais ultrassônicos foram capturados utilizando a metodologia par-a-par e processados com o uso do programa CHRONOS. Com o levantamento dos tempos de percurso da onda ultrassônica foi calculada a birrefringência acústica para cada carga, que resulta no gráfico da figura 43, que mostra a variação da birrefringência acústica ao longo do ensaio de carregamento realizado para o levantamento da constante acustoelástica. O gráfico da figura 42 mostra a variação dos tempos em função das cargas aplicadas para o metal de base.

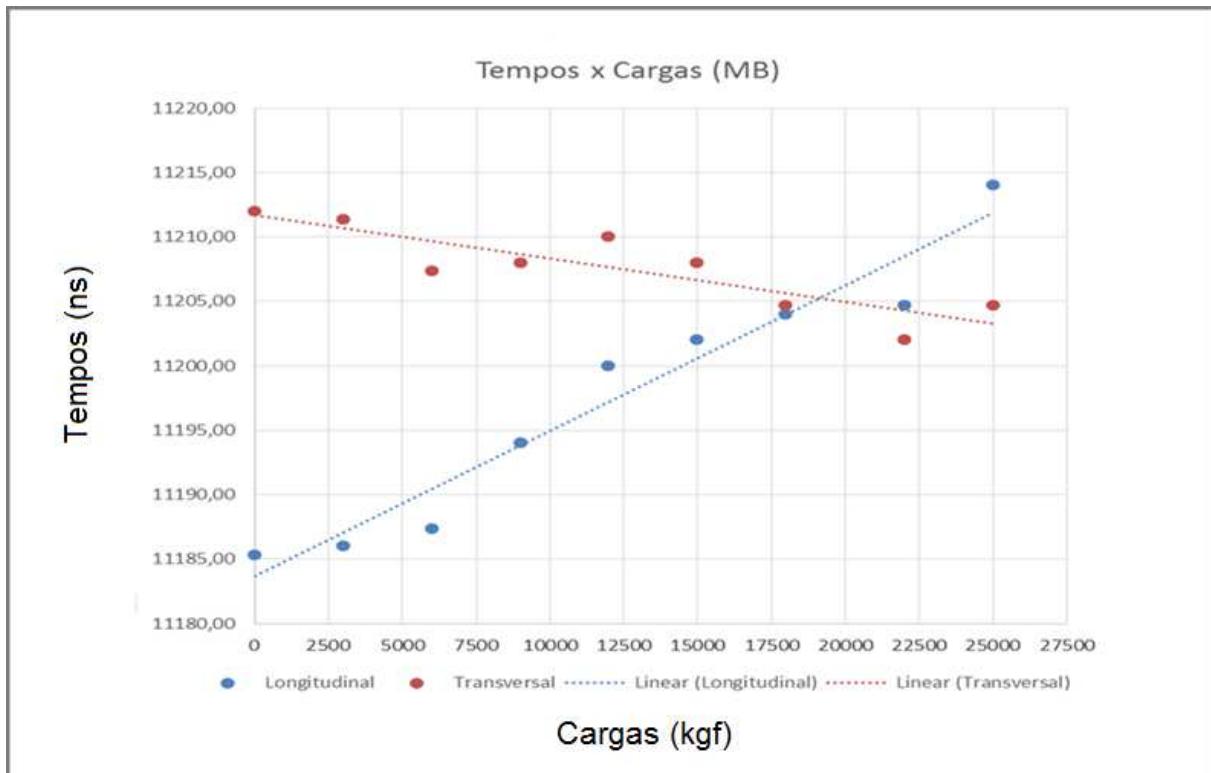


Figura 42 – Gráfico variação dos tempos em função das cargas no metal de base MB)

Esse gráfico da figura acima mostra o comportamento dos tempos médios de percurso da onda ultrassônica transversal nas direções longitudinal e transversal obtidos com a aplicação das cargas durante o ensaio de tração uniaxial para o levantamento da constante acustoelástica no CP TR1. É possível verificar o comportamento da variação da onda, onde o tempo médio de percurso na direção longitudinal tem a tendência de aumentar com a variação da carga a qual o material é submetido e para a direção transversal o comportamento é diferente, no qual observa-se uma tendência a se manter levemente descendente. Segundo a literatura [3 e 31], a melhor onda para trabalhar seria a onda longitudinal.

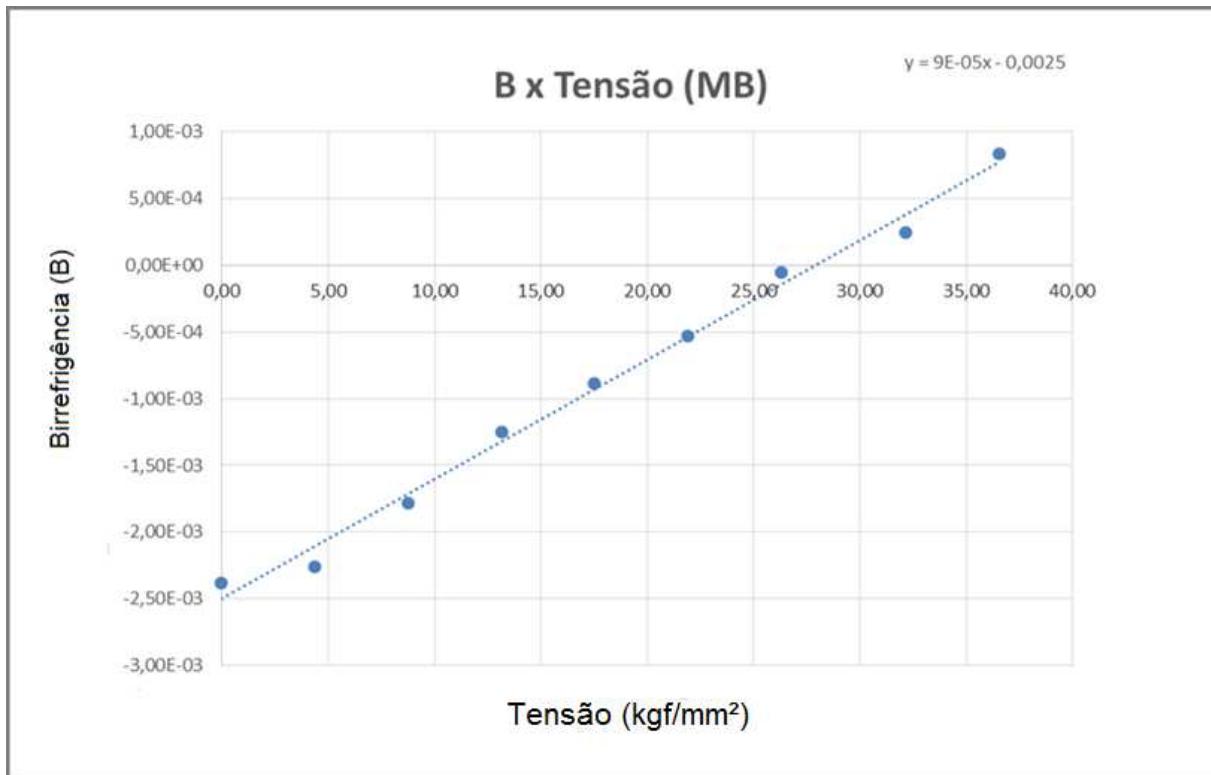


Figura 43 – Gráfico variação da birrefringência em função da tensão aplicada ao CP TR1 durante o ensaio para o levantamento da constante acustoelástica do material no metal de base

A partir do gráfico é possível obter a constante acustoelástica do material, que equivale ao coeficiente angular da reta obtida pelo comportamento linear da birrefringência acústica em função da tensão aplicada. Para o material 20 MnMoNi 55 o valor da constante acustoelástica obtida foi de $9,0E-05$ (Kgf/mm^2) $^{-1}$.

4.6.4.2 Metal de solda

De modo semelhante ao metal de base foi feito para o levantamento da constante acustoelástica do material no metal de solda, com a aquisição dos sinais ultrassônicos e processamento dos mesmos. Já com os tempos de percurso da onda, calculou-se a birrefringência para cada carga que deu origem ao gráfico da figura 44, mostrando a variação da birrefringência ao longo do ensaio de carregamento na determinação da constante acustoelástica do material no metal de

solda. O gráfico da figura 45 mostra a variação dos tempos em função das cargas aplicadas para o metal de base.

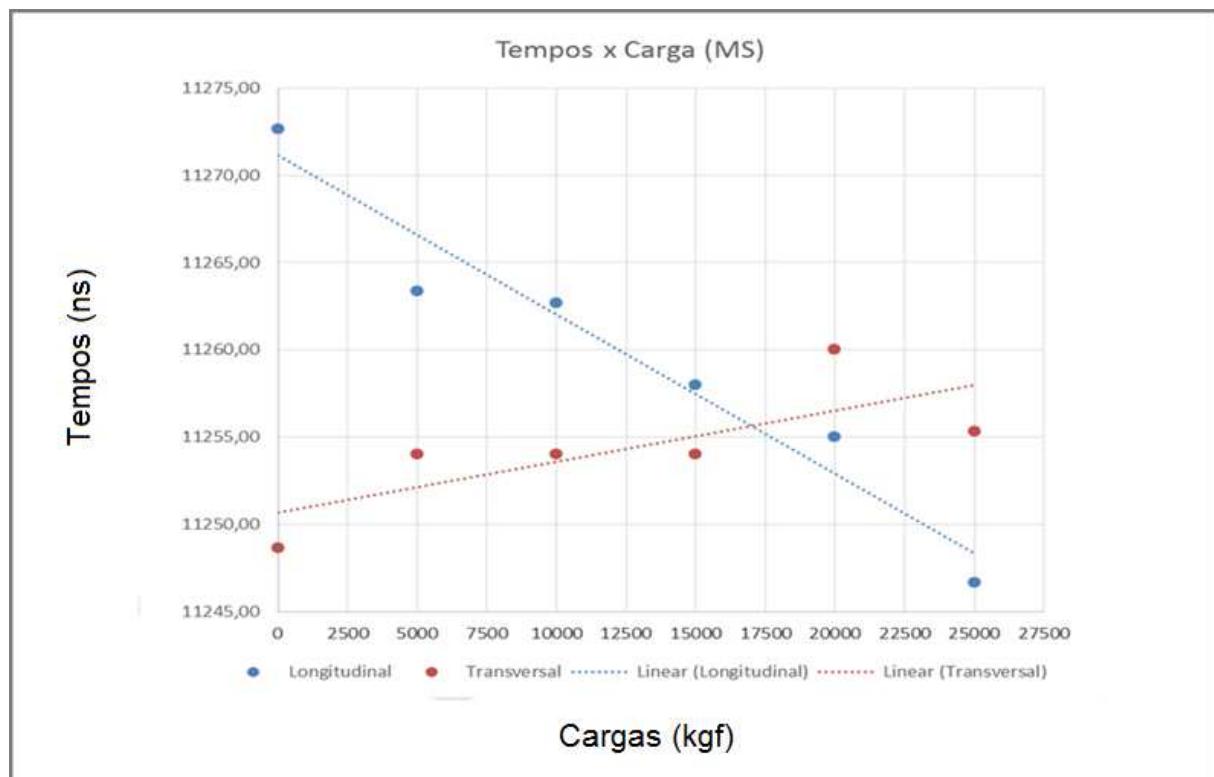


Figura 44 – Gráfico variação dos tempos em função das cargas no metal de solda MS)

De forma semelhante ao que foi descrito no gráfico da figura 42, o gráfico da figura acima mostra o comportamento dos tempos médios de percurso da onda ultrassônica transversal nas direções longitudinal e transversal obtidos com a aplicação das cargas durante o ensaio para o levantamento da constante acustoelástica no CP TR1. É possível também verificar o comportamento da variação da onda, onde o tempo médio de percurso na direção longitudinal teve a tendência de diminuir com a variação da carga a qual o material é submetido, neste caso os tempos foram obtidos a partir do descarregamento do material na máquina de ensaio, e para a direção transversal o comportamento é diferente, no qual observa-se uma tendência a se manter levemente ascendente. Conforme a literatura já citada [3 e 31], a melhor onda para trabalhar seria a onda longitudinal.

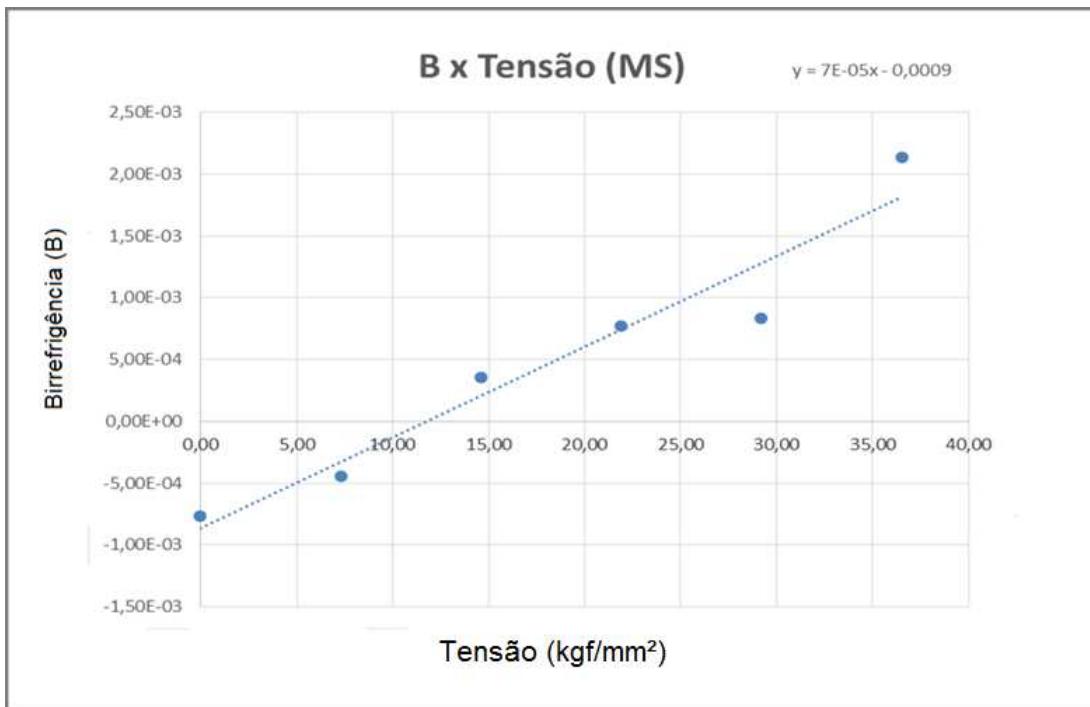


Figura 45 – Gráfico variação da birrefringência em função da tensão aplicada ao CP TR1 durante o ensaio para o levantamento da constante acustoelástica do material no metal de solda

A partir desse gráfico também é possível obter a constante acustoelástica do material no metal de solda, que equivale ao coeficiente angular da reta obtida pelo comportamento linear da birrefringência acústica em função da tensão aplicada. Para o metal de solda do material 20 MnMoNi 55 o valor da constante acustoelástica obtida foi de 7,0E-05 (Kgf/mm^2)⁻¹.

4.6.5 Valores das tensões obtidas pela técnica da birrefringência acústica

Com o valor conhecido das birrefringências iniciais (B_0) para o material como recebido, as birrefringências nas condições soldado (B_s) e tratado termicamente (B_{tt}) nos carregamentos realizados e a constante acustoelástica do material, pode-se obter a variação de tensão aplicada em cada ponto da amostra 20 MnMoNi 55,

usando-se a equação da birrefringência, conforme a equação 4 já descrita anteriormente:

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

Onde a constante acustoelástica usada nessa equação para todos os pontos é aquela onde a direção do carregamento no ensaio de tração uniaxial coincide com à direção transversal à direção de laminação (longitudinal) da amostra 20 MnMoNi 55, que para o metal de base tem o valor de 9,0E-05, que foi obtida conforme mostra o gráfico da figura 42.

Como exemplo para o cálculo da tensão, escolhem-se 4 pontos mais significativos ao longo da amostra 20MnMoNi55 e próximos ao cordão de solda, B4, B6, C4 e A4. As tabelas 13 e 14 apresentam as diferenças entre as birrefringências do material para as condições como soldado e tratado comparadas com a birrefringência inicial como recebido e a birrefringência média inicial e os valores das tensões para as condições calculadas para cada ponto e para o valor médio da birrefringência do material obtida ao longo da amostra na condição recebida, \bar{B}_0 médio com o valor de $2,52 \times 10^{-3}$ e os valores de B_0 para cada ponto conforme mostra a tabela 1 do anexo 02.

Tabela 13 – Valores das tensões nos pontos B4, B6, C4 e A4 nas condições do material soldado e recebido

Pontos	$B_s - B_0$ (1)	$B_s - \bar{B}_0$ (2) (médio)	$(\sigma_1 - \sigma_2)$ Kgf/ mm ² (1)	$(\sigma_1 - \sigma_2)$ Kgf/ mm ² (2)
B4	$7,2 \times 10^{-4}$	$6,1 \times 10^{-4}$	8	6,8
B6	$9,1 \times 10^{-4}$	$7,6 \times 10^{-4}$	10,1	8,4
C4	$8,2 \times 10^{-4}$	$5,4 \times 10^{-4}$	9,1	6
A4	8×10^{-4}	$8,6 \times 10^{-4}$	8,9	9,5

OBS: (1) – Valor da birrefringência inicial obtida em cada ponto na condição recebida;

(2) – valor médio da birrefringência do material obtida ao longo da amostra na condição recebida;

Tabela 14 – Valores das tensões nos pontos B4, B6, C4 e C6 nas condições do material tratado e recebido

Pontos	Btt-B0 (1)	Btt – $\overline{B_0}$ (2) (médio)	$(\sigma_1 - \sigma_2)$ Kgf/ mm ² (1)	$(\sigma_1 - \sigma_2)$ Kgf/ mm ² (2)
B4	$6,1 \times 10^{-4}$	5×10^{-4}	6,8	5,5
B6	$4,6 \times 10^{-4}$	$3,1 \times 10^{-4}$	5,1	3,4
C4	$7,1 \times 10^{-4}$	$4,3 \times 10^{-4}$	7,9	4,8
A4	2×10^{-4}	$2,6 \times 10^{-4}$	2,2	2,9

OBS: (1) – Valor da birrefringência inicial obtida em cada ponto na condição recebida;

(2) – valor médio da birrefringência do material obtida ao longo da amostra na condição recebida;

Com os resultados encontrados nas tabelas 13 e 14 pode-se observar que os valores de tensões obtidos para os pontos B4, B6 e C4 são maiores tanto na condição soldado como tratado com a utilização do valor da birrefringência inicial obtida em cada ponto na condição recebida; já com o valor médio da birrefringência do material obtida ao longo da amostra na condição recebida têm-se valores menores para a tensão do material. Como exceção tem-se o ponto A4, no qual o cálculo do valor das tensões foi maior com o uso do valor da birrefringência inicial média se comparado com o valor para a birrefringência inicial para cada ponto na condição como recebida do material.

4.6.6 Discussão dos resultados obtidos para os tempos médios e birrefringência antes da soldagem

A figura 46 apresenta a distribuição dos tempos médios obtidos ao longo da amostra 20 MnMoNi 55. A figura 46a apresenta a distribuição dos tempos da direção de polarização alinhada com a direção de laminação do material. A figura 46b a apresenta a distribuição dos tempos da direção de polarização perpendicular com a direção de laminação do material.

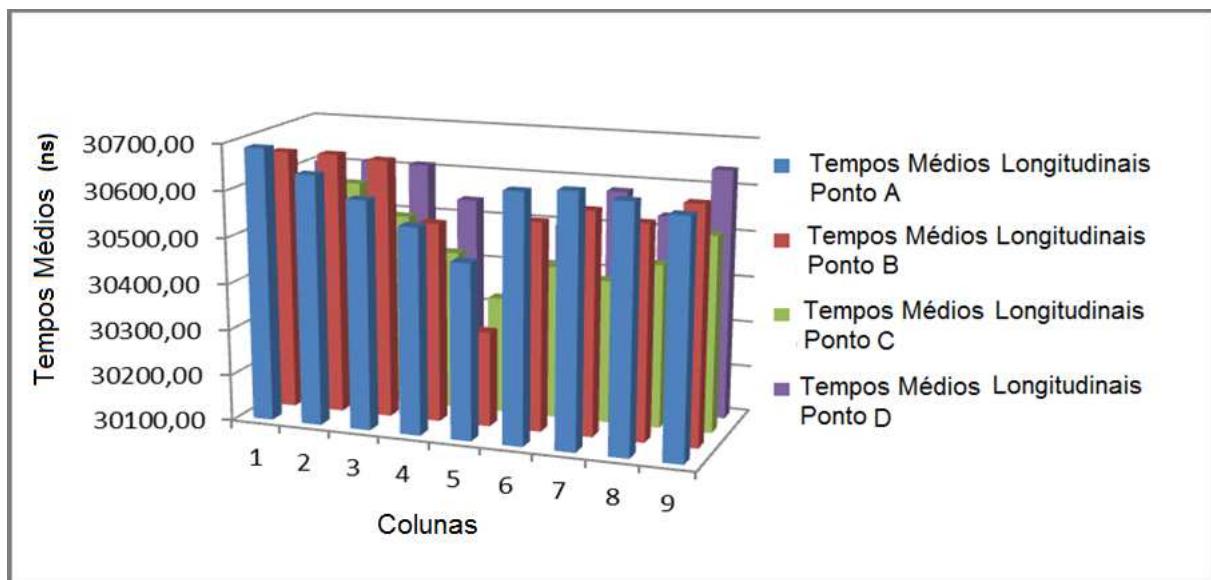


Figura 46a – Distribuição dos tempos longitudinais na amostra

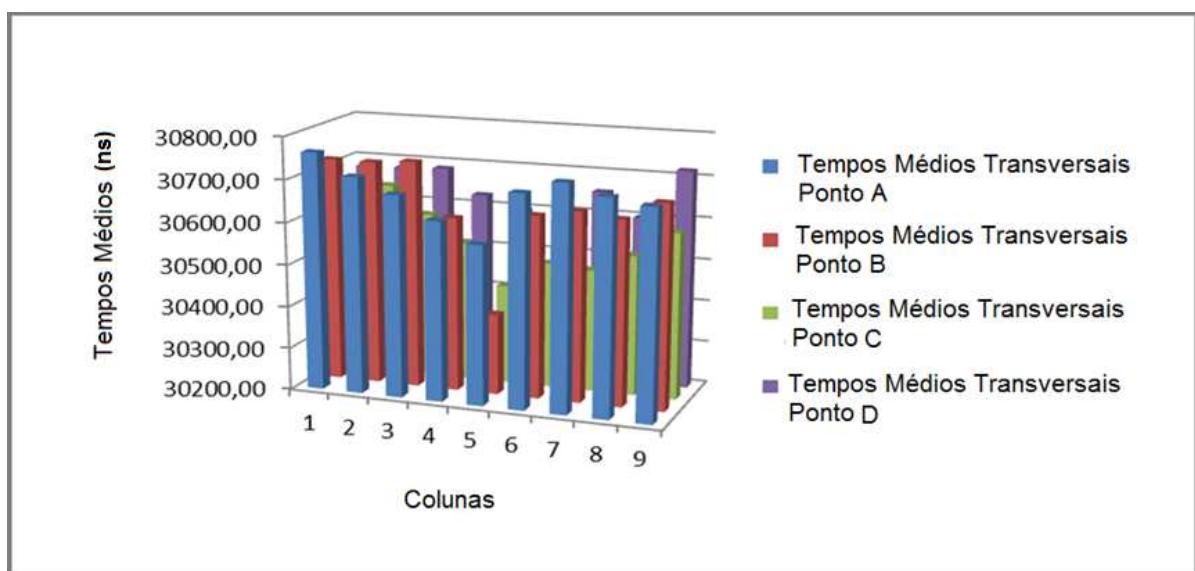


Figura 46b – Distribuição dos tempos transversais na amostra

A figura 46a acima mostra a distribuição dos tempos longitudinais médios obtidos na amostra 20 MnMoNi55. Observa-se que há uma tendência na variação no comportamento dos tempos medidos ao longo da amostra, nas extremidades da mesma, encontrando-se valores maiores e na região central valores menores do material como recebido. Esse comportamento é verificado também para as medidas de tempos para a onda na outra direção indicada na figura 46b.

Essa tendência verificada pode ser decorrente de variações microestruturais, dimensionais ou de conformação mecânica da amostra.

A amostra como recebida foi medida apresentando tolerância dimensional de 1,5 mm, o que implicaria em variação de tempo de 937,5 nanosegundos (ns) entre o maior e menor valor do tempo longitudinal médio obtido do material como recebido com uma diferença na ordem de 400 ns podendo o comportamento ser decorrente de uma variação dimensional.

A seguir, são apresentados na figura 47, os resultados de birrefringência acústica distribuídos ao longo da amostra 20MnMoNi55 como recebido.

A figura 47 mostra o comportamento da distribuição da birrefringência ao longo do material. Observa-se também que há uma tendência na variação dos valores obtidos da birrefringência ao longo da amostra. Encontram-se valores menores por toda amostra e na região central uma concentração de valores maiores. Isto pode ser confirmado conforme mostrado na tabela 9 na coluna de variação dos tempos medidos da onda transversal e longitudinal para os pontos A5, B5, C5 e D5 localizados na região central da amostra em que obteve-se valores de 97 ns para o ponto A5, B5 com 84 ns, C5 com 83 ns e D5 com 100 ns, o que difere do comportamento dos demais valores obtidos ao longo da amostra que varia em torno de 60 a 80 ns. A luz da birrefringência tem-se que esse comportamento é devido a variações microestruturais e não a variação dimensional da amostra.

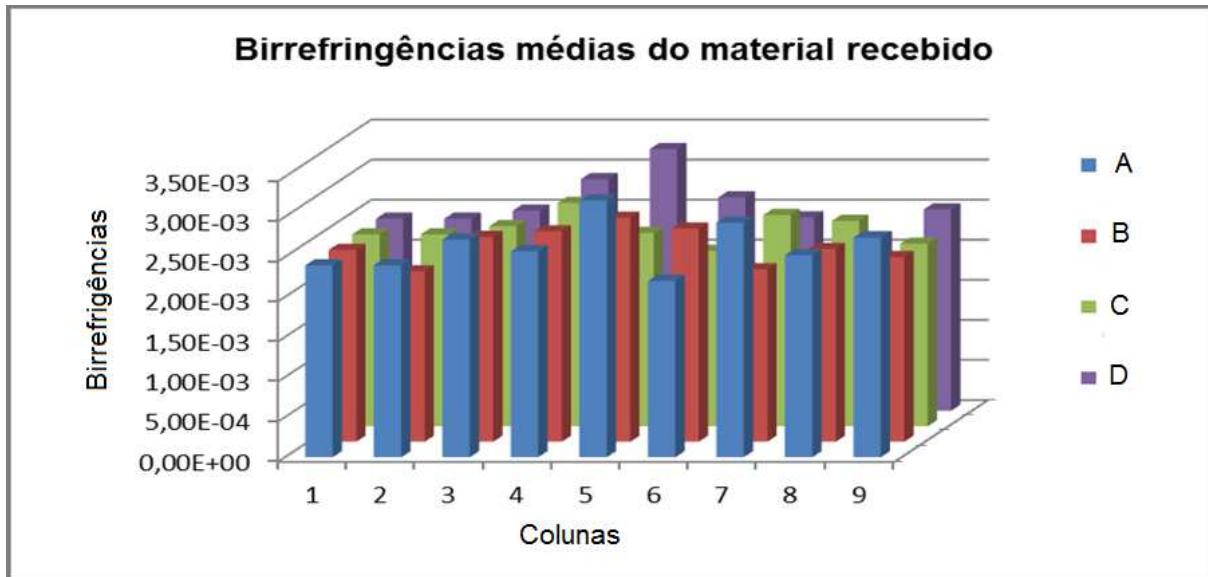


Figura 47 - Resultados de birrefringência acústica distribuídos ao longo da amostra 20MnMoNi55 como recebido

4.6.7 Discussão dos resultados obtidos para os tempos médios e birrefringência depois da soldagem

Na figura 48 observa-se a distribuição dos tempos médios obtidos ao longo da amostra 20 MnMoNi 55 após a soldagem. A figura 48a apresenta a distribuição dos tempos longitudinais na amostra e a figura 48b a apresenta a distribuição dos tempos transversais no material.

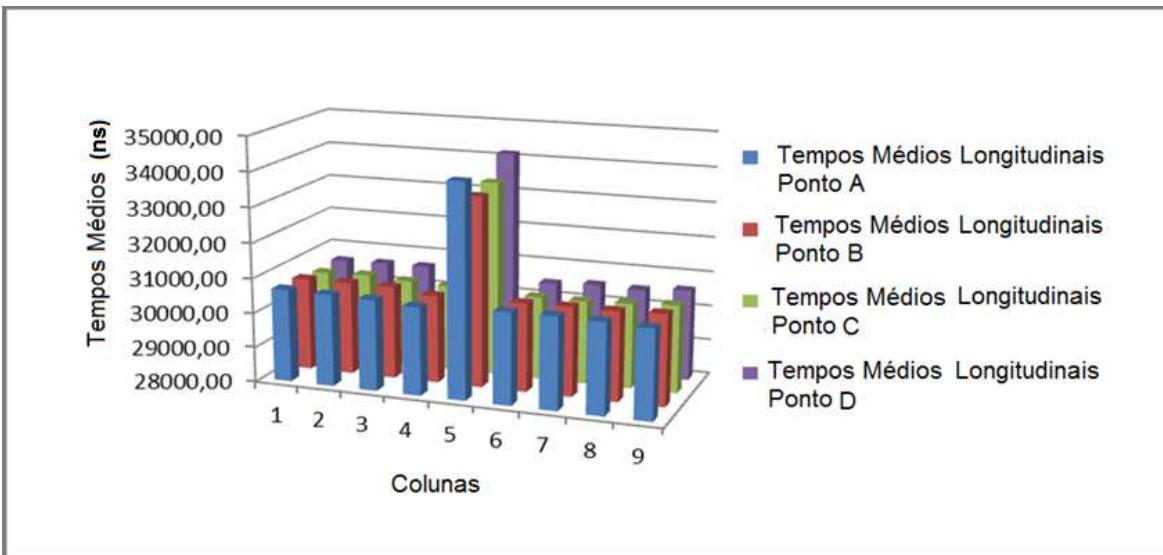


Figura 48a - Distribuição dos tempos longitudinais na amostra após a soldagem

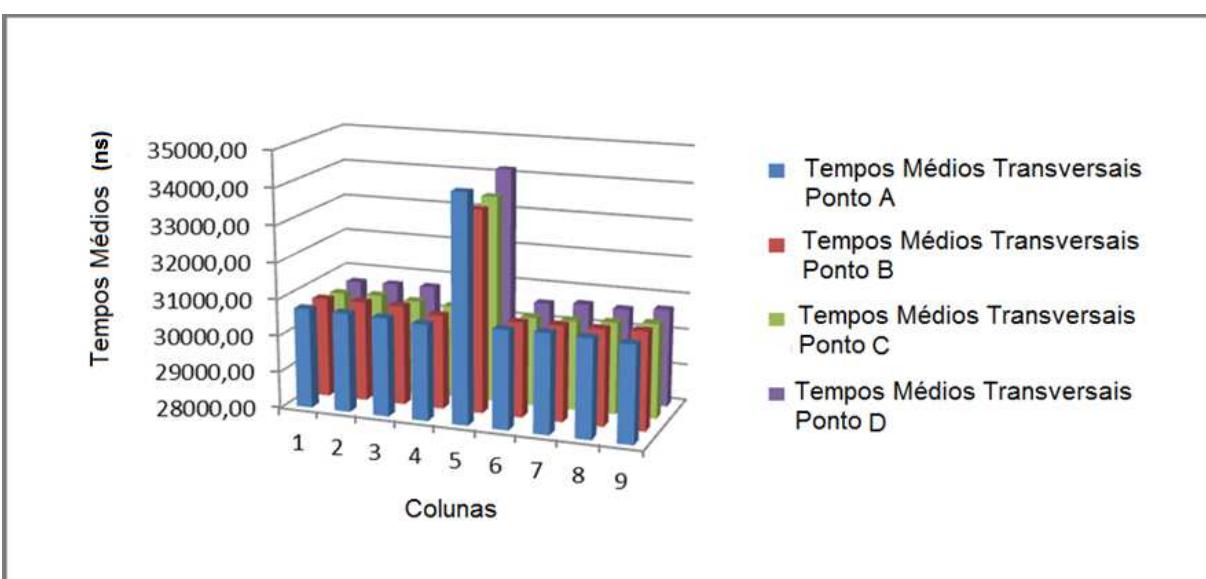


Figura 48b - Distribuição dos tempos transversais na amostra após a soldagem

Na figura 48a acima, observa-se que há uma tendência no comportamento dos tempos medidos ao longo da amostra, encontrando-se valores bem maiores na região central do material como soldado. Esse comportamento é verificado também para as medidas de tempos na outra direção indicada na figura 48b.

Essa tendência verificada pode ser decorrente de variações microestruturais, dimensionais, do metal de solda, da dificuldade para obtenção de medida de tempo

na região do cordão de solda devido a não remoção do reforço da solda ou de conformação mecânica da amostra.

A seguir, são apresentados na figura 49, os resultados de birrefringência acústica distribuídos ao longo da amostra 20 MnMoNi 55 como soldado.

A figura 49 mostra o comportamento da distribuição da birrefringência ao longo da amostra 20 MnMoNi 55. Observa-se também que há uma tendência na variação dos valores obtidos da birrefringência ao longo da amostra. Encontram-se valores menores por toda amostra e na região central e em pontos próximos ao cordão de solda, com destaque para os pontos B4, B6, C4 e A4 uma concentração de valores maiores. Isto pode ser confirmado conforme mostrado na tabela 10 na coluna de variação dos tempos medidos da onda transversal e longitudinal para os pontos A5, B5, C5, D5 e B4, B6, C4 e A4 localizados no cordão de solda e no em torno do mesmo, em que obteve-se valores de 103 ns para o ponto A5, B5 com 83 ns, C5 com 77 ns, D5 com 13 ns, B4 com 58 ns, B6 com 53 ns, C4 com 60 ns e A4 com 103 ns o que difere do comportamento dos demais valores obtidos ao longo da amostra que varia em torno de 50 a 90 ns. A luz da birrefringência tem-se que esse comportamento é devido a variações microestruturais e não a variação dimensional da amostra.

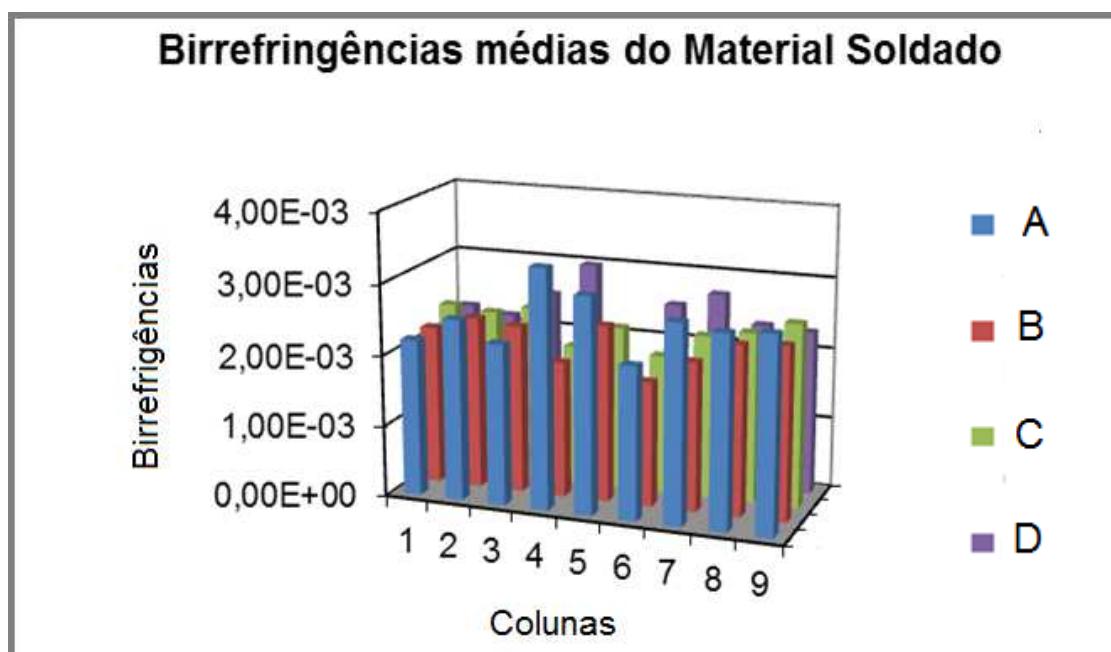


Figura 49 - Resultados de birrefringência acústica distribuídos ao longo da amostra 20MnMoNi55 como soldado

4.6.8 Discussão dos resultados obtidos para os tempos médios e birrefringência após o tratamento térmico

A figura 50 apresenta a distribuição dos tempos médios obtidos ao longo da amostra 20 MnMoNi 55 após o tratamento térmico de alívio de tensões. A figura 50a apresenta a distribuição dos tempos longitudinais e a figura 50b a apresenta a distribuição dos tempos transversais do material após o TTAT.

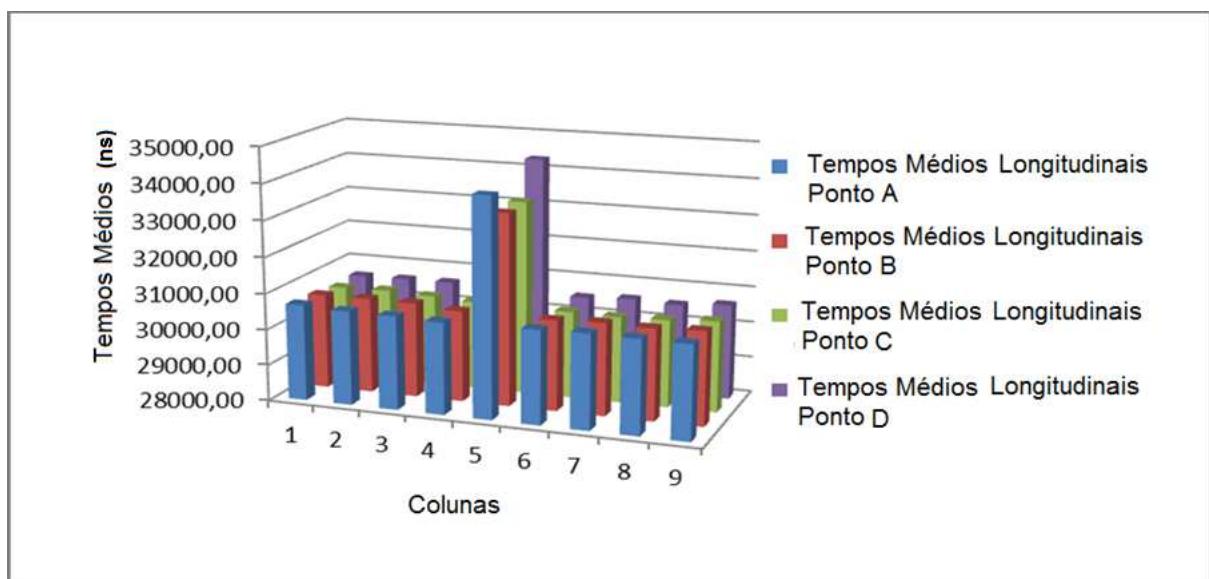


Figura 50a - Distribuição dos tempos longitudinais na amostra após TTAT

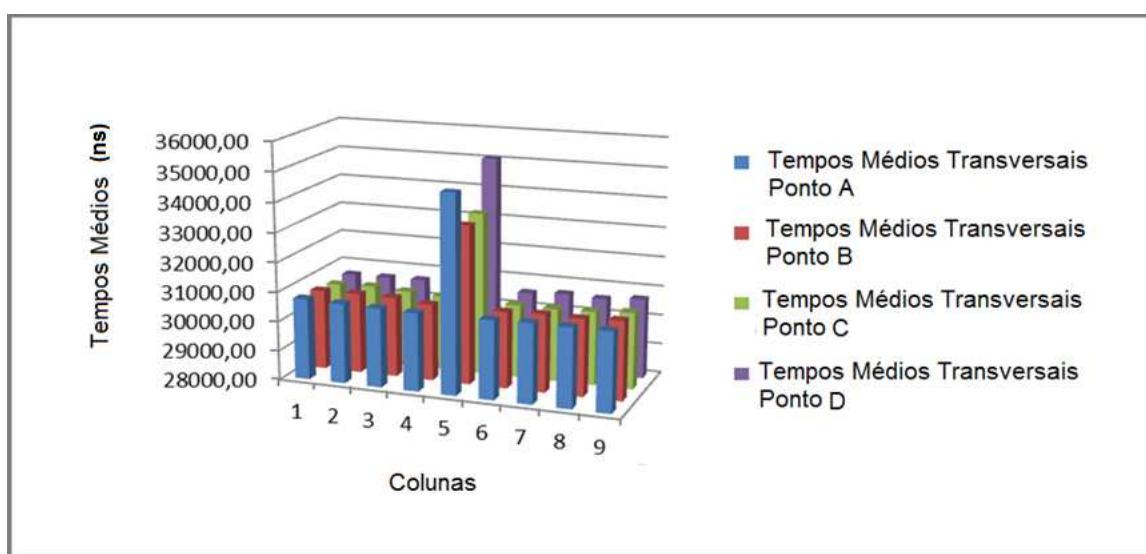


Figura 50b - Distribuição dos tempos transversais na amostra após TTAT

Na figura 50a, observa-se que há uma tendência na variação no comportamento dos tempos medidos ao longo da amostra, encontrando-se valores bem maiores na região central do material como tratado termicamente. Esse comportamento também é verificado para as medidas de tempos para a onda na direção transversal indicada na figura 50b.

Essa tendência verificada pode ser decorrente de variações microestruturais, dimensionais ou de conformação mecânica da amostra.

A seguir, na figura 51, são apresentados os resultados de birrefringência acústica distribuídos ao longo da amostra 20MnMoNi55 como tratado termicamente.

A figura 51 mostra o comportamento da distribuição da birrefringência ao longo do aço 20 MnMoNi 55. Observa-se também que há uma tendência na variação dos valores obtidos da birrefringência ao longo da amostra. Encontram-se valores menores por toda amostra e na região central e em pontos próximos uma concentração de valores maiores. Isto pode ser confirmado conforme mostrado na tabela 11 na coluna de variação dos tempos medidos da onda transversal e longitudinal para os pontos A5, B5, C5 e D5 localizados na região central da amostra e B4, B6, C4 e A4 localizados em torno do cordão de solda, em que obteve-se valores de 51 ns para o ponto A5, B5 com 33 ns, C5 com 106 ns e D5 com 56 ns, B4 com 61 ns, B6 com 67 ns, C4 com 63 ns e A4 com 84 ns o que difere do comportamento dos demais valores obtidos ao longo da amostra que varia em torno de 50 a 88 ns. A luz da birrefringência tem-se que esse comportamento é devido a variações microestruturais e não a variação dimensional da amostra.

O ANEXO 2 mostra as tabelas com os valores obtidos das birrefringências do material nas condições como recebido, soldado e tratado termicamente.

Birrefringências médias do material Tratado Termicamente

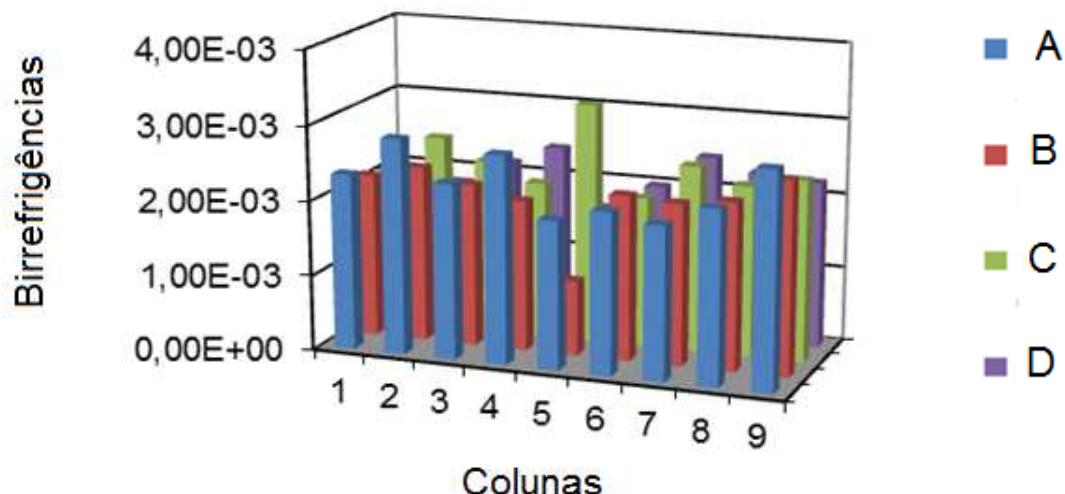


Figura 51 - Resultados de birrefringência acústica distribuídos ao longo da amostra 20MnMoNi55 como tratado

5. CONCLUSÕES

Este trabalho teve como objetivo uma avaliação acustoeólica do aço 20 MnMoNi 55, que é empregado como material para componentes nucleares, entre eles o vaso de pressão do reator, gerador de vapor e o suporte do reator. O estudo foi realizado no material como recebido, soldado e após tratamento térmico de alívio de tensões. Foram avaliados os valores das tensões obtidas pela técnica da birrefringência acústica em pontos significativos da amostra. São apresentadas a seguir as principais conclusões do trabalho:

1. A amostra de aço 20 MnMoNi 55 não é um material isotrópico, uma vez que o tempo de percurso da onda transversal com a direção de polarização alinhada com a direção de laminação do material foi sempre menor que o tempo na direção perpendicular;
2. O material como recebido foi considerado heterogêneo;
3. Os pontos A4, B4, B6 e C4, próximos ao cordão de solda, tiveram um aumento da birrefringência acústica decorrentes das tensões introduzidas pela soldagem;
4. Para os mesmos pontos A4, B4, B6 e C4 após o tratamento térmico de alívio de tensões, foi verificado uma diminuição dos valores da birrefringência acústica indicando a eficácia do efeito do tratamento térmico;
5. A constante acustoeólica do aço 20 MnMoNi 55 é $9,0 \times 10^{-5}$ (kgf/mm²)⁻¹;
6. As tensões calculadas nos pontos A4, B4, C4 e B6, após soldagem, foram da ordem de 15 a 26% do limite de escoamento do material;
7. A utilização de B0 médio para obtenção das tensões implicou numa variação de no máximo 5% do valor de tensão obtido com o B0 no ponto;

8. Após o tratamento térmico de alívio de tensões, foi verificado a redução nos valores das tensões para todos os pontos medidos (A4, B4, C4 e B6) com diminuição da tensão no ponto A4 na ordem de 5,5% do limite de escoamento do material.

SUGESTÕES PARA PESQUISAS FUTURAS

- Uma vez que não foi possível avaliar o tratamento térmico de alívio de tensões na junta soldada, que era a pretensão inicial nesse trabalho, é proposto uma pesquisa futura dentro desse tema lembrando a necessidade identificada nesse trabalho da remoção do reforço de solda. É sugerido a realização da soldagem, remoção do reforço em dois corpos de prova. Realização de medidas de tempo de percurso da onda ultrassônica ao longo de todo cordão. Analisar os resultados das medidas de tempos à luz das análises microestruturais e resultantes da soldagem verificadas por microscopia ótica e microscopia eletrônica de varredura.

O tratamento térmico de alívio de tensões do segundo corpo de prova e as medidas de tempo de percurso da onda ultrassônica ao longo de todo cordão de solda e avaliar os resultados do efeito do tratamento térmico no cordão de solda.

Avaliações quantitativas do nível de tensão após o tratamento térmico poderão ser analisadas, nesse experimento proposto, a partir do valor da constante acustoeelástica do metal de solda levantada nesse trabalho.

REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- [1] MORAES, M. M., *A Soldagem do Aço DIN 20 MnMoNi 55 pelo Processo Arco Submerso em Chanfro Estreito*. Tese de M.Sc., PEMM/COPPE/UFRJ, Rio de Janeiro, RJ, Brasil, 1987.
- [2] ANDREUCCI, R.; Aplicação Industrial Ensaio por Ultra-Som apostila técnica. www.infosolda.com.br/ andreucci w.abende.org.br (Edição: Jul. 2003)
- [3] BITTENCOURT, M.S.Q. "Desenvolvimento de um Sistema de Medida de Tempo Decorrido da Onda Ultra-sônica e Análise do Estado de Tensões em Materiais Metálicos pela Técnica da Birrefringência Acústica". Tese de Doutorado – COPPE/UFRJ. Rio de Janeiro, RJ, Brasil, 2000.
- [4] <http://www.spectru.com.br/Metalurgia/diversos/tratamento.pdf> (acessado em 09/07/2013)
- [5] Vd TÜV 401/3 (Edição Julho/1983) Heat-resistant tempered steel 20 MnMoNi 55 material Nr. 1.6310
- [6] SA-533 – Specification for Pressure Vessel Plates, alloy steel, quenched and tempered, manganese-molybdenum and manganese-molybdenum-nickel (ASME 2013 Section II, Part A)
- [7] SA-508 – Specification for quenched and tempered vacuum-treated carbon and alloy steel forgings for pressure vessels (ASME 2013 Section II, Part A)
- [8] Silva, André Luiz V. da Costa e, Silva, Paulo Roberto Mei. "Aços e ligas especiais, São Paulo, Edgard Blücher, 2006
- [9] DETERMINAÇÃO DE TENSÕES RESIDUAIS EM AÇOS CARBONO ATRAVÉS DA TÉCNICA DE BIRREFRINGÊNCIA ACÚSTICA (XXX CONAEND – Congresso Nacional de Ensaios Não Destrutivos e Inspeção – São Paulo – 2012)
- [10] SA-20 – Specification For General Requirements For Steel Plates For Pressure Vessels (ASME 2010 Section II, Part A)
- [11] Dutra, Marco Aurélio Monteiro. AVALIAÇÃO ACUSTOELÁSTICA DO AÇO 20 MnMoNi 55, MATERIAL ESTRUTURAL DO VASO DE PRESSÃO DOS REATORES NUCLEARES DE ANGRA II E III Marco Aurélio Monteiro Dutra – Rio de Janeiro: CNEN/IEN, 2009.
- [12] Avaliação da Acustoelasticidade em Tubos de Aço API 5L X46 Com e Sem Costura Destinada ao Estudo do Estado de Tensões [Rio de Janeiro] 2007 CARDOSO, BRUNO REIS

- [13] Fonseca, Manoel Antonio da Costa. Avaliação acustoeólica de tubos OCTG do tipo casing API 5CT Grau N80Q soldados com o processo ERW/HFIW/ Manoel Antonio da Costa Fonseca. – Rio de Janeiro: UFRJ/COPPE, 2012.
- [14] 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.
- [15] HUGHES, D.S., KELLY, J.K., "Second Order Elastic Deformation of Solids", *Physical Review*, v. 92, n. 5, pp. 1145-1149, Dec. 1953.
- [16] Dolby. R. ;Saunders, G. ; "A Review on the Problem of Reheat Cracking in Nuclear Vessel Steel ", Welding Institute Doc. 2453/1/75 (1975).
- [17] Cerjak, H. e colaboradores; "Narrow-Gap Submerged-Arc Welding of Reactor Pressure Vessel with a Wall Thickness of 650-mm", *Schweissen und Schneiden*, vol. 33, np.493-497 (1981).
- [18] Kussmaul, K.; Ewald, J.; "Assessment of Toughness and Cracking in Heat-Affected Zone of Light Water Reactor Components", 3rd International Conference on Pressure Vessel Technology, Tokyo/Japan (1977).
- [19] Análise de tensões com ultra-som em tubos soldados/ Priscila Goreti Magina. – Rio de Janeiro: UFRJ/COPPE, 2009.
- [20] http://pt.wikipedia.org/wiki/Soldagem_por_arco_submerso (acessado em 07/10/2013)
- [21] SA-370 – Test Methods and Definitions for Mechanical Testing of Steel Products (ASME 2010 Section II, Part A)
- [22] Especificação AWS A5.23-80; "Specification for Low Alloy Steel Electrodes and Fluxes for Submerged-Arc Welding, (1980)
- [23] American Society for Metals; Metals Handbook 8th Edition Volume 7 Atlas of Microstructure of Industrial Alloys, 1972
- [24] MODENESI,Paulo J.; *Efeitos mecânicos*. Belo Horizonte, 2001.
- [25] JAMES,Michael; LU,Jian; ROY, George. *Handbook of measurement of residual stresses*.Pag 223,1996.
- [26] Avaliação de tensões internas por ultra-som usando a técnica de birrefringência acústica (Proveniente de: 2005 International Nuclear Atlantic Conference – INAC 2005, Santos, SP)

[27] MEDIDA O TEMPO DE PERCURSO DE ONDA ULTRA-SÔNICA PARA AVALIAÇÃO DE TENSÕES (PANNDT 2003 Rio de Janeiro - RJ – Brasil / Marcelo de Siqueira Queiroz Bittencourt / Marcos Aurélio de Andrade Pinheiro / Carlos Alfredo Lamy / João da Cruz Payão Filho)

[28] Estatística Aplicada e Probabilidade Para Engenheiros - Douglas C. Montgomery and George C. Runger – 5^a Edição, 2012

[29] Metalografia dos produtos comuns. 4^a ed. revista e atualizada por COSTA E SILVA, André Luiz V. São Paulo: Editora Blucher, 2008.

[30] Avaliação de técnica de medida do tempo de percurso de ondas ultrassônicas baseado no espectro de frequência / Ramiro José da Silva Neto - Rio de Janeiro: CNEN/IEN, 2014

[31] BRAY, D.E., STANLEY, R.K., Nondestructive Evaluation A Tool in Design Manufacturing and Service. Revised Edition. ISBN-0-8493-2655-9, CRC Press, 1997.

ANEXO 01 – RESULTADOS DO ENSAIO DE TRAÇÃO NO CP TR1

CEPEL

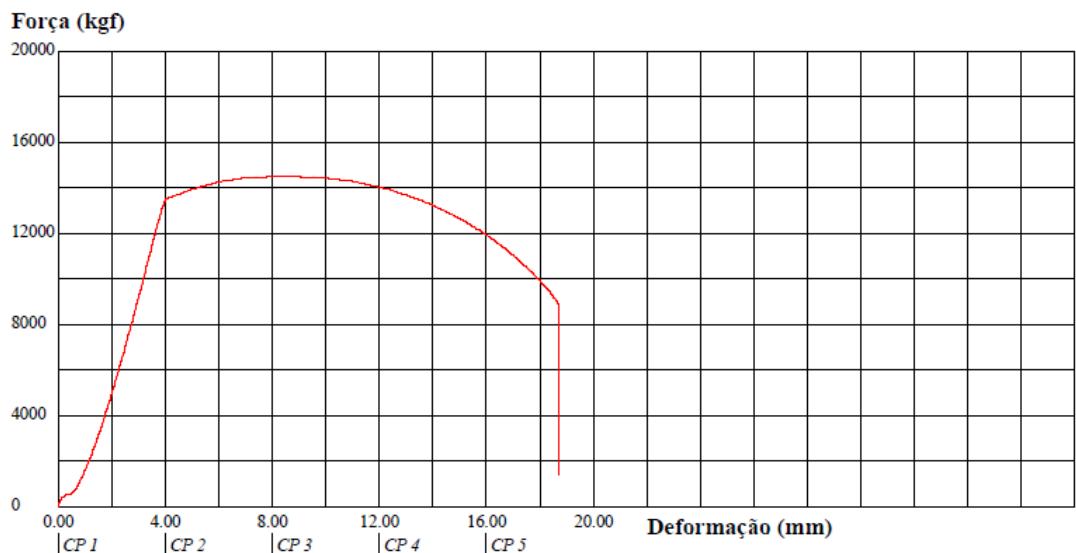
Relatório de Ensaio

Máquina: Emic DL30000N Célula: Trd 27 Extensômetro: - Data: 28/01/2015 Hora: 13:55:31 Trabalho nº 0156

Programa: Tesc versão 3.01 Método de Ensaio: Tracão 300 kN

Área (mm ²)	Compr. Base (mm)	Tensão @Força Max. (MPa)	Força @Força Max. (kgf)	Força @Ruptura (kgf)	Tensão @Escoam. ES1 (MPa)	Deformação @Escoam. ES2 (mm)	Deformação @Ruptura (mm)
225.00	50.00	632.97	14522.65	8916.02	589.95	4.07	18.68
1 225.0	1 50.00	1 633.0	1 14520	1 8916	1 589.9	1 4.070	1 18.68
*	*	*	*	*	*	*	*
*	*	*	*	*	*	*	*
225.0	50.00	633.0	14520	8916	589.9	4.070	18.68
225.0	50.00	633.0	14520	8916	589.9	4.070	18.68

Escoam. ES1 - ponto da curva correspondente ao escoamento convencional: 0.200 %
Escoam. ES2 - ponto da curva correspondente ao escoamento convencional: 0.200 %



Observação: Célula de carga 300 kN. Velocidade do ensaio 1 mm/min.

ANEXO 02 – TABELAS COM VALORES DE BIRREFRINGÊNCIAS DO MATERIAL NAS CONDIÇÕES COMO RECEBIDO, APÓS A SOLDAGEM E DEPOIS DO TRATAMENTO TÉRMICO

Tabela 1 - Birefringências obtidas antes da soldagem

Tabela 2- Birefringências obtidas após a soldagem

Tabela 3 - Birefringências obtidas após o tratamento térmico

Pontos	uso de 10000											
	A1	A2	A3	B1	B2	B3	C1	C2	C3	D1	D2	D3
1	-1.954270E-03	-2.480285E-08	-2.351533E-05	-1.825877E-03	-2.437170E-03	-2.225158E-03	-2.460317E-03	-2.493421E-03	-2.091087E-03	-7.611387E-03	-5.398931E-03	-3.519325E-03
2	-7.04861E-03	-2.475641E-08	-2.615941E-05	-2.473517E-03	-2.058961E-03	-2.212518E-03	-2.613686E-03	-2.485868E-03	-3.029217E-03	-2.192091E-03	-2.594851E-03	-2.18281E-03
3	-2.675790E-03	-2.470973E-08	-2.485799E-05	-2.212481E-03	-1.956637E-03	-2.097215E-03	-1.956238E-03	-2.613698E-03	-2.091087E-03	-1.958485E-03	-2.235112E-03	-2.067766E-03
4	-2.345407E-03	-3.133771E-08	-2.252982E-05	-2.470924E-03	-2.470924E-03	-2.470924E-03	-2.613698E-03	-2.613698E-03	-2.613698E-03	-2.212984E-03	-2.491724E-03	-2.026318E-03
5	-2.345407E-03	-3.003533E-08	-2.212498E-05	-2.470924E-03	-2.058961E-03	-2.058961E-03	-2.485868E-03	-2.485868E-03	-2.485868E-03	-2.192091E-03	-2.094707E-03	-2.235112E-03
6	-2.605524E-03	-2.473746E-08	-2.202020E-05	-2.474094E-03	-2.411717E-03	-2.217759E-03	-2.744139E-03	-2.226698E-03	-1.861096E-03	-1.567733E-03	-2.085291E-03	-2.354619E-03
7	-2.605524E-03	-2.473746E-08	-2.202020E-05	-2.474094E-03	-2.058961E-03	-2.058961E-03	-2.613698E-03	-2.613698E-03	-2.613698E-03	-2.091087E-03	-2.244851E-03	-2.226202E-03
8	-2.211932E-03	-3.133863E-08	-2.486717E-05	-2.447789E-03	-2.447789E-03	-2.447789E-03	-2.486717E-03	-2.486717E-03	-2.486717E-03	-2.058961E-03	-1.958485E-03	-2.235112E-03
9	-2.474947E-03	-3.462380E-08	-2.481946E-05	-2.048996E-03	-2.169399E-03	-2.169399E-03	-2.486717E-03	-2.486717E-03	-2.486717E-03	-1.692014E-03	-1.692014E-03	-2.486717E-03
10	-2.343407E-03	-2.446867E-08	-2.211717E-05	-2.470924E-03	-2.470924E-03	-2.470924E-03	-2.485868E-03	-2.485868E-03	-2.485868E-03	-2.091087E-03	-2.192091E-03	-2.235112E-03
11	-2.474947E-03	-3.003533E-08	-2.211717E-05	-2.470924E-03	-2.470924E-03	-2.470924E-03	-2.485868E-03	-2.485868E-03	-2.485868E-03	-2.091087E-03	-2.192091E-03	-2.235112E-03
12	-2.474947E-03	-2.473746E-08	-2.211717E-05	-2.474094E-03	-2.411717E-03	-2.217759E-03	-2.744139E-03	-2.226698E-03	-1.861096E-03	-1.567733E-03	-2.085291E-03	-2.354619E-03
13	-2.211932E-03	-3.133863E-08	-2.486717E-05	-2.447789E-03	-2.447789E-03	-2.447789E-03	-2.486717E-03	-2.486717E-03	-2.486717E-03	-1.692014E-03	-1.692014E-03	-2.486717E-03
14	-2.474947E-03	-3.003533E-08	-2.211717E-05	-2.470924E-03	-2.470924E-03	-2.470924E-03	-2.485868E-03	-2.485868E-03	-2.485868E-03	-2.091087E-03	-2.192091E-03	-2.235112E-03
15	-2.474947E-03	-3.003533E-08	-2.211717E-05	-2.470924E-03	-2.470924E-03	-2.470924E-03	-2.485868E-03	-2.485868E-03	-2.485868E-03	-2.091087E-03	-2.192091E-03	-2.235112E-03
Média	-2.343407E-03	-2.470973E-08	-2.383396E-05	-2.179821E-03	-2.333863E-03	-2.179821E-03	-2.485868E-03	-2.485868E-03	-2.485868E-03	-2.087178E-03	-2.158221E-03	-2.235112E-03
Desvio padrão	2.605524E-04	2.605524E-04	1.158387E-04	1.162981E-04	1.133012E-04	1.162981E-04	2.010716E-04	2.010716E-04	2.010716E-04	1.809248E-04	1.809248E-04	1.057773E-04
Desvio padrão	2.605524E-04	2.605524E-04	1.158387E-04	1.162981E-04	1.133012E-04	1.162981E-04	2.010716E-04	2.010716E-04	2.010716E-04	1.809248E-04	1.809248E-04	1.057773E-04

Tabela 3 - Birefringências obtidas após o tratamento térmico