UNIVERSIDADE DE SÃO PAULO
ESCOLA DE ENGENHARIA DE LORENA

LUIZ FERNANDO CURSINO BRIET DE ALMEIDA

Avaliação da influência de aplicação de vibração mecânica na microestrutura e em características mecânicas de juntas do aço inoxidável martensítico CA6NM soldadas pelo processo FCAW

Lorena
2015

LUIZ FERNANDO CURSINO BRIET DE ALMEIDA

Avaliação da influência de aplicação de vibração mecânica na microestrutura e em características mecânicas de juntas do aço inoxidável martensítico CA6NM soldadas pelo processo FCAW

Dissertação apresentada à Escola de Engenharia de Lorena da Universidade de São Paulo para a obtenção do título de Mestre em Ciências do Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Materiais na Área de Materiais Metálicos, Cerâmicos e Poliméricos.

Orientador: Prof. Dr. Carlos Ângelo Nunes.

Edição reimpressa e corrigida

LORENA-SP

Dezembro, 2015

**AUTORIZO A REPRODUÇÃO E DIVULGAÇÃO TOTAL OU PARCIAL DESTES
TRABALHO, POR QUALQUER MEIO CONVENCIONAL OU ELETRÔNICO,
PARA FINS DE ESTUDO E PESQUISA, DESDE QUE CITADA A FONTE.**

**Ficha catalográfica elaborada pelo Sistema Automatizado
da Escola de Engenharia de Lorena,
com os dados fornecidos pelo(a) autor(a)**

Almeida, Luiz Fernando Cursino Briet de
Avaliação da influência de aplicação de vibração
mecânica na microestrutura e em características
mecânicas de juntas do aço inoxidável martensítico
CA6NM soldadas pelo processo FCAW / Luiz Fernando
Cursino Briet de Almeida; orientador Carlos Ângelo
Nunes - ed. reimp., corr. - Lorena, 2015.
131 p.

Dissertação (Mestrado em Ciências - Programa de Pós
Graduação em Engenharia de Materiais na Área de
Materiais Convencionais e Avançados) - Escola de
Engenharia de Lorena da Universidade de São Paulo.
2015
Orientador: Carlos Ângelo Nunes

1. Aço ca6nm. 2. Microestrutura. 3. Propriedades
mecânicas. 4. Vibração mecânica. 5. Tratamento térmico.
I. Título. II. Nunes, Carlos Ângelo, orient.

AGRADECIMENTOS

Agradeço primeiramente e, sobretudo, à minha família. À minha mãe, Lucia Briet, ao meu pai, Celso Briet, e a minha irmã, Ana Paula Briet, por me fazer a pessoa que sou hoje, dando total suporte para superar todos os desafios que a vida nos impõe e pelo constante incentivo à minha busca por conhecimento e pelas palavras de conforto. Em especial ao Sr. Celso Briet pelo apoio e compreensão para com meus estudos.

Agradeço ao Prof. Dr. Carlos Ângelo Nunes e a Prof. Dra. Maria Ismênia Sodero de Toledo pelo suporte e orientação durante o desenvolvimento deste trabalho.

Aos alunos de iniciação científica pelo auxílio na realização deste trabalho.

Agradeço a empresa Alstom Brasil Energia e Transporte LTDA e principalmente aos seus funcionários Eduardo Hoss, Wanderlei Borges, Marcio Luiz Moseli, Décio Vieira e Daniel Ramos pela gentileza em ceder o material utilizado neste trabalho e por todo suporte para realização dos procedimentos experimentais.

Agradeço ao Sr. Luis Norberto da Fonseca e a empresa *Aremas Reliability Engineering Solutions* por ceder o equipamento de vibração mecânica e também pelo suporte para utilizar neste trabalho.

Agradeço também a empresa Caldsteel Equipamentos Industriais LTDA por ceder os equipamentos de soldagem e espaço físico para realização dos procedimentos experimentais.

Ao Prof. Dr. Marcos Henrique de Pinho Maurício do grupo de microscopia digital do Departamento de Engenharia de Materiais da PUC – RJ pela disponibilidade de usar o microscópio óptico motorizado.

Ao Prof. Dr. Olivério Moreira de Macedo Silva pelo auxílio e disponibilidade de usar os laboratórios da Divisão de Materiais (AMR) do Centro Técnico Aeroespacial (CTA) no laboratório do Instituto de Aeronáutica e Espaço (IAE).

A todos os funcionários e técnicos do DEMAR pelo suporte e auxílio na etapa experimental deste projeto;

Aos amigos de pós-graduação pelas valiosas discussões durante a produção desta Dissertação;

*“As dificuldades são o aço estrutural que
entra na construção do caráter”*

Carlos Drummond de Andrade

RESUMO

ALMEIDA, L. F. C. B. **Avaliação da influência de aplicação de vibração mecânica na microestrutura e em características mecânicas de juntas do aço inoxidável martensítico CA6NM soldadas pelo processo FCAW.** 2015. 131 p. Dissertação (Mestrado em Ciências) – Escola de Engenharia de Lorena. Universidade de São Paulo, Lorena –SP, 2015.

O aço inoxidável martensítico ASTM A743 CA6NM é utilizado para produzir componentes especiais para turbinas hidráulicas, devido às suas boas propriedades mecânicas combinadas com alta resistência à corrosão e cavitação e uma boa soldabilidade. As turbinas hidráulicas são produzidas por meio de múltiplos passes de solda em peças espessas obtidas por fundição. Durante a operação, estes componentes estão sujeitos à erosão por cavitação e trincas em regiões tensionadas, que são reparados também por meio de soldagem. Após o processo de soldagem, um tratamento térmico pós-soldagem é comumente utilizado para aliviar as tensões residuais. Porém, existem dificuldades significativas para a realização de tratamento térmico nas turbinas hidráulicas, tais como a complexidade da geometria de solda, a possibilidade de distorção no caso de quaisquer cargas mecânicas, dificuldade em aquecer simetricamente, e também o tratamento térmico pode causar degradação das propriedades do material. Assim, existe um grande interesse no desenvolvimento de procedimentos de soldagem que elevem a tenacidade ao impacto e evitem o tratamento térmico pós-soldagem. Neste trabalho, a aplicação de vibrações mecânicas durante e após a soldagem para aliviar tensões residuais foram avaliadas em juntas de aço inoxidável martensítico CA6NM soldadas pelo processo *Flux Cored Arc Welding* (FCAW). A utilização de vibrações mecânicas para reduzir e redistribuir as tensões residuais das estruturas soldadas através da aplicação de carga vibratória pode gerar muitos benefícios. Testes de impacto Charpy (-20 °C), ensaios de tração e dobramento foram realizados conforme ASME IX, e perfis de microdureza nas diferentes regiões da solda foram conduzidos para a caracterização mecânica das juntas soldadas. A caracterização microestrutural foi realizada utilizando difração de raios X, microscopia óptica e microscopia eletrônica de varredura (MEV). Os resultados de propriedades mecânicas das amostras vibradas atenderam as exigências especificadas por norma, na qual o processo com tratamento térmico é recomendado para a soldagem deste tipo de aço, visando atingir os níveis de tenacidade do material original. Com relação à microestrutura não foram observados alterações significativas para as amostras vibradas em comparação com a condição “como soldado”, porém para a condição com tratamento térmico pós-soldagem foi observado uma pequena quantidade de austenita retida, que são precipitadas após o tratamento térmico e permanecem finamente distribuídas após o resfriamento e auxiliam no ganho de tenacidade das juntas soldadas.

Palavras-chave: aço CA6NM, microestrutura, propriedades mecânicas, vibração mecânica, tratamento térmico.

ABSTRACT

ALMEIDA, L. F. C. B. **Evaluation of mechanical vibration application on microstructure and mechanical properties of martensitic stainless steel CA6NM welded by FCAW process.** 2015. 131 p. Dissertation (Master of Science) – Escola de Engenharia de Lorena. Universidade de São Paulo, Lorena –SP, 2015.

The martensitic stainless steel ASTM A743 CA6NM is used to produce special parts for hydraulic turbines, due to its good mechanical properties combined with high resistance to corrosion and cavitation and good weldability. These components are produced by multiple weld passes in thick parts obtained by casting. During operation, these components are subject to cavitation erosion and cracks in stressed regions, which are also fixed by welding. After the welding process, a post-weld heat treatment (PWHT) is commonly used to relieve the residual stresses. However, there are significant difficulties to perform heat treatment in hydraulic turbines, such as the complexity of the weld geometry, the possibility of distortion in the case of any mechanical loads, difficulty in heat symmetrically, and also heat treatment may cause degradation of the properties of material. Thus, there is great interest in the development of welding procedures that will increase the toughness and avoid post-weld heat treatment. In this work, the application of mechanical vibrations during and after welding to relieve residual stresses were evaluated in martensitic CA6NM stainless steel joints welded by Flux Cored Arc Welding (FCAW). The use of mechanical vibration to reduce and redistribute the residual stresses of welded structures through the vibration loading application can generate many benefits. Charpy impact test (-20°C), tensile and bending tests were performed according to ASME IX, and microhardness profiles in different regions of the weld were conducted to evaluate the mechanical properties of the welded joints. Microstructural characterization was performed using X-ray diffraction, optical microscopy and scanning electron microscopy (SEM). The results of mechanical properties of vibrated samples met the requirements specified by standard, wherein the PWHT is recommended to weld this type of steel, in order to meet original base metal toughness. Regarding the microstructure were not observed significant changes to the vibrated sample compared to the condition as welded, but for the condition with PWHT was observed a small amount of retained austenite, which are precipitated after heat treatment and remain finely distributed after cooling and promote a better toughness of welded joints.

Keywords: CA6NM steel, microstructure, mechanical properties, mechanical vibration, heat treatment.

LISTA DE FIGURAS

Figura 1 - Geração de energia em uma central hidrelétrica.....	23
Figura 2 - Vista explodida da Unidade Geradora da Usina de Itaipu ilustrando os componentes fixos e móveis	23
Figura 3 - Tipos de turbinas hidráulicas (a) Pelton (b) Francis e (c) Kaplan.	24
Figura 4 - Cavitação severa em turbina do tipo Francis da Usina Hidrelétrica de Foz do Areia.....	26
Figura 5 - Trinca em uma turbina tipo Francis.	26
Figura 6 - Diagramas de equilíbrio Fe-Cr para diferentes percentuais de carbono: (a) 0,05%C (b) 0,1%C (c) 0,2%C (d) 0,4%C. Neste diagrama k_c , k_1 e k_2 são os carbonetos $(Cr,Fe)_3C$, $(Cr,Fe)_{23}C_6$, e $(Cr,Fe)_7C_3$, respectivamente.....	30
Figura 7 - Influência do níquel sobre o campo austenítico.....	31
Figura 8 - Seção vertical do diagrama ternário Fe-Cr-Ni para razão Cr:Ni de 3:1.	32
Figura 9 - Variação das temperaturas eutetóide em função da concentração em peso dos elementos de liga Ti, Mo, Si, W, Cr, Mn, Ni.....	32
Figura 10 - Diagrama TRC de um aço CA6NM, mostrando sua alta temperabilidade.....	33
Figura 11 - Esquema da estrutura padrão da martensita.....	36
Figura 12 - Representação esquemática da morfologia em ripas da martensita.....	36
Figura 13 - Variação no teor de austenita, limite de resistência (σ_r), limite de escoamento (σ_e 0,2%) e energia absorvida no ensaio Charpy do aço CA-6NM em função da temperatura de revenimento.....	37
Figura 14 - Representação esquemática do procedimento recomendado para a soldagem do aço inoxidável martensítico macio ASTM A 743 CA6NM.	42

Figura 15 - Localização aproximada do aço fundido CA6NM (ponto azul) e de uma amostrada soldada com o consumível de soldagem AWS E410NiMoT1-4/-1 (WM – <i>Weld metal</i> ; ponto vermelho) no diagrama de Schaeffler.....	44
Figura 16 - Diagrama de fases mostrando os domínios para as diferentes zonas na ZTA.	45
Figura 17 - Micrografia ilustrando as diferentes zonas da ZTA.....	45
Figura 18 - Seção transversal de um arame tubular com o fluxo interno contendo diferentes materiais, inclusive adições metálicas, MEV.....	47
Figura 19 - Processo de soldagem FAW, com proteção gasosa.	48
Figura 20 - Processo de soldagem com arame tubular autoprotégido.	48
Figura 21 - Desenvolvimento de tensões residuais longitudinais durante a soldagem.....	51
Figura 22 - Distribuição de tensões residuais na superfície de uma junta determinada por difração de raios X após tratamento térmico e mecânico.	53
Figura 23 - Representação da variação do limite de resistência e limite de escoamento em função da temperatura.....	54
Figura 24 – Representação esquemática do alívio de tensões residuais quando se aquece material.....	55
Figura 25 – Esquema de como a vibração induz energia para alívio de tensões residuais.	56
Figura 26 - Equipamento de vibração Meta-Lax.	57
Figura 27 - Gráficos com as curvas de comportamento harmônico inicial (a); após o primeiro ciclo (b); e estabilizado após tratamento (c).....	58
Figura 28 - Aplicação do processo VSR em componente de plataforma marítima.....	60
Figura 29 - Aplicação do processo VWC na recuperação de trincas em pá de turbina Kaplan.	60
Figura 30 - Material como recebido da empresa Alstom.....	63
Figura 31 - Peças cortadas.	65

Figura 32 - Croqui do chanfro realizado com as dimensões em milímetros.	65
Figura 33 - Material chanfrado para realização da soldagem.	66
Figura 34 - Junta na posição de soldagem com os apêndices e sargento para travamento.	66
Figura 35 – Pré-aquecimento por chama da junta.	68
Figura 36 - Controle da temperatura com pirômetro de contato (à esquerda) e termômetro a laser (à direita).	68
Figura 37 - Utilização de backing cerâmico para melhor acabamento na raiz da solda.	68
Figura 38 - Sequência de soldagem para todas as condições.	69
Figura 39 - Pós-aquecimento da junta soldada.	70
Figura 40 - Junta soldada envolvida em uma manta térmica para controle da taxa de resfriamento.	70
Figura 41 - Sistema de vibração	71
Figura 42 – Posição de retirada nas soldas das amostras de DR-X para cada condição.	74
Figura 43 – Corpos de prova de tração (acima), dobramento (no meio) e Charpy-V (abaixo) para uma condição.	74
Figura 44 – Perfis de dureza nas diferentes regiões da solda.	75
Figura 45 – Corpo de prova para ensaio de tração transversal à solda.	76
Figura 46 - Máquina de ensaio de tração e dobramento.	76
Figura 47 - Croqui do CP Charpy-V tipo A - dimensões em milímetros.	77
Figura 48 - Realização do ensaio de impacto Charpy-V: (a) corpos de prova resfriados à temperatura de -20 °C, (b) realização do ensaio.	79
Figura 49 – Curva dilatométrica e sua derivada.	85
Figura 50 - Difratoograma (a) Com radiação Cu-K α ; (b) Com radiação Mo-K α	87
Figura 51 – Difratoogramas das amostras soldadas para cada condição. ST (verde) – como soldado; TT (azul) – com tratamento térmico pós-soldagem; VWC (vermelho) – com	

vibração mecânica durante a soldagem; VSR (preto) – com tratamento de vibração mecânica pós-soldagem.	89
Figura 52 - Modelamento por Rietveld da amostra com tratamento térmico pós-soldagem (TT).	89
Figura 53 – Perfil de dureza no topo lado A da junta soldada para cada condição.	91
Figura 54 - Perfil de dureza na raiz da solda da junta soldada para cada condição.	92
Figura 55 - Perfil de dureza no topo lado B da junta soldada para cada condição.	92
Figura 56 - Média do limite de resistência à tração das juntas soldadas.	95
Figura 57 – CP da condição VSR após o ensaio de tração.	96
Figura 58 – Defeito por falta de fusão detectado no ensaio de dobramento da condição ST.	96
Figura 59 – Resultados médios do ensaio de impacto de Charpy-V para cada condição...	98
Figura 60 – Macrografia de cada condição de soldagem.	102
Figura 61 – Aparência de fratura (a) vista superior e (b) vista lateral. Estereoscópio.	103
Figura 62 – Aparência de fratura. Vista de cima das amostras SS no MS (esq.) e vista lateral das amostras SS no MS, com sua respectiva energia absorvida no ensaio Charpy (dir.). (a) e (b) VSR; (c) e (d) VWC; (e) e (f) TT. Ampliações de 20 X.	104
Figura 63 – Aspecto de fratura do CP Charpy S localizado no MS para cada condição. (a) ST; (b) TT; (c) VWC; (d) VSR. MEV ampliação de 1000 X.	105
Figura 64 – Aspecto de fratura do CP Charpy no MS da condição TT. Presença de inclusões não metálicas. MEV. (a) Ampliação de 1000 X; (b) Ampliação de 3000 X.	105
Figura 65 - Micrografia do metal de base. Ampliação 200 X. Ataque Vilella.	107
Figura 66 – Macrografia (esq.) e Mosaico de 120 imagens obtidas por MO com aumento de 50X da raiz da solda (dir.). (a) ST; (b) TT; (c) VWC; (d) VSR. Ataque Vilella.	107

Figura 67 - Micrografia do centro do metal de solda na condição VSR. Mosaico de imagens obtidas por MO com aumento de 200X. Ataque Vilella.	110
Figura 68 – Caracterização microestrutural do metal de solda da amostra TT na região de intersecção entre passes. (a) Ampliação de 200 X; (b) Ampliação de 1000 X (c) Ampliação de 1000 X. Ataque Vilella.	111
Figura 69 - Caracterização microestrutural do metal de solda da amostra VSR na região de intersecção entre passes próxima a linha de fusão no topo da solda. (a) Mosaico de 04 imagens com ampliação de 100 X; (b) Ampliação de 200 X (c) Mosaico de 03 imagens com ampliação de 500 X. Ataque Vilella.	112
Figura 70 - Caracterização microestrutural do metal de solda na região da raiz da solda. (a) ST (b) TT (c) VWC (d) VSR. Ampliações de 500 X. Ataque Vilella.	113
Figura 71 - Caracterização microestrutural do metal de solda na região do topo da solda. (a) ST (b) TT (c) VWC (d) VSR. Ampliações de 200 X. Ataque Vilella.	114
Figura 72 - Caracterização microestrutural do centro da solda da condição VWC. (a) Mosaico de imagens com ampliação de 100 X.....	114
Figura 73 - Caracterização microestrutural da ZTA na região próxima ao topo da solda da condição VSR. (a) Mosaico de imagens com ampliação de 100 X (b) ZTA zona 1 com ampliação de 500 X (c) ZTA zona 4 com ampliação de 500 X. Ataque Vilella.	115
Figura 74 - Microestrutura do aço inoxidável martensítico CA6NM como recebido analisada no MEV (a) Reagente Vilella com detector SE; (b) Reagente Persulfato de Amônio com detector BSE; (c) Reagente persulfato de amônio com detector SE; (d) Como recebido com detector BSE.....	116
Figura 75 – Micrografia de uma superfície fraturada de um CP Charpy do metal de solda da condição TT obtida por MEV. Ampliação de 3000 X.....	117

Figura 76 - Micrografia do metal de solda na região da raiz da solda da condição VWC obtida por MEV. Ampliação de 3000 X.118

Figura 77 - Micrografia do metal de solda na região da raiz da solda da condição VWC obtida por MEV. Ampliação de 3000 X.120

LISTA DE TABELAS

Tabela 1 - Aços estruturais utilizados em turbinas hidráulicas e seus componentes (AKHTAR; BRODIE, 1979; ASTM A 743/ A743M-98 ^a , 1998).....	25
Tabela 2 - Composição química nominal dos aços CA6NM segundo a norma ASTM A 743/ A743M (1998).	28
Tabela 3 - Propriedades físicas e mecânicas típicas do aço fundido CA6NM (STEEL FOUNDERS' SOCIETY OF AMERICA, 2004).	28
Tabela 4 – Comparativo de tenacidade do metal de solda com metais de adição similares.	40
Tabela 5 - Classificação ASME/AWS para arames tubulares para aços inoxidáveis martensíticos (MCKAY, 2011).....	49
Tabela 6 - Técnicas para a determinação experimental de tensões residuais (MODENESI, 2001).	52
Tabela 7 - Composição química do aço CA6NM de acordo com a norma ASTM vs. encontrado pela empresa Altona.	62
Tabela 8 - Propriedades mecânicas do aço CA6NM de acordo com a norma ASTM vs. encontrado pela empresa Altona.	63
Tabela 9 - Composição química especificada do metal de solda como depositado para o eletrodo AWS E410NiMoT1-4/-1 (ASME/AWS SFA5.22, 2012).	64
Tabela 10 - Requisitos de propriedades mecânicas especificadas para soldas produzidas com eletrodo AWS E410NiMoT1-4/-1 (ASME/AWS SFA5.22, 2012).	64
Tabela 11 – Relação dos corpos de prova Charpy.	78
Tabela 12 - Análise química do metal base como recebido.....	84
Tabela 13 - Valores de Absorção do ferro para radiações incidente Cu-K α e Mo-K α (WARREN, 1969).	86

Tabela 14 – Resultados dos ensaios de dureza (HV0,5) no topo lado A para todas as condições.....	90
Tabela 15 - Resultados dos ensaios de dureza (HV0,5) na raiz da solda para todas as condições.....	91
Tabela 16 - Resultados dos ensaios de dureza (HV0,5) no topo lado B para todas as condições.....	91
Tabela 17 – Média do limite de resistência à tração das juntas soldadas para as diferentes condições de soldagem.....	94
Tabela 18 - Resultados dos ensaios de impacto Charpy-V (Joules) na condição “Como Soldado” - ST.....	97
Tabela 19 - Resultados dos ensaios de impacto Charpy-V (Joules) na condição tratada termicamente - TT.....	97
Tabela 20 - Resultados dos ensaios de impacto Charpy-V (Joules) na condição com vibração durante a soldagem – VWC.	98
Tabela 21 - Resultados dos ensaios de impacto Charpy-V (Joules) na condição com vibração pós-soldagem – VSR.....	98
Tabela 22 - Tabela de composição química EDS (% massa) das regiões destacadas na figura 75.....	118
Tabela 23 - Tabela de composição química EDS (% massa) das regiões destacadas na figura 76.....	119
Tabela 24 - Tabela de composição química EDS (% massa) das regiões destacadas na figura 77.....	120

Sumário

1. INTRODUÇÃO	19
2. OBJETIVO E JUSTIFICATIVAS.....	21
3. REVISÃO DA LITERATURA	22
3.1. Componentes da turbina hidráulica e seus defeitos de operação	22
3.2. Aço inoxidável martensítico CA6NM	27
3.2.1. Metalurgia dos aços CA6NM.....	29
3.2.2. Tratamento térmico	34
3.3. Soldagem do aço inoxidável martensítico CA6NM.....	38
3.3.1 Processo de solidificação na soldagem.....	42
3.4. Processo de soldagem com arame tubular – FCAW	46
3.5. Tensões residuais em soldagem	49
3.6. Tratamento de alívio de tensões residuais.....	52
3.6.1. Tratamento térmico de alívio de tensões (TTAT)	53
3.6.2. Aplicação de vibração mecânica para alívio de tensões residuais	55
4. MATERIAIS E MÉTODOS	62
4.1 Metal de base.....	62
4.2 Consumível de soldagem	63
4.3 Procedimento de soldagem	64
4.3.1 Detalhamento das condições de soldagem impostas	71
4.4 Análise química do metal base.....	72
4.5 Dilatometria do metal base.....	72
4.6 Difração de raios X	72
4.7 Ensaio mecânicos	74
4.7.1 Medidas de microdureza Vickers	75
4.7.2 Ensaio de Tração.....	75
4.7.3 Ensaio de dobramento guiado	77
4.7.4 Ensaio de impacto Charpy-V	77
4.8 Macrografias	79
4.9 Análises fractográficas	80
4.10 Micrografias	80
4.10.1 Microscopia óptica	80

4.10.2	Microscopia eletrônica de varredura (com EDS)	82
5.	RESULTADOS E DISCUSSÃO	83
5.1	Análise química do metal base	83
5.2	Dilatometria do metal base	84
5.3	Difração de Raios – X	86
5.4	Ensaio mecânicos	90
5.4.1	Microdureza Vickers	90
5.4.2	Ensaio de tração	94
5.4.3	Ensaio de dobramento guiado	96
5.4.4	Ensaio de impacto Charpy-V	97
5.5	Macrografias	101
5.6	Análises fractográficas	102
5.7	Micrografias	106
5.7.1	Microscopia óptica	106
5.7.2	Microscopia eletrônica de varredura (com EDS)	115
6.	CONCLUSÕES	122
	REFERÊNCIAS	125

1. INTRODUÇÃO

O modelo energético brasileiro se baseia na utilização de energia elétrica gerada por hidroelétricas, as quais utilizam diferentes tipos de turbinas hidráulicas (GOUVEIA et al., 2013).

Turbinas hidráulicas são estruturas metálicas, que envolvem em sua fabricação processos de fundição, para confecção das peças, e soldagem, para união das partes. São capazes de transformar a energia potencial e cinética da água de um rio ou reservatório em energia elétrica (PUKASIEWICZ, 2008).

Com o desenvolvimento de materiais mais adequados, a partir da década de 80, os componentes das turbinas hidráulicas passaram a ser fabricados com o aço inoxidável martensítico CA6NM, como rotores e palhetas reguladoras. Este material é classificado pela norma ASTM A 743/ A743M (1998) como um aço inoxidável martensítico macio que possui propriedades mecânicas adequadas ao tipo de solicitação imposta às turbinas, principalmente boa resistência à corrosão e aos danos por cavitação e uma boa soldabilidade.

Os componentes dessas turbinas podem apresentar diversos problemas, porém a erosão por cavitação e as trincas em regiões de alta concentração de tensões são os principais danos, os quais são reparados por processo de soldagem. A cavitação é gerada principalmente pela diferença de pressão da água existente ao longo das pás, provenientes da variação do fluxo de água sobre as mesmas (PUKASIEWICZ, 2008).

A soldagem deste tipo de aço é complexa e para assegurar a mínima tensão residual após a solda é necessário um controle de temperatura durante a soldagem e um tratamento térmico pós-soldagem. Esse controle é realizado, pois os aços inoxidáveis martensíticos possuem a tendência de formar uma martensita dura e frágil na zona afetada pelo calor e no metal de solda, que os tornam difíceis soldar com sucesso sem trincas a frio e reduz a tenacidade do material. Esta redução de tenacidade, aliada às elevadas tensões residuais, podem diminuir a vida útil do componente, assim como acelerar o processo de cavitação (PRADO, 2004).

O desenvolvimento de tensões residuais é um fenômeno intrínseco dos processos de soldagem e é função dos parâmetros utilizados na execução do cordão de solda, tais como: corrente, tensão, geometria da junta, número de passes, composição química dos metais de base e de adição, e de outros fatores pertinentes ao processo.

O tratamento térmico é um dos métodos tradicionais para aliviar as tensões residuais, mas é muitas vezes limitado pela condição de fabricação e pelo tamanho das estruturas (NGUYEN; WAHAB, 1996). Para reparos por soldagem de áreas cavitadas, por exemplo, tais tratamentos térmicos são de difícil realização no local (AKHTAR; BRODIE, 1979). Para solucionar esses tipos de problema muitos estudos vêm sendo realizados para buscar alternativas e desenvolver procedimentos de soldagem que elevem a tenacidade à fratura e evitem os tratamentos térmicos pós-soldagem.

A aplicação de vibrações mecânicas em processos de soldagem para alívio de tensões residuais é uma tecnologia inovadora, ainda em desenvolvimento, que possui uma série de vantagens sobre os métodos térmicos. É um método baseado na ressonância vibratória, onde as peças são submetidas às vibrações de baixa frequência e alta amplitude por um curto período de tempo com base no peso da peça, permitindo um alívio das tensões residuais (SUN; SUN; WANG, 2004).

Na indústria há a necessidade de buscar novos e alternativos meios eficazes para a melhoria da qualidade dos componentes soldados, entretanto o processo de soldagem sob vibração e a aplicação de vibração mecânica como forma de aliviar as tensões residuais pós-soldagem, conhecido como *Vibratory Stress Relief* (VSR), ainda é pouco explorado no Brasil e bem difundido em outros países, como EUA, Canadá e China.

O processo de soldagem sob vibração, conhecido como *Vibratory Weld Conditioning* (VWC), assim como o VSR, apresentam bons resultados experimentais em juntas soldadas, com relação a propriedades mecânicas (SUN; SUN; WANG, 2004). A energia proveniente da aplicação de vibrações mecânicas produz uma carga que sobrepõe no padrão de tensão existente que resulta na redução da tensão residual. Isto resulta em um produto dimensionalmente mais estável, reduzindo também as distorções que frequentemente ocorrem em peças soldadas (BRAGA, 2009).

O processo de soldagem utilizado foi *Flux Cored Arc Welding* (FCAW), ou simplesmente soldagem com arame tubular, por ser um dos processos mais utilizados na soldagem deste aço.

2. OBJETIVO E JUSTIFICATIVAS

O objetivo desta Dissertação de Mestrado foi analisar a influência da aplicação de vibração mecânica na microestrutura e nas propriedades mecânicas de juntas do aço inoxidável martensítico CA6NM soldadas pelo processo FCAW.

A aplicação de vibração mecânica durante a soldagem e pós-soldagem serão comparados com a condição “como soldado”, e também com a condição convencional, que utiliza tratamento térmico pós-soldagem, para aliviar as tensões residuais pós-soldagem.

A condição com tratamento térmico é comumente utilizado na empresa ALSTOM Brasil Energia e Transporte LTDA, fornecedora de todo o material e suporte para este trabalho.

Para efeito de comparação, foram realizados procedimentos de soldagem e ensaios mecânicos conforme a norma ASME IX (2013), seguindo os passos adotados pela ALSTOM, simulando uma real qualificação.

Em complemento, foram realizadas análises metalográficas para estudo da microestrutura das condições de soldagem propostas.

3. REVISÃO DA LITERATURA

3.1. Componentes da turbina hidráulica e seus defeitos de operação

As centrais hidrelétricas utilizam turbinas hidráulicas para gerar eletricidade. A energia da queda da água é convertida em energia mecânica útil enquanto flui através da turbina. A rotação da turbina no eixo do rotor do gerador elétrico converte a energia mecânica em energia elétrica, que é então fornecida aos consumidores. A Figura 1 ilustra como a energia é gerada em uma central hidrelétrica.

Turbinas hidráulicas são estruturas metálicas compostas por inúmeros componentes, como ilustra a Figura 2. Os principais processos usados para fabricação de turbinas são fundição, para confecção das peças, e soldagem, para união das partes.

As turbinas hidráulicas possuem basicamente duas partes: uma fixa (caixa, tubos e comportas distribuidoras e controladoras de fluxo) e outra, móvel (eixo, roda e palhetas), onde predominantemente ocorre o processo de cavitação.

Os três principais tipos de turbinas hidráulicas utilizados em usinas hidrelétricas são: Pelton, Francis e Kaplan, ilustrados na Figura 3 (a), (b) e (c), respectivamente. A turbina é selecionada com base nas variáveis de recursos hídricos, dependendo das condições locais, como gradiente de pressão, velocidade da água, turbulência, terreno local, entre outros. Todas as variáveis são consideradas a fim de aprimorar a energia disponível (METRODE, 2012).

Componentes como rotores eram fabricados, inicialmente, em aço C-Mn fundido para aplicações estruturais, sendo os mais utilizados os aços C-Mn classificados segundo a norma ASTM A27/A27M (1998). Posteriormente utilizaram os aços inoxidáveis martensíticos fundidos CA15 e a partir da década de 70, estes componentes passaram a ser fabricados em aços inoxidáveis contendo cerca de 11 a 13% de Cr e 1 a 6% de Ni com baixo teor de carbono, com intuito principal de melhorar a soldabilidade (AKHTAR; BRODIE, 1980). No Brasil, a utilização destes materiais para fabricação de componentes de turbinas hidráulicas se deu a partir dos anos 80 por determinação de projetos provenientes das matrizes de empresas fabricantes de turbinas hidráulicas sediadas em países europeus.

Figura 1 - Geração de energia elétrica em uma central hidrelétrica.

Fonte: Extraído de (METRODE, 2012).

Figura 2 - Vista explodida da Unidade Geradora da Usina de Itaipu ilustrando os componentes fixos e móveis.

Fonte: Extraído de (VAZ, 2004).

Figura 3 - Tipos de turbinas hidráulicas (a) Pelton (b) Francis e (c) Kaplan.

Fonte: Extraído de (METRODE, 2012).

A substituição dos aços C-Mn pelos inoxidáveis martensíticos macios fundidos, em especial aquele contendo 13%Cr, 4%Ni e 0,5%Mo, está associada à maior resistência a corrosão e aos danos por cavitação desse material, aliada à dureza elevada, ductilidade adequada, boas propriedades de fadiga e boa soldabilidade, se comparado aos demais aços inoxidáveis martensíticos. Todas essas propriedades satisfazem as exigências necessárias para a produção de turbinas. A Tabela 1 mostra a composição química e propriedades mecânicas dos aços utilizados na produção de turbinas hidráulicas e componentes, e sua evolução.

O aço inoxidável martensítico fundido CA6NM é geralmente usado para fabricação dos rotores e palhetas reguladoras. As partes são fundidas individualmente e são soldadas pela combinação de inúmeras técnicas, como soldagem por eletro escória (ESW - *Eletro Slag Welding*) ou arco submerso (SAW - *Submerged Arc Welding*) em juntas de grandes espessuras, arames sólidos (GMAW - *Gas Metal Arc Welding*) ou arames tubulares com

fluxo metálico (FCAW - *Flux Cored Arc Welding*) em juntas de menores espessuras (AKHTAR; BRODIE, 1979).

Tabela 1 - Aços estruturais utilizados em turbinas hidráulicas e seus componentes (AKHTAR; BRODIE, 1979; ASTM A 743/ A743M-98^a, 1998)

Composição Química (% peso)								
	C máx.	Si máx.	Mn máx.	Cr	Ni	Mo	S máx.	P máx.
Aço Fundido C-Mn (ASTM A27)	0,25	0,80	0,75	0,50	0,50	0,25	0,06	0,05
Aço Fundido 12%Cr (CA-15M)	0,15	0,65	1	11,5-14	1 máx.	0,15-1	0,04	0,04
Aço Fundido 13%Cr – 4%Ni (CA-6NM)	0,06	1	1	11,5-14	3,5-4,5	0,4-1	0,03	0,04
Propriedades Mecânicas								
	Limite de Escoamento (MPa) Mínimo		Limite de Resistência (MPa) Mínimo		Alongamento (%) Mínimo		Redução de área (%)	
Aço Fundido C-Mn (ASTM A27)	205		415		22		-	
Aço Fundido 12%Cr (CA-15M)	450		620		18		30	
Aço Fundido 13%Cr – 4%Ni (CA-6NM)	550		755		15		35	

Turbinas hidráulicas podem apresentar diversos problemas, porém a erosão por cavitação e as trincas em regiões de alta concentração de tensões são os principais danos.

O processo de cavitação varia de intensidade de acordo com o perfil hidráulico e regime de operação empregado. As trincas podem ser inicialmente oriundas de defeitos de soldagem ou fundição, assim como provenientes da operação normal do equipamento, que ocasionam a formação e crescimento de trincas por diferentes mecanismos de fadiga de baixo e alto ciclo (PUKASIEWICZ, 2008).

Os danos cavitacionais são uma forma de degradação mecânica que resulta da formação de bolhas de vapor que colidem contra a superfície metálica, liberando energia e promovendo a perda de massa da superfície do componente. A cavitação em turbinas hidráulicas é gerada principalmente pela diferença de pressão da água existente ao longo das pás, provenientes da variação do fluxo de água sobre as mesmas, onde são formadas bolhas de vapor d'água (PUKASIEWICZ, 2008). Seguindo o fluxo do líquido essas bolhas

de vapor atingem regiões com pressões superiores provocando sua implosão e, consequentemente, micro jatos ou ondas de pressão. A ocorrência destas ondas de pressão próximas às superfícies sólidas pode acarretar o seu desgaste. Este fenômeno é conhecido como erosão por cavitação (PRADO, 2004). A Figura 4 ilustra um componente da turbina hidráulica que sofreu cavitação. A Figura 5 mostra uma trinca na região de engastamento das pás com a coroa da turbina. Essas trincas propagam rapidamente podendo atingir vários centímetros.

Figura 4 - Cavitação severa em turbina do tipo Francis da Usina Hidrelétrica de Foz do Areia.

Fonte: Extraído de (PUKASIEWICZ, 2008).

Figura 5 - Trinca em uma turbina tipo Francis.

Fonte: Extraído de (PRADO, 2004).

As trincas são extremamente perigosas, pois podem crescer de forma instável, comprometendo a utilização do equipamento. Devem, portanto, ser reparadas assim que identificadas para evitar falhas catastróficas que inviabilizem o funcionamento do equipamento (GOUVEIA et al., 2013).

3.2. Aço inoxidável martensítico CA6NM

Os aços inoxidáveis martensíticos tem uma soldabilidade relativamente baixa, grande susceptibilidade às trincas induzidas por hidrogênio e propriedades mecânicas das juntas soldadas geralmente insatisfatórias. Para aprimorar as propriedades destes aços, foram desenvolvidos estudos no fim dos anos cinquenta, que conduziram ao surgimento dos aços inoxidáveis martensíticos macios (AIMM), conhecido mundialmente como *Low Carbon Chromium-Nickel Martensitic Stainless Steels* (FOLKHARD, 1988).

Na década de 60 foram desenvolvidos os aços inoxidáveis martensíticos macios, por exemplo, os aços CA6NM que possuem menor teor de carbono e pequenas adições de níquel e molibdênio. Os aços inoxidáveis martensíticos CA6NM foram desenvolvidos na Suíça com o objetivo de melhorar a soldabilidade dos aços inoxidáveis martensíticos convencionais, por exemplo, o CA15, que são essencialmente ligas Fe-Cr-C endurecíveis por têmpera com teores de cromo e carbono situados entre 11,5-18% e 0,1-1,2%, respectivamente. Outro aço inoxidável martensítico convencional muito conhecido é o tipo AISI 410, que contém 11,5 a 13,5%Cr e máximo de 0,15%C. A baixa soldabilidade destes aços prejudicavam a soldagem tanto de reparo, durante manutenção, quanto durante a própria construção da peça (GRACIOSO, 2003).

Os novos materiais, utilizados nos componentes da turbina hidráulica, deveriam apresentar, entre outras vantagens, melhores propriedades mecânicas, e principalmente excelente resistência à erosão por cavitação e boa soldabilidade (HENKE, 1998).

Os aços inoxidáveis fundidos são classificados pelo *Alloy Casting Institute* (ACI) de acordo com sua utilização e composição química. No aço CA6NM a primeira letra refere-se a sua resistência em meios corrosivos (C). A segunda letra indica o valor nominal do teor de níquel, cuja designação se altera de A a Z com o correspondente aumento do teor de Ni. Os números que seguem as duas primeiras letras indicam a percentagem máxima de carbono (%x100). Por último, as letras subsequentes, correspondem a primeira letra dos elementos de liga presentes no material, nesse caso níquel (N) e Molibdênio (M) (ASTM A 743/ A743M, 1998).

O aço CA6NM é um aço resistente à corrosão com 13% de cromo, ligado ao níquel e molibdênio e contendo no máximo 0,06% de carbono. A Tabela 2 mostra as faixas permissíveis de composição química, por norma, para o aço CA6NM.

Tabela 2 - Composição química nominal dos aços CA6NM segundo a norma ASTM A 743/ A743M (1998).

<i>Elementos</i>	<i>Composição (%)</i>
C	0,06 max.
Mn	1,00 max.
Si	1,00 max.
Cr	11,5-14,0
Ni	3,5-4,5
Mo	0,4-1,0
P	0,04 max.
S	0,03 max.

A Tabela 3 mostra propriedades físicas e mecânicas do aço CA6NM.

Tabela 3 - Propriedades físicas e mecânicas típicas do aço fundido CA6NM (STEEL FOUNDERS' SOCIETY OF AMERICA, 2004).

Aço Inoxidável Martensítico Macio CA6NM		
Propriedades Físicas		
Módulo de Elasticidade (GPa)	199,95	
Densidade (g/cm ³)	7,69	
Resistividade Elétrica (μΩ.m à 21°C)	0,78	
Ponto de Fusão aproximado (°C)	1510	
Permeabilidade Magnética	Ferromagnético	
Condutividade Térmica [BTU/(ft.h.°F)]	a 100°C	14,5
	a 538°C	16,7
Coeficiente linear médio de expansão térmica (μin/in.°F)	21 a 100°C	6,0
	21 a 538°C	7,0
Propriedades mecânicas à temperatura ambiente		
Propriedade	Valores típicos	Mínimos requeridos (ASTM A 743, 1998)
Limite de resistência à tração (MPa)	830	755
Limite de escoamento (0,2%, MPa)	690	550
Alongamento, em 2in (%)	24	15
Redução de área (%)	60	35
Dureza Brinell (HB)	268	285 (máximo)

Essa classe de aços evoluiu bastante até os dias atuais, devido à necessidade de atender o mercado que exige aços mais fáceis de fabricar com propriedades mecânicas superiores e custo relativamente baixo.

A liga é normalmente utilizada na forma temperada e revenida, resultando em uma microestrutura praticamente de martensita revenida em forma de ripas. O aço CA6NM pode conter quantidades apreciáveis de austenita retida, que fornece a melhor combinação de resistência, ductilidade, dureza e tenacidade. As variações de tratamento térmico podem ser selecionadas para melhorar ainda mais estas propriedades (STEEL FOUNDERS' SOCIETY OF AMERICA, 2004)

A liga é magnética e tem um coeficiente de expansão térmica um pouco menor que a do aço baixo carbono. A condutividade térmica é cerca de 45 % menor e a resistividade elétrica é cerca de cinco vezes maior que a do aço baixo carbono (STEEL FOUNDERS' SOCIETY OF AMERICA, 2004).

3.2.1. Metalurgia dos aços CA6NM

O aço CA6NM é uma liga Fe-Cr-Ni-Mo com baixo teor de carbono. Devido a esta composição química, a ferrita delta (representado por α na Figura 6), que é prejudicial às propriedades mecânicas, é estável em temperaturas mais baixas, pois ocorre um estreitamento do campo austenítico e favorece que uma maior fração de ferrita delta fique retida na matriz martensítica após a têmpera.

Através dos diagramas de equilíbrio Fe-Cr apresentados na Figura 6, pode-se observar que o efeito austenitizante do carbono amplia o campo austenítico, permitindo que mais cromo (ferritizante) possa ser adicionado à liga. Para um teor de 0,1% de carbono o cromo não pode exceder 13% para que seja temperável de acordo com a Figura 6 (b). Quando o teor de carbono é aumentado para 0,4%, o laço da fase gama é expandido, de forma que ligas com até 18%Cr possam sofrer transformação martensítica (GOUVEIA, 2008).

A ideia básica no desenvolvimento desses aços foi a redução do teor de carbono com o objetivo de melhorar a soldabilidade e aumentar a tenacidade da martensita, diminuindo assim a tendência de trincas a frio. O baixo teor de carbono nos aços CA6NM aumenta a soldabilidade, mas como já foi citado, também torna a ferrita delta estável em temperaturas mais baixas, o que tende a diminuir a tenacidade.

Figura 6 - Diagramas de equilíbrio Fe-Cr para diferentes percentuais de carbono: (a) 0,05% C (b) 0,1% C (c) 0,2% C (d) 0,4% C. Neste diagrama k_c , k_1 e k_2 são os carbonetos $(Cr,Fe)_3C$, $(Cr,Fe)_{23}C_6$, e $(Cr,Fe)_7C_3$, respectivamente, e o tracejado representa a porcentagem química típica de cromo para o aço CA6NM.

Fonte: Extraído de (FOLKHARD, 1988).

Para compensar o efeito do baixo teor de carbono nesses aços adiciona-se Ni para expandir o campo austenítico novamente, assim mantém o potencial para que ocorra a austenitização completa e posteriormente a têmpera com a formação de martensita. O níquel estreita o campo da ferrita delta, restringindo-a a temperaturas mais elevadas (CHIAVERINI, 1977; VAZ, 2004), melhorando substancialmente as propriedades mecânicas e a resistência ao impacto. A adição de Ni também abaixa consideravelmente as temperaturas M_s e M_f , sendo por isto, utilizado um teor máximo de 5,5% de Ni (VAZ, 2004). O efeito do níquel está ilustrado na Figura 7.

A Figura 8 mostra a seção vertical de um diagrama ternário Fe-Cr-Ni e observa-se que a liga com 13%Cr e 4%Ni, em peso, (composição dos aços CA6NM) se solidifica

completamente com estrutura ferrítica, neste caso para esta liga em estrutura martensítica. A ferrita δ se localiza entre 1240 - 1320°C e a transformação $\delta \rightarrow \delta + \gamma \rightarrow \gamma$, que ocorre por processo difusional no estado sólido, apresenta baixa cinética, a qual depende da velocidade de resfriamento (GOUVEIA, 2008).

Figura 7 - Influência do níquel sobre o campo austenítico.

Fonte: Extraído de (FOLKHARD, 1988).

Nota-se também, através da Figura 8, a estreita faixa de solidificação (Líquido + Fase δ) de aproximadamente 30°C, o que reduz defeitos provenientes da solidificação. As temperaturas inicial (Ac_3) e final (Ac_1) da transformação austenítica ocorrem por volta de 720 e 630°C, respectivamente (HENKE, 1998). Este abaixamento da temperatura Ac_1 , em relação aos aços de baixo carbono, se deve à influência mais significativa do Ni em abaixar Ac_1 do que a do Cr em aumentá-lo. A Figura 9 mostra os efeitos alfa-gênico e gama-gênico dos elementos de liga.

O molibdênio na liga aumenta a passivação, melhora a resistência em ácido sulfúrico, sulfuroso, fosfórico e clorídrico (GRACIOSO, 2003). Porém, é ferritizante e deve ser compensado com a adição de elementos de liga austenitizantes para impedir a estabilização da ferrita delta (GOUVEIA, 2008).

Figura 8 - Seção vertical do diagrama ternário Fe-Cr-Ni para razão Cr:Ni de 3:1. Linha tracejada representa a composição química típica de Cr e Ni para o aço CA6NM.

Fonte: Extraído de (FOLKHARD, 1988).

Figura 9 - Variação das temperaturas eutetóide em função da concentração em peso dos elementos de liga Ti, Mo, Si, W, Cr, Mn, Ni.

Fonte: Extraído de (CALLISTER JR, 1999).

A Figura 10 apresenta um diagrama TRC (Transformação no Resfriamento Contínuo) do aço CA6NM. Neste diagrama, pode ser observado que mesmo sob taxas de resfriamento extremamente lentas não há a formação de outro microconstituente (perlita, ferrita ou bainita), além de martensita, devido à alta temperabilidade desse tipo de aço.

A alta temperabilidade destes aços deve-se principalmente à presença de níquel e cromo e permite que peças de grandes secções, de até 1,0 metro de diâmetro, formem martensita em seu núcleo com resfriamento ao ar (CRAWFORD, 1974).

Figura 10 - Diagrama TRC de um aço CA6NM, mostrando sua alta temperabilidade.

Fonte: Extraído de (CRAWFORD, 1974).

A Figura 8 não mostra a influência de outros elementos de liga, como C, Mo, P, S, Cu, N, mas eles influenciam tanto na formação de outras fases ($M_{23}C_6$, M_7C_3 e M_2C) quanto nas variações das temperaturas de transformações de fases. Esta influência, nos aços CA6NM, é observada pela variação dos limites da faixa de temperatura onde a ferrita delta é estável e pela variação de Ac_3 e de Ac_1 , os quais para esta liga podem variar até 100°C.

As temperaturas Ac_1 e Ac_3 podem variar desde 630°C e 720°C até 500°C (STRAUBE, 1988) e 820°C (CRAWFORD, 1974), respectivamente. Além da composição química, estas variações também são influenciadas pela velocidade de aquecimento ou resfriamento as quais é submetida a liga.

As temperaturas de início (M_s) e de fim (M_f) da transformação martensítica é de aproximadamente 275 e 100°C, respectivamente. Estas temperaturas, no entanto, são influenciadas pelos elementos de liga em solução sólida na austenita (CRAWFORD, 1974).

Folkhard (1988) sugeriu equações que permitem estimar as temperaturas de início e final da transformação martensítica M_s e M_f para aços inoxidáveis martensíticos macios, como mostram as equações (1) e (2). Estas equações são em função das porcentagens em massa dos elementos de liga Ni, Cr, C e Mn.

$$M_s = 492 - 12 \times \%C - 65,5 \times \%Mn - 10 \times \%Cr - 29 \times \%Ni \quad (1)$$

$$M_s - M_f = 150 \text{ } ^\circ\text{C} \quad (2)$$

Nota-se pela equação (1) acima, a expressiva influência do carbono, manganês e níquel na redução da temperatura M_s , mas é válido ressaltar que a equação (1) é uma simplificação e que na realidade a maioria dos elementos de liga em solução sólida na austenita abaixam a temperatura M_s . Através da equação (2), pode-se observar que o intervalo de temperatura inicial e final da transformação martensítica é constante e igual a 150°C .

3.2.2. Tratamento térmico

Os tratamentos térmicos empregados nos aços CA6NM são essenciais na obtenção das microestruturas desejadas e, conseqüentemente, de suas propriedades mecânicas. Para isso devem-se controlar os principais parâmetros, que são: velocidade de aquecimento e resfriamento, temperatura e tempo de encharque (GOOCH, 1995).

Os aços CA6NM são utilizados no estado temperado e revenido. Na literatura não se encontra publicações indicando o diagrama curva tempo-temperatura-transformação (TTT) deste aço (VAZ, 2004).

3.2.2.1. Têmpera

O tratamento térmico de têmpera nos aços consiste no aquecimento do aço dentro do campo austenítico, seguido de resfriamento até uma temperatura abaixo da temperatura M_s (abaixo de 300°C para este aço), rápido o suficiente para obtenção de martensita.

Os aços CA6NM normalmente são austenitizados entre $950 - 1050^\circ\text{C}$. Esse intervalo de temperatura, ocorre à dissolução de carbonetos e a decomposição da ferrita delta, oriunda do material no estado bruto de fusão. A temperatura de austenitização não deve ser muito baixa, pois esta leva a baixos valores de tenacidade devido a não dissolução dos carbonetos e ao mesmo tempo não deve ser muito alta, para evitar o crescimento acentuado dos grãos

austeníticos (CRAWFORD, 1974). Deste modo, deseja-se obter uma martensita mais homogênea levando a melhores propriedades mecânicas (HENKE, 1998).

A dissolução de carbonetos muitas vezes é complexa, e é dependente da estabilidade termodinâmica e da cinética, de forma simultânea.

Além da temperatura de austenização, o resfriamento da têmpera também é um fator importante nos aços CA6NM, que deve ser considerado de maneira a evitar a precipitação de carbonetos. Assim, devido à alta temperabilidade destes aços, normalmente em peças de grandes secções e geometrias complexas emprega-se resfriamento ao ar, pois resfriamentos bruscos podem induzir altas tensões internas na peça podendo causar defeitos macroscópicos como trincas e empenamentos (GYSEL; GERBER; TRAUTWEIN, 1982).

A martensita é o principal constituinte obtido após tratamento de têmpera. A energia envolvida na transformação martensítica é a de deformação, proveniente de deslocamentos cisalhantes. A transformação martensítica pode ser considerada como sendo uma mudança estrutural no estado sólido, onde há uma movimentação coordenada dos átomos que se movem de maneira organizada com relação aos seus vizinhos (HENKE, 1998). O resultado é uma solução sólida supersaturada de carbono, de estrutura tetragonal de corpo centrado (TCC) que é uma forma distorcida do ferro α , onde o carbono ocupa os interstícios octaédricos. A sua tetragonalidade é medida pela relação entre os vetores c e a em função da %C em peso, como mostra a equação da Figura 11.

Pode-se observar que quanto maior o teor de carbono, maior será a tetragonalidade da martensita. Porém, em aços com teor de carbono menor que 0,2% C em peso, medidas de resistividade elétrica mostraram que quase 90% do carbono durante a têmpera segregam para os defeitos de rede e para as discordâncias, não afetando a tetragonalidade da martensita. Assim, nos aços CA6NM (teor de carbono inferior a 0,06% C em peso) a martensita tem estrutura cristalina cúbica de corpo centrado (CCC) (HENKE, 1998).

As duas principais morfologias da martensita são: em ripas e placas. Nos aços CA6NM a estrutura martensítica é em forma de ripas, paralelas entre si, com mesma orientação cristalográfica, formando blocos conforme a Figura 12.

Os precipitados comumente encontrados nos aços inoxidáveis martensíticos, após têmpera, são os carbonetos $M_{23}C_6$, M_3C e MC e os nitretos MN (GRACIOSO, 2003).

Figura 11 - Esquema da estrutura padrão da martensita.

Fonte: Extraído de (GRACIOSO, 2003).

Figura 12 - Representação esquemática da morfologia em ripas da martensita.

Fonte: Extraído de (GRACIOSO, 2003).

3.2.2.2. Revenimento

Os objetivos da utilização do tratamento de revenimento são diversos e dependem basicamente de sua composição química e da aplicação final do material. Na maioria dos aços martensíticos, como os aços CA6NM, o revenimento é utilizado com a finalidade de aumentar a tenacidade e a ductilidade do material.

No revenido ocorrem fenômenos como: a segregação de carbono para os defeitos de rede, a precipitação de carbonetos, alívio de tensões residuais provenientes da têmpera e a recuperação e recristalização da estrutura martensítica (GRACIOSO, 2003). Nos aços CA6NM ocorre a reversão de martensita para austenita que permanece retida após resfriamento à temperatura ambiente através de aquecimento do aço à temperatura ligeiramente acima de A_{c1} (CRAWFORD, 1974; GOOCH, 1995; STRAUBE, 1988).

Segundo a norma ASTM A 743/ A 743M (1998) o revenimento aplicado na fabricação do aço CA6NM é realizado entre 565°C e 620°C .

Este revenimento é justificado pelo fato destes aços, apesar de possuírem um baixo teor de carbono, possuem baixa tenacidade na condição temperada (HENKE et al., 1998; VAZ, 2004). O revenimento, quando realizado nesta faixa de temperatura, garante a melhor tenacidade mediante ao surgimento de até 30% de austenita finamente dispersa, a qual durante o resfriamento não se transforma em martensita (GRACIOSO, 2003; HENKE et al., 1998). Apesar de não serem completamente entendidas as razões pelas quais ocorre a retenção significativa de austenita após o revenido, sabe-se que a fração volumétrica de austenita retida proveniente do revenido depende, além da composição química do aço, da temperatura de revenido, do tempo de encharque e da velocidade de resfriamento (GRACIOSO, 2003).

Figura 13 - Variação no teor de austenita, limite de resistência (σ_r), limite de escoamento (σ_e 0,2%) e energia absorvida no ensaio Charpy do aço CA-6NM em função da temperatura de revenimento.

Fonte: Extraído de (HENKE, 1998).

A formação de austenita se dá a temperaturas entre 550 e 600°C (STRAUBE, 1988). Através de ensaios dilatométricos adicionais, constatou-se que o aumento de austenita retida ocorre até cerca de 620°C, o que influencia nas propriedades mecânicas. Acima desta temperatura há formação de uma austenita que se transforma em martensita após resfriamento, como mostra a Figura 13 (CRAWFORD, 1974; FOLKHARD, 1988; STRAUBE, 1988).

3.3. Soldagem do aço inoxidável martensítico CA6NM

A dificuldade associada à fundição de turbinas hidráulicas em uma peça única levou ao desenvolvimento de peças soldadas. Ainda, considerando a turbina, a solda é utilizada em duas situações distintas: na união dos componentes da turbina e em manutenções, como por exemplo, nos reparos de cavitação.

Na soldagem de construção de rotores e componentes de turbinas hidráulicas, com peças fundidas do aço inoxidável martensítico CA6NM, são utilizados consumíveis com composição química similar, que depositam uma liga com 13%Cr, 4%Ni, 0,4%Mo, e por isso o metal de solda e a zona termicamente afetada sofrem transformações de fases semelhantes às do metal de base durante o processo.

Este metal de solda solidifica-se em ferrita δ , seguida de uma transformação quase completa em austenita na região de alta temperatura. A transformação desta austenita em martensita no resfriamento começa a aproximadamente 245°C (M_s), sendo que a microestrutura resultante à temperatura ambiente consiste em martensita “macia” com baixo teor de carbono, podendo conter pequenas porções de ferrita δ e austenita retidas (GONÇALVES, 2007).

De forma a se obter no metal de solda e na zona termicamente afetada propriedades próximas às originais do aço CA6NM, muitas vezes é aplicado, após o resfriamento à temperatura ambiente, um tratamento térmico final de revenimento (HENKE, 1998) na faixa de temperatura entre 580-600°C. O revenimento induz a formação de até 30% de austenita finamente dispersa na matriz martensítica, melhorando a tenacidade e reduzindo o limite de resistência, conforme foi mostrado na Figura 13.

Para reparar os danos de erosão causada pela cavitação e as trincas nas turbinas, são necessários reparos por soldagem frequentes em intervalos regulares.

Reparos excessivos nas lâminas da turbina podem causar distorção e acúmulo de tensão, tendo como resultado o aparecimento de trincas em áreas de elevado esforço. Se os reparos das turbinas não são realizados corretamente, danos induzidos por cavitação podem

ocorrer frequentemente, e possivelmente levar a uma redução do desempenho e vida útil operacional do equipamento. Cada reparo deve ser avaliado de forma individual e deve ser levado em conta fatores tais como: a composição química do metal base e do material de adição, mão de obra, secagem da unidade para obter o acesso à turbina, o rendimento perdido durante a indisponibilidade e o período de tempo entre os reparos, para então definir corretamente o processo de soldagem e ter um procedimento de reparo adequado (GOUVEIA et al., 2013).

Para os aços inoxidáveis martensíticos CA6NM, em regiões de alto nível de tensão, onde a profundidade de corrosão é superior a 10 % da espessura do metal base, recomenda-se a utilização de um metal de adição 410NiMo, por possuir propriedades químicas e físicas semelhantes às do metal de base. No entanto, este material requer pré-aquecimento e pós-aquecimento para evitar trincas induzidas por hidrogênio e tratamento térmico pós-soldagem para reverter o metal de solda.

Na solda executada para reparo de cavitação ou pela presença de trincas, o controle de temperatura durante a soldagem e o tratamento térmico pós-soldagem não é prático (NOVICKI et al., 2003). Assim sendo, o reparo destas turbinas é considerado crítico quando se utiliza metal de adição similar ao metal base, pois a soldagem deve ser realizada sob condições limitadas (AKHTAR; BRODIE, 1979). Uma alternativa para o reparo de turbinas hidráulicas fabricadas com os aços CA6NM é o uso de materiais de adição austeníticos, que apresentam propriedades mecânicas satisfatórias mesmo sem tratamentos térmicos pós-soldagem (GOUVEIA et al., 2013). Outra alternativa seria utilizar diferentes meios de tratamento de alívio de tensões residuais, como por vibração mecânica, que é muito mais prático.

Diversos estudos foram realizados visando avaliar a aplicação de metais de adição similares (AKHTAR; BRODIE, 1979; BILMES; SOLARI; LLORENTE, 2001; FOLKHARD, 1988; PEREIRA, 2000) sendo os resultados de tenacidade ao impacto visualizados na Tabela 4.

Observa-se que a tenacidade do metal de solda, varia em função do processo de soldagem aplicado, bem como da temperatura de pré-aquecimento e do percentual de C do arame utilizado.

Tabela 4 – Comparativo de tenacidade do metal de solda com metais de adição similares.

Autor	Temperatura interpasse (°C)	Tenacidade ao impacto Charpy (J)	Processo de soldagem aplicado	% de Carbono no metal de solda
Bilmes (2001)	Menor que 120	73	FCAW	0,028
Folkhard (1988)	130	132	GTAW	0,018
Pereira (2000)	Menor que 180	50	GMAW sólido	0,036
		34	FCAW	Não avaliado
Prado (2004)	Entre 200 e 250	De 27 a 42	GMAW sólido	Não avaliado

Bilmes et al (2001) avaliaram as propriedades mecânicas do metal de solda obtido com arames tubulares de composição química similar ao aço CA6NM para investigar a possível origem da elevada tenacidade destes cordões com tratamentos térmicos pós-soldagem (TTPS). Notaram que a austenita formada durante o revenido é termicamente estável, mas sugerem que a mesma pode se transformar em martensita devido à deformação plástica sofrida durante o ensaio Charpy, a qual absorve energia e pode gerar um aumento de tenacidade. A tenacidade obtida depende fortemente da condição final do cordão (como soldado ou com TTPS). Foram obtidos valores de 73J na condição como soldado, sendo neste caso a temperatura de interpasse abaixo de 120 °C, com 0,028%C no metal de solda. Valores de até 150J foram obtidos com tratamento térmico posterior de têmpera a partir de 950 °C, seguido de duplo revenido (670 °C/2h + 600 °C/8h).

Novicki et al. (2003) utilizando a medição da tenacidade por Integral J, também analisou a tenacidade do aço CA6NM no estado temperado e revenido, e na linha de fusão de juntas soldadas sem TTPS, utilizando o arame tubular AWS A5.22 E410NiMoT1-4. Os resultados mostram, que o aço CA6NM no estado temperado e revenido apresenta uma tenacidade elevada (aproximadamente 340kJ/m²), enquanto que na linha de fusão os resultados foram muito baixos (aproximadamente 55kJ/m²). Neste caso, a fratura se desviou para o metal de solda, fato este associado à presença de inclusões (PRADO, 2004).

Pereira (2000) estudou o desenvolvimento de procedimentos de soldagem de aços inoxidáveis martensíticos sem TTPS e observou que a tenacidade deste material é fortemente afetada pelo teor de carbono do aço, com variações de energia absorvida do ensaio Charpy de 63J para um teor de 0,035%C, e 130J para teor de 0,021%C. Nos testes de ensaio Charpy para medir a tenacidade junto à linha de fusão, empregando um metal de

adição similar (ER410NiMo – arame sólido e E410NiMoT1 – arame tubular), percebeu que a fratura se propagava invariavelmente através do metal de solda, resultado este similar ao observado por Henke (1998). Ensaios de tenacidade Charpy no metal de solda acusaram menores valores de tenacidade para os arames tubulares em relação aos arames sólidos, comportamento este atribuído à maior presença de inclusões não metálicas, tipo óxido no metal de solda.

Os metais de solda martensíticos são susceptíveis à fragilização por hidrogênio, por isso devem ser tomados cuidados especiais na soldagem deste tipo de aço principalmente em relação ao controle do teor deste elemento (SAUBERLIN et al., 1995). Para manter baixo o nível de hidrogênio, além da recomendação de utilização de consumíveis que possuam um teor deste elemento de no máximo 4ml/100g metal de solda (SAUBERLIN et al., 1995; THALBERG et al., 2002), os mesmos devem estar conservados em estufas e devidamente secos na hora da aplicação. Para o processo FCAW recomendam-se temperaturas de pré-aquecimento na faixa de 100°C e temperatura de interpasses abaixo de 200°C.

O cordão de solda se transforma principalmente em martensita durante a soldagem, sendo parcialmente revenido pelo cordão subsequente, reduzindo a susceptibilidade de trincas a frio (THALBERG et al., 2002). Imediatamente após a soldagem deve ser feito também um pós-aquecimento, sem deixar que a peça esfrie. O pós-aquecimento é realizado para a remoção do hidrogênio difusível na peça.

Folkhard (1988) sugeriu algumas recomendações adicionais para a soldagem deste tipo de aço, tais como:

- Eliminação das possíveis fontes externas de hidrogênio da peça a ser soldada, como umidade, sujeira, óleo e contaminantes, para manter o teor de hidrogênio difusível no metal de solda abaixo de 5 ml/100g;
- Pré-aquecimento mínimo de 100°C para peças espessas;
- Temperatura interpasses mínima de 100°C e máxima de 200°C, de forma a aproveitar o efeito de revenimento através dos passes subsequentes e aumentar a tenacidade do material;
- Evitar cordões espessos, nos quais o hidrogênio tem maior dificuldade em escapar.
- Realização, após o resfriamento, de um tratamento térmico de revenimento pós-soldagem na faixa de temperatura de 580 a 600°C por um tempo de mais ou menos 8 horas para uma espessura de 50 mm, por exemplo, sendo que o tempo do tratamento

pode variar de acordo com a espessura da peça (quanto maior a espessura, maior o tempo);

- Realização de ensaios não destrutivos 72 horas após o resfriamento da peça, de forma a detectar possíveis trincas a frio ou outras descontinuidades.

A Figura 14 mostra uma representação esquemática do procedimento recomendado para a soldagem do aço CA6NM com consumíveis de liga similar a 13%Cr, 4%Ni, 0,4%Mo.

Figura 14 - Representação esquemática do procedimento recomendado para a soldagem do aço inoxidável martensítico macio ASTM A 743 CA6NM.

Fonte: Adaptado de (BAAS, 1996; GONÇALVES, 2007).

3.3.1. Processo de solidificação na soldagem

Para avaliar o efeito dos elementos de liga na microestrutura dos aços inoxidáveis obtida após rápida velocidade de solidificação, como nos processos de soldagem, foram desenvolvidas algumas equações agrupando os elementos alfa-gênicos e gama-gênicos.

O efeito dos elementos de liga foi definido em níquel equivalente (Ni_{eq}), estabilizante da austenita, e cromo equivalente (Cr_{eq}), estabilizante da ferrita (SCHAEFFLER, 1947, 1948, 1949a), conforme Equações (3) e (4).

$$\mathbf{Cr_{eq} = \%Cr + \%Mo + 1,5\%Si + 0,5\%Nb} \quad (3)$$

$$\mathbf{Ni_{eq} = \%Ni + 0,5\%Mn + 30\%C} \quad (4)$$

A partir destas expressões foram desenvolvidos diversos diagramas, como o diagrama de Schaeffler (1949), DeLong (1973) e WRC-92 (KOTECKI; SIEWERT, 1992), que é mais utilizado atualmente. Estes diagramas agrupam diferentes aços ligados ao cromo e níquel através de expressões de Cr_{eq} e Ni_{eq} , relacionando-os com a formação das principais fases após soldagem (PADILHA; GUEDES, 1994).

De uma maneira geral, o diagrama de Schaeffler para os aços inoxidáveis martensíticos fundidos podem prever percentualmente a quantidade das principais fases (austenita, ferrita e martensita) que constituirão os aços após solidificação à temperatura ambiente (CRAWFORD; ROHRIG; BECHET, 1982).

A Figura 15 apresenta uma versão deste diagrama. Neste diagrama estão as linhas de limite de composição, à temperatura ambiente, da austenita, da ferrita e da martensita em função dos teores de Cr equivalente e Ni equivalente. As regiões do diagrama representam a microestrutura de cada tipo de aço inoxidável.

Apesar de o diagrama ter sido desenvolvido para ser empregado em metais sob rápida velocidade de solidificação (em soldagem), este também pode ser utilizado em situações mais lentas de resfriamento, como é o caso do material fundido, desde que se reconheça que os limites de transformações podem ser de alguma forma deslocados (CRAWFORD; ROHRIG; BECHET, 1982). Por isso a Figura 15 mostra que o aço CA6NM ($Cr_{eq}= 13,23$ e $Ni_{eq}= 4,76$) se localiza no campo bifásico (martensita + ferrita) próximo da linha 100% martensita. Uma amostrada soldada com o consumível de soldagem AWS E410NiMoT1-4, com composição química similar ao do aço CA6NM ($Cr_{eq}= 13,20$ e $Ni_{eq}= 6,20$), se situa no campo 100% martensita e próximo da linha de campo bifásico (martensita + ferrita).

Figura 15 - Localização aproximada do aço fundido CA6NM (ponto azul) e de uma amostrada soldada com o consumível de soldagem AWS E410NiMoT1-4/-1 (WM – *Weld metal*; ponto vermelho) no diagrama de Schaeffler.

Fonte: Adaptado de (SCHAEFFLER, 1949a).

Com relação à zona afetada pelo calor (ZAC), Thibault et al. (2009) em seu trabalho citou Carrouge et al. (2004), o qual sugeriu que a ZAC contém cinco zonas diferentes com variados históricos de fluxo de calor e consequentemente diferentes transformações de fases, como mostra a Figura 16:

- Zona 1: Zona parcialmente fundida;
- Zona 2: Completa transformação para ferrita delta com significativo crescimento de grão;
- Zona 3: Austenita parcialmente transforma-se em ferrita delta no aquecimento;
- Zona 4: Martensita completamente se transforma em austenita no aquecimento;
- Zona 5: Martensita parcialmente se transforma em austenita no aquecimento.

A zona 4 ainda pode ser subdividida em três subzonas:

- Zona 4A: zona com recristalização, possível crescimento de grão e dissolução de carbonetos;
- Zona 4B: zona com parcial recristalização e dissolução de carbonetos;
- Zona 4C: zona sem significativo dissolução de carbonetos.

A zona 5 também é subdividida em duas subzonas:

- Zona 5A: zona em que a austenita formada no aquecimento se transforma em martensita virgem no resfriamento;
- Zona 5B: zona em que a austenita formada no aquecimento permanece estável e retida no resfriamento, levando a uma pequena redução da dureza.

A Figura 17 mostra uma micrografia ilustrando as diferentes zonas da ZAC.

Figura 16 - Diagrama de fases mostrando os domínios para as diferentes zonas na ZAC.

Fonte: Adaptado de (FOLKHARD, 1988; THIBAULT; BOCHER; THOMAS, 2009a)

Figura 17 - Micrografia ilustrando as diferentes zonas e subzonas da ZAC.

Fonte: Extraído de (THIBAULT; BOCHER; THOMAS, 2009a).

3.4. Processo de soldagem com arame tubular – FCAW

Data da década de 30 o início da utilização de proteção gasosa nas operações de soldagem para resolver problemas de contaminação atmosférica nas soldas de materiais reativos, dando origem ao processo *Tungsten Inert Gas* (TIG). Utilizando o mesmo princípio de funcionamento do TIG, ou seja, um arco elétrico estabelecido entre um eletrodo e a peça envolto por uma atmosfera protetora de gás inerte, surge em 1948 o processo *Metal Inert Gas* (MIG), o qual difere do anterior por utilizar um eletrodo consumível de alimentação contínua (JOAQUIM, 2006).

O uso de gases inertes no processo MIG tornava seu custo elevado para utilização em aços carbono e baixa liga e, por isso, foi introduzido dióxido de carbono (CO₂) como gás de proteção, o que barateou bastante o custo do processo. O processo que usa CO₂ como gás de proteção chama-se *Metal Active Gas* (MAG).

No início apenas arame sólido era utilizado e por volta dos anos 50 foi introduzido o uso de Arame Tubular com proteção gasosa. Este processo, denominado *Flux Cored Arc Welding* (FCAW), foi apresentado publicamente na exposição da *American Welding Society* (AWS) em Buffalo, New York, em maio de 1954, e os eletrodos e equipamentos estavam disponíveis em 1957 (FORTES, 2004).

Na década de 60 o arame autoprotégido foi introduzido por pesquisadores e engenheiros da Lincoln Electric. No arame autoprotégido somente a escória e os gases produzidos pela decomposição de alguns de seus elementos protegem o metal de solda da atmosfera (MACHADO, 1996).

Basicamente, arames tubulares são invólucros metálicos com um pó em seu interior que podem conter minerais, ferros-liga e materiais que forneçam gases de proteção, desoxidantes e materiais formadores de escória (FORTES, 2004). O arame tubular apresenta internamente um fluxo que desempenha funções similares ao do revestimento do eletrodo no processo *Shielded Metal Arc Welding* (SMAW), isto é, estabilização do arco, ajuste de composição da solda, proteção, etc. A Figura 18 mostra a seção transversal de um arame tubular observada no microscópio eletrônico de varredura (MODENESI; MARQUES, 2006).

Figura 18 - Seção transversal de um arame tubular com o fluxo interno contendo diferentes materiais, inclusive adições metálicas, MEV.

Fonte: Extraído de (MODENESI; MARQUES, 2006).

Os benefícios do arame tubular são atingidos combinando três aspectos gerais:

- A produtividade de soldagem com alimentação contínua;
- Os benefícios metalúrgicos adquiridos com o fluxo;
- Uma escória que suporta e molda o cordão de solda.

As figuras 19 e 20 ilustram o processo de soldagem com arame tubular com e sem proteção gasosa, respectivamente.

Segundo Joaquim (2006) a queima e vaporização do fluxo proporcionam a estabilização do arco elétrico, bem como a melhoria das características do metal depositado. No entanto, sendo pouca a quantidade de fluxo, a sua queima não permite obter o volume necessário de gases para proteção global do banho de fusão, sendo necessário utilizar uma proteção adicional de gás.

Este gás pode ser inerte (argônio, hélio), ativo (dióxido de carbono) ou mesmo a mistura destes.

Os diferentes tipos de arame tubular são classificados quanto às propriedades mecânicas, tipo de fluxo e características de soldagem, tais como utilização de gás de proteção, soldagem de passe único ou multipasse, tipo de corrente, posição de soldagem e propriedades mecânicas do metal soldado (JOAQUIM, 2006).

Figura 19 - Processo de soldagem FCAW, com proteção gasosa.

Fonte: Extraído de (MODENESI, 2001).

Figura 20 - Processo de soldagem com arame tubular autoprottegido.

Fonte: Extraído de (MODENESI, 2001).

As especificações ASME/AWS para arame tubular são as mais comumente adotadas pelos fabricantes de consumíveis. No presente trabalho o consumível adotado foi o E410NiMoT1-4, fabricado pela empresa McKay que faz parte do grupo Hobart Brothers, um dos maiores produtores de consumíveis no mundo. A McKay é especialista na produção de consumíveis para aços inoxidáveis.

Este consumível segue a especificação ASME/AWS SFA 5.22. A Tabela 5 explica a designação para este consumível conforme a norma.

Existem dois tipos principais de arame tubular com proteção gasosa: *Metal Cored*, que possui internamente um fluxo composto principalmente por pó de ferro, ferro-ligas e desoxidantes, e *Flux Cored*, cujo fluxo interno é composto por minerais como aqueles utilizados no revestimento dos eletrodos revestidos. Este último pode ainda ser dividido em dois grupos: básico ou rutilico.

O arame tubular rutilico possui na composição do fluxo o rutilo, uma forma de dióxido de titânio (TiO_2), que tem como principal função estabilizar o arco.

Tabela 5 - Classificação ASME/AWS para arames tubulares para aços inoxidáveis martensíticos (MCKAY, 2011).

E410 – A letra E designa um eletrodo. Os números identificam que os consumíveis são para soldar a classe de aços inoxidáveis martensíticos.	T – Indica que é um arame <u>T</u> ubular.
Ni – Adição de Níquel para melhorar resistência em alta temperatura, resistência à corrosão e ductilidade.	1 – Soldagem em todas as posições: Plana, horizontal, vertical e sobre cabeça.
Mo – Adição de Molibdênio para melhorar resistência à corrosão por pites e resistência à fluência, e aumentar o teor de ferrita.	-4/-1 – Indica os tipos de gases de proteção que podem ser utilizados. No caso -4 é para mistura 75% Ar + 25% CO ₂ e -1 para gases 100% CO ₂ .

3.5. Tensões residuais em soldagem

Previsões de falhas mecânicas são fundamentais para o projeto de engenharia, por isso numerosas abordagens foram desenvolvidas para prever com mais precisão falhas em componentes de engenharia. Essas abordagens demonstraram que as falhas mecânicas resultam do efeito líquido das tensões aplicadas a um componente durante o serviço e a tensão existente em um material ausente de qualquer carga aplicada, a tensão residual (DOWLING, 1971).

Componentes de turbina hidráulica fabricados com aço inoxidável martensítico são carregados ciclicamente em regimes de alto ciclo, por isso o seu comportamento em fadiga

é de suma importância. Para calcularmos a vida útil desses componentes em serviço devem-se levar em conta as tensões residuais provenientes do processo de fabricação (THIBAULT; BOCHER; THOMAS, 2009b).

Para aços inoxidáveis, distribuições de tensões residuais são recomendadas por algumas normas. Porém, essas distribuições de tensões residuais padronizadas são baseadas principalmente em fórmulas paramétricas derivadas a partir de dados experimentais feitos em aços ferríticos ou austeníticos. Quando se trata de aços martensíticos, a variação volumétrica encontrada durante a transformação da fase austenita para martensita dificulta a padronização do efeito da distribuição de tensões residuais. A importância deste efeito depende da temperatura de transformação, que é ela própria determinada pela composição química do aço e pelo ciclo de variações térmicas da soldagem. As temperaturas M_s (por volta de 300°C) e M_f (por volta de 100°C) da transformação austenita para martensita nos aços inoxidáveis martensíticos são consideradas baixas, tornando a expansão volumétrica e as deformações plásticas os principais parâmetros para o desenvolvimento dessas tensões residuais durante a soldagem (THIBAULT; BOCHER; THOMAS, 2009b).

Os metais quando aquecidos sofrem expansão, ou dilatação, e quando são resfriados, sofrem contração. A dilatação é diretamente proporcional à variação de temperatura ($\Delta T = T - T_0$) de acordo com a equação (5), onde ΔL ($\Delta L = L - L_0$) é a variação do comprimento inicial (L_0) e α é o coeficiente de dilatação térmica linear.

$$\Delta L = \alpha \cdot L_0 \cdot \Delta T \quad (5)$$

Se um objeto for aquecido e resfriado uniformemente e não existirem restrições às suas variações dimensionais, estas não resultam em efeitos mecânicos importantes na peça. Contudo, se a variação de temperatura não for uniforme ao longo da peça ou se esta não puder se expandir ou contrair livremente durante o ciclo térmico, tensões residuais e/ou distorções podem se desenvolver (MODENESI, 2001).

De acordo com Fortes (2004) em uma junta soldada o metal mais próximo da solda está sujeito a maiores temperaturas e, à medida que aumenta a distância da região da solda, a temperatura máxima atingida diminui. O aquecimento heterogêneo causa contração-expansão também heterogênea e pode causar distorções e tensões internas no metal de solda. Dependendo da composição química e aplicação, o metal pode não ser capaz de resistir às tensões, levando a uma falha prematura da peça.

O material somente consegue se deformar em tensões superiores à de escoamento. No entanto, as tensões inferiores ao limite de escoamento (tensões elásticas) permanecem ao

final da soldagem. De acordo com Zeemann (2003), estas são as chamadas tensões residuais, tratativas nesta região, cuja magnitude é a do próprio limite de escoamento do material na temperatura ambiente. Estas tensões podem ser elevadíssimas para serem desprezadas.

A Figura 21 ilustra o desenvolvimento de tensões devido ao aquecimento não uniforme de uma junta soldada.

Figura 21 - Desenvolvimento de tensões residuais longitudinais durante a soldagem

Fonte: Extraído de (MASUBUCHI, 1980).

Segue explicação de Modenesi (2001, p.5) para a Figura 21:

[...] a seção AA', muito distante da poça de fusão e ainda não aquecida pela fonte de calor, não existem variações de temperatura e o material ainda está isento de tensões. Na seção BB', junto à poça de fusão, o material aquecido tende a se expandir, sendo, contudo, restringido pelas regiões mais frias da peça, gerando, assim, tensões de compressão em regiões próximas à zona fundida e tensões de tração nas regiões um pouco mais afastadas. Quando o seu limite de escoamento é atingido, o material aquecido deforma-se plasticamente em compressão. Na poça de fusão, como o material está líquido, as tensões são nulas. Com o resfriamento e após a solidificação da solda, o material passa a se contrair, sendo novamente impedido pelas regiões mais frias e afastadas da solda. Assim, na seção CC' surgem tensões de tração junto ao cordão e de compressão nas regiões mais afastadas. Estas tensões aumentam de intensidade levando ao escoamento da região aquecida. Após o resfriamento completo, seção DD', as tensões residuais no centro da solda chegam a níveis próximos ao limite de escoamento do material [...].

Para se determinar o nível de tensões residuais na peça, diversas técnicas podem ser utilizadas, conforme mostrado na Tabela 6.

Tabela 6 - Técnicas para a determinação experimental de tensões residuais (MODENESI, 2001).

Grupo	Técnica
Técnicas de relaxação de tensão	Técnicas com “strain gages” elétricos
	Técnicas com “strain gages” mecânicos
	Técnicas com revestimentos frágeis
	Técnicas com revestimentos fotoelásticos
Técnicas de difração de Raios-X	Difração em filme
	Difração com difratômetros
Técnicas baseadas em propriedades sensíveis à tensão	Técnicas com ultrassom
	Técnicas com medidas de dureza
	Técnicas magnéticas
Técnicas por trincamento	Fissuração pelo hidrogênio
	Fissuração por corrosão sob tensão

3.6. Tratamento de alívio de tensões residuais

As tensões residuais em uma junta soldada podem ser reduzidas diminuindo-se a quantidade de calor fornecido à junta ou o peso de metal depositado, através de otimização do desenho do chanfro, por exemplo. A seleção de processos de maior eficiência térmica (fonte de maior intensidade) é uma possível alternativa de controle, mas difícil de ser justificável economicamente na maioria dos casos (MODENESI, 2001).

Os principais métodos para alívio de tensões residuais em componentes soldados são: mecânicos e térmicos.

No tratamento térmico, a peça é aquecida para que o limite de escoamento seja reduzido para valores menores que os da tensão residual, provocando deformação plástica local, reduzindo, portanto, a intensidade de tensões residuais e dureza.

Se tratando dos métodos mecânicos, o método de alívio de tensões residuais por vibração mecânica, *Vibratory Stress Relief* (VSR), introduz energias vibracionais para a peça por meio da vibração mecânica. Para o material tensionado não há diferença entre a energia adquirida em forma de calor ou através de vibrações mecânicas. A energia aplicada em ambos os métodos reorganiza a estrutura cristalina, alivia as tensões residuais e estabiliza dimensionalmente a peça (JURČIUS; VALIULIS; ČERNAŠEJUS, 2010).

O VSR apresenta vantagens econômicas quando comparado ao processo convencional, que utiliza tratamento térmico pós-soldagem, com relação a componentes de grande

dimensão, pois o custo de tratamento térmico é muito elevado. Além disso, o alívio de tensões por vibração mecânica é mais adequado para peças que requerem tolerâncias dimensionais severas, pois o tratamento térmico pode causar distorções que excederiam essas exigências.

O tratamento térmico é tipicamente feito em grandes fornos aquecidos pela combustão de combustíveis fósseis, o que acarreta na poluição do ar e efeitos drásticos sobre o meio ambiente, sendo uma grande preocupação atualmente. Como uma alternativa o VSR tem as vantagens de baixo consumo de energia e a não poluição ambiental (HAHN, 2002).

A Figura 22 - Distribuição de tensões residuais na superfície de uma junta determinada por difração de raios mostra os resultados experimentais para o estado de tensões residuais medidas na superfície da região soldada de uma junta de aço baixo carbono, determinados por difração de raios X, para os dois tipos de tratamento, PWHT e VSR. Tensões residuais de tração sobre a superfície do cordão de solda indicam que eles são causados principalmente pelas transformações de fases causadas pelo resfriamento rápido. A distribuição de tensões residuais apresentadas na Figura 22 é típica para tensões residuais pós-soldagem (JURČIUS; VALIULIS; ČERNAŠEJUS, 2010).

Figura 22 - Distribuição de tensões residuais na superfície de uma junta determinada por difração de raios X após tratamento térmico e mecânico.

Fonte: Extraído de (JURČIUS; VALIULIS; ČERNAŠEJUS, 2010).

3.6.1. Tratamento térmico de alívio de tensões (TTAT)

O método mais usado atualmente para aliviar as tensões residuais pós-soldagem é por tratamento térmico.

Segundo Chiaverini (2005) o tratamento térmico é o conjunto de operações de aquecimento 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.

Chiaverini (2005) acrescenta que a velocidade de aquecimento apresenta certa importância, principalmente para aços com tensões residuais, porque, nessas condições, um aquecimento muito rápido pode provocar empenamento ou mesmo aparecimento de fissuras. Mesmo caso para a velocidade de resfriamento que também deve ser controlada devido a estes mesmos motivos.

De acordo com Zeemann (2003), o alívio de tensões residuais por tratamento térmico ocorre da seguinte maneira: a tensão limite de escoamento (LE), assim como a tensão limite de resistência (LR), diminuem com a temperatura, como mostra a Figura 23, o que significa que o material pode ser deformado em menores níveis de tensão. Quando se aquece um material cuja tensão residual se situa próxima ao limite de escoamento, esta tensão ultrapassa o limite de escoamento e o material se deforma, aliviando as tensões residuais, como pode ser observado na Figura 24. Como o aquecimento durante o TTAT é generalizado e não localizado, e as taxas de aquecimento e resfriamento podem ser controladas, não existe geração de tensões residuais no resfriamento, garantindo menor nível de tensões ao final do TTAT.

A temperatura e o tempo são variáveis importantes do TTAT, e dependem principalmente do material e espessura da junta (ZEEMANN, 2003). Em aços, o TTAT normalmente é realizado à temperatura entre 550°C – 650°C por uma hora para cada 25 milímetros de espessura, seguido por um resfriamento lento e uniforme até a temperatura ambiente (FORTES, 2004). Para o aço CA6NM o TTAT é recomendado, por norma, na temperatura de 580 +/- 10 °C por um período de 8 horas e resfriamento ao ar para peças espessas (ASME, 2013).

Figura 23 - Representação da variação do limite de resistência e limite de escoamento em função da temperatura

Fonte: Extraído de (ZEEMANN, 2003).

Figura 24 – Representação esquemática do alívio de tensões residuais quando se aquece material.

Fonte: Extraído de (ZEEMANN, 2003).

3.6.2. Aplicação de vibração mecânica para alívio de tensões residuais

Alívio de tensões por vibração mecânica teve início antes de 1950, quando a marinha dos Estados Unidos e a defesa alemã usavam vibrações harmônicas (também chamadas de vibrações ressonantes) para testar cascos de barcos metálicos e asas de avião (WU, 2000).

O método *Vibratory Stress Relief* (VSR) aplica vibrações de baixa frequência e alta amplitude por um dado período de tempo, com base no peso da peça. Isso alivia as tensões residuais, sem distorção, proporcionando a restauração do equilíbrio estático (JURČIUS; VALIULIS; ČERNAŠEJUS, 2010). Pesquisadores no mundo todo vêm desenvolvendo estudos em alívio de tensões residuais usando a vibração mecânica (BRAGA, 2009).

A vibração produz uma carga que sobrepõe no padrão de tensão existente, que implica uma redução da tensão residual. Isto resulta em um produto dimensionalmente mais estável e reduz as distorções que frequentemente ocorrem em peças soldadas (BRAGA, 2009).

O mecanismo de alívio de tensões residuais por vibração mecânica ainda não é totalmente compreendido. Shankar (1982) propôs em seus estudos duas principais hipóteses para explicar este mecanismo.

Uma hipótese faz uma analogia entre o alívio por vibração mecânica e o tratamento térmico, relacionando-os com os deslocamentos dos átomos na rede cristalina. As vibrações de baixa frequência fornecem energia extra para que os átomos se desloquem para novas posições, aliviando tensões internas. Esta teoria baseada em atrito interno pode ser aplicada a materiais que exibem uma tendência acentuada para o envelhecimento natural. No entanto, até o momento, não havia nenhuma evidência experimental para apoiar essa afirmação (SHANKAR, 1982).

A outra hipótese atribuía o alívio de tensões residuais ao processo de deformação plástica. Ao contrário da suposição anterior, uma série de investigações experimentais demonstrou que durante os tratamentos vibracionais, as combinações das tensões residuais e cíclicas podem exceder o limite de escoamento do material, o que resulta na redução da tensão residual por deformação plástica. No entanto, nenhuma destas investigações apresentaram observações diretas de deformação plástica (SHANKAR, 1982).

Segundo Hebel (2004), que fez sua análise utilizando o equipamento Meta-Lax da *Bonal Technologies Incorporation*, o processo de alívio de tensões por vibração mecânica utiliza uma onda senoidal de vibração que induz energia ao material para criar uma amplitude de vibração abaixo da amplitude harmônica. O tempo de operação do equipamento Meta-Lax depende da resistência, módulo de elasticidade, tamanho e peso do componente, e é mantida até que as tensões internas possam se redistribuir e equilibrar-se.

Ainda segundo Hebel (2004) dois princípios são observados: O primeiro é que a energia de vibração é induzida e absorvida no material com uma frequência abaixo do pico de amplitude. Esta é a frequência adequada para os melhores resultados. Vibrações na frequência do pico de amplitude podem provocar deformação plástica e fadiga no material. Na Figura 25, a linha reta (E) representa o aumento constante da produção de energia vibracional conforme a frequência de vibração aumenta. A linha curva (A) representa o perfil de amplitude de vibração do componente, vibrando na mesma frequência. Note-se que inicialmente o metal resiste à energia. Em seguida, a certa frequência, a energia supera a resistência e a amplitude aumenta rapidamente ou "salta" para criar uma condição harmônica (ressonante), onde as tensões serão aliviadas. A amplitude correta para o alívio de tensão é a uma frequência imediatamente antes da harmônica (X). Essa frequência vai ser utilizada para determinar o tempo correto de vibração do componente.

Figura 25 – Esquema de como a vibração induz energia para alívio de tensões residuais.

Fonte: Extraído de (HEBEL, 2004).

Outro princípio foi desenvolvido para determinar quanto tempo exatamente é necessário para o material ser tratado adequadamente. O tempo é definido conforme a frequência de pico harmônico possa mudar e estabilizar. A fórmula básica é:

$$Frequência = \frac{(Sistema\ de\ apoio \times Resistência \times Elasticidade)}{\left(\frac{Peso\ do\ Vibrador + Peso\ do\ componente}{Localização\ do\ Vibrador}\right) \times Comprimento}$$

Sendo que se a frequência muda após o alívio por vibração, então o único valor que pode mudar é a elasticidade, e isso significa que a tensão residual foi reduzida.

Existem três métodos diferentes de VSR: ressonante (R-VSR), sub-ressonante (SR-VSR) e sub-harmônico (SH-VSR) (ROBBINS, 2004).

O equipamento normalmente utilizado é constituído por um vibrador resistente de velocidade variável, o qual fica posicionado na peça em cima de blocos de borracha. O vibrador é ligado a um sistema de controle eletrônico, que através de um sensor (Figura 26) detecta as vibrações e manda o sinal para um painel eletrônico (JURČIUS; VALIULIS; ČERNAŠEJUS, 2010).

O ponto de ressonância é então determinado e apresentado na forma gráfica Amplitude vs. Frequência em um computador, conforme a Figura 27.

Figura 26 - Equipamento de vibração Meta-Lax.

Fonte: Elaborado pelo autor.

Figura 27 - Gráficos com as curvas de comportamento harmônico inicial (a); após o primeiro ciclo (b); e estabilizado após tratamento (c).

Fonte: Extraído de (BONAL TECHNOLOGIES, 2009).

Após iniciar o tratamento através da aplicação de energia vibracional as tensões residuais são reduzidas e redistribuídas, fazendo com que a curva harmônica mude, apresentando um novo comportamento conforme a Figura 27 (b). Quando a peça está aliviada das tensões residuais a curva harmônica vai se estabilizar em seu estado de frequência natural, curva “azul” mostrada na Figura 27 (c).

O tempo médio necessário para atingir a frequência de ressonância é de dois minutos. Neste ponto, a vibração é mantida durante um determinado tempo, de acordo com o peso da peça e a sua aplicação pretendida. O tempo pode variar de 10 minutos à uma hora ou mais, mas se for excedido, a peça não irá sofrer qualquer dano devido à fadiga ou perda de resistência (JURČIUS; VALIULIS; ČERNAŠEJUS, 2010). Se as estruturas são muito grandes ou tem espaços abertos, pode ser necessário aplicar o procedimento em vários pontos. O equipamento é transportado em um gabinete portátil, por isso tem a vantagem de ser aplicado no campo e em componentes e peças de grande porte. A Figura 28 mostra o vibrador alocado em um componente de plataforma marítima.

Como já foi citado, há muitos benefícios em usar VSR em comparação com o método convencional com tratamento térmico, como economias de custo e tempo, bem como benefícios ambientais. Com VSR, a maior redução na tensão residual ocorre nos primeiros dez ciclos, ou seja, em um tempo relativamente rápido se comparado com o tratamento térmico (ROBBINS, 2004).

O processo VSR pode ser utilizado em uma gama de materiais ferrosos e não ferrosos, como aço carbono, aço inoxidável, alumínio, ferro fundido, manganês, níquel, etc. Na condição como fundidos, forjados, estampados, soldados, esmerilhados ou usinados (BRAGA, 2009). Porém em aplicações que requerem alterações microestruturais ou propriedades mecânicas específicas o processo VSR pode não funcionar muito bem.

O equipamento VSR utilizado para este trabalho é da marca Meta-Lax, desenvolvido pelos engenheiros da *Bonal Technologies Incorporation*, os quais tem a patente do processo com frequência sub-harmônica. Este equipamento pode ser utilizado também para o processo *Vibratory Weld Conditioning* (VWC), ou seja, aplicação de vibrações mecânicas durante a soldagem.

O VWC consiste em aplicar energia vibracional sub-harmônica à peça simultaneamente com a deposição do material de adição. O princípio de funcionamento é o mesmo, a diferença é que no processo VWC uma única curva devidamente calibrada de acordo com o peso do componente é obtida. Este processo alivia tensões residuais de acordo com a introdução da energia de vibração durante a solidificação da solda. Este procedimento produz vários benefícios desejáveis para o metal de solda e para a zona termicamente afetada (ZTA). Entre os principais benefícios do VWC é minimizar, se não eliminar totalmente, a quebra e a distorção da solda (WU, 2000). A Figura 29 mostra a aplicação de VWC na recuperação de trincas em uma pá da turbina Kaplan pelo processo de soldagem SMAW (*Shielded Metal Arc Welding*).

Outros benefícios do VWC incluem aumento de produtividade, pois o processo de soldagem aumenta de velocidade, permitindo também o aumento da amperagem, conferindo uma melhor penetração na raiz da solda. Metalurgicamente, o processo produz uma distribuição granular mais fina e mais uniforme na junta soldada, melhorando assim suas propriedades mecânicas e a vida em fadiga. O processo VWC também pode eliminar a necessidade de alívio de tensões residuais após a soldagem (BONAL TECHNOLOGIES, 2009; WU, 2000).

Figura 28 - Aplicação do processo VSR em componente de plataforma marítima.

Fonte: Extraído de (BONAL TECHNOLOGIES, 2009).

Figura 29 - Aplicação do processo VWC na recuperação de trincas em pá de turbina Kaplan.

Fonte: Extraído de (AREMAS, 2011).

Dentre os benefícios que o processo de soldagem por VWC proporciona, estão (QINGHUA; LIGONG; CHUNZHEN, 2008):

- Redução da distorção da junta, provocada pela soldagem;
- Redução de trincas na solda;
- Melhorar a vida em fadiga;
- Redução da porosidade;
- Redução, ou quase eliminação, da necessidade do pré-aquecimento;
- Maior profundidade de penetração da solda;
- Processo de soldagem mais rápido;
- Melhor qualidade do cordão de solda;
- Redução do aporte térmico;

- Melhora da ductilidade da junta;
- Aumento de tenacidade à fratura da junta.

4. MATERIAIS E MÉTODOS

Os materiais utilizados neste trabalho, como metal de base e consumível de soldagem, foram fornecidos pela empresa ALSTOM Brasil Energia e Transporte LTDA, situada em Taubaté-SP.

As soldagens foram realizadas na empresa CALDSTEEL Equipamentos Industriais LTDA, também situada em Taubaté-SP, a qual forneceu o local para realizar as soldas, serviços prévios de usinagem e equipamentos para a soldagem.

A empresa AREMAS – *Reliability Engineering Solutions* forneceu o equipamento de vibração e todo o suporte para aplicação do mesmo neste trabalho.

O procedimento de soldagem e ensaios mecânicos foram baseados na norma ASME IX Edição 2013, a qual cita outras normas não menos importantes, como ASTM A-370 (1997), AWS D 1.1 (2004), entre outras.

4.1 Metal de base

As chapas utilizadas neste trabalho, apesar de serem fornecidas pela empresa Alstom, foram fabricadas pela empresa Electro Aços Altona S.A. A fundição deste aço foi realizada em um forno convencional a arco elétrico, com refino em forno AOD (*Argon Oxygen Decarburization*) e vazado em molde de areia em forma de blocos de tamanho 300x400x45 mm. Posteriormente foram realizados tratamentos térmicos de têmpera e revenimento para adequar as propriedades mecânicas. A composição química é apresentada na Tabela 7.

Tabela 7 - Composição química do aço CA6NM de acordo com a norma ASTM vs. encontrado pela empresa Altona.

<i>Elemento</i>	<i>ASTM A 743/ A 743M (1998)* (%)</i>	<i>ALTONA (%)</i>
Carbono	0,06 máx.	0,02
Manganês	1,00 máx.	0,77
Silício	1,00 máx.	0,46
Cromo	11,5-14	12,08
Níquel	3,5-4,5	3,80
Molibdênio	0,4-1,0	0,46
Fósforo	0,04 máx.	0,035
Enxofre	0,03 máx.	0,008
Alumínio	-----	0,013

*A norma ASTM A743/A 743M (1998) estabelece os requisitos mínimos para a classificação e seleção de aços fundidos Fe-Cr e Fe-Cr-Ni para aplicações que necessitam resistência a corrosão.

A Tabela 8 apresenta os valores de propriedades mecânicas. Os testes de dureza, realizados pela empresa Altona, seguiram a norma ASTM E-110 (2010) com o método Brinell.

Foram fornecidas duas chapas conforme a

Figura 30, com designações IZ 857 e IZ 855. Segundo a empresa Altona, as chapas são provenientes do mesmo lote de fabricação, portanto apresentam a mesma composição química e as mesmas propriedades mecânicas.

Tabela 8 - Propriedades mecânicas do aço CA6NM de acordo com a norma ASTM vs. encontrado pela empresa Altona.

<i>Propriedades mecânicas</i>	<i>ASTM A 743/ A 743M (1998)</i>	<i>ALTONA</i>
Limite de resistência à tração (MPa)	755 mín.	795
Limite de escoamento (MPa)	550 mín.	684
Alongamento, em 2 in (%)	15 mín.	22
Redução de área (%)	35 mín.	65
Dureza (HB)	285 máx.	269 - 277

Figura 30 - Material como recebido da empresa Alstom.

Fonte: Elaborado pelo autor.

4.2 Consumível de soldagem

O consumível de solda fornecido pela Alstom foi o AWS E410NiMoT1-4/-1, com 1,6 mm de diâmetro, da marca McKay, o qual atende a norma ASME/AWS e especificação

SFA 5-22. Este arame é do tipo *flux cored*, para soldagem com mistura de gás de proteção de 75% Argônio + 25% CO₂.

A Tabela 9 apresenta a composição química especificada para o metal de solda como depositado para o eletrodo AWS E410NiMoT1-4/-1 com aplicação do procedimento TTPS a 600 °C por cinco horas. A

Tabela 10 mostra os requisitos de propriedades mecânicas na condição como soldado conforme ASME/AWS SFA 5.22 (2012) com TTPS nas mesmas condições já citadas.

Tabela 9 - Composição química especificada do metal de solda como depositado para o eletrodo AWS E410NiMoT1-4/-1 (ASME/AWS SFA5.22, 2012).

<i>Elemento</i>	<i>Especificado (%)</i>
Carbono	0,03
Manganês	0,36
Silício	0,36
Cromo	11,99
Níquel	4,42
Molibdênio	0,50
Fósforo	0,009
Cobre	0,03
Enxofre	0,010

Tabela 10 - Requisitos de propriedades mecânicas especificadas para soldas produzidas com eletrodo AWS E410NiMoT1-4/-1 (ASME/AWS SFA5.22, 2012).

<i>Propriedades Mecânicas</i>	<i>Especificado</i>
Limite de resistência à tração (MPa)	917
Limite de escoamento (MPa)	848
Alongamento (%)	17
Exame radiográfico	Aprovado
Dureza (HB, média)	253
Energia de impacto Charpy-V (média)	46 J a -18 °C

4.3 Procedimento de soldagem

Do material como recebido foram cortadas tiras de 10 mm da ponta de cada chapa para realizar todas as análises no metal base (MB). O restante do material foi cortado e subdividido em oito tiras de 97x300x45 mm conforme a Figura 31. Para o corte foi utilizado uma máquina de serra refrigerada do Departamento de Engenharia de Materiais – DEMAR na EEL - USP.

Figura 31 - Peças cortadas das placas do aço CA6NM para realização dos chanfros.

Fonte: Elaborado pelo autor.

Após as peças serem cortadas as mesmas foram levadas ao centro de usinagem da empresa Caldsteel para realização dos chanfros em uma fresadora. A Figura 32 mostra um croqui do chanfro em X e a dimensão total da junta, com as dimensões em milímetros, sendo 300x194x45 mm. A Figura 33 mostra em detalhe as peças chanfradas e prontas para a realização da solda.

Figura 32 - Croqui do chanfro realizado com as dimensões em milímetros.

Fonte: Elaborado pelo autor.

Para confecção da junta de topo e união das partes foram utilizadas pequenas chapas de apêndice de um aço ASTM A 36 de baixo carbono e sargentos para travamento, como mostra a Figura 34. As chapas de apêndice são pequenas chapas no tamanho de 60x60x12,7 mm que tem a função de, além de auxiliar na confecção e estabilidade dimensional da junta, realizar uma solda homogênea em todo o comprimento, pois o soldador inicia e finaliza a solda no apêndice.

Figura 33 - Material chanfrado para realização da soldagem.

Fonte: Elaborado pelo autor.

Figura 34 - Junta na posição de soldagem com os apêndices e sargento para travamento.

Fonte: Elaborado pelo autor.

As soldagens foram feitas em quatro corpos de prova (CP), sendo um na condição “como soldado”, sem qualquer tratamento de alívio de tensões residuais pós-soldagem, o qual serviu de padrão para efeito de comparação dos diferentes tipos de tratamento de alívio de tensões residuais. No caso dos outros três CPs um sofreu tratamento térmico pós-soldagem (TTPS), outro vibração durante a soldagem (*Vibratory Weld Conditioning* - VWC) e outro vibração pós-soldagem (*Vibratory Stress Relief* - VSR).

Este trabalho é comparativo, por isso foi adotado um padrão para que todos os procedimentos de soldagem não diferissem em nenhum quesito, a não ser no tratamento de alívio de tensões residuais. Mas como a soldagem foi manual, não pode se desconsiderar o fator humano do soldador. Como já citado, todo o procedimento de soldagem foi realizado de acordo com a norma ASME IX Edição 2013.

Para todas as juntas antes do início da soldagem fez-se um pré-aquecimento das juntas, cuja função é reduzir a taxa de resfriamento, de forma a que não se desenvolvam trincas na junta soldada (trincas induzidas pelo hidrogênio) e também diminuir as possíveis distorções geradas pela soldagem. Isto visa impedir a formação de microestruturas prejudiciais na região da solda, que propiciam trincas a frio, e também geração de tensões residuais. A Figura 35 mostra o pré-aquecimento por chama. Por norma o pré-aquecimento das chapas deveria ser de pelo menos 100°C para a espessura de chapa utilizada neste trabalho (45 mm). A temperatura do pré-aquecimento foi verificada usando um pirômetro de contato e também um termômetro digital a laser, conforme ilustrado na Figura 36.

Após o pré-aquecimento, no lado B da junta foi adicionado um backing cerâmico, conforme a Figura 37. Sua função, além do ganho de produtividade, é de eliminar a necessidade de goivagem e contrasolda, propiciando uma alta qualidade da raiz.

A posição de soldagem foi a vertical, conhecida pela ASME como posição de topo 3G, com progressão ascendente, para todas as condições. A soldagem com o arame tubular E410NiMoT1-4/-1 iniciou-se no lado A da junta, com sequência intercalada entre os lados A e B conforme a sequência de soldagem mostrada na Figura 38, para todas as juntas.

Além do pré-aquecimento, na soldagem multipasses a temperatura interpasses também deve ser controlada. De acordo com Modenesi (2004) deve-se evitar que a temperatura interpasses atinja valores muito elevados, o que poderia causar problemas de tenacidade, como baixos valores, propiciando a fissuração. A temperatura interpasses foi controlada por volta de 200°C, para não comprometer a microestrutura da região da solda e, consequentemente, as propriedades mecânicas. O controle da temperatura interpasses também foi feito com auxílio de pirômetro de contato e de termômetro a laser.

Após a soldagem da raiz e todo o enchimento foi realizado um pós-aquecimento para manter a temperatura da peça em um valor suficientemente elevado, assim a junta soldada resfria lentamente. O pós-aquecimento foi realizado por um tempo de 30 minutos em temperatura acima de 200°C. A Figura 39 ilustra a realização do pós-aquecimento por chama.

Figura 35 – Pré-aquecimento por chama da junta.

Fonte: Elaborado pelo autor.

Figura 36 - Medida da temperatura com pirômetro de contato (à esquerda) e termômetro a laser (à direita).

Fonte: Elaborado pelo autor.

Figura 37 - Utilização de backing cerâmico para melhor acabamento na raiz da solda.

Fonte: Elaborado pelo autor.

Figura 38 - Sequência de soldagem para todas as juntas.

Fonte: Elaborado pelo autor.

Para manter a velocidade de resfriamento baixa a junta soldada foi envolvida em uma manta térmica, produzida com tecidos resistentes ao calor e ao fogo, isolando do ambiente, conforme a Figura 40.

Para a realização das soldas foi utilizada uma máquina de solda multiprocessos eletrônica da marca LINCOLN modelo POWERTEC 305C PRO e para o pré e pós-aquecimento utilizou-se um maçarico convencional. Os procedimentos de soldagem foram realizados por um soldador qualificado e acompanhado por um inspetor de solda, ambos da Alstom.

Todo o processo de soldagem, para as quatro juntas, levou um tempo de aproximadamente 24 horas divididos em 3 dias, contando o tratamento de alívio de tensões residuais por vibração mecânica pós-soldagem. O tratamento térmico de alívio de tensões residuais pós-soldagem foi realizado posteriormente no laboratório da LabMetal em São José dos Campos-SP.

Ensaaios não destrutivos (END) de radiografia foram realizados em um equipamento de raios-X da empresa Confab Equipamentos situada em Pindamonhangaba-SP. Os ensaios mostraram que as soldas estavam 100% íntegras.

De forma sintética, as condições de soldagem foram as seguintes:

- Arame tubular de 1,6 mm de diâmetro;
- Corrente de 215 a 235 A;
- Voltagem de 24 a 26 V;
- Velocidade de 9 cm/min (próximo a raiz) a 18 cm/min (enchimento e próximo à superfície);
- Aporte térmico de 35 kJ/cm (próximo à raiz) a 19 kJ/cm (enchimento e próximo à superfície), sendo que:

$$\text{Aporte de calor} = 0,06 \times \frac{\text{Tensão} \times \text{Corrente}}{\text{Velocidade}}$$

- Composição do gás de proteção: 75% Argônio + 25% CO₂;
- Vazão do gás de proteção: 20 L/min.

Figura 39 - Pós-aquecimento da junta soldada.

Fonte: Elaborado pelo autor.

Figura 40 - Junta soldada envolvida em uma manta térmica para controle da taxa de resfriamento.

Fonte: Elaborado pelo autor.

4.3.1 Detalhamento das condições de soldagem impostas

Acima foi citado todo o procedimento de soldagem padrão para as quatro juntas. Como informado, a principal diferença foi com relação ao tratamento de alívio de tensões residuais, desconsiderando o fator humano do soldador.

A condição como soldado (sem tratamento – ST) não teve nenhum tipo de tratamento de alívio de tensões residuais e serviu como o padrão para efeito de comparação.

Na condição tratada termicamente (TT) foi feito um tratamento térmico pós-soldagem na temperatura de $580 \pm 10^\circ\text{C}$ por um tempo de 8 horas, de acordo com a norma ASME VIII Div. I (2004). O tratamento térmico tem a função de revenir a junta após a “têmpera” promovida pelo resfriamento da solda. Este tratamento seguiu o que é comumente realizado pela empresa Alstom, para corpos de prova desta dimensão e com essa espessura.

Para as condições com aplicação de vibração mecânica para alívio de tensões residuais utilizou-se um motor de indução do fabricante Meta-Lax – BONAL modelo 2A FORCE INDUCER, conforme a Figura 41.

Figura 41 - Sistema de vibração

Fonte: Elaborado pelo autor.

Na condição VWC, a soldagem foi feita com aplicação de vibração mecânica simultaneamente com a deposição do material de adição, e não teve nenhum tipo de tratamento de alívio de tensões residuais pós-soldagem.

Na condição VSR, o tratamento de alívio de tensões residuais pós-soldagem foi realizado com aplicação da vibração mecânica. Este tratamento foi realizado em três etapas: primeiramente 30 minutos para encontrar o ponto de ressonância, e mais duas

etapas com o tempo de 10 minutos cada, até a curva harmônica se estabilizar em seu estado natural de frequência.

4.4 Análise química do metal base

A análise química do material como-recebido foi realizada via fluorescência de raios X em um equipamento modelo Axios MAX, marca PANalytical, utilizando uma amostra cortada e lixada até lixa de grana 2400 e prensada em ácido bórico. A composição química global foi também determinada via EDS (*Energy Dispersive Spectroscopy*) em um equipamento modelo Swift ED3000 da marca Oxford Instruments acoplado a um microscópio eletrônico de varredura de bancada modelo TM3000 da marca Hitachi. A chapa identificada como IZ 857 recebeu o nome de amostra 1 e a identificada como IZ 855 de amostra 2.

4.5 Dilatometria do metal base

Medidas de dilatometria foram realizadas para identificar as temperaturas de transição de fases. Foram usinadas amostras em forma de cilindros com 4 mm de diâmetro e 15 mm de comprimento do material como recebido. As medidas foram realizadas em um dilatômetro da marca LINSEIS, modelo L75 Platinum instalado no DEMAR/EEL-USP.

A taxa de aquecimento utilizada foi de 3 °C/min. Como o dilatômetro é desprovido de sistema de refrigeração, as linhas de início e final da transformação martensítica (M_s e M_f), somente foram detectadas devido à alta temperabilidade do aço inoxidável, pois o resfriamento ocorreu lentamente dentro do forno, com uma taxa aproximada de 10°C/min. A temperatura de patamar máxima foi de 1000°C com duração de 30 min. Os ensaios foram realizados em fluxo de argônio e a correção de dilatação do sistema foi realizada com um padrão de alumina (Al_2O_3).

4.6 Difração de raios X (DRX)

A difração de raios - X foi utilizada para verificar as fases presentes no material como recebido e também nas amostras de cada junta, com principal intuito de identificar a presença de austenita retida, como também possíveis fases provenientes do processo de fundição, soldagem, tratamentos térmicos e vibrações mecânicas realizadas.

Para o metal de base, as amostras 1 e 2 na condição como recebido foram retiradas do meio da espessura da chapa, com tamanho 20x20 mm. As amostras soldadas com tamanho de 25x25 mm foram retiradas do lado B da solda de cada condição, conforme a Figura 42.

As amostras foram lixadas até a grana 2400, e depois sofreram polimento intermediário com suspensão de diamante de 3 μm e um polimento final com suspensão coloidal de sílica de 0,04 μm .

Para as amostras do metal de base, primeiramente o difratômetro empregado foi da marca PANalytical, modelo X'pert PRO MPD, utilizando radiação de Cu-K α com filtro de Ni. As amostras foram utilizadas na forma de chapas, com radiação incidente em uma superfície plana. Foram utilizados tensão de 40 kV e intensidade de corrente no tubo de 30mA. A varredura foi feita num intervalo de $10^\circ \leq 2\theta \leq 120^\circ$ com passo de $0,02^\circ$ e tempo de contagem de 20s. Ainda para as amostras do metal de base, as caracterizações também foram realizadas em um aparelho da marca Shimadzu modelo XRD 6000, utilizando as mesmas amostras. Esta caracterização foi feita com radiação Mo-K α com filtro de Zr. O intervalo angular medido foi entre $10^\circ \leq 2\theta \leq 80^\circ$, e o tempo de contagem foi de 2s por ponto com passo angular de $0,05^\circ$.

As amostras das soldas foram analisadas na Divisão de Materiais (AMR) do Centro Técnico Aeroespacial (CTA) no laboratório do Instituto de Aeronáutica e Espaço (IAE), em São José dos Campos - SP. O equipamento utilizado foi um difratômetro X Pert Pro MPD da Panalytical, instalado no Laboratório de Difração e Fluorescência de Raios X (LDFRX) do CTA, usando radiação de Cu-K α e filtros de Ni. O comprimento de onda dos raios incidentes foi 0,1541 nm. As amostras também foram utilizadas na forma de chapas, com radiação incidente em uma superfície plana. A Figura 42 mostra a região na junta soldada de retirada das amostras. Foram utilizados tensão de 40 kV e intensidade de corrente no tubo de 30mA. A varredura foi feita num intervalo de $10^\circ \leq 2\theta \leq 90^\circ$ com passo de $0,02^\circ$ e tempo de contagem de 20s. Os dados foram analisados utilizando-se o software PANalytical HighScore Plus®, para quantificação das fases pelo método de Rietveld.

Figura 42 – Posição de retirada das amostras de DRX.

Fonte: Elaborado pelo autor.

4.7 Ensaios mecânicos

Os ensaios mecânicos realizados foram: microdureza Vickers HV0,5, dobramento, tração e impacto Charpy-V.

Os testes de dobramento, tração e impacto Charpy-V foram realizados no Laboratório da Alstom, baseando-se na norma ASME IX (2013). Os ensaios de dureza foram realizados no DEMAR/EEL-USP. Os corpos de prova para os ensaios mecânicos das quatro juntas (ST, TT, VWC e VSR) foram preparados no laboratório de usinagem da empresa LabMetal em São José dos Campos – SP, conforme a Figura 43.

Figura 43 – Corpos de prova de tração (acima), dobramento (no meio) e Charpy-V (abaixo) de uma junta.

Fonte: Elaborado pelo autor.

4.7.1. Medidas de microdureza Vickers

No presente trabalho os ensaios de dureza foram realizados nos CPs previamente preparados para o exame macrográfico. O método usado foi o método de microdureza Vickers, com carga de 0,5 kgf (HV0,5) e tempo de impressão de 30 segundos. Foi avaliada a dureza do metal de base (MB), da zona termicamente afetada (ZTA) e do metal de solda (MS).

As impressões foram feitas ao longo de linhas distando 2 mm das superfícies de cada lado do material e na raiz da solda. Na ZTA foram feitas impressões a cada 0,5 mm, começando o mais próximo possível da linha de fusão. No metal de base e metal de solda foram feitas impressões a cada 1 mm ao longo das linhas, exceto na raiz da solda, com impressões ao passo de cada 0,5 mm. A Figura 44 ilustra as regiões de medida de dureza.

Figura 44 – Perfis de dureza nas diferentes regiões da solda.

Fonte: Elaborado pelo autor.

Os ensaios de microdureza Vickers foram realizados em um microdurômetro BUEHLER, modelo Micromet 6020.

4.7.2. Ensaio de Tração

Em juntas soldadas podem ser retirados corpos de prova de tração transversais ou longitudinais à solda. Para qualificação de soldagem de juntas de topo geralmente o teste de tração é realizado com o corpo de prova transversal à solda, como mostra a Figura 45.

4.7.3. Ensaios de dobramento guiado

O ensaio de dobramento guiado é usado para avaliar a qualidade e integridade de uma junta soldada em função da sua ductilidade, ou seja, capacidade de resistir à fratura durante dobramento. Neste teste podem ser detectados defeitos como falta de fusão e trincas. A confecção dos corpos de prova, a condução dos ensaios e o critério de aceitação estão de acordo com a ASME IX (2013). Foram ensaiados 4 corpos de prova para cada junta (Figura 43), totalizando 16 CPs. Os testes realizados foram do tipo dobramento lateral, sendo os ensaios realizados à temperatura ambiente e com uso de um cutelo com diâmetro do pino de 38,1mm. A máquina de ensaio foi a mesma usada nos ensaios de tração.

4.7.4. Ensaios de impacto Charpy-V

Para o presente trabalho os corpos de prova foram confeccionados e os ensaios conduzidos de acordo com a norma ASTM A 370 (1997), entalhe em V, tipo A. A Figura 47 mostra o tipo de CP e suas dimensões em milímetros.

Figura 47 - Croqui do CP Charpy-V tipo A - dimensões em milímetros.

Fonte: Extraído de (ASTM, 1997)

O local de retirada dos CPs de impacto, de acordo com a norma ASME IX (2013), foram posição S (3/4 da espessura da junta), SS (1,5 mm da superfície do material), ZTA 1 (entre 1/2 e 1/4 da espessura da junta na ZTA do lado esquerdo) e ZTA 2 (entre 1/2 e 1/4 da espessura da junta na ZTA do lado direito). Ainda por norma, cada região deve ser ensaiada em triplicata, ou seja, 3 CPs para cada local, totalizando 12 CPs por junta e 48 para todas as juntas.

A Tabela 11 faz uma correlação entre a posição de retirada e quantidade de CPs.

Tabela 11 – Relação dos corpos de prova Charpy.

<i>Condição</i>	<i>Posição</i>	<i>Quantidade</i>
Como soldado – ST	S - $\frac{3}{4}$ da espessura, metal de solda	3
	SS - 1,5 mm da superfície, metal de solda	3
	ZTA 1 - Entre $\frac{1}{2}$ e $\frac{1}{4}$ da espessura, ZTA lado esquerdo	3
	ZTA 2 - Entre $\frac{1}{2}$ e $\frac{1}{4}$ da espessura, ZTA lado direito	3
Tratado Termicamente – TT	S - $\frac{3}{4}$ da espessura, metal de solda	3
	SS - 1,5 mm da superfície, metal de solda	3
	ZTA 1 - Entre $\frac{1}{2}$ e $\frac{1}{4}$ da espessura, ZTA lado esquerdo	3
	ZTA 2 - Entre $\frac{1}{2}$ e $\frac{1}{4}$ da espessura, ZTA lado direito	3
Vibração durante a soldagem - VWC	S - $\frac{3}{4}$ da espessura, metal de solda	3
	SS - 1,5 mm da superfície, metal de solda	3
	ZTA 1 - Entre $\frac{1}{2}$ e $\frac{1}{4}$ da espessura, ZTA lado esquerdo	3
	ZTA 2 - Entre $\frac{1}{2}$ e $\frac{1}{4}$ da espessura, ZTA lado direito	3
Vibração pós-soldagem - VSR	S - $\frac{3}{4}$ da espessura, metal de solda	3
	SS - 1,5 mm da superfície, metal de solda	3
	ZTA 1 - Entre $\frac{1}{2}$ e $\frac{1}{4}$ da espessura, ZTA lado esquerdo	3
	ZTA 2 - Entre $\frac{1}{2}$ e $\frac{1}{4}$ da espessura, ZTA lado direito	3

Conforme a literatura, a temperatura do ensaio de impacto deve ser 40 °C abaixo da temperatura de projeto, ou seja, $T_c = T_p - 40$ °C, onde (MORAES JR, 2008):

T_c - Temperatura do ensaio de impacto Charpy;

T_p - Temperatura de projeto.

A temperatura de ensaio de impacto Charpy utilizada neste trabalho foi de -20 °C, de acordo com a orientação da empresa Alstom. Assim, teoricamente a temperatura de projeto considerada neste trabalho foi de 20 °C.

O valor médio da energia absorvida pelos 3 corpos de prova de cada um dos conjuntos, não deve ser inferior ao requisito de energia absorvida para o metal base, selecionado segundo o limite de escoamento nominal de projeto. De acordo com a Alstom para juntas soldadas pelo processo FCAW desta liga CA6NM, o valor médio de energia absorvida aceitável é de no mínimo 27 J. Ainda segundo a literatura, nenhum dos corpos de prova pode apresentar energia absorvida inferior a 75% do valor requerido para a média, que neste caso é de 20 J (MORAES JR, 2008). Este parâmetro é chamado de valor individual. A Figura 48 mostra a realização do ensaio de impacto. O equipamento utilizado foi uma máquina para ensaio Charpy da marca OTTO WOLPERT, modelo PW30/15K, e o resfriamento dos CPs foram feitos em uma câmara resfriadas com gelo seco.

Figura 48 - Realização do ensaio de impacto Charpy-V: (a) corpos de prova resfriados à temperatura de -20 °C, (b) realização do ensaio.

Fonte: Elaborado pelo autor.

4.8 Macrografias

Foram realizadas análises macrográficas de todas as juntas soldadas. As macrografias foram preparadas de acordo com o procedimento do código ASME IX (2013), QW 470 e QW 471, sendo que a macrografia deve mostrar claramente a zona fundida (ZF) e a zona termicamente afetada (ZTA). Os CPs sofreram cortes em serra de fita refrigerada para a retirada das amostras e depois foram preparados para análise macrográfica com lixamento, polimento e ataque químico, como segue:

a) Lixamento: as amostras foram lixadas utilizando lixas de diferentes granulometrias, na seguinte ordem: 220, 400, 600, 1000 e 1200. As amostras sofreram rotação de 90 graus a cada mudança de lixa. O equipamento usado foi da marca Arotec, modelo APL-4;

b) Polimento: após lixamento, as amostras foram polidas manualmente usando pasta de diamante de 3 μm e 1 μm DiaPro, respectivamente, em um pano MD Dac. Posteriormente um polimento com a suspensão coloidal de sílica de 0,04 μm OP-U com um pano MD-Chem (todos produtos Struers) também foi feito para melhor acabamento e planicidade das amostras. O equipamento utilizado foi da marca Arotec, modelo Aropol 2V.;

c) Ataque químico: com as amostras devidamente polidas, foram realizados ataques químicos com o reagente Vilella (5 mL HCl + 1 g ácido pícrico +100 mL Etanol) (ASM INTERNATIONAL, 2004).

Os exames das seções foram feitos com aumento de 5 vezes e foram obtidas macrografia em escala 1:1, com câmera fotográfica convencional. O ensaio deve atender os limites de aceitação de descontinuidade, ou seja, a geometria da solda deve estar de acordo

com o especificado e não deve apresentar defeitos como trinca, falta de fusão e mordedura, dentre outros.

4.9 Análises fractográficas

Foram analisadas as superfícies de fratura das amostras de Charpy fraturadas para as diferentes regiões analisadas de cada junta, para verificação dos possíveis aspectos frágil e dúctil das fraturas.

Não foi determinada a porcentagem em área de fratura dúctil na superfície de fratura dos corpos de prova de impacto Charpy-V (macrofractografia). Alguns CPs não se romperam completamente, não podendo analisar a superfície fraturada por inteiro.

A análise da aparência da fratura foi realizada no CTA, com auxílio de um estereoscópio da marca ZEISS, modelo Dicovery V8, mas somente para as condições TT, VWC e VSR.

Adicionalmente, também no CTA, foi realizada análise microfractográfica da superfície fraturada dos corpos de prova Charpy para as condições TT, VWC e VSR, por intermédio de um microscópio eletrônico de varredura LEO modelo 435 VPI com filamento de tungstênio e tensão de aceleração de 20 kV. O objetivo desta análise foi verificar os mecanismos de fratura atuantes, bem como a influência dos tratamentos de alívio de tensões residuais nestes. No DEMAR a condição ST foi analisada em um MEV de bancada da marca HITACHI modelo TM3000.

4.10 Micrografias

As micrografias foram obtidas por intermédio de microscopia óptica e microscopia eletrônica de varredura. Para a análise, primeiramente foram preparadas amostras do metal de base na condição como recebido e depois amostras a partir das diferentes regiões da solda. As regiões analisadas foram o metal de base (MB), metal de solda (MS) e a zona termicamente afetada (ZTA).

4.10.1 Microscopia óptica

Para análise por microscopia óptica as amostras foram preparadas conforme a seguinte sequência:

- a) Seccionamento: foram cortadas pequenas amostras de diferentes regiões da solda em uma serra de disco da marca Buehler, modelo Isomet 1000, devidamente

refrigerada para evitar possíveis transformações metalúrgicas associadas ao aquecimento durante o corte;

- b) Embutimento: após o corte, o material foi embutido em baquelite num equipamento da marca Pantec, modelo Panpress - 30 para facilitar o manuseio das amostras;
- c) Lixamento: as amostras embutidas foram lixadas utilizando diferentes granulometrias, na seguinte ordem: 220, 400, 600, 800, 1000, 1200, 2400 e 4000. As amostras sofreram rotação de 90 graus a cada mudança de lixa. O equipamento usado foi da marca Arotec, modelo APL-4;
- d) Polimento: após lixamento as amostras foram polidas usando pasta de diamante de 3 μm e 1 μm , respectivamente, em um equipamento de polimento automático da marca Leco, modelo Spectrum SystemTM 1000. Para um melhor acabamento e planicidade das amostras também foram utilizadas sílica coloidal com tamanho de partícula de 0,04 μm (OP-S, Struers) e alumina com tamanho de partícula de 0,02 μm (OP-A, Struers), com polimento manual. O equipamento usado para o polimento manual foi da marca Arotec, modelo Aropol 2 V.

Nas amostras devidamente polidas foram realizados diferentes ataques químicos com composições e condições variadas, porém o reagente Vilella (5 mL HCl + 1 g ácido pícrico +100 mL Etanol) foi o que melhor revelou os detalhes microestruturais.

No laboratório de microscopia da PUC – RJ foram realizados mosaicos de diferentes regiões da solda, para cada condição, com um microscópio óptico motorizado da marca ZEISS. Para analisar a integridade da raiz da solda de cada condição optou-se por trabalhar no menor aumento oferecido pelo microscópio óptico, cerca de 50X, utilizando uma lente objetiva de 5X e uma câmera digital de 1300 x 1030 pixels, levando a uma resolução de 2,10 $\mu\text{m}/\text{pixel}$. Neste aumento o campo observado tem 2,75 x 2,18 mm^2 .

O software AxioVision, de controle do microscópio e da câmera, automaticamente desloca a amostra e captura imagens justapostas que são então concatenadas numa imagem de mosaico.

No laboratório de microscopia do DEMAR-USP o equipamento usado para a aquisição das imagens foi o microscópio óptico da marca Zeiss Axiovert 40 MAT, e a câmera da marca Zeiss, modelo AxioCam ERc 5s.

4.10.2 Microscopia eletrônica de varredura (com EDS)

Análises em microscópio eletrônico de varredura (MEV) das regiões do MS e ZTA, das juntas soldadas, foram realizadas a fim de identificar a presença das fases constituintes, precipitados e partículas de segunda fase ou inclusões. Para análises semi-quantitativas da composição química das fases foi utilizado um espectrômetro de dispersão de energia de raios X (EDS, *Energy Dispersive Spectroscopy*).

As amostras dos materiais foram atacadas com o reagente Vilella e analisadas em um microscópio eletrônico de varredura LEO 1450-VP com filamento de tungstênio e tensão de aceleração de 20 kV (DEMAR-EEL-USP), no modo elétrons retroespalhados e elétrons secundários. O equipamento de EDS da marca OXFORD INSTRUMENTS, modelo INCA X-sight 7366 fica acoplado a este microscópio eletrônico.

As mesmas amostras também foram analisadas em um MEV de bancada da marca HITACHI modelo TM3000 com um equipamento de EDS OXFORD INSTRUMENTS modelo SWIFTED3000 acoplado ao mesmo.

5. RESULTADOS E DISCUSSÃO

Com o intuito de facilitar a exposição dos resultados obtidos, a seguinte terminologia foi utilizada para identificar as regiões e as diferentes condições de soldagem estudadas:

- MB – Metal de Base;
- MS – Metal de Solda ou Metal de Adição ou Metal Depositado;
- LF – Linha de fusão;
- ZTA – Zona Termicamente Afetada;
- ST – Refere-se ao material na condição como soldado, ou seja, que não sofreu nenhum tipo de tratamento de alívio de tensões;
- TT – Refere-se ao material que sofreu tratamento térmico de alívio de tensões pós-soldagem;
- VWC – Refere-se ao material que foi soldado com a vibração durante a soldagem para alívio de tensões;
- VSR – Refere-se ao material que sofreu tratamento de vibração mecânica de alívio de tensões pós-soldagem;

5.1 Análise química do metal base

A análise química do MB foi realizada conforme descrito na seção 4.4. A Tabela 12 mostra a composição química do MB especificada pela norma ASTM A 743/ A743M (1998), a composição química do MB conforme certificado emitido pelo fornecedor, a composição química do MB analisada por fluorescência de raios X para uma amostra de cada chapa recebida e a composição química do MB analisada por EDS.

Pode-se observar na Tabela 12 que, de uma forma geral, as composições químicas são bem próximas dos dados de análise química especificados pelo fornecedor. Todas as composições químicas estão em conformidade com o que também está especificado pela norma ASTM A743 /A743M (1998), principalmente para os principais elementos químicos, tais como Cr, Ni e Mo.

As composições químicas das amostras 1 e 2 analisadas por fluorescência de raios x são bem parecidas, portanto considera-se que as chapas recebidas são realmente do mesmo lote de fabricação. Assim, para análises posteriores e para o processo de soldagem, as duas chapas não foram consideradas separadamente, como também na análise química por EDS.

Tabela 12 - Análise química do metal base como recebido.

<i>Elemento</i>	<i>Norma*</i> [%]	<i>Certificado**</i> [%]	<i>Amostra 1</i> [%]	<i>Amostra 2</i> [%]	<i>EDS</i> [%]
C max.	0,06	0,019	-	-	-
Mn max.	1,00	0,770	0,70	0,70	0,73
P max.	0,04	0,035	-	-	-
S max.	0,03	0,008	-	-	-
Si max.	1,00	0,457	0,39	0,36	0,61
Cr	11,5-14	12,080	11,72	11,73	12,41
Ni	3,5-4,5	3,800	3,99	4,22	4,02
Mo	0,4-1,0	0,462	0,43	0,42	0,65
Al	-	0,013	-	-	0,61
Cu	-	-	0,24	0,22	-
Fe	-	-	82,01	81,94	80,95

* Conforme ASTM A743 / A743M (1998).

** Conforme certificado do fornecedor (ALTONA).

5.2 Dilatometria do metal base

Dilatometria é comumente utilizada em aços martensíticos/ferríticos para se obter as temperaturas de transformação A_{c1} , A_{c3} , M_s e M_f . Na Figura 49 é mostrada a curva dilatométrica e sua respectiva derivada. Amostra do aço na condição como recebido foi usinada e ensaiada nas taxas de 3°C/min até 1000 °C, seguido de resfriamento até a temperatura ambiente, porém sem controle de temperatura no resfriamento.

As transformações de fases foram determinadas baseando-se na curva da derivada da variação de comprimento linear em relação à temperatura, devido a esta ser mais sensível à variação de temperatura e mais precisa na determinação das temperaturas críticas de transformação do que a curva de dilatação térmica relativa ao comprimento inicial da amostra em função da temperatura. Desta maneira, nos trechos onde a derivada é constante indica que nenhuma transformação está acontecendo, enquanto que perturbações na derivada mostram que uma nova fase está se formando. Isto porque, a presença de uma nova fase, que possui diferente coeficiente de dilatação térmica em relação a sua fase inicial, altera a variação da dilatação térmica e, assim, o valor da própria derivada.

Pode-se observar através da Figura 49, pela curva da derivada, que com o aumento da temperatura a partir de 80°C há uma estabilização da derivada que permanece constante até a temperatura de aproximadamente 650°C. Desta maneira nesta temperatura está ocorrendo o início da transformação da fase alfa - gama, ou seja, a temperatura de transformação A_{c1} . O mesmo critério empregado na determinação da temperatura de A_{c1} foi utilizado na determinação de A_{c3} . O início da temperatura de transformação A_{c3} , como indicado, é próximo de 760°C.

Figura 49 – Curva dilatométrica e sua derivada do material como recebido.

Fonte: Elaborado pelo autor

Quanto à temperatura de início de transformação de fase gama para ferrita δ , esta não foi determinada através de aquecimento até a temperatura máxima utilizada no ensaio, que foi de 1000°C, pois se acredita que esta temperatura de transformação é superior a temperatura de 1000°C. De acordo com a literatura (BILMES; SOLARI; LLORENTE, 2001) nos aços CA6NM, o campo da ferrita δ tende a se estabilizar em temperaturas por volta de 1200°C. Apesar de não se ter determinado a temperatura de transformação γ - δ aquecendo a amostra até 1000°C, a amostra foi austenitizada somente dentro do campo gama, uma vez que Ac_3 foi determinado por volta de 760°C e o campo da ferrita δ se localiza acima de 1200°C.

Quanto à determinação da temperatura de início de transformação da martensita (M_s), esta apenas foi possível devido à alta temperabilidade do aço CA6NM, pois o dilatômetro era desprovido de sistema de refrigeração, sendo os dados coletados com a amostra resfriando lentamente dentro do forno. O tempo médio que a amostra levou para resfriar foi de 4 horas.

A temperatura de transformação M_s encontrada foi de 317°C, conforme apontado na Figura 49. A temperatura final de transformação da martensita (M_f) foi determinada

utilizando-se os mesmos critérios empregados na determinação da temperatura M_s , sendo que o valor de M_f obtido foi de 220°C.

Os valores de M_s e M_f obtidos pelos ensaios dilatométricos estão acima dos valores de M_s e M_f calculados através das equações 1 e 2 usadas para os aços inoxidáveis martensíticos macios (AIMM). Utilizando a composição química de certificado do fabricante do aço, as temperaturas de transformação seriam de $M_s = 210^\circ\text{C}$ e $M_f = 60^\circ\text{C}$ (FOLKHARD, 1988).

De acordo com a norma ASTM A743, o resfriamento durante a têmpera do aço CA6NM deve ser realizado a uma temperatura abaixo de 95°C, o que não coincide com a temperatura M_f obtida neste trabalho.

5.3 Difração de Raios – X

Os resultados de difração aqui apresentados, inicialmente referem-se às análises feitas no material como recebido, ou seja, no MB. Posteriormente serão apresentados os resultados obtidos para as amostras soldadas, referente às diferentes juntas.

O principal intuito da análise de difração de raios -X (DRX) foi identificar a presença de austenita retida no material como recebido e nas amostras soldadas.

A Figura 50 (a) e (b) mostram os difratogramas das amostras 1 e 2 do material como recebido com radiação Cu-K α com filtro de Ni e com radiação Mo-K α com filtro de Zr, respectivamente. No difratograma com radiação Cu-K α não foram observados picos de austenita, porém nos difratogramas com radiação Mo-K α foi constatado picos de austenita de baixa intensidade. Isto é devido ao problema de fluorescência do ferro pela radiação Cu-K α . A Tabela 13 mostra os valores de absorção da radiação incidente no Fe, segundo Warren (1969).

Tabela 13 - Valores de Absorção do ferro para radiações incidente Cu-K α e Mo-K α (WARREN, 1969).

Elemento	Absorção (cm ² / g)	
Fe (Z=26)	Cu-K α	Mo-K α
	308	38,5

Figura 50 – Difratograma das amostras 1 e 2 do material como recebido (a) Com radiação Cu-K α ; (b) Com radiação Mo-K α .

Fonte: Elaborado pelo autor

De acordo com esses valores o Fe, maior constituinte do aço, absorve muito mais radiação do Cu-K α que Mo-K α , portanto tem um maior ruído de fundo, consequentemente esconde possíveis picos de austenita. Isto pode ser observado na Figura 50 (b) para radiação de Mo, que possui um ruído de fundo muito menor e, portanto, evidencia a presença de austenita.

Os difratogramas obtidos das amostras do material como recebido foram idênticos. Vale lembrar que a martensita é uma fase metaestável, proveniente da transformação da austenita, formando uma solução sólida supersaturada de carbono, de estrutura tetragonal de corpo centrado (TCC) que é uma forma distorcida do ferro α (ferrita). No entanto, aços com teor de carbono menor que 0,2%C em peso, que é o caso do aço CA6NM (< 0,06% C em peso), apresentam martensita com estrutura cúbica de corpo centrado (CCC) e parâmetro de rede praticamente igual ao da ferrita.

Em trabalhos sobre detecção de austenita retida, em aços contendo múltiplas fases, a técnica DRX tem a tendência em detectá-la em uma menor quantidade do que a existente.

Isto se deve por razões, tais como: peculiaridades intrínsecas da técnica, preparação da amostra (tipo de polimento) e a sua microestrutura (textura e interação entre as fases presentes) (GRACIOSO, 2003).

Mesmo que a textura e a cristalinidade do material não influenciem na contagem da austenita, a superfície da amostra, quando polida mecanicamente é sujeita a grande deformação plástica, induzindo a austenita retida a se transformar por deformação. Assim, tendo em vista que o procedimento de preparação das amostras utilizado neste trabalho foi o de polimento mecânico, pode-se sugerir que mesmo que houvesse pequena quantidade de austenita, esta se reduziria a níveis ainda menores. Porém, deve-se ressaltar que não foi tomado o cuidado suficiente durante a preparação destas amostras, pois foi utilizado polimento mecânico com um menor tempo do que o normalmente empregado.

A Figura 51 apresenta os difratogramas obtidos para cada junta produzida. Para a condição como soldado (ST) não foi evidenciado presença de austenita retida, assim como para as amostras que tiveram tratamentos com vibração mecânica. Para as amostras vibradas este resultado já era esperado, pois as vibrações mecânicas podem aliviar as tensões residuais, porém não fornecem energia suficiente e condição para grandes alterações microestruturais, como mudança de fase. Já para a amostra TT que sofreu tratamento térmico pós-soldagem (TTPS) constatou-se presença de austenita retida, como observado na Figura 51.

A quantificação das fases foi realizada pelo método Rietveld (1969), onde é feito o refino de funções matemáticas que descrevem um difratograma experimental, usando o programa computacional *HighScore* da Panalytical. Este procedimento foi realizado nos difratogramas de cada junta, porém apenas a amostra TT evidenciou existência de austenita retida, com um valor de 10,3%, conforme é apresentado na Figura 52.

Figura 51 – Difratogramas das juntas soldadas retiradas na região da solda no lado B de cada junta. ST (verde); TT (azul); VWC (vermelho); VSR (preto).

Fonte: Elaborado pelo autor

Figura 52 - Modelamento por Rietveld da junta com tratamento térmico pós-soldagem (TT).

Fonte: Elaborado pelo autor

Segundo Bilmes et al. (2001), que estudou as características e efeitos da austenita retida proveniente do recozimento de uma junta soldada semelhante a utilizada neste trabalho, o TTPS promove o revenimento da martensita e a precipitação de austenita, que permanece retida de forma metaestável e finamente distribuída nos contornos de grãos autênticos primários e nos contornos das ripas de martensita. Essa porção de austenita retida pode melhorar substancialmente as propriedades mecânicas, como aumento da tenacidade ao impacto e redução do limite de resistência, conforme mostrado pela Figura 13.

As partículas de austenita retida são ricas em C, Ni e Mn, e tem uma alta densidade de discordâncias, sugerindo que sua formação pode ter ocorrido por um processo de cisalhamento entre as ripas de martensita. O alto teor dos elementos gamagênicos contribui para a redução da temperatura de transformação M_s , promovendo a estabilidade térmica mesmo em baixas temperaturas. Esta alta estabilidade térmica é influenciada não só pela origem química. A subestrutura com alta densidade de discordância das partículas de austenita aumenta significativamente a dificuldade de propagação do processo de cisalhamento na transformação martensítica, contribuindo também para sua estabilidade (BILMES; SOLARI; LLORENTE, 2001).

5.4 Ensaios mecânicos

5.4.1. Microdureza Vickers

Os ensaios de microdureza Vickers foram realizados conforme a seção 4.7.1. Os resultados no MB, ZTA e MS de cada junta estão apresentados nas tabelas 14, 15 e 16, respectivamente.

Tabela 14 – Resultados dos ensaios de microdureza (HV0,5) no topo lado A para todas as condições.

Topo lado A				
Condição		MB	ZTA	MS
ST	Média	275,2	336,2	360,7
	Desvio Padrão	9,7	11,2	13,1
TT	Média	296,7	321,0	321,3
	Desvio Padrão	7,3	8,3	7,3
VWC	Média	294,4	372,0	380,6
	Desvio Padrão	2,8	5,9	9,1
VSR	Média	279,0	353,2	345,7
	Desvio Padrão	3,6	11,7	11,0

Tabela 15 - Resultados dos ensaios de microdureza (HV0,5) na raiz da solda para todas as condições.

Raiz da solda				
Condição		MB	ZTA	MS
ST	Média	273,5	327,6	390,2
	Desvio Padrão	12,5	9,4	4,4
TT	Média	297,9	309,4	332,3
	Desvio Padrão	5,8	12,1	15,1
VWC	Média	299,8	340,5	388,5
	Desvio Padrão	4,6	9,6	16,1
VSR	Média	277,4	355,9	357,1
	Desvio Padrão	5,7	6,1	12,7

Tabela 16 - Resultados dos ensaios de microdureza (HV0,5) no topo lado B para todas as condições.

Topo lado B				
Condição		MB	ZTA	MS
ST	Média	284,1	374,0	364,7
	Desvio Padrão	7,9	14,5	13,8
TT	Média	295,7	309,7	327,9
	Desvio Padrão	5,6	13,9	7,9
VWC	Média	299,7	384,7	382,7
	Desvio Padrão	3,2	9,8	8,7
VSR	Média	278,8	338,2	346,2
	Desvio Padrão	5,0	11,7	7,0

Nas figuras Figura 53, Figura 54 e Figura 55, os resultados de dureza foram apresentados de forma gráfica para região do topo lado A, raiz da solda e topo lado B, respectivamente.

Figura 53 – Perfil de dureza no topo lado A para cada junta.

Fonte: Elaborado pelo autor

Figura 54 - Perfil de dureza na raiz da solda para cada junta.

Fonte: Elaborado pelo autor

Figura 55 - Perfil de dureza no topo lado B para cada junta.

Fonte: Elaborado pelo autor

A partir dos resultados de dureza apresentados acima são válidas as seguintes observações:

1) Após TTPS a dureza diminui em todas as regiões da junta soldada, com uma distribuição de resultados de dureza bem mais homogênea ;

- 2) Existe uma diferença de dureza entre as três regiões (MB, ZTA e MS), sendo mantida esta diferença após TTPS e os tratamentos por vibração mecânica;
- 3) Destaca-se a variação da dureza na ZTA, que cresce da região próxima ao MB para a região próxima ao MS;
- 4) Para todas as condições, em geral, os valores de dureza são maiores na ZTA e MS;
- 5) A maior dureza encontrada foi no MS e na ZTA da amostra VWC, na faixa de 400 HV, onde apresentam também grande dispersão dos resultados.

Conforme explicado na seção 3.3.1.1 a ZTA é dividida em zonas, portanto a dispersão dos resultados de dureza é maior entre a zona 2 e 4 e na zona 5 a dureza é menor, provavelmente devido as características microestruturais, por exemplo, presença de austenita estável e retida na zona 5 (THIBAULT; BOCHER; THOMAS, 2009a). Isto é observado para todas as condições de soldagem.

Na ZTA e no MS a microestrutura é muito heterogênea, atribuída à coexistência de martensita com diferentes morfologias, como também inclusões de óxidos e linhas de ferrita delta retidas após o resfriamento, o que leva a uma grande dispersão dos resultados de dureza. As figuras 53,54 e 55 revelam que a dureza começa a diminuir a partir da linha de fusão e eventualmente estabiliza a um valor médio de 280 HV, típico da liga CA6NM (TRUDEL; LÉVESQUE; BROCHU, 2014).

Os perfis de dureza das juntas soldadas indicam de maneira geral, que a dureza é menor nas camadas inferiores (raiz da solda) para todas as condições. Este comportamento reflete o revenimento imposto pelos repetidos ciclos térmicos nos cordões depositados. Observa-se também uma variação de dureza nas regiões de topo ao longo da seção transversal dos cordões de solda, que poderiam estar relacionados ao fato das camadas de cordões não estarem alinhadas, promovendo variação dos ciclos térmicos que estariam afetando a dureza de maneira irregular (GOUVEIA et al., 2013).

Com relação à amostra tratada termicamente, ocorre uma redução nos valores de dureza devido ao processo de revenimento da microestrutura da junta, em função do TTPS aplicado, provocando um alívio de tensões e possivelmente tornando-o mais dúctil.

Para as amostras tratadas sob vibração mecânica para aliviar as tensões residuais (VWC e VSR) não foi possível observar diferença significativa com relação à condição “como soldado”, portanto não se pode concluir que o material tornou-se mais dúctil pelos resultados de dureza apresentados.

Na condição VWC a solidificação da poça de fusão da solda é afetada. À medida que a poça de fusão se solidifica, dendritas são quebradas antes de crescer. Consequentemente,

os grãos não são apenas limitados em tamanho, como também as dendritas crescem perpendicular à linha de fusão de forma controlada. O efeito destes fenômenos é o direcionamento do crescimento dos grãos e inibição da segregação no MS (HEBEL, 2004). Esta microestrutura mais fina pode proporcionar melhores propriedades mecânicas e eliminar a sensibilidade à fissuração a frio e a quente durante a soldagem (WU; LIN; CHEN, 1999).

Ainda, na condição VWC, a tensão interna é dispersa e, além disso, a microestrutura do metal de solda é afetada por distúrbios na poça de fusão durante a solidificação. Idealmente, toda a tensão residual de soldagem é aliviada enquanto, ao mesmo tempo, a sua microestrutura pode também ser melhorada (WU, 2000).

5.4.2. Ensaio de tração

Os ensaios de tração foram realizados conforme seção 4.7.2. Os resultados do limite de resistência à tração estão apresentados na Tabela 17.

Os valores de limite de resistência médios, de acordo com os valores apresentados na Tabela 17, foram plotados no gráfico da Figura 56.

Analisando os resultados observa-se que não houve diferenças significativas comparando-se as diferentes condições de soldagem, com os resultados médios de limite de resistência permanecendo entre 814 e 820 MPa. A condição TT teve menor dispersão dos resultados comparada as outras. A maior dispersão dos resultados foi para a condição “como soldado” (ST).

Tabela 17 – Média do limite de resistência à tração das juntas soldadas para as diferentes condições de soldagem.

Condição		Tensão LR [MPa]	Local de Ruptura
ST	Média	814,7	Metal base
	Desvio Padrão	7,4	
TT	Média	817,3	Metal base
	Desvio Padrão	2,4	
VWC	Média	820,1	Metal base
	Desvio Padrão	6,5	
VSR	Média	820,0	Metal base
	Desvio Padrão	5,1	

Figura 56 - Média do limite de resistência à tração das juntas soldadas para as diferentes condições de soldagem.

Fonte: Elaborado pelo autor

Os resultados em geral estão dentro do especificado pela norma ASME IX (2013). De acordo com a referida norma, a resistência da junta soldada deve estar na mesma faixa especificada para o metal de base, ou seja, de no mínimo 755 MPa, como apresentado na Tabela 8.

É importante ressaltar que este ensaio, que seguiu norma ASME IX (2013), não avalia a resistência mecânica da solda individualmente, mas da junta soldada como um todo.

Ao realizar o ensaio de tração de um corpo de prova transversal, tensiona-se simultaneamente pelo menos três materiais de propriedades diferentes (metal de base, ZTA e metal de solda) (MORAES JR, 2008). Os valores obtidos no ensaio não representam as propriedades de nenhuma dessas regiões, mas sim da junta soldada como um todo.

A Figura 57 mostra um CP de tração da condição VSR após o ensaio. A região realçada corresponde à zona fundida (solda). Pode-se observar que a ruptura ocorreu no metal de base, o mesmo ocorrendo em todos os CPs para todas as condições, como indicado na Tabela 17. Isto pode ser correlacionado com os valores de dureza do MB, que tem valores inferiores comparados com ZTA e MS, portanto menor resistência mecânica e por isso o material rompeu nesta região.

Figura 57 – CP da condição VSR após o ensaio de tração.

Fonte: Elaborado pelo autor

5.4.3. Ensaios de dobramento guiado

Os ensaios de dobramento guiado lateral foram realizados conforme seção 4.7.3.

O resultado foi 100% aprovado, ou seja, nenhum CP apresentou trinca, confirmando a integridade da solda, para as condições TT, VWC e VSR. Na condição “como soldado” (ST) um CP apresentou trinca, conforme a Figura 58.

Figura 58 – Defeito por falta de fusão detectado no ensaio de dobramento da condição ST.

Fonte: Elaborado pelo autor

Para esta condição deveria ter sido feito o ensaio de dobramento, porém não tinha material suficiente para repetir o ensaio, por conta de outras análises e o tamanho restrito da junta soldada.

Seguindo a norma ASME IX (2013) esta condição estaria reprovada, pois o material trincou possivelmente por falta de fusão, conferindo uma soldagem inadequada e que não atendeu as exigências da norma.

5.4.4. Ensaio de impacto Charpy-V

Os ensaios de impacto foram realizados conforme seção 4.7.4. A tenacidade das diferentes condições foram avaliadas mediante o ensaio Charpy em corpos de prova de 10 x 10 x 55 mm, com entalhe em “V”, realizados a $-20\text{ }^{\circ}\text{C}$. As tabelas 18, 19, 20 e 21 mostram os resultados obtidos.

Tabela 18 - Resultados dos ensaios de impacto Charpy-V (Joules) na condição “Como Soldado” - ST.

"Como soldado" - ST					
	CP1	CP2	CP3	Média	Desvio Padrão
S Solda 3/4	27,40	27,40	25,50	26,77	0,84
SS Solda 1,5 mm	29,40	29,40	31,40	30,07	0,89
ZTA - 1 1/2 a 1/4 lado 1	107,80	105,80	109,80	107,80	3,93
ZTA - 2 1/2 a 1/4 lado 2	58,80	60,80	68,60	62,73	3,91

Tabela 19 - Resultados dos ensaios de impacto Charpy-V (Joules) na condição tratada termicamente - TT.

Tratado Termicamente - TT					
	CP1	CP2	CP3	Média	Desvio Padrão
S Solda 3/4	29,40	29,40	27,40	28,73	0,89
SS Solda 1,5 mm	27,40	29,40	29,40	28,73	0,89
ZTA - 1 1/2 a 1/4 lado 1	129,40	121,50	119,60	123,50	3,93
ZTA - 2 1/2 a 1/4 lado 2	47,00	56,80	51,00	51,60	3,47

Tabela 20 - Resultados dos ensaios de impacto Charpy-V (Joules) na condição com vibração durante a soldagem – VWC.

Vibração durante a soldagem - VWC					
	CP1	CP2	CP3	Média	Desvio Padrão
S Solda 3/4	23,50	90,20	25,50	46,40	29,20
SS Solda 1,5 mm	29,40	27,40	27,40	28,07	0,89
ZTA - 1 1/2 a 1/4 lado 1	52,90	60,80	123,50	79,07	29,62
ZTA - 2 1/2 a 1/4 lado 2	49,00	29,40	103,90	60,77	28,76

Tabela 21 - Resultados dos ensaios de impacto Charpy-V (Joules) na condição com vibração pós-soldagem – VSR.

Vibração pós-soldagem - VSR					
	CP1	CP2	CP3	Média	Desvio Padrão
S Solda 3/4	39,20	39,20	39,20	39,20	0,00
SS Solda 1,5 mm	27,40	35,30	37,20	33,30	3,93
ZTA - 1 1/2 a 1/4 lado 1	100,00	90,20	109,80	100,00	6,53
ZTA - 2 1/2 a 1/4 lado 2	90,20	109,80	103,90	101,30	7,40

Para facilitar as análises, os valores médios obtidos nos ensaios de impacto, apresentados nas tabelas, foram plotados no gráfico da Figura 59.

Figura 59 – Resultados médios dos ensaios de impacto Charpy-V para cada condição.

Fonte: Elaborado pelo autor

Pelas tabelas e o gráfico apresentado observa-se as seguintes características:

- 1) A condição ST obteve o menor valor médio de energia absorvida na região S (3/4 da espessura da solda), com um valor de 26,77 J;
- 2) O maior valor médio de energia absorvida foi obtido pela condição TT na região da ZTA, com um valor de 123,5 J;
- 3) As regiões ZTA-1 e ZTA-2 (lado esquerdo e direito da solda entre 1/2 e 1/4 da espessura do CP) da condição ST e TT tiveram uma grande discrepância nos valores médios de energia absorvida. Isto provavelmente é um problema de usinagem dos corpos de prova, pois o entalhe do CP pode ter ficado fora da região de interesse, que é a ZTA;
- 4) A condição VWC foi a que teve maior dispersão dos resultados;
- 5) A condição VSR foi a condição que teve a menor dispersão dos resultados, com valores adequados de energia absorvida.

Como os ensaios de tenacidade ao impacto não são obrigatórios para este aço, conforme a norma ASTM A 743 (1998), os valores de energia absorvida mínimos exigidos não são encontrados na referida norma do aço CA6NM (GONÇALVES, 2007). No entanto, os resultados obtidos encontram-se abaixo do citado nos requisitos de propriedades mecânicas especificadas para soldas produzidas com eletrodo AWS E410NiMoT1-4/-1 pela norma ASME/AWS SFA 5.22 (2012) da

Tabela 10, que é de 46 J (ensaio realizado a -18 °C).

Gonçalves (2007) em seus estudos com a liga martensítica CA6NM realizou ensaios de impacto charpy na temperatura de -20 °C, mesma temperatura utilizada para os ensaios neste trabalho, no material como recebido no estado temperado e revenido (metal de base) e obteve valores médios de energia absorvida de 75 J.

De acordo com informações da empresa Alstom, fornecedora do material para este trabalho, a tenacidade é a propriedade mais considerável no processo de qualificação de uma junta soldada do aço inoxidável martensítico CA6NM. Nos padrões da empresa o mínimo valor médio de energia absorvida exigido é de 27 J, independente da região de retirada dos CPs.

Levando em conta essa informação os menores valores de energia absorvida encontrados foram no metal de solda, para todas as condições. Para a condição ST o valor médio de 26,77 J de energia absorvida na região S, ou praticamente 27 J, está no limite de especificação mínima.

Considerando a importância dos valores de tenacidade ao impacto, as condições VWC e VSR, que utilizaram vibrações para o alívio das tensões residuais, apresentaram bons

resultados de energia absorvida em comparação com a literatura para juntas soldadas pelo processo FCAW com TTPS, como também outros processos de soldagem utilizados, como GTAW (*Gas Tungsten Arc Welding*) e GMAW (*Gas Metal Arc Welding*) (FOLKHARD, 1988; HENKE, 1998; PEREIRA, 2000). Considerando a Tabela 4 na seção 3.3 os valores obtidos para a condição VWC e VSR estão coerentes para o processo de soldagem proposto neste trabalho.

Com relação à condição TT, em que foi observada presença de austenita retida por DRX após o TTPS, não foi observado ganhos significativos de tenacidade.

Segundo Bilmes et al. (2001) a austenita retida é termicamente estável, porém não mecanicamente estável. Em seus resultados foi sugerido que as partículas de austenita retida sofreram transformação martensítica durante a propagação da trinca no ensaio Charpy, agindo como absorvedores de energia. No caso da propagação de uma trinca passando por ou perto de regiões metaestáveis, o campo de tensão concentrado na ponta da trinca permite que as partículas de austenita se transformem em martensita estável, porém menos densas. Esta transformação, induzida mecanicamente na zona plástica, absorve energia adicional, aumentando assim efetivamente a tenacidade. A expansão volumétrica associada a esta transformação tende a fechar a trinca e aliviar as tensões na sua ponta, absorvendo energia de deformação durante a fratura, o que poderia ter colaborado para a não extensão da trinca.

No ensaio Charpy-V as partículas de austenita possivelmente se transformam em martensita em regiões próximas das superfícies de fratura das amostras Charpy, assumindo que o papel da austenita na resistência ao impacto está associado com mecanismos de efeito TRIP (*Transformation induced plasticity*) localizado (BILMES; SOLARI; LLORENTE, 2001).

Para todas as condições, independente do processo de alívio de tensão residual utilizado, verifica-se que a tenacidade do metal de solda atingida com arame tubular 410NiMo ou similar é dependente de diversos fatores, como mostrado na seção 3.3: Influem no resultado de tenacidade a temperatura de interpasse, o teor de C do metal de solda, a morfologia dos grãos, o processo de soldagem, a composição do gás de proteção, as variáveis do processo de soldagem utilizado e a presença de inclusões. Diante deste quadro, é muito difícil estabelecer qual destes predomina sobre os demais, de forma que a definição de um procedimento de soldagem para obtenção de melhor tenacidade exige cuidados redobrados (PRADO, 2004).

Olabi e Hashmi (1993) estudando o efeito do TTPS nas propriedades mecânicas de juntas soldadas de aço inoxidável martensítico sugerem, a partir de seus dados de tenacidade ao impacto, que a melhor condição para ganho de tenacidade seria a aplicação de TTPS com uma velocidade de resfriamento mais lenta e um tempo de duração mais longo. Porém na indústria este tipo de tratamento é inviável, devido a custos e tempos.

Gouveia et al. (2013) estudando o efeito da temperatura de interpasse na microestrutura e tenacidade ao impacto para uniões soldadas por GTAW do aço CA6NM, verificou que quanto menor a temperatura de interpasse, maior a tenacidade obtida. Este efeito foi explicado devido à morfologia da ferrita delta presente na microestrutura do MS e da ZTA, que na temperatura de interpasse menor apresenta-se intergranular e pouco alinhada, o que favorece uma maior tenacidade em relação à morfologia vermicular observada nas amostras com temperaturas de interpasse maiores.

Neste trabalho foi adotada, para todas as condições de soldagem, uma temperatura de interpasse na faixa de 200°C, que é consideravelmente alta, por isso, em geral, os valores de tenacidade não foram tão altos em todas as condições. Esta temperatura de interpasse é comumente usada na fabricação das turbinas na empresa Alstom, e como o objetivo do trabalho era simular a soldagem de forma mais real possível e estudar os efeitos dos diferentes tratamentos de alívio de tensões residuais, o procedimento de soldagem adotado foi o mesmo do ambiente fabril.

Outra consideração para os valores de tenacidade não serem tão altos no MS deve-se a utilização de arames tubulares. Os menores valores de tenacidade para os arames tubulares em relação aos arames sólidos são atribuídos à maior presença de inclusões não metálicas, tipo óxido no metal de solda.

5.5 Macrografias

As macrografias foram realizadas conforme seção 4.8. Na Figura 60 estão apresentadas as macrografias nas condições como soldado (ST), tratado termicamente (TT), com vibração durante a soldagem (VWC) e com vibração pós-soldagem (VSR).

As juntas, para todas as condições, foram aprovadas no exame macrográfico, ou seja, atenderam os limites de aceitação de descontinuidades, confirmando a integridade da solda.

Figura 60 – Macrografia de cada condição de soldagem.

Fonte: Elaborado pelo autor

5.6 Análises fractográficas

As análises de aparência das fraturas (macrofractografias) foram realizadas conforme descrito na seção 4.9. A Figura 61 mostra as superfícies de fratura de alguns corpos de prova Charpy-V da condição VSR, VWC e TT, respectivamente, analisados por estereoscópio. A condição ST não foi analisada por estereoscópio e microscopia óptica, somente por microscopia eletrônica de varredura (MEV).

Não foram verificadas as porcentagens de fratura dúctil para cada condição.

Figura 61 – Aparência de fratura (a) vista superior e (b) vista lateral. Estereoscópio.

(a)

(b)

Fonte: Elaborado pelo autor

A Figura 62 mostra a vista de cima e pela lateral da superfície de fratura de amostras da região SS (1,5 mm da superfície no MS) por microscopia ótica (MO), com suas respectivas energias absorvidas, das condições VSR, VWC e TT, respectivamente.

Adicionalmente foi realizada, por intermédio de MEV, uma análise microfractográfica de algumas regiões para cada condição. A Figura 63 mostra o aspecto de fratura no metal de solda analisada por MEV de amostras da região S (3/4 da espessura da junta no MS) para cada condição.

Figura 62 – Aparência de fratura. Vista de cima das amostras SS no MS (esq.) e vista lateral das amostras SS no MS, com sua respectiva energia absorvida no ensaio Charpy (dir.). (a) e (b) VSR; (c) e (d) VWC; (e) e (f) TT. Ampliações de 20 X.

Fonte: Elaborado pelo autor

Figura 63 – Aspecto de fratura dos CPs Charpy da região S localizada no MS para cada condição. (a) ST; (b) TT; (c) VWC; (d) VSR. MEV ampliação de 1000 X.

A Figura 64 evidencia a presença de inclusões na fractografia realizada por MEV no CP Charpy localizado no MS para a condição TT.

Figura 64 – Aspecto de fratura do CP Charpy no MS da condição TT. Presença de inclusões não metálicas. MEV. (a) Ampliação de 1000 X; (b) Ampliação de 3000 X.

A grande maioria das condições estudadas apresentou uma fratura dúctil formada por micro-cavidades ou alvéolos, mais conhecidas como dimples. A presença de alvéolos sugere micromecanismo de fratura dúctil, mas a propagação instável da trinca, o aspecto macroscópico da superfície fraturada, e os baixos valores de tenacidade observados, contrariam o micromecanismo alveolar.

A nucleação de alvéolos e a baixa tenacidade apresentada podem ser justificadas pela alta densidade de inclusões de óxidos contendo silício, titânio e alumínio (PEREIRA, 2000), provenientes da escória do arame tubular utilizado, que não permite que a fratura absorva uma grande quantidade de energia, apresentando um comportamento mais frágil.

A condição ST apresentou de forma mais constante o aspecto frágil de fratura, com planos facetados. Já as condições VSR, VWC e TT apresentaram com maior constância um aspecto misto de clivagem e alvéolos.

Como no ensaio Charpy a ruptura é por rasgamento, os dimples formados geralmente não coalescem uns com os outros, mas são interceptados e coalescem com o vértice da trinca que está propagando. Desta forma os dimples formados apresentam um formato parabólico.

O tamanho e a distribuição de tamanhos dos dimples dependem principalmente:

- Da quantidade, distribuição e tamanho das partículas de segunda fase, ou inclusões, e das propriedades destas fases e de suas interfaces;
- Da ductilidade do material ou das fases que o compõem;
- Do mecanismo ou mecanismos atuantes no processo de formação dos dimples.

5.7 Micrografias

5.7.1. Microscopia óptica

A Figura 65 ilustra uma micrografia do material como recebido (metal de base). A microestrutura corresponde a martensita revenida.

A Figura 66 ilustra uma ampliação via MO da região da raiz da solda para cada condição de soldagem. Essas imagens ampliadas são mosaicos realizados com aumento de 50 vezes por um microscópio óptico motorizado, conforme descrito na seção 4.10.1. No total são 120 imagens de ampliação de 50 vezes formando um mosaico, para melhor visualização da raiz da solda e sua integridade.

Figura 65 - Micrografia do metal de base. Ampliação 200 X. Ataque Vilella.

Fonte: Elaborado pelo autor

Figura 66 – Macrografia (esq.) e Mosaico de 120 imagens obtidas por MO com aumento de 50X da raiz da solda (dir.). (a) ST; (b) TT; (c) VWC; (d) VSR. Ataque Vilella.

Continuação Figura 66 – Macrografia (esq.) e Mosaico de 120 imagens obtidas por MO com aumento de 50X da raiz da solda (dir.). (a) ST; (b) TT; (c) VWC; (d) VSR. Ataque Vilella. (conclusão)

(b)

(c)

(d)

Fonte: Elaborado pelo autor

As variações nas propriedades mecânicas do metal depositado e na ZTA, como já citadas e discutidas, são decorrentes das alterações microestruturais sofridas. Entre as juntas produzidas, por metalografia, não foi possível identificar e observar alterações significativas.

A análise metalográfica indica, para todas as juntas, uma microestrutura constituída basicamente por martensita. A realização do tratamento térmico pós-soldagem propiciou as transformações microestruturais já observadas por DRX na seção 5.3, com precipitação de austenita na matriz. Segundo Straube (1988), Bilmes et al. (2001); Thibault et al. (2009a) o tratamento térmico pós-soldagem transforma a estrutura bruta de solidificação basicamente martensítica, do metal de solda e da ZTA, em martensita revenida com pequena quantidade de austenita retida (cerca de 10%). Essa última fase está associada à austenita estável formada em temperaturas acima de 550°C que não se transforma em martensita durante o resfriamento. Austenita retida dificilmente é observada por técnicas metalográficas convencionais (TRUDEL; LÉVESQUE; BROCHU, 2014), por isso foi identificada e quantificada por medidas de DRX.

Como não foram realizadas análises químicas no MS, utilizou-se a composição química do metal depositado apresentada no certificado do fornecedor do arame para cálculos de Cr e Ni equivalentes para a localização do metal depositado no diagrama de Schaeffler, como também a composição química de certificado do fabricante da liga (Figura 15). Analisando a localização da liga nesse diagrama, é esperada a formação de uma estrutura bruta de solidificação constituída por martensita e pequena quantidade de ferrita. As imagens obtidas através de microscopia ótica a partir dos corpos de prova do metal depositado e da ZTA, para todas as condições, estão coerentes com o diagrama de Schaeffler.

A presença da ferrita δ na forma de linhas de colar foi constatada em diferentes regiões do metal de solda, principalmente na linha de fusão e na intersecção dos passes de solda, para todas as juntas. A Figura 67 ilustra um mosaico realizado via MO com aumento de 200 vezes da região de intersecção entre o passe 3 e 4 no centro da solda da amostra VSR, que mostra linhas de ferrita δ na microestrutura. Segundo Gouveia (2008) a ferrita δ concentra-se na intersecção entre os passes do metal de solda.

A formação de ferrita δ neste material ocorre pelo reaquecimento do cordão de solda entre 1200 e 1300°C, no campo bifásico austenita γ + ferrita δ , e entre 1300 e 1450°C no campo monofásico de ferrita δ . No trabalho de Gouveia et al. (2013) sobre a influência da temperatura interpasse na tenacidade do metal de solda, mostra-se que a formação de

ferrita δ de forma intergranular, característico de formação no campo bifásico $\gamma + \delta$, ocorre com temperaturas de interpasse menores (abaixo de 100°C). Enquanto que a formação de ferrita δ no campo monofásico, formada entre placas de austenita de Widmanstätten, ocorre somente na amostra soldada com controle de temperatura interpasse maiores, como utilizado neste trabalho (200°C). Esta formação diferenciada pode indicar que se a temperatura de interpasse for elevada, a temperatura de formação da ferrita δ também irá se elevar. Assim, promovendo uma maior formação de ferrita δ no campo monofásico, enquanto que para a temperatura mais baixa promove a formação de ferrita δ principalmente no campo bifásico. Resultados de ensaio de tenacidade a fratura em aços inoxidáveis martensíticos macios indicaram que um aumento da quantidade de ferrita δ leva a uma redução na tenacidade ao impacto destes aços (WANG et al., 2010), entretanto a formação de ferrita δ no campo bifásico não afeta significativamente a tenacidade ao impacto da ZTA, quando comparado com a mesma microestrutura sem ferrita δ (CARROUGE; BHADSHIA; WOOLLIN, 2004).

Figura 67 - Micrografia do centro do metal de solda na condição VSR. Mosaico de imagens obtidas por MO com aumento de 200X. Ataque Vilella.

Fonte: Elaborado pelo autor

Foram observadas também nas zonas de ligação (linha de fusão e intersecção dos passes) partículas em formas de ilhas ou penínsulas com dimensão de 30 a 300 μm , para todas as juntas, conforme as figuras 68 e 69.

Na literatura não foi encontrado muitas discussões sobre este tipo de microestrutura, mas Trudel et al. (2014) em seu trabalho sugere que sejam ilhas grosseiras de ferrita δ na matriz martensítica, localizadas na região de intersecção entre os passes. Outra hipótese, pode ser que, essas partículas grosseiras sejam ferro-liga provenientes do fluxo do arame tubular que não foram diluídos, segregando no metal de solda.

Figura 68 – Caracterização microestrutural do metal de solda da amostra TT na região de intersecção entre passes. (a) Ampliação de 200 X; (b) Ampliação de 1000 X (c) Ampliação de 1000 X. Ataque Vilella.

Fonte: Elaborado pelo autor

Os cordões de solda das regiões inferior e intermediária apresentam uma microestrutura mais refinada, em comparação com os últimos cordões de solda depositados da região superior. Tal característica indica que a sequência de passes realizados influi na microestrutura final da junta soldada, onde os passes subsequentes refinam a microestrutura dos passes anteriores devido ao ciclo térmico imposto.

Figura 69 - Caracterização microestrutural do metal de solda da amostra VSR na região de intersecção entre passes próxima a linha de fusão no topo da solda. (a) Mosaico de 04 imagens com ampliação de 100 X; (b) Ampliação de 200 X (c) Mosaico de 03 imagens com ampliação de 500 X. Ataque Vilella.

Fonte: Elaborado pelo autor

O refino da microestrutura ocorre pelo reaquecimento a temperaturas acima de 800°C pelos passes subsequentes. Verifica-se, a esta temperatura, a formação de uma região monofásica de austenita (γ), que em virtude das elevadas taxas de resfriamento observadas na soldagem, promovem um refino da microestrutura em comparação aos últimos cordões depositados e ao metal base (GOUVEIA et al., 2013). O tratamento térmico pós-soldagem também refina a microestrutura, apesar de ser na faixa de temperatura de 600 °C, pois ocorrem recuperação e recristalização da estrutura martensítica, como observado nas micrografias da condição TT.

A Figura 70 mostra micrografias das diferentes condições de soldagem na região da raiz da solda.

Figura 70 - Caracterização microestrutural do metal de solda na região da raiz da solda. (a) ST (b) TT (c) VWC (d) VSR. Ampliações de 500 X. Ataque Vilella.

Fonte: Elaborado pelo autor.

A Figura 71 mostra as micrografias da região do topo da solda. Pela análise das figuras 70 e 71 observa-se uma microestrutura mais refinada na raiz do que no topo da solda.

Observa-se também que nas imagens da condição VWC a microestrutura é mais refinada. Nesta condição, como já comentado anteriormente, a solidificação da poça de fusão da solda é afetada. À medida que a poça de fusão se solidifica, dendritas são quebradas antes de crescer. Consequentemente, os grãos não são apenas limitados em tamanho, como também as dendritas crescem perpendicular à linha de fusão de forma controlada. Isso pode ser observado na Figura 72.

Figura 71 - Caracterização microestrutural do metal de solda na região do topo da solda. (a) ST (b) TT (c) VWC (d) VSR. Ampliações de 200 X. Ataque Vilella.

Fonte: Elaborado pelo autor.

Figura 72 - Caracterização microestrutural do centro da solda da condição VWC. (a) Mosaico de imagens com ampliação de 100 X.

Fonte: Elaborado pelo autor.

Com relação a ZTA, a Figura 73 evidencia a diferença microestrutural das diferentes regiões dentro da ZTA, como citado na seção 3.3.1. Na ZTA próxima a linha de fusão (zona 1 e 2) observa-se uma microestrutura mais grosseira, e na ZTA mais próximo ao metal de base uma microestrutura mais refinada (zona 4 e 5).

Figura 73 - Caracterização microestrutural da ZTA na região próxima ao topo da solda da condição VSR. (a) Mosaico de imagens com ampliação de 100 X (b) ZTA zona 1 com ampliação de 500 X (c) ZTA zona 4 com ampliação de 500 X. Ataque Vilella.

Fonte: Elaborado pelo autor.

5.7.2. Microscopia eletrônica de varredura (com EDS)

Primeiramente as análises foram feitas para o metal de base. A Figura 74 ilustra imagens feitas no MEV do MB como recebido, no estado temperado e revenido.

Verifica-se nas Figura 74 (a) e (b) que as martensitas na forma de ripas estão bem definidas. Podem ser observados também possíveis poros ou vazios, que ficam bem evidentes nas Figuras 74 (c) e (d).

O MB contém, além de poros ou vazios, inclusões de óxidos e de sulfeto de manganês (MnS) residuais do processo de fundição da liga.

De acordo com o relatório de produção da empresa Altona (2011) os aços CA6NM apresentam defeitos de porosidade devido ao aprisionamento de bolhas de gás no interior do metal. Esses vazios podem ser ocasionados por diversos fatores, como, quantidade excessiva de gás no banho metálico, quantidade insuficiente de respiros no molde, quantidade excessiva de resina contendo hidrocarbonetos que liberam grande quantidade de gases, entre outros.

Figura 74 - Microestrutura do aço inoxidável martensítico CA6NM como recebido analisada no MEV (a) Reagente Vilella com detector SE; (b) Reagente Persulfato de Amônio com detector BSE; (c) Reagente persulfato de amônio com detector SE; (d) Detector BSE.

Fonte: Elaborado pelo autor.

Com relação à caracterização por MEV e EDS do metal de solda, para as diferentes condições, não foram encontradas diferenças significativas. Os resultados aqui encontrados foram apresentados, de forma geral, para todas as condições.

Foram encontrados no MS e na ZTA inclusões de óxidos de Ti, Zr, Al, Si. Isto está de acordo com a literatura para juntas do aço inoxidável martensítico CA6NM soldadas pelo processo FCAW (arame tubular), que apresentam esses tipos de inclusões provavelmente

provenientes do fluxo metálico ou da escória deste tipo de arame (FOLKHARD, 1988; GOUVEIA et al., 2013; NOVICKI et al., 2003).

A Figura 75 mostra uma superfície de fratura do metal de solda da condição TT obtida por microscopia eletrônica de varredura, evidenciando a presença de inclusão não metálica. A Tabela 22 mostra a composição química semi-quantitativa por energia dispersiva (EDS) das regiões destacadas da Figura 75.

Foi identificado inclusão de Ti (área 1), pois o arame tubular é rutílico, o qual possui na composição do fluxo o rutilo (TiO_2), que tem como principal função estabilizar o arco (MODENESI, 2004). A composição química da área 2 está de acordo com a composição química global do aço CA6NM.

Figura 75 – Micrografia de uma superfície fraturada de um CP Charpy do metal de solda da condição TT obtida por MEV. Ampliação de 3000 X.

Fonte: Elaborado pelo autor.

Tabela 22 - Composição química EDS (% massa) das regiões destacadas na figura 75.

Elementos	Área 1 (% massa)	Área 2 (% massa)
Fe	7,27	78,13
Cr	11,11	12,72
Ni	-	4,39
Mo	-	0,64
Mn	6,79	0,28
Si	1,90	0,87
Ti	18,49	-
Zr	23,19	-
Al	1,12	2,96
O	30,03	-

As ilhas ou penínsulas e partículas da fase ferrita δ ou ferro-liga observadas por microscopia óptica e comentadas na seção anterior foram também analisadas por MEV.

A Figura 76 é uma imagem do metal de solda na raiz da solda da condição VWC destacando diferentes regiões. A Tabela 23 mostra a composição química por EDS das regiões destacadas nesta figura.

Figura 76 - Micrografia do metal de solda na região da raiz da solda da condição VWC obtida por MEV. Ampliação de 3000 X.

Fonte: Elaborado pelo autor.

Tabela 23 - Composição química EDS (% massa) das regiões destacadas na figura 76.

Elementos	Área 1 (% massa)	Área 2 (% massa)	Área 3 (% massa)
Fe	80,14	79,59	43,62
Cr	13,22	15,75	10,13
Ni	4,17	1,76	1,47
Mo	0,50	1,01	-
Mn	0,86	0,73	25,67
S	-	-	19,11
Si	0,50	0,70	-
Al	0,60	0,46	-

A área 2 tem uma composição química com maiores teores de Cr e Mo e menor teor de Ni, comparados com a composição global deste aço CA6NM (área 1). Os elementos Cr e Mo são elementos alfacênicos e estabilizadores da fase ferrita. Com isso sugere-se que esta área seja ferrita δ retida, por ter maior concentração de elementos estabilizantes da mesma e menor teor de Ni que é um elemento gamagênico. A área 3 evidencia que esta partícula provavelmente seja sulfeto de manganês (MnS) de acordo com a composição química apresentada.

Ainda de acordo com a teoria apresentada na detecção da ferrita δ , no metal de solda na região do topo da solda da condição VWC foi identificada uma península da fase ferrita δ por MEV, como mostra a Figura 77. Esta região é semelhante à micrografias com ferrita δ apresentadas nas análises por MO. A Tabela 24 mostra a composição química por EDS das regiões destacadas na Figura 77 -

Figura 77 - Micrografia do metal de solda na região da raiz da solda da condição VWC obtida por MEV. Ampliação de 3000 X.

Fonte: Elaborado pelo autor.

Tabela 24 - Composição química EDS (% massa) das regiões destacadas na figura 77.

Elementos	Área 1 (% massa)	Área 2 (% massa)	Área 3 (% massa)
Fe	80,15	73,89	72,01
Cr	12,74	10,98	10,43
Ni	4,34	4,36	3,95
Mo	1,16	9,17	11,80
Mn	0,48	0,46	0,49
Si	0,51	0,55	0,66
Al	0,62	0,59	0,67

A área 1 apresenta uma composição química semelhante à composição global do aço CA6NM, exceto para o Mo que tem um teor maior, mas entende-se que essa maior concentração de Mo seja por estar numa área bem próxima de altos teores de Mo da península de ferrita δ . As áreas 2 e 3 tem teores muito maiores de Mo comparado com o especificado pela norma ASTM A 743 (1998). Como o Mo tem uma forte influência na estabilização da ferrita, provavelmente esta região seja a fase ferrita δ retida.

Essas partículas de sulfeto de manganês, inclusões e ferrita δ também foram encontradas na microestrutura do MS das condições ST, VSR e TT, como também na ZTA de todas as condições, principalmente em regiões mais perto da linha de fusão.

A vibração mecânica para alívio de tensões residuais, como já comentado, não provoca alterações microestruturais significativas, por isso não foi identificado diferenças com o estado “como soldado” e com o tratado termicamente, por análises de MEV.

Na condição tratada termicamente não foi observada a presença de austenita retida por análises de MEV. Na literatura (BILMES; SOLARI; LLORENTE, 2001), imagens de austenita retida finamente dispersa na matriz desta liga foram obtidas por microscopia eletrônica de transmissão (MET), técnica não utilizada neste trabalho.

6. CONCLUSÕES

Com base nos resultados e nas discussões apresentadas nesta Dissertação de Mestrado, as seguintes conclusões podem ser extraídas:

i) Material como recebido

O metal de base no estado temperado e revenido apresentou basicamente microestrutura martensítica, com martensita revenida em forma de ripas. Por difração de raios X, com radiação Mo-K α e filtro de Zr, foi observado pequenas quantidades de austenita retida. Outras fases não foram identificadas.

Por imagens micrográficas a microestrutura apresentada foi de martensita na forma de ripas com poros ou vazios, provenientes do aprisionamento de bolhas de gás no metal, além de inclusões de óxidos e de sulfeto de manganês (MnS) residuais do processo de fundição da liga.

Por análise dilatométricas, as temperaturas inicial (Ac3) e final (Ac1) da transformação austenítica ocorreram por volta de 760 e 650°C, e as temperaturas de início (M_s) e de fim (M_f) da transformação martensítica foram por volta de 317 e 220°C, respectivamente.

ii) Propriedades mecânicas

Com relação à microdureza Vickers as amostras que foram tratadas por vibrações mecânicas não tiveram reduções nos valores de dureza no MS e na ZTA, comparados com a condição “como soldado”. Já para a condição tratada termicamente os valores de microdureza foram reduzidos em até 10% no MS e ZTA, comparados com as outras condições de soldagem, provavelmente por influência da porção de austenita retida na matriz martensítica, que possivelmente melhora a ductilidade.

Os resultados dos ensaios de tração foram bem semelhantes para todas as condições com relação ao limite de resistência, e estão de acordo com os valores exigidos por norma para o aço inoxidável martensítico CA6NM. Todos os corpos de prova romperam no metal de base, com isso todas as condições foram aprovadas neste quesito segundo a norma ASME IX.

Para o ensaio de dobramento as condições TT, VWC e VSR não apresentaram nenhum tipo de defeito, como trinca, mostrando a integridade da junta soldada em função da sua ductilidade. A condição “como soldado” (ST) apresentou trinca, possivelmente por falta de fusão, em um dos corpos de prova neste ensaio.

No ensaio de tenacidade ao impacto (Charpy) as condições de soldagem com vibração durante e após a soldagem apresentaram bons resultados comparados com a condição convencional de soldagem deste aço, que utiliza tratamento térmico pós-soldagem. Principalmente a condição VSR, que apresentou valores adequados e de forma mais homogênea. No geral, os valores médios de energia absorvida não tiveram diferenças significativas entre as condições de soldagem propostas.

Por critérios de aprovação da empresa Alstom, todos os corpos de prova Charpy para todas as condições estariam dentro do critério de aceitação com relação à tenacidade. A condição “como soldado” foi a que mais apresentou, nas fractografias, aspecto frágil de fatura, se comparada com as condições que receberam tratamento térmico ou por vibração mecânica para alívio das tensões residuais.

Conclui-se que as juntas soldadas das condições TT, VWC e VSR foram aprovadas de acordo com a norma ASME IX Ed. 2013, e a junta soldada da condição “como soldado”, deveria ter sido refeito o ensaio de dobramento, simulando um processo real de qualificação de soldagem para as condições propostas.

De acordo com os resultados da caracterização mecânica das juntas, os estudos mostram que o tratamento de alívio de tensões residuais por vibração mecânica pode ser uma boa alternativa para a produção e reparos de turbinas hidráulicas, para algumas ocasiões. Visto que há muitos benefícios em usar tratamento por vibração mecânica em comparação com o método convencional com tratamento térmico, como economias de custo e tempo, bem como benefícios ambientais.

iii) Microestrutura

A caracterização microestrutural, de acordo com as análises realizadas por DRX, microscopia óptica e microscopia eletrônica de varredura, não mostrou diferenças significativas entre as condições “como soldado” e as condições que sofreram tratamento de alívio de tensões residuais por vibração mecânica, apresentando uma microestrutura em forma de ripas e ilhas ou penínsulas de ferrita delta retida no metal de solda e na zona termicamente afetada.

A vibração mecânica não fornece energia suficiente para promover alterações microestruturais significativas, a não ser a condição com vibração durante a soldagem que apresentou um leve refino da microestrutura do metal de solda, devido à quebra de dendritas durante a solidificação da poça de fusão.

Para a condição tratada termicamente pós-soldagem a única diferença foi que houve uma precipitação de austenita finamente dispersa na matriz martensítica, com concentração por volta de 10% detectadas por DRX.

REFERÊNCIAS

AKHTAR, A.; BRODIE, N. W. Field welding large turbine runners. **Water Power & Dam Construction**, p. 40–46, 1979.

AKHTAR, A.; BRODIE, N. W. Thermomechanical processing of hydro-turbine steels. **Journal Materials for Energy System**, v. 2, December, p. 25–32, 1980.

AREMAS. **Alívio de tensões por vibração e Weld Conditioning**. Campinas: Norberto Fonseca & Gabriel Lima, 2011.

ASM INTERNATIONAL. **ASM HANDBOOK**. U.S.A.: ASM International Handbook Committee, 2004, v.9.

AMERICAN SOCIETY OF MECHANICAL ENGINEERS (ASME) IX ED. 2013. **Qualification Standard for Welding, Brazing, and Fusing Procedures; Welders; Brazers; and Welding, Brazing, and Fusing Operators**, 2013.

AMERICAN SOCIETY OF MECHANICAL ENGINEERS (ASME) SECTION VIII DIV.I. **Boiler & Pressure Vessel Code**, 2004.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS (ASTM) A 370. **Mechanical Testing of Steel Products**, 1997.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS (ASTM) A 743/ A743M-98a. **Standard Specification for Castings , Iron-Chromium , Iron-Chromium-Nickel , Corrosion Resistant , for General Application**, 1998.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS (ASTM) A27/A27M. **Standard Specification for Steel Castings , Carbon , for General Application**, 1998.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS (ASTM) E110. **Standard Test Method for Indentation Hardness of Metallic Materials by Portable**, 2010.

AMERICAN WELDING SOCIETY (AWS) D1.1/D1.1M. **American Welding Society**, 2004.

BAAS, P. **Recommended welding procedure for cladding and joining with metal cored wire PZ6166**. Switzerland: Filarc Welding Industries B.V., 1996.

BILMES, P. .; SOLARI, M.; LLORENTE, C. . Characteristics and effects of austenite resulting from tempering of 13Cr–NiMo martensitic steel weld metals. **Materials Characterization**, v. 46, n. 4, p. 285–296, abr. 2001.

BONAL TECHNOLOGIES INC. **Meta-lax vibration stress relief**. Disponível em: <<http://www.meta-lax.com/>>. Acesso em: 17/08/2015.

BRAGA, E. DE M. **A Vibração como elemento de alívio de tensões residuais em cordões de solda**. In: I WORKSHOP DE VIBRAÇÃO E ACÚSTICA DA REGIÃO NORTE, 2009. **Anais...**Tucuruí - PA: Grupo de Caracterização de Materiais - GCAM, ITEC - UFPA.

CALLISTER JR, W. D. **Materials science and engineering : an introduction**. 5th ed. USA: John Wiley & Sons, 1999.

CARROUGE, D.; BHADESHIA, H. K. D. H.; WOOLLIN, P. Effect of δ -ferrite on impact properties of supermartensitic stainless steel heat affected zones. **Science and Technology of Welding and Joining**, v. 9, n. 5, p. 377–389, out. 2004.

CHIAVERINI, V. **Aços e ferros fundidos**. 4th. ed. São Paulo: ABM, 1977..

CRAWFORD, J. D. CA6NM an Update. In: ANNUAL STEEL FOUNDER'S SOCIETY OF AMERICA TECHICAL AND OPERATING CONFERENCE 29., 1974.

CRAWFORD, J. D.; ROHRIG, K.; BECHET, S. High strength cast stainless steels with enhanced corrosion resistance. **ASTM STP**, v. 756, p. 355–368, 1982.

DELONG, W. T. Calibration procedure for instruments to measure the delta ferrite content of austenitic stainless steel weld metal. **Welding Journal**, v. 52, 1973.

DOWLING, N. E. **Fatigue failure predictions for complicated stress-strain histories**.1971. Ph. D. thesis (Department of Theoretical and Applied Mechanics), University of Illinois - Urbana, Illinois.

FOLKHARD, E. **Welding metallurgy of stainless steels**. New York: Springer Verlag, 1988.

FORTES, C. **Arames tubulares OK**. Disponível em: <http://www.esab.com.br/biblioteca/upload/1901098rev0_ApostilaAramesTubulares.pdf>. Acesso em: 10/02/2015.

GESNOUIN, C. et al. Effect of post-weld heat treatment on the microstructure and hydrogen permeation of 13CrNiMo steels. **Corrosion Science**, v. 46, n. 7, p. 1633–1647, jul. 2004.

GONÇALVES, B. H. B. **Estudo comparativo da resistência à erosão por cavitação do metal de solda depositado por um arame tubular tipo 13%Cr - 4%Ni - 0,4%Mo e do aço fundido ASTM A 743 CA-6NM**. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica). Universidade Federal de Minas Gerais, Belo Horizonte, 2007.

GOOCH, T. G. Heat treatment of welded 13%Cr-4%Ni martensitic stainless steels for sour Service. **Welding Research Supplement**, p. 213–223, Jul. 1995.

GOUVEIA, R. R. DE. **A influência da temperatura de interpasse na tenacidade do metal de solda na soldagem multipasse do aço inoxidável martensítico CA6NM pelo processo TIG**. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica). Universidade Federal do Paraná, Curitiba - PR, 2008.

GOUVEIA, R. R. DE et al. Efeito da temperatura interpasse na microestrutura, tenacidade ao impacto e propagação de trinca por fadiga de uniões soldadas por GTAW do aço ASTM A743-CA6NM. **Soldagem & Inspeção**, v. 18, n. 1, p. 127–136, jun. 2013.

GRACIOSO, J. F. F. **Efeito das condições de têmpera na microestrutura e propriedades mecânicas de um aço inoxidável martensítico CA6NM**. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica). Universidade Federal de Santa Catarina, Florianópolis, 2003.

GYSEL, W.; GERBER, E.; TRAUTWEIN, A. CA6NM: New developments based on 20 years' experience. **Stainless Steel Castings**, v. 3, p. 403–435, 1982.

HAHN, W. F. **Vibratory residual stress relief and modifications in metals to conserve resources and prevent pollution**. Center of Environmental and Energy Research (CEER), Alfred, NY: Alfred University, 2002.

HEBEL, A. G. Vibrational conditioning of metals. **Heat Treating Progress**. February, 2004.

HENKE, S. L. **Desenvolvimento de procedimento de soldagem do aço inoxidável martensítico tipo CA-6NM Sem Tratamento Térmico Posterior**. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica). Universidade Federal de Santa Catarina, Florianópolis, 1998.

HENKE, S. L. et al. **Especificação de procedimentos de reparo por soldagem de aços inoxidáveis martensíticos macios sem TTPS**. In: ENTS, 24, 1998, Fortaleza.

JOAQUIM, R. **Processo de soldagem por arame tubular**. Disponível em: <<http://www.infosolda.com.br/download/61ddu.pdf>>. Acesso em: 10/02/2015.

JURČIUS, A.; VALIULIS, A. V.; ČERNAŠEJUS, O. Effects of vibration energy input on stress concentration in weld and heat-affected zone of S355J2 steel. **Solid State Phenomena**, v. 165, p. 73–78, 2010.

KOTECKI, D. J.; SIEWERT, T. A. WRC-1992 constitution diagram for stainless steel weld metals : a modification of the WRC-1988 diagram. **Welding Research Supplement**, p. 171–178, May, 1992.

LEITE, M. A. **Relatório de produção**. Florianópolis: Universidade Federal de Santa Catarina, Electro Aços Altona, , 2011.

MACHADO, I. G. **Soldagem & técnicas conexas: processos**. Centro de Tecnologia, Universidade Federal do Rio Grande do Sul - UFRGS - Porto Alegre: Laboratório de Soldagem & Técnicas Conexas (LS&TC), 1996.

MCKAY. **Filler metal products**. Disponível em: <http://www.hobartbrothers.com/downloads/McKay_Catalog_LR.pdf>. Acesso em: 04/09/2014.

METRODE. Metrode 410NiMo for hydroelectric power plant applications contents, 2012.p. 17.

MODENESI, P. J. **Efeitos mecânicos do ciclo térmico**. Belo Horizonte: Universidade Federal de Minas Gerais, Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais, , 2001.

MODENESI, P. J. **Soldabilidade dos aços transformáveis**. Disponível em: <<http://www.demet.ufmg.br/labs/soldagem>>. Acesso em: 19/04/2014.

MODENESI, P. J.; MARQUES, P. V. **Soldagem I: Introdução aos processos de soldagem**. Belo Horizonte: Universidade Federal de Minas Gerais, Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais, 2006.

MORAES JR, J. M. **Influência do tratamento térmico de alívio de tensões pós-soldagem na microestrutura e comportamento mecânico de soldas produzidas com arame tubular rutílico**. Dissertação (Mestrado em Engenharia de Materiais). Universidade de São Paulo - EEL, Lorena - SP, 2008.

NGUYEN, T. N.; WAHAB, M. A. The effect of residual stresses on fatigue of butt Joints. **Welding Journal**, p. 55–66, 1996.

NOVICKI, N. et al. Fratura dúctil ou frágil em uniões soldadas sem TTPS, p. 691–694 In: SIMPOSIO MATERIA, 2003.

OLABI, A. G.; HASHMI, M. S. J. Effects of post-weld heat-treatment soaking temperature on the mechanical properties and residual stresses of a martensite stainless-steel welded component. **Journal of Materials Processing Technology**, v. 38, p. 387–398, 1993.

PADILHA, A. F.; GUEDES, L. C. **Aços inoxidáveis austeníticos: microestrutura e propriedades**. S.P.: Hemus Editora Limitada, 1994.

PEREIRA, S. A. **Desenvolvimento de procedimento de reparo por soldagem em aços inoxidáveis martensíticos com metal de adição similar sem TTPS**. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica). Universidade Federal de Santa Catarina, Florianópolis, 2000.

PETTY, E. R. Martensite: fundamentals and technology. Longman Group Ltd - USA: p. 119–136, 174, 1970.

PRADO, E. M. **Influência das variáveis do processo MIG/MAG convencional e pulsado nas propriedades mecânicas de juntas soldadas com arame ER410NiMo**. Dissertação (mestrado em Engenharia Mecânica). Universidade Federal do Paraná, Curitiba, 2004.

PUKASIEWICZ, A. G. M. **Desenvolvimento de revestimentos Fe-Mn-Cr-Si-Ni resistentes à cavitação depositadas por aspersão ASP**. Tese (Doutorado). Universidade Federal do Paraná, Curitiba, 2008.

QINGHUA, L.; LIGONG, C.; CHUNZHEN, N. Effect of vibratory weld conditioning on welded valve properties. **Mechanics of Materials**, v. 40, n. 7, p. 565–574, jul. 2008.

RAMIREZ, A. J. **Precipitação de fases intermetálicas e austenita secundária na zona de soldagens multipasse de aços inoxidáveis duplex**. Tese (Doutorado em Engenharia Metalúrgica e de Materiais). Universidade de São Paulo, São Paulo:, 2001.

RIETVELD, H. M. A profile refinement method for nuclear and magnetic structures. **Journal of Applied Crystallography**, v. 2, n. 2, p. 65–71, 1969.

ROBBINS, M. E. **Topics in vibratory stress relief of weldments**. Master of science (Mechanical Engineering). Faculty of Rensselaer, Hartford, 2004.

SAUBERLIN, J. et al. **FILARC PZ6166 metal-cored wire in rebuilding Pelton wheels** Svetsaren. Switzerland - Lausanne: Svetsaren, 1995.

SCHAEFFLER, A. L. Selection of austenitic electrodes for welding dissimilar metals. **Welding Journal**, v. 26, p. 603–620, 1947.

SCHAEFFLER, A. L. Welding dissimilar metals with stainless electrodes. **Iron Age**, v. 162, 1948.

SCHAEFFLER, A. L. Constitution diagram for stainless steel. **Metal Progress**, v. 56, p. 680, 1949a.

SCHAEFFLER, A. L. Data Sheet 680-B. **Metal Progress**, v. 56, p. 680, 1949b.

SHANKAR, S. **Vibratory stress relief of mild steel weldments**. Oregon Graduate Center, 1982.

STEEL FOUNDERS' SOCIETY OF AMERICA. High Alloy Data Sheets Corrosion Series. In: **STEEL CASTINGS HANDBOOK**. Supplement ed. U.S.A.: Steel Founders' Society of America, 2004. p. 1–7.

STRAUBE, H. Developments for additional improvement of low Carbon martensitic Cr-Ni stainless steels. In: **Conference on Materials Development in Turbo Machinery Design**, 1988. p. 12–14.

SUN, M. C.; SUN, Y. H.; WANG, R. K. Vibratory stress relieving of welded sheet steels of low alloy high strength steel. **Materials Letters**, v. 58, n. 7-8, p. 1396–1399, mar. 2004.

THALBERG, N. et al. High deposition welding of Francis turbine runners for the Three Gorges dam project. **Svetsaren**, v. 57, n. 2, p. 3–8, 2002.

THIBAUT, D.; BOCHER, P.; THOMAS, M. Residual stress and microstructure in welds of 13%Cr–4%Ni martensitic stainless steel. **Journal of Materials Processing Technology**, v. 209, n. 4, p. 2195–2202, fev. 2009.

TRUDEL, A.; LÉVESQUE, M.; BROCHU, M. Microstructural effects on the fatigue crack growth resistance of a stainless steel CA6NM weld. **Engineering Fracture Mechanics**, v. 115, p. 60–72, jan. 2014.

VAZ, C. T. **Avaliação da resistência à erosão por cavitação do metal de soldas produzidas com consumíveis tipo 13% Cr-4% Ni-0, 4% Mo.** Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica). Universidade Federal de Minas Gerais, Belo Horizonte:, 2004.

WANG, P. et al. Effect of delta ferrite on impact properties of low carbon 13Cr-4Ni martensitic stainless steel. **Materials Science and Engineering: A**, v. 527, n. 13-14, p. 3210–3216, maio 2010.

WARREN, B. E. **X-Ray Diffraction**. New York: Courier Dover Publications, 1969.

WU, W. Influence of vibration frequency on solidification of weldments. **Scripta Materialia**, v. 42, n. 7, p. 661–665, mar. 2000.

WU, W.; LIN, D.; CHEN, S. Mechanical properties of weldment affected by various vibration frequencies. **Journal of Materials Science Letters**, v. 8, p. 1829–1831, 1999.

ZEEMANN, A. **Tensões Residuais de Soldagem**. Disponível em: <www.infosolda.com.br/artigos/metsol03.pdf>. Acesso em: 16/10/2014.