CENTRO FEDERAL DE EDUCAÇÃO TECNOLÓGICA DE MINAS GERAIS DEPARTAMENTO DE ENGENHARIA DE MATERIAIS CURSO DE ENGENHARIA DE MATERIAIS

VERÔNICA TEIXEIRA NORONHA

INFLUÊNCIA DO MODO DE PREPARO DAS AMOSTRAS E PARÂMETROS DE EXECUÇÃO DA DIFRAÇÃO DE RAIOS-X SOBRE A FRAÇÃO VOLUMÉTRICA DE AUSTENITA RETIDA EM METAIS DE SOLDA 13%Cr, 4%Ni E 0,4%Mo.

BELO HORIZONTE

2018

VERÔNICA TEIXEIRA NORONHA

INFLUÊNCIA DO MODO DE PREPARO DAS AMOSTRAS E PARÂMETROS DE EXECUÇÃO DA DIFRAÇÃO DE RAIOS-X SOBRE A FRAÇÃO VOLUMÉTRICA DE AUSTENITA RETIDA EM METAIS DE SOLDA 13%Cr, 4%Ni E 0,4%Mo.

Trabalho apresentado ao Curso de Graduação em Engenharia de Materiais do Centro Federal de Educação Tecnológica de Minas Gerais como requisito parcial para obtenção do título de bacharel em Engenharia de Materiais.

Orientador: Dr. Cláudio Turani Vaz

BELO HORIZONTE 2018

VERÔNICA TEIXEIRA NORONHA

INFLUÊNCIA DO MODO DE PREPARO DAS AMOSTRAS E PARÂMETROS DE EXECUÇÃO DA DIFRAÇÃO DE RAIOS-X SOBRE A FRAÇÃO VOLUMÉTRICA DE AUSTENITA RETIDA EM METAIS DE SOLDA 13%Cr, 4%Ni E 0,4%Mo.

Trabalho apresentado ao Curso de Graduação em Engenharia de Materiais do Centro Federal de Educação Tecnológica de Minas Gerais como requisito parcial para obtenção do título de bacharel em Engenharia de Materiais.

Aprovado em: 04/07/2018

BANCA EXAMINADORA

Prof. Dr. Cláudio Turani Vaz - Orientador

Profa. Dr(a). Elaine Carballo Siqueira Corrêa

Mestranda Keila Cristina Vilela

BELO HORIZONTE

2018

AGRADECIMENTOS

Ao meu orientador Dr.Cláudio Turani Vaz, por toda a ajuda durante o trabalho, por todo o acompanhamento oferecido e também pela confiança.

Aos meus pais, Zaydan e Paulo, pelo amor incondicional e pelo incentivo infinito que me deram em todos os momentos da vida, e aos meus pais do coração, Adilson e Denise, pelo apoio e carinho. Sem vocês tudo seria mais difícil.

Ao meu namorado Lucas, pela amizade, apoio incondicional em todas as horas, pela cumplicidade, por sempre me fazer acreditar que nada é impossível e pela grande ajuda nos momentos em que tudo parecia muito complicado.

Aos meus irmãos, Bernardo e Luiz, por deixar todos os momentos mais divertidos e minha caminhada menos árdua.

A minha madrinha Zayran, por ser também minha amiga e estar sempre disposta a me ouvir, apoiar e acreditar em mim.

Aos meus avós maternos e paternos, por me incentivarem e me ajudarem em todos os momentos da minha vida.

A toda a minha família, meus tios e primos, que serviram como base sólida em todas as fases da minha vida e pelo exemplo dado.

Aos estagiários dos laboratórios do CEFET-MG, pela grande ajuda e paciência durante a execução do trabalho.

A Prof. Dr^a. Elaine Carballo Siqueira Corrêa, pela grande ajuda durante a realização desse trabalho.

Aos meus amigos, Julia e Vitor e a todos outros amigos que fiz durante o curso, sem vocês minha caminhada seria muito mais difícil. Obrigada pela grande ajuda em todos os momentos e por tornarem meus dias mais leves.

RESUMO

Os rotores de turbinas de usinas hidrelétricas passam pelos processos de cavitação e corrosão levando ao desgaste dos mesmos. Para diminuir a ocorrência desses fenômenos, é usado para fabricação dos rotores citados, o aço inoxidável fundido CA-6NM. Por serem peças de grande dimensão, a fabricação se faz por meio da fundição de componentes menores e posterior soldagem para montagem completa do rotor, seguida de tratamento térmico de revenimento para melhoria de propriedades mecânicas. É utilizada a soldagem com arame tubular com consumíveis de 13%Cr 4%Ni 0,4%Mo e no máximo 0,04% de C. O objetivo desse trabalho é compreender os aspectos desse tipo de metal de solda e observar as mudanças microestruturais após tratamento térmico de revenimento simples e duplo revenimento. Observar por meio da técnica de DRX se há a presença de picos de austenita retida nas amostras que passaram pelo revenimento sob diferentes condições de temperatura e tempo. Após a realização do DRX foi possível concluir que, para as amostras submetidas a revenimento simples, só foi possível a identificação de picos de austenita após a decapagem das amostras em ácido clorídrico concentrado. Já para as amostras submetidas a revenimento duplo, os picos de austenita foram observados antes e depois da decapagem das mesmas.

Palavras-chave: Aços inoxidáveis, tratamento térmico, soldagem, revenimento.

ABSTRACT

The rotors of turbines of hydroelectric plants go through the processes of cavitation and corrosion leading to their wear. To reduce the occurrence of these phenomena, the CA-6NM molten stainless steel is used to manufacture the cited rotors. Because they are parts of big dimension, the manufacturing is done by means of the casting of smaller components and subsequent welding for complete assembly of the rotor, followed by heat treatment of tempering to improve mechanical properties. Flux-cored arc welding with 13% Cr 4% Ni, 0.4% Mo and maximum of 0.04% C consumables. The objective of this work is to understand the aspects of this type of weld metal and to observe the microstructural changes after treatment single tempering and double tempering. Observe by means of the XRD technique if there is the presence of retained austenite peaks in the samples that have undergone tempering under different temperature and time conditions. After the realization of the XRD, it was possible to conclude that, for samples subjected to simple tempering, it was only possible to identify austenite peaks after pickling the samples in concentrated hydrochloric acid. For samples submitted to double tempering, the austenite peaks were observed before and after pickling.

Keywords: Stainless steels, heat treatment, welding, tempering.

LISTA DE FIGURAS

Figura 1 - Esquema de funcionamento de Usina Hidrelétrica 12
Figura 2 - Rotores de turbina (a) Pelton, (b) turbina Kaplan e (c) turbina Francis.
Figura 3 - Passividade dos aços-cromo expostos durante 10 anos em ambiente
industrial
Figura 4 – Efeito do cromo na resistência dos aços à oxidação a altas temperaturas.
Figura 5- Diagrama de equilíbrio ferro-carbono pseudobinário para uma liga com
12% de cromo
Figura 6 - Esquema do Processo de Soldagem FCAW 21
Figura 7 – Processo de tratamento térmico de têmpera seguido do revenimento de
um aço
Figura 8 – Fomação de austenita em função da temperatura de revenimento para o
aço 13% Cr, 4% Ni e 0,4% Mo 26
Figura 9 – Propriedades mecânicas do aço CA-6NM em função da temperatura de
revenimento
Figura 10 – Difratograma para amostra como soldada 30
Figura 11 – Difratograma para amostra como soldada pós decapagem em tempo
fixo de 2s 31
Figura 12 – Difratograma para amostra como soldada em tempo fixo de 5s 31
Figura 13 – Difratograma para amostra revenida 650°C/2h 32
Figura 14- Difratograma para amostra revenida 650°C/2h pós decapagem em
tempo fixo 2s
Figura 15- Difratograma para amostra revenida 650°C/2h pós decapagem em
tempo fixo 5s
Figura 16- Difratograma para amostra revenida 600°C/2h 34
Figura 17- Difratograma para amostra revenida 600°C/8h35
Figura 18 - Difratograma para amostra revenida 600°C/4h pós decapagem em
tempo fixo 2s
Figura 19- Difratograma para amostra revenida 600°C/4h pós decapagem em
tempo fixo 5s
Figura 20- Difratograma para amostra revenida 600°C/8h pós decapagem em
tempo fixo 2s
Figura 21- Difratograma para amostra revenida 600°C/8h pós decapagem em
tempo fixo 5s
Figura 22- Difratograma para amostra com revenimento duplo 650° C/2h +
600°C/1h
Figura 23- Difratograma para amostra com revenimento dulpo 650° C/2h +
600°C/1h pós decapagem em tempo fixo 2s 39
Figura 24- Difratograma para amostra com revenimento dulpo 650° C/2h +
600°C/1h pós decapagem em tempo fixo 5s 40

LISTA DE TABELAS

Tabela 1 - Propriedades Propriedades Físicas e Mecânicas típicas do aço fundi	do
CA6-NM.CA6-NM	19
Tabela 2- Especificações AWS de arames tubulares	22
Tabela 3 – Tratamentos Térmicos realizados por amostra	28

SUMÁRIO

1 INTRODUÇÃO	10
2 OBJETIVOS	11
2.1 Objetivo Geral	11
2.2 Objetivos específicos	11
3 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	
3.1 Turbinas	
3.1.1 Usinas Hidrelétricas	
3.1.2 Turbinas Hidráulicas	12
3.2 Aços Inoxidáveis	14
3.2.1 Características Gerais	14
3.2.2 Aços Inoxidáveis Martensíticos	16
3.2.3 Aço CA6-NM	
3.3 Soldagem	20
3.3.1 Características Gerais	20
3.3.2 Soldagem com arame tubular	20
3.3.3 Metal de adição 13%Cr, 4%Ni e 0,4%Mo	22
3.4 Tratamento Térmico	
3.4.1 Considerações Gerais	
3.4.2 Revenimento	
3.4.3 Revenimento dos aços 13% Cr, 4% Ni e 0,4% Mo	
4 METODOLOGIA	
4.1 Materiais	
4.2. Preparação do material	
4.3. Difração de Raios-X	29
5 RESULTADOS E DISCUSSÃO	30
5.1 Difração de Raios-X	30
6 CONCLUSÃO	43
7 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS	44

1 INTRODUÇÃO

O Brasil é um país em que se encontra uma grande extensão de bacias hidrográficas e, como consequência, a maior parte da energia elétrica produzida advém de usinas hidrelétricas. Neste tipo de usina, a energia mecânica derivada da rotação das turbinas é transformada em energia elétrica. Uma vez que as usinas hidrelétricas são responsáveis por 70% da geração de energia elétrica no país, pesquisas acerca de melhorias que possam ser adotadas no âmbito de materiais utilizados nesses tipos de usina que possam otimizar esse processo estão sempre em pauta de discussão.

Atualmente, o aço inoxidável CA-6NM ASTM A743 é utilizado para a fabricação dos rotores de turbinas hidrelétricas. Observa-se no aço citado elevada resistência à cavitação e corrosão em meio aquoso, características requisitadas para um material utilizado neste tipo de aplicação. Além disso, o custo competitivo do aço CA-6NM também se torna um ponto positivo para o uso do mesmo.

Os rotores de turbinas hidrelétricas são fabricados a partir do processo de fundição, porém possuem sua dimensão como um fator limitante do processo, o que torna necessário a fabricação de peças menores e adoção de uma posterior soldagem dessas peças na sequência de montagem. O processo de soldagem utilizado para gerar a coalescência das peças fundidas é o de soldagem com arame tubular, que permite soldagem de componentes de grandes dimensões, já que possui altas taxas de deposição.

Além disso, os rotores estão constantemente sujeitos a cavitação, gerada pelo constante fluxo de água em todo o processo que leva a perda de massa de componente. A manutenção corretiva e preventiva para esse tipo de situação consiste na deposição de metal também por meio do processo de soldagem onde, dentre várias opções, pode ser empregado o metal de solda 13%Cr 4%Ni 0,4%Mo e máximo de 0,04% de carbono, composição similar ao metal base utilizado nos rotores.

Após os processos de soldagem utilizados na fabricação dos rotores, é utilizado tratamento térmico de revenimento par melhorar as propriedades do conjunto soldado para a aplicação desejada, em especial a tenacidade. Neste contexto, um dos constituintes que desempenham um importante papel é a austenita retida, formada após o tratamento térmico.

2 OBJETIVOS

2.1 Objetivo Geral

O objetivo deste trabalho foi avaliar por meio de difração de Raios X, a formação de austenita retida em metais de solda 13% Cr, 4% Ni e 0,4% Mo depositados pelo processo FCAW após tratamento térmico de revenimento.

2.2 Objetivos específicos

- Avaliar a influência da preparação das amostras sobre os resultados da difração de raios X.
- Avaliar a influência do tempo de varredura sobre os resultados obtidos.
- Investigar como as condições de revenimento influenciam a formação da austenita retida.

3 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

3.1 Turbinas

3.1.1 Usinas Hidrelétricas

A produção de energia elétrica requer inicialmente uma força necessária para girar as turbinas das usinas, que movem geradores responsáveis por transformar energia mecânica em energia elétrica (ELETROBRÁS, 2015).

As usinas hidrelétricas, cuja energia mecânica é fornecida pela força da água dos rios, são responsáveis por cerca de 66% da potência energética instalada no Brasil, devido ao grande número de bacias hidrográficas existentes no território nacional (ANEEL,2017).

Nesse tipo de usina, o rio é represado através de uma barragem atravessada por dutos, onde a água passa até as turbinas que estão localizadas em níveis mais baixos. A força da agua gira os rotores das turbinas e esse movimento gera energia mecânica. No gerador, a energia mecânica é transformada em energia elétrica, como representado na Figura 1 (SCHREIBER, 1977).



Figura 1 - Esquema de funcionamento de Usina Hidrelétrica.

3.1.2 Turbinas Hidráulicas

Turbinas são máquinas de fluxo que transformam a energia mecânica devido ao movimento de um fluido que passa continuamente pelo elemento principal da máquina,

Fonte: ANEEL, 2017

denominado rotor. No caso das turbinas hidráulicas, o fluido utilizado é a água dentro da faixa normal de pressão (CAMPOS, 2015).

As turbinas hidráulicas são classificadas em de reação ou pressão e de ação, impulsão ou choque (RAMOS et al, 2009). A turbina hidráulica de reação obtém o trabalho mecânico a partir da transformação cinética e de pressão da água em escoamento através das partes girantes. E as turbinas hidráulicas de ação obtém o trabalho mecânico a partir somente da energia cinética da água (SCHREIBER, 1977).

As turbinas de ação mais utilizadas são as do tipo Pelton (RAMOS et al, 2009). Essas turbinas são constituídas por um rotor com pás em formato de conchas e uma tubulação de adução que alimenta um ou mais injetores. Esse tipo de turbina é projetado para operar em altas quedas e baixas vazões, entre 200m até 1100m (HISA, 2010).

As turbinas do tipo Kaplan e Francis são as turbinas de reação mais utilizadas (RAMOS et al, 2009). As turbinas Kaplan foram desenvolvidas pelo engenheiro Victor Kaplan (1876–1934) e consistem em uma turbina hélice de pás reguláveis, já que é possível regular a variação da inclinação ou passo das pás (SCHREIBER, 1977).

A turbina Francis foi idealizada em 1847 por James Bicheno Francis (1815-1892) (RAMOS et al, 2009). Consistem basicamente em máquinas projetadas com rotor simples para eixo vertical ou horizontal, ou com rotor duplo para eixo horizontal (HISA, 2010).

Na Figura estão ilustrados os três tipos de rotores das turbinas mais utilizadas em usinas hidrelétricas.

Figura 2 - Rotores de turbina (a) Pelton, (b) turbina Kaplan e (c) turbina Francis.



Fonte: (a) HISA,2010. (b) HACKER, 201?. (c) ANEEL, 2015

Os rotores das turbinas hidráulicas são usualmente fabricados primeiramente pelo processo de fundição seguido pelo processo de soldagem. Os materiais empregados,

podem ser aço carbono fundido coberto por uma camada de solda em aço inoxidável ou aço inoxidável martensítico macio (CA6-NM), também fundido (VAZ, 2014).

3.2 Aços Inoxidáveis

3.2.1 Características Gerais

Aços inoxidáveis são ligas ferrosas que apresentam resistência à corrosão em meios aquosos com a presença de agentes orgânicos e minerais agressivos a aços comuns e resistência à corrosão em ambientes com alta tempetarura. Esses aços possuem teores de cromo superiores a 12%, o que lhes confere resistência à oxidação e à corrosão. Essa resistência está associada ao fenômeno de passivação, onde há a formação de uma camada superficial de óxidos de ferro, cromo e outros elementos de liga (CASTRO, 1975) (SILVA et al, 2010).

Em ambientes industriais, observa-se que o aço, à medida que seu teor de cromo aumenta, passa a se comportar como um metal altamente resistente à perda de massa por corrosão. O mesmo pode ser observado para ambientes com temperaturas elevadas, ou seja, a medida que se aumenta o teor de cromo no aço, sua tendência a oxidação é diminuída (CHIAVERINI,1977).

Na figura 3 ilustra-se o comportamento de aços com teores crescentes de cromo em meios industriais e na figura 4 demonstra-se o comportamento de aços também com teores crescentes de cromo, mas em altas temperaturas.

Figura 3 - Passividade dos aços-cromo expostos durante 10 anos em ambiente industrial.



Fonte: CHIAVERINI, 1977.

Figura 4 – Efeito do cromo na resistência dos aços à oxidação a altas temperaturas.



Fonte: CHIAVERINI, 1977.

A maneira mais usada para classificação de aços inoxidáveis é baseada na sua microestrutura, resultante do balanço de elementos de liga e dos tratamentos térmicos e mecânicos aplicados. Essa classificação divide os aços inoxidáveis em martensíticos, ferríticos, austeníticos e duplex (MODENESI, 2001).

Os aços inoxidáveis martensíticos são ligas Fe-Cr-C com teores de cromo entre 11,5% e 18% e teor de caborno acima de 0,1% (CHIAVERINI,1977). O alto teor de liga desse tipo de aço confere elevada temperabilidade e leva a obtenção da estrutura

martensítica após resfriamento ao ar. Sua resistência à corrosão é satisfatória para meios fracamente corrosivos (MODENESI, 2001).

Aços inoxidáveis ferríticos são ligas Fe-Cr-C com teores de cromo entre 12% e 30% e teor de carbono inferior a 0,1%. Esse tipo de aço apresenta estrutura predominantemente ferrítica, e uma boa resistência a meios corrosivos e oxidativos, inclusive em ambientes em altas temperaturas (MODENESI, 2001).

Os aços inoxidáveis austeníticos são ligas Fe-Cr-Ni com teores de cromo entre 16% e 30% e teores de níquel entre 8% e 35% (COLPAERT, 2008). Porém, existem ligas em que parte do níquel pode ser substituído por manganês e nitrogênio. Esse tipo de aço possui estrutura predominantemente austenítica e são os aços inoxidáveis mais resistentes à corrosão (MODENESI, 2001).

Aços inoxidáveis Duplex são ligas compostas por teores de cromo entre 18% e 30%, teores de molibdênio entre 1,5% a 4,5%, além de serem compostos por outros elementos formadores e estabilizantes de austenita, como níquel e nitrogênio. Os aços duplex são considerados de elevada resistência à corrosão (MODENESI, 2001).

3.2.2 Aços Inoxidáveis Martensíticos

Aços inoxidáveis martensíticos são aços inoxidáveis com teores de carbono inferiores a 0,1%. Estes aços em altas temperaturas apresentam microestrutura austenítica, porém no resfriamento rápido subsequente, quando submetidos ao tratamento térmico de têmpera, a austenita presente transforma-se em martensita, conferindo dureza/resistência mecânica muito mais alta. Para velocidades de resfriamento suficientemente baixas, ocorre a formação de ferrita e carbonetos. (MODENESI, 2001). Este comportamento é ilustrado na figura 5, que apresenta-se o diagrama de equilíbrio ferro-carbono pseudobinário para uma liga com 12% de cromo, indicando as fases estáveis presentes em função da temperatura e do teor de carbono.



Figura 5- Diagrama de equilíbrio ferro-carbono pseudobinário para uma liga com 12% de cromo.

Fonte: ASM, Welding, Brazing and Soldering, 1993.

O elevado teor de carbono dos aços inoxidáveis martensíticos os leva a possuir um comportamento de elevadíssima temperabilidade e aumento da resistência ao amaciamento no revenimento (SILVA et al, 2010).

Esse tipo de aço é caracterizado por possuir uma boa soldabilidade (MODENESI, 2011). Entretanto, a estrutura martensítica observada nos aços inoxidáveis martensíticos é extremamente frágil, já que o elevado teor de carbono leva a um comportamento diferente das taxas de expansão e contração do metal de solda e da zona termicamente afetada (ZTA) durante a soldagem, e assim são geradas tensões residuais que podem resultar em trincas (ASM, Welding, Brazing and Soldering, 1993).

Para evitar a ocorrência desse fenômeno, são realizados procedimentos de pré aquecimento e pós aquecimento para sua soldagem, além de um controle das temperaturas de entrepasse durante a soldagem (MODENESI, 2011). Esses procedimentos são importantes já, que a possibilidade de surgimento e propagação de trincas é ocasionada pela baixa solubilidade do hidrogênio na estrutura martensítica (ASM, Welding, Brazing and Soldering, 1993).

Para promover o alívio de tensões após a soldagem desses aços, é realizado um tratamento térmico de revenimento, para promover a melhoria da tenacidade do material. São recomendadas temperauras entre 550°C e 750°C, por um período de tempo entre 1 e 4 horas (CHIAVERINI, 1977).

3.2.3 Aço CA6-NM

Os aços inoxidáveis fundidos são classificados segundo o *Alloy Casting Institute* (ACI). No caso do aço CA6-NM, a primeira letra (C) refere-se a resistência à corrosão, a segunda letra refere-se ao valor nominal do teor de níquel, que varia de A a Z. O número após as primeiras letras refere-se ao teor de carbono (x 100), e as letras subsequentes referem-se aos elementos de liga, nesse caso níquel (N) e molibdênio (M) (GRACIOSO,2003).

Dessa forma, o aço CA6-NM é um aço inoxidável martensítico e pode ser caracterizado por possuir resistência à corrosão, conferida pela presença de 13% de cromo, ligado ao níquel e molibdênio, e composto também por um teor de, no máximo, 0,06% de carbono (ASTM, 2003). Na tabela 1 mostra-se as principais propriedades físicas e mecânicas do aço CA-6NM.

AÇO INOXIDÁVEL MARTENSÍTICO MACIO CA-6NM				
Propriedades Físicas				
Módulo de Elasticidade (GPa)	199,95			
Densidade (g/cm ³)	7,69			
Resistividade Elétrica (μΩ.m, a 21°C)	0,78			
Ponto de Fusão aproximado (°C)	1510			
Perme abilidade Magnética	Ferromagnético			
Condutividade Térmica [BTU/(ft.h.°F)]	a 100°C	14,5		
	a 538°C	16,7		
Coeficiente linear médio de expansão térmica	21 a 100°C	6,0		
(µin∕in.°F)	21 a 538°C	7,0		
Propriedades Mecânicas à temperatura ambiente				
Propriedade	Valores típicos	Mínimos requeridos ⁽³⁰⁾		
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)		

Tabela 1 - Propriedades Propriedades Físicas e Mecânicas típicas do aço fundido CA6-NM.CA6-NM.

Fonte: GOOCH, 1995 (modificada).

O aço CA6-NM é muito utilizado para a fabricação de turbinas hidráulicas devido às suas propriedades, já que esse tipo de equipamento é submetido a intensos fluxos de água que muitas vezes são responsáveis pelo processo de cavitação. Esse fenômeno leva a uma perda de massa na peça, o que necessita manutenção nos rotores dessas turbinas. O reparo desses rotores é feito por meio de deposição por soldagem de metal de solda com características semelhantes ao metal base (PUKASIEWICZ et. al., 2012). A utilização desse tipo de aço ocorre principalmente devido às características observadas, como resistência a corrosão e danos por cavitação superior e boa soldabilidade (VAZ, 2004).

3.3 Soldagem

3.3.1 Características Gerais

De acordo com a AWS "American Welding Society", a soldagem é o "processo de união de metais usado para obter a coalescência localizada de metais e não-metais, produzida por um aquecimento até uma temperatura adequada, com ou sem a utilização de pressão e/ou material de adição."

A soldagem é um processo amplamente utilizado para promover a união permanente de peças, uma vez que permite a montagem de peças metálicas e não metálicas com extrema rapidez, segurança e economia de material. Quando a soldagem é comparada com diferentes processos, ela apresenta diversos aspectos que a tornam, de certa forma, superior dependendo da aplicação desejada. Comparando a soldagem com o método de amarração de chapas metálicas com parafusos ou rebites, esse processo requer que as peças sejam furadas, o que leva a uma redução de seção de até 10%, que deve ser compensada por uma espessura maior das peças. Também comparando a soldagem com o processo de fundição, a soldagem permite grandes variações de espessura na mesma peça e não limita a espessura mínima para ocorrer o preenchimento completo e correto do molde por metal líquido, permite unir diferentes materiais em uma mesma peça, além de flexibilidade em alterações no projeto da peça e ser produzida com um menor custo de investimento inicial (BRACARENSE et.al., 2013).

A grande versatilidade e abrangência dos processos de soldagem permite que se atenda a diferentes requisitos de qualidade, possibilitando a união de peças de espessuras diversas, desde espessuras inferiores a 1mm até estruturas de grandes dimensões, o que leva a uma aplicação à processos tanto no chão de fábrica, que permite um controle rigoroso de todas as condições de trabalho, como no campo, ou até na água. Isso ocorre pois existe um grande número de processos, tanto de execução simples como em situações que seja necessário um extremo rigor no processo (BRACARENSE et.al., 2013)

3.3.2 Soldagem com arame tubular

O processo de soldagem com arame tubular (Flux-Cored Arc Welding – FCAW) gera a coalescência dos metais por meio do aquecimento gerado pelo arco elétrico. No caso desse tipo de soldagem, o arco elétrico é gerado pelo eletrodo metálico tubular que é alimentado continuamente e a peça a ser soldada (BRACARENSE et. al., 2013).

No processo de soldagem FCAW a proteção do arco e do cordão de solda é feita por meio de gases provenientes de uma fonte externa, geralmente argônio, $CO_{2(g)}$, hélio ou , $O_{2(g)}$, ou por meio de uso de arames auto protegidos, que não necessitam de proteção externa. Além de proteger, o fluxo gasoso também tem como função atuar como desoxidante e refinador de metal de solda, pode promover a adição de elementos de liga e estabilizar o arco elétrico (BRACARENSE et. al., 2013).

Na figura 6 ilustra-se esquematicamente o processo de soldagem com arame tubular.



Figura 6 - Esquema do Processo de Soldagem FCAW.

A soldagem com arame tubular se originou da união de dois processos de soldagem, do processo GMAW (MIG/MAG), de onde foram provenientes os equipamentos, os princípios de funcionamento, o alto fator de trabalho, a alta taxa de deposição e o alto rendimento, e do processo de soldagem por eletrodo revestido (SMAW), que contribuiu do ponto de vista metalúgico do processo, para uma alta versatilidade de ligas possíveis para serem soldadas, possibilidade de ajustes de

Fonte: ESAB, 2004.

composição química do metal de solda e facilidade de execução em campo, já que são empregados revestimentos (BRACARENSE et. al., 2013).

As principais variações do processo FCAW são quanto ao tipo de fluxo contido no arame, existindo três tipos de arames tubulares: o arame tubular com proteção gasosa, o arame tubular autoprotegido e o arame tubular do tipo metal cored com proteção gasosa. Os arames tubulares auto-protegidos ou com proteção gasosa podem ser básicos ou rutílicos, os básicos produzem soldas com baixos teores de hidrogênio. Já os arames tubulares do tipo metal-cored possuem alto percentual de pó de ferro e proporcionam altas taxas de deposição (FELIZARDO, 2016)

A soldagem FCAW pode ser empregada de forma versátil, englobando aços de baixo, médio e alto carbono, todos os aços ligados, ferros fundidos e para revestimentos (BRACARENSE et. al., 2013). Na tabela 2 apresenta-se as especificações da AWS para arames tubulares.

Especificação	Consumível		
WS A 5.9	Arames de aço inoxidável com pó metálico interno		
NS A 5.15	Arames para soldagem de ferro fundido		
VS A 5.18	Arames tubulares de aço carbono com pó metálico interno		
WS A 5.20	Arames tubulares de aço carbono com fluxo interno		
AWS A 5.21	Arames para revestimento		
WS A 5.22	Arames tubulares para soldagem de aço inoxidável		
AWS A 5.29	Arames de aços de baixa liga com fluxo interno		

Tabela 2- Especificações AWS de arames tubulares.

Fonte: BRACARENSE et. al., 2013.

3.3.3 Metal de adição 13%Cr, 4%Ni e 0,4%Mo

Para a soldagem de aços martensíticos, utiliza-se consumíveis com composição química similar à do metal de base durante as fases de reconstrução e reparo das turbinas

hidráulicas. Para o do metal de base utilizado nesse tipo de turbinas, o aço CA6-NM, é usado o metal de adição AWS 410, um aço inoxidável também martensítico, com composição 13%Cr, 4%Ni e 0,4%Mo e teores de carbono que não ultrapassem 0,04%. Porém, para esse tipo de aplicação, recomenda-se que certos cuidados sejam tomados no processo, como a realização de pré aquecimento, controle da temperatura entre passes e tratamento térmico após a soldagem para a remoção de hidrogênio (VAZ, 2004).

A soldagem aliando o metal de base e o metal de adição citados promove um estreitamento do campo austenítico, fazendo com que a ferrita delta seja estável em temperaturas mais baixas. Este fato favorece que uma maior fração da ferrita delta fique retida na matriz martensítica após tratamento térmico de têmpera (LIPPOLD et. al., 2005). O níquel presente no metal de adição compensa o efeito do baixo teor de carbono, o que leva a uma expansão novamente do campo austenítico, melhorando as propriedades mecânicas e a resistência ao impacto. O mobibdênio também contribui positivamente, aumentando a passivação, melhorando a resistência em ácido sulfúrico, sulfuroso e clorídrico (GOOCH, 1995).

Desta forma, analisando os efeitos da composição química desses aços e o esquema do ciclo térmico recomendado para esse tipo de soldagem, é previsto um préaquecimento na faixa de 150°C e temperatura de interpasse de 180°C (VAZ, 2004). Esses parâmetros minimizam os problemas gerados pela solubilização de hidrogênio. Já o tratamento térmico após a soldagem é realizado a temperaturas na faixa de 600°C (BARRA, 1998).

3.4 Tratamento Térmico

3.4.1 Considerações Gerais

Tratamento térmico é o conjunto de operações de aquecimento e resfriamento a que os metais são submetidos, sob condições controladas de tempo, atmosfera e velocidade de resfriamento. O objetivo principal dos tratamentos térmicos é alterar as propriedades dos metais ou conferir-lhes propriedades desejadas. Para os aços, a modificação estrutural ocasionada pelos tratamentos térmicos é que provocam a modificação de suas características (CHIAVERINI, 1977).

Ao realizar um tratamento térmico, o principal objetivo é remover tensões residuais, controlar a dureza, aumentar a resistência mecânica, melhorar a ductilidade, a usinabilidade, a resistência ao desgaste, corrosão e calor, propriedades de corte ou até mesmo modificar propriedades elétricas e magnéticas. Porém, em geral, a evolução de uma ou mais propriedades por meio de tratamentos térmicos implica o dano de outras (CHIAVERINI, 1977).

Desta forma, os tratamentos térmicos são processos que demandam o controle de diversos fatores, que afetam diretamente nas propriedades finais do metal, como taxa de aquecimento, tempo de permanência à temperatura específica, velocidade de resfriamento e atmosfera em que o tratamento é realizado (CHIAVERINI, 1977).

3.4.2 Revenimento

O tratamento térmico de revenimento é utilizado geralmente após a têmpera e tem como objetivo eliminar a maioria dos efeitos inconvenientes gerados por ela, além de aliviar ou remover tensões residuais, corrigindo dureza ou fragilidade excessivas, aumentando dutilidade e resistência ao choque. O processo de revenimento consiste em submeter o material a temperaturas entre 200°C até a proximidade da linha A1 do diagrama de equilíbrio ferro cementita, porém as temperaturas são escolhidas de acordo com as propriedades desejadas para a peça final (CHIAVERINI, 1977).

A nível estrutural, o revenimento consiste na segregação do carbono e precipitação de carbonetos, recuperação e recristalização dos reticulados instáveis de martensita ao reticulado estável cúbico centrado de ferrita e cementita (SMITH, 1993).

Na figura 7 ilustra-se as transformações que ocorrem em um aço que passa pelo tratamento térmico de revenimento após têmpera.

Figura 7 – Processo de tratamento térmico de têmpera seguido do revenimento de um aço.



Fonte: Shackelford, 2000.

3.4.3 Revenimento dos aços 13% Cr, 4% Ni e 0,4% Mo

No caso do revenimento dos aços 13% Cr, 4% Ni e 0,4% Mo, a finalidade de se aplicar o tratamento é aumentar a tenacidade e a ductilidade. O aumento da tenacidade para esses aços depende da formação de austenita retida e da martensita revenida, que são formadas entre 550°C e 600°C (GRACIOSO, 2003).

Na figura 8 mostra-se a formação de austenita em função da temperatura de tratamento térmico de revenimento para o aço 13% Cr, 4% Ni e 0,4% Mo e na figura 10 mostra-se as propriedades mecânicas em função da temperatura de revenimento.

Figura 8 – Fomação de austenita em função da temperatura de revenimento para o aço 13% Cr, 4% Ni e 0,4% Mo.



Fonte: NIEDERAU, 1977.

Figura 9 – Propriedades mecânicas do aço CA-6NM em função da temperatura de revenimento.



Fonte: NIEDERAU, 1977.

Com a análise da Figura 9 é possível observar que a austenita começa a se decompor em austenita instável à temperaturas superiores a 615°C e é transformada em martensita após o resfriamento. Assim, com o aumento da austenita estável, é observado o aumento da tenacidade do material (GRACIOSO, 2003).

Quando não se consegue atingir as propriedades almejadas apenas com o revenimento simples, é possível se utilizar revenimentos múltiplos, também conhecido como duplo revenimento. Nestes casos, é utilizada uma faixa de segurança para o tratamento, geralmente em torno de 10°C abaixo da temperatura do primeiro revenimento, de forma que o segundo afete apenas positivamente a estrutura do material. (BUENO, 2017).

4 METODOLOGIA

4.1 Materiais

As amostras do metal de solda utilizadas no presente trabalho foram produzidas por Santos (2015). O consumível utilizado para a deposição da liga 13%Cr, 4%Ni, 0,4% Mo foi um arame tubular flux cored. A soldagem do metal foi realizada pelo processo FCAW com gás de proteção de composição 80% Ar-20% CO2.

Em seguida as amostras foram tratadas termicamente por Silva (2016), conforme mostrado na tabela 3 e resfriadas ao ar.

Amostra	Tratamento
1	Como soldada
2	Revenimento simples à 650°C por 2 horas
3	Revenimento duplo à 650°C por 2 horas e 600°C por 1 hora
4	Revenimento simples à 600°C por 4 horas
5	Revenimento simples à 600°C por 8 horas
Fonte: Própri	o autor

Tabela 3 – Tratamentos Térmicos realizados por amostra.

Fonte: Proprio autor

As amostras foram cortadas de modo a delimitar apenas a porção do metal de solda de modo a eliminar qualquer área de metal de base da amostra. O corte foi feito na cortadora Metalográfica CM 80 no laboratório de Metalografia do CEFET-MG.

4.2. Preparação do material

Após o corte, as amostras foram lixadas nas lixas de 120, 240, 320, 400, 600 Mesh respectivamente e em seguida foram polidas com pasta de diamante 9 e 3µm. Após o polimento as amostras foram atacadas com reagente químico Villela por Silva (2017), para que as amostras fossem analisadas através de microscopia eletrônica de varredura.

Posteriormente, as amostras tiveram sua superfície atacada quimicamente através de um processo de Decapagem com ácido clorídrico (HCl) concentrado. O processo de decapagem consistiu na imersão das amostras em HCl concentrado por um período de 2 horas.

4.3. Difração de Raios-X

A técnica de difração foi realizada no laboratório de Caracterização e Microscopia do CEFET-MG, empregando do equipamento SHIMADZU XRD700. Os parâmetros utilizados foram de tempo fixo 2s, passo $0.02s^{-1}$ e ângulo de varredura 30° a 110° para as amostras sem decapagem *HCl* concentrado.

Para as amostras após decapagem foram utilizados para a difração de raios-X os parâmetros de tempo fixo 2s, passo $0.02s^{-1}$ e ângulo de varredura 30° a 110° e também de tempo fixo de 5s, passo $0.02s^{-1}$ com ângulo de varredura 30° a 110° .

A identificação das fases foi realizada com o auxílio do software X'Pert HightScore por meio de método qualitativo através da comparação com padrões já existentes.

Os gráficos foram plotados utilizando o software Origin Pro 8® e em seguida foram submetidos à técnica semi quantitativa dos picos observados, utilizando como base a análise de Lorentz, que por sua vez usa-se como base a área da curva e os picos para cálculo da proporção das fases existentes nas amostras.

5 RESULTADOS E DISCUSSÃO

5.1 Difração de Raios-X

Para a amostra como soldada, é possível identificar apenas os picos de ferrita antes do processo de decapagem. Na figura 10 são observados os picos 44,6°, 64,7°, 82,1° e 98,6°, picos característicos de ferrita. Os picos de ferrita sobrepõem os picos de martensita pois eles ocorrem no mesmo 2θ. (CULLITY, 1978) (CHEN et. al,2011).





Fonte: Silva, 2017

Resultados semelhantes foram obtidos para amostra como soldada após decapagem, em ambos parâmetros de difração de raios-x a que foram submetidas. Nas figuras 11 e 12 é possível observar novamente os picos 44,6°, 64,7°, 82,1° e 98,6°.

Figura 11 – Difratograma para amostra como soldada pós decapagem em tempo fixo de 2s.



Fonte: Próprio autor

Para a amostra como soldada após a decapagem, os picos encontrados, usando o tempo de varredura de 2s ao realizar a difração de raios-X, foram os picos característicos de ferrita.

Figura 12 – Difratograma para amostra como soldada em tempo fixo de 5s.



Fonte: Próprio autor

De forma análoga, para a amostra como soldada após a decapagem, os picos encontrados, usando o tempo de varredura de 5s ao realizar a difração de raios-X, foram os picos característicos de ferrita, porém picos estes mais intensos quando comparados aos picos da Figura 11.

Para amostra submetida a revenimento simples a 650°C por 2 horas analisada antes da decapagem também foi possível observar os picos característicos de ferrita, conforme mostrado na figura 13.



Figura 13 – Difratograma para amostra revenida 650°C/2h

Fonte: Próprio autor

Já em análise após decapagem em *HCl* concentrado para a mesma amostra, os picos observados foram 43,6°, 44,6°, 50,8°, 64,7°, 74,8°, 82,1°, 90,8° e 98,6° tanto para tempo fixo de 2s quanto para tempo fixo de 5s. Os picos 43,6°, 50,8°, 74,8° e 90,8° são os picos característicos da austenita.

Figura 14- Difratograma para amostra revenida 650°C/2h pós decapagem em tempo fixo 2s.



Fonte: Próprio autor

Após a decapagem foram observados os picos referentes aos picos de austenita para a amostra revenida a 650°C por 2 horas submetida a difração de raios-X com tempo de varredura de 2s.

Figura 15- Difratograma para amostra revenida 650°C/2h pós decapagem em tempo fixo 5s.



Fonte: Próprio autor

Novamente, após a decapagem foram observados os picos referentes aos picos de austenita para a amostra revenida a 650°C por 2 horas submetida a difração de raios-X com tempo de varredura de 5s.

O mesmo comportamento foi observado para amostras revenidas à 600°C por 4 horas e à 600°C por 8 horas. Antes da decapagem os picos observados foram os picos característicos de ferrita, conforme figura 16 e figura 17.



Figura 16- Difratograma para amostra revenida 600°C/2h

Fonte: Próprio autor

Para a amostra tratada termicamente por revenimento simples a 600°C por 4 horas, antes da decapagem, os picos observados foram os picos característicos de ferrita.

Figura 17- Difratograma para amostra revenida 600°C/8h.



Fonte: Próprio autor

Conforme observado na Figura 19, também para a amostra tratada termicamente por revenimento simples a 600°C por 8 horas, antes da decapagem, os picos observados foram os picos característicos de ferrita.

Após a decapagem é possível identificar os picos característicos de ferrita e austenita para as duas amostras tanto em difração de raios-x em tipo fixo de 2s quanto para em tempo fixo de 5s. As figuras 18 e 19 ilustram essa composição para a amostra revenida a 600°C por 4 horas e as figuras 20 e 21 para a amostra revenida 600°C por 8 horas.

Figura 18 - Difratograma para amostra revenida 600°C/4h pós decapagem em tempo fixo 2s



Fonte: Próprio autor

Na amostra tratada termicamente por revenimento simples a 600°C por 4 horas após a decapagem em ácido clorídrico, foram identificados os picos referentes a austenita quando a difração de raios-X foi realizada em tempo fixo de 2s.

Figura 19- Difratograma para amostra revenida 600°C/4h pós decapagem em tempo fixo 5s



Fonte: Próprio autor

Analogamente, para a amostra tratada termicamente por revenimento simples a 600°C por 4 horas após a decapagem em ácido clorídrico, foram identificados os picos referentes a austenita quando a difração de raios-X foi realizada em tempo fixo de 5s, apenas com a observação de picos mais intensos.

Figura 20- Difratograma para amostra revenida 600°C/8h pós decapagem em tempo fixo 2s



Fonte: Próprio autor

A amostra revenida à 600°C por 8 horas, após decapagem em ácido clorídrico apresentou picos de austenita retida quando submetida ao DRX em tempo de varredura de 2s.





Fonte: Próprio autor

A amostra revenida à 600°C por 8 horas, após decapagem em ácido clorídrico apresentou picos de austenita retida quando submetida ao DRX em tempo de varredura de 5s, porém picos estes mais intensos quando comparados aos picos da Figura 20.

A amostra tratada termicamente por meio de revenimento duplo foi a que apresentou comportamento diferente das amostras descritas anteriormente. Após o revenimento à 650°C por 2 horas e 600°C por 1 hora já foi possível identificar os picos característicos de austenita, antes da decapagem, conforme mostrado na figura 22.

Figura 22- Difratograma para amostra com revenimento duplo 650° C/2h + 600°C/1h



Fonte: Próprio autor

Após decapagem em *HCl* concentrado, novamente foram identificados os picos característicos da ferrita e da austenita retida para ambos parâmetros usados em difração de raios-x., como mostram as figuras 23 e 24.

Figura 23- Difratograma para amostra com revenimento dulpo 650° C/2h + 600°C/1h pós decapagem em tempo fixo 2s.



Fonte: Próprio autor

A amostra submetida a revenimento duplo apresentou picos de austenita também depois da decapagem quando analisada através de difração de raios-X em tempo fixo de 2s.





Fonte: Próprio autor

Conforme esperado, a amostra submetida a revenimento duplo apresentou picos de austenita também depois da decapagem quando analisada através de difração de raios-X em tempo fixo de 5s, com picos mais intensos aos picos identificados nas figuras 22 e 23.

Com base nos difratogramas obtidos em todas as difrações de raios-x realizadas, foram calculadas as proporções das fases de austenita presentes nas amostras usando-se como base a área da curva e os picos característicos observados de cada fase.

Os dados obtidos referentes às proporções de fase de cada amostra estão compilados na tabela 4.

Revenimento	Preparação	Tempo varredura DRX	Fração volumétrica Austenita (%)
Como Soldado	Pós Tratamento	tempo fixo 2s	0%
	Pós Decapagem	tempo fixo 28	0%
		tempo fixo 5s	0%
650°C /2h	Pós Tratamento	tempo fixo 2s	0%
	Pós Decapagem		17,63%
		tempo fixo 5s	17,57%
650°C/2h + 600°C/1h	Pós Tratamento	tempo fixo 2s	16,65%
	Pós Decapagem		12,91%
		tempo fixo 5s	12,95%
600°C/4h	Pós Tratamento	tempo fixo 2s tempo fixo 5s	0%
	Pós Decapagem		9,14%
			9,80%
600°C/8h	Pós Tratamento	tempo fixo 2s	0%
	Pós Decapagem		8,05%
		tempo fixo 5s	8,83%

Tabela 4 – Proporção de austenita retida nas amostras após revenimento

Fonte: Próprio autor

Para a amostra como soldada, segundo Straube, o teor de austenita pode variar entre 1 a 2%, entretanto o método de difração de raios-x não é eficiente para determinar as frações inferiores a 5%.

Observa-se que as amostras tratadas termicamente por revenimento simples não apresentaram teor de austenita detectáveis pelo método de difração de raios-x quando analisadas antes da decapagem. Já a amostra tratada termicamente por revenimento duplo apresentou teor significativo de austenita mesmo quando analisada antes da decapagem em ácido clorídrico.

Para todas as amostras revenidas, a detecção de austenita foi possível após a preparação do material com decapagem em ácido clorídrico concentrado.

Nas etapas de lixamento e polimento das amostras após o tratamento térmico, o atrito proveniente destas técnicas pode ter transformado a austenita retida em martensita nas camadas superficiais do material, o que levou a não detecção dessa fase nas amostras submetidas a revenimento simples. A decapagem em ácido clorídrico foi responsável por tratar a superfície do material, tornando-a pura e excluindo efeitos de transformação de fase superficiais durante o lixamento e polimento das amostras tratadas (RUDY, 2002)

Os teores observados de austenita na tabela 4 estão de acordo com o descrito por Straube, já que o aumento da quantidade de austenita é observado durante o tratamento de revenimento e a partir de aproximadamente 580°C ocorre o crescimento do teor de austenita. Assim, para as amostras tratadas termicamente por revenimento simples tiveram um teor de austenita maior quanto maior a temperatura utilizada para o tratamento.

Os resultados do teor de austenita retida na amostra que foi submetida ao revenimento duplo eram previstos na literatura, de acordo com Divya (2011), que estimou a fração volumétrica de austenita retida em 17% após revenimento duplo, supondo que apenas as fases austenita e ferrita (martensita temperada) estejam presentes no metal de solda.

6 CONCLUSÃO

- Com base nos difratogramas das amostras revenidas, foi possível observar os picos de austenita retida apenas para a amostra tratada por revenimento duplo após lixamento e polimento. As amostras tratadas por revenimento simples tiveram os picos de austenita identificados apenas após tratamento de decapagem em ácido clorídrico concentrado.
- Os teores de austenita retida encontrados nas amostras tratadas por revenimento simples foram de 17,6%, 9,14% e 8,05% para as amostras tratadas à 650°C/2h, 600°C/4h e 600°C/8h, respectivamente, como esperado, uma vez que e a partir de aproximadamente 580°C durante o tratamento térmico de revenimento ocorre o crescimento do teor de austenita.
- O teor de austenita retida na amostra tratada por revenimento duplo foi de 16,6% sem decapagem e de 12,9% pós decapagem em ácido clorídrico. Não foi possível identificar as causas de o teor ter sofrido diminuição após a decapagem, comportamento contrário ao observado nas demais amostras.
- A difrações de raios-x realizadas em tempo fixo de 2s e em tempo fixo de 5s não levaram a uma diferença significativa no teor de austenita observado nas amostras. Os difratogramas provenientes do método com tempo fixo de 5s apenas levou uma maior intensidade dos picos observados da ferrita e da austenita.

7 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

• Realizar medidas de dureza das amostras tratadas sob as diferentes condições de modo a relacionar essa propriedade mecânica ao teor de austenita retida presente no material após o tratamento térmico.

REFERÊNCIAS

AGÊNCIA NACIONAL DE ENERGIA ELÉTRICA. **Infográficos:** Janeiro de 2017. Brasília, 2017. Disponível em: http://www.aneel.gov.br/infografico>. Acesso em: 25 set. 2017.

AMERICAN SOCIETY OF TESTING AND MATERIALS. **ASTM A743: Standard** specification for casting, iron-chromium, iron-chromium-nickel, corrosion resistant, for general aplications, 2003.

AMERICAN WELDING SOCIETY. **Welding Handbook**, Vol. 4, 5^a ediçao; AWS, Miami, 1998, p. 233-332.

ASM INTERNATIONAL. ASM Handbook: Welding, Brazing and Soldering, v.6, 1993.

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

NIEDERAU, HERMANN, J. State of development of soft martensitic stainless chromiumnickel steels. ed Kurt H. Miska, Climax Molibdenium Company, 1977.

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. Escola de Engenharia, Universidade Federal de Minas Gerais, Minas Gerais, 2007.

BARRA, S. R. Influência dos Procedimentos de Soldagem Sobre a Resistência à Cavitação de Depósitos Obtidos com a Utilização de Arames Tubulares de Aços Inoxidáveis Ligados ao Cobalto. – Dissertação de mestrado do Programa de Pósgraduação em Engenharia Mecânica da UFSC, Florianópolis, 1998.

BRACARENSE, A.Q;MARQUES, P.V; MODENESI, P.J.**Soldagem Fundamentos e Tecnologia**. 3 ed. Belo Horizonte: UFMG, 2005. BAGGSTRÖM , G. New steel for turbine runners. Water Power, Dec. 1964.

BUENO, A. Estudo do Compostamento de Materiais e Efeitos de Parâmetros de Processo para Aumento de Vida Útil de Turbinas Hidráulicas tipo Francis. São Paulo: Univerisdade de São Paulo, 2017. 140p. CAMPOS, M. C. **Máquinas Hidráulicas.** Curitiba: Universidade Federal do Paraná, 2015. 89p. Disponível em: <<u>http://ftp.demec.ufpr.br/disciplinas/TMEC036/Apostila%20de%20Maquinas%20Hidra</u> <u>ulicas%20-%20V19.pdf</u>>. Acesso em: 25 set. 2017.

CASTRO, R., CADENSE, J.J. Weldin Metallugy of Stainless and Heat Ressisting Steel. Cambridge Univ. Press, Londes, 1975; 189p.

CHEN, M.-y.*et. al.* Interphase precipitation in vanadium-alloyed steels: Strengthening contribution and morphological variability with austenite to ferrite transformation. Acta Materialia, Itália, v. 64, n. 1, p. 78-92, Fev. 2014.

CHIAVERINI, V. Aços e Ferros Fundidos. 5 ed. ABM, São Paulo, 1977. 518p.

COLPAERT, H. Metalografia dos Produtos Siderúrgicos Comuns. 4ed. Edgard Blucher, São Paulo, 2008. 652p.

DIVYA, M., DAS, C.R., RAMASUBBU, V., ALBERT, S.K., BHADURI, A.K. **Improving 410NiMo weld metal toughness by PWHT**. Journal of Materials Processing Technology 211. India. Jul. 2011.

ELETROBRAS. **Como a energia elétrica é gerada no Brasil.** Rio de Janeiro, 2015. Disponível em: http://www.eletrobras.com/elb/natrilhadaenergia/energia-eletrica/main.asp?View=%7B61D475A6-BBFC-41CE-98E3-2BA4FD90DB2F%7D Acesso em: 25 set. 2017.

ESAB. - Arames Tubulares OK. Catálogo do Fabricante de arames tubulares OK - 2004. FELIZARDO, I., Tecnologia da Soldagem. Belo Horizonte: Centro Federal de Educação Tecnológica de Minas Gerais. 2016.

GOOCH, T. G. Heat Treatment of Welding 13%Cr-4%Ni Martensitic Stainless Steel for Sour Service. Welding Research Supplement. July, 1995, p 213-222
METALS Handbook, V. 1, 9th edition. Properties and Selection of Metals. U.S.A.:ASM, 1984.

GRACIOSO, J.F; Efeito das Condições de Têmpera na Microestrutura e
Propriedades Mecânicas de um Aço Inoxidável Martensítico Fundido CA6NM.
Florianópolis: Universidade Federal de Santa Catarina, 2003. 129p. Disponível em: <

https://repositorio.ufsc.br/bitstream/handle/123456789/85606/207496.pdf?sequence=1& isAllowed=y>. Acesso em 08 out. 2017.

HISA HIDRÁULICA INDUSTRIAL S.A. **Turbina Pelton**. Santa Catarina, 2010. Disponível em <<u>http://www.hisa.com.br/produtos/turbina-pelton</u>>. Acesso em: 25 set. 2017.

LIPPOLD, J. C., KOTECKI, D. J. Welding metallurgy and weldability of stainless steels. New Jersey, USA: JohnWiley & Sons, 2005.

MODENESI, P. J. Soldabilidade dos Aços Inoxidáveis. São Paulo, SENAI-SP, 2001; 100p.

MODENESI, P. J. **Soldabilidade de Algumas Ligas Metálicas**. Belo Horizonte: Universidade Federal de Minas Gerais, 2011. 27p. Disponível em: <<u>http://demet.eng.ufmg.br/wp-content/uploads/2012/10/soldabilidade.pdf</u>>. Acesso em: 08 out. 2017.

PUKASIEWICZ,A.G.M; HENKE, S.L; OKIMOTO,P.C; CAPRA, A.R; GOUVEIA, R.R. 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 e Inspeção, v. 18 n. 2, p. 127-136, Abril,2012. Disponível em:<<u>http://www.scielo.br/scielo.php?script=sci_arttext&pid=S0104-</u> 92242013000200006>. Acesso em 08 out. 2017.

RAMOS, R. A. V; SILVA, J. B. C. **Máquinas Hidráulicas e Térmicas**. Ilha Solteira: Universidade Estadual Paulista, 2009. 227p.

RUDY, S. F. Pickling and Acid Dipping. Metal Finishing. Vol 100, Jan 2002.

SANTOS, T. E. S. Influência do Tempo de Revenimento sobre a Microestrutura de Metais de Solda 13%Cr, 4% Ni e 0,4%Mo. Belo Horizonte: Centro Federal de Educação Tecnológica de Minas Gerais, 2015. 51p.

SCHREIBER, G. Usinas Hidrelétricas. São Paulo: Edgard Blücher Ltda; Rio de Janeiro: Engevix, 1977. 235p.

SHACKELFORD, J. F. Introduction to Materials Science for Engineers. Upper Saddle River: Pretince Hall, 5. ed. 2000.

SILVA, A. L. V. C., MEI, P. R. Aços e Ligas Especiais. 3ª ed. São Paulo: Blucher, 2010.646p.

SILVA, C. B. T. Influência da Temperatura de Revenimento sobre a Microestrutura de Metais de Solda 13%Cr, 4%Ni e 0,4%Mo. Belo Horizonte: Centro Federal de Educação Tecnológica de Minas Gerais, 2017. 42p.

SMITH, W. F. Structure and Properties do Engineering Alloys. 2. ed. Singapore: McGraw-Hill, 1993. Apud GRACIOSO, J. F. Efeito das Condições de Têmpera na Microestrutura e Propriedades Mecânicas de um Aço Inoxidável Martensítico Fundido CA6NM. Florianópolis: Universidade Federal de Santa Catarina, 2003. 129p.

STRAUBE, H. Developments for additional improvement of low carbon martensitic Cr-Ni stainless steel. In: Conference of Materials in Turbo-Machinery Design. Cambridge. 1988.

THALBERG, Nils et al. **High deposition welding of Francis turbine runners for the Three Gorges Dam project**. Svetsaren, v.57, n.2, p3-8, 2002. Apud 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**. Belo Horizonte: Universidade Federal de Minas Gerais, 2004. 70p.

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. Belo Horizonte: Universidade Federal de Minas Gerais, 2004. 70p.