

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

TADEU EUGÊNIO DE SOUZA E SANTOS

INFLUÊNCIA DO TEMPO DE REVENIMENTO SOBRE A MICROESTRUTURA DE  
METAIS DE SOLDA 13%Cr, 4% Ni E 0,4%Mo

BELO HORIZONTE

2015

TADEU EUGÊNIO DE SOUZA E SANTOS

INFLUÊNCIA DO TEMPO DE REVENIMENTO SOBRE A MICROESTRUTURA DE  
METAIS DE SOLDA 13%Cr, 4% Ni E 0,4%Mo

Trabalho de Conclusão de Curso apresentado no 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: Cláudio Turani Vaz

BELO HORIZONTE

2015

TADEU EUGÊNIO DE SOUZA E SANTOS

**INFLUÊNCIA DO TEMPO DE REVENIMENTO SOBRE A MICROESTRUTURA DE  
METAIS DE SOLDA 13%Cr, 4% Ni E 0,4%Mo**

Trabalho de Conclusão de Curso apresentado no 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: 14/12/2015

**BANCA EXAMINADORA**

---

Prof. Claudio Turani Vaz - Orientador

---

Prof<sup>ª</sup>. Elaine Carballo Siqueira Corrêa

---

Prof. João Bosco dos Santos

*Dedico este trabalho aos meus pais Marilda e Pedro Paulo,  
aos meus irmãos,  
e a todos os amigos e familiares.*

## **AGRADECIMENTOS**

Aos meus pais Marilda e Pedro Paulo pelo firme apoio em todos os pequenos e grandes momentos da minha vida, pela referência, opiniões, conselhos, alegrias e tristezas compartilhadas e o constante anelo de sucessos ao longo desta caminhada.

Aos demais familiares, avós, tios e tias e primos pela confiança e demonstrações de incentivo que nos leva a buscar o alcance de objetivos maiores.

Ao meu professor orientador Cláudio Vaz por toda a disponibilidade, confiança depositada e atenção durante as aulas e a orientação deste trabalho.

Ao Centro Federal de Educação Tecnológica de Minas Gerais, como instituição, pela seriedade e compromisso com a árdua, porém recompensante, tarefa de me tornar Engenheiro de Materiais e pelo acesso aos laboratórios para a realização dos testes.

A todos os autores e suas obras, referenciados ao longo deste trabalho, pelo compartilhamento da informação que me permitiu escrevê-lo e ampliar meus conhecimentos.

A todos os amigos que direta ou indiretamente contribuíram para o alcance do objetivo de ser engenheiro, pelo companheirismo, pela disponibilidade e pelo apoio existente, mesmo estando próximos ou distantes.

E por fim, a todos que opinaram, leram e sugeriram algo para este trabalho.

## RESUMO

Os rotores de turbinas hidrelétricas são produzidos a partir de aço inoxidável fundido CA-6NM, por serem estruturas de grande dimensão é necessário o uso de soldagem, com consumível de composição química similar, para unir as diferentes partes da turbina. O objetivo desse trabalho foi compreender melhor a técnica de soldagem GMAW através da deposição de metal de solda do tipo 13%Cr, 4%Ni, e 0,4%Mo e analisar as transformações microestruturais e de dureza pós realização de tratamento térmico de revenimento. Os corpos de prova foram obtidos de chapas de teste conforme código ASME Seção II Parte C e posteriormente tratados termicamente por 1, 4 e 8 horas a temperatura de 600°C com resfriamento ao ar. Comprovou-se a redução de dureza e mudança de estrutura das amostras pós tratamento térmico. Foi concluído que o tempo de tratamento de 1 hora reduziu significativamente a dureza do material analisado, fato qual comprova o aumento de tenacidade necessário aos componentes de uma turbina hidrelétrica submetidos ao revenimento.

Palavras-chave: Aços inoxidáveis. Tratamento térmico, Soldagem. Revenimento.

## ***ABSTRACT***

The rotor of hydroelectric turbines are produced from cast stainless steel CA-6NM because they are large structures makes use of welding with consumable similar chemical composition to unite the different parts of the turbine. The aim of this study was to better understand the GMAW welding technique by type 13%Cr, 4% Ni and 0.4% Mo and analyze the microstructural changes and hardness after performing heat treatment tempering. Specimens were obtained from test plates ASME Code Section II Part C and thereafter heat treated for 1, 4 and 8 hours at a temperature of 600 ° C with the cooling air. It has been shown to reduce toughness and changing structure of the samples after the heat treatment. It was concluded that the 1 hour treatment time significantly decreased the hardness of the material analyzed, fact which proves necessary to increase toughness of a hydroelectric turbine components subjected to tempering.

**Keywords:** Stainless steel. Heat treatment. Welding. Tempering

## LISTA DE ILUSTRAÇÕES

Figura 1 - Gráfico ilustrando a taxa de corrosão de aços ao cromo expostos por 10 anos a uma atmosfera industrial.	14
Figura 2 - Diagrama de equilíbrio ferro-carbono pseudobinário para uma liga com 12% de cromo.	21
Figura 3 - Diagrama TT de um aço inoxidável tipo 410.	22
Figura 4 - Processo FCAW (esquemático)	27
Figura 5- Porcentual de austenita formada em função da temperatura de revenimento do aço CA-6NM temperado.	32
Figura 6. Propriedades mecânicas do CA6NM temperado e revenido, em função da temperatura de revenimento.	32
Figura 7 - Desenho esquemático de usinagem.	34
Figura 8 - Desenho esquemático de usinagem.	34
Figura 9 - Usinagem da chapa.	34
Figura 10 - Chapa 1 sem usinagem.	35
Figura 11 - Chapas 1 e 2 pós usinagem.	35
Figura 12 - Montagem das chapas de teste para soldagem conforme ASME Seção II Parte C37	
Figura 13 - Chapas 1 com amanteigamento	37
Figura 14 - Dispositivo de soldagem	38
Figura 15 - Corte inicial dos corpos de prova.	38
Figura 16- (a)Dimensão final dos corpos de prova e (b) região de retirada dos corpos de prova.	39
Figura 17 - Microestrutura representativa do metal depositado soldado “como soldado”. Aumento: 200X.	42
Figura 18 - Microestrutura representativa do metal depositado soldado “como soldado” região reaquecida. Aumento: 200X.	42
Figura 19 - Microestrutura representativa do metal depositado soldado tratado por 1 hora a 600°C. Aumento: 200X.	43
Figura 20 - Microestrutura representativa do metal depositado soldado tratado por 1 hora a 600°C região reaquecida. Aumento: 200X.	43
Figura 21 - Microestrutura representativa do metal depositado soldado tratado por 4 horas a 600°C Aumento: 200X.	44



Figura 22 - Microestrutura representativa do metal depositado soldado tratado por 4 horas a 600°C região reaquecida. Aumento: 200X.	44
Figura 23 - Microestrutura representativa do metal depositado soldado tratado por 8 horas a 600°C Aumento: 200X.	45
Figura 24 - Microestrutura representativa do metal depositado soldado tratado por 8 horas a 600°C região reaquecida. Aumento: 200X.	45
Figura 25 - Gráfico de Dureza Vickers	46
Figura 26 - Dureza Vickers região da solda.	47

## LISTA DE TABELAS

Tabela 1 - Composições e aplicações dos aços inoxidáveis martensíticos.	16
Tabela 2 - Composições e aplicações dos aços inoxidáveis ferríticos.	17
Tabela 3 - Composições e aplicações dos aços inoxidáveis austeníticos.	18
Tabela 4 - Composição química (a) (% em peso) de alguns aços inoxidáveis duplex.	19
Tabela 5 - Resumo de algumas características dos aços inoxidáveis martensíticos, ferríticos e austeníticos.	20
Tabela 6 - Propriedades Propriedades Físicas e Mecânicas típicas do aço fundido CA-6NM.	24
Tabela 7 - Especificações AWS de arames tubulares	28
Tabela 8 - Composição química do metal de solda (% em massa).	33
Tabela 9 - As propriedades mecânicas do metal de solda.	33
Tabela 10 - Composição química aço SAE- 1020.	34
Tabela 11- Parâmetros utilizados na soldagem da chapas de teste.	38
Tabela 12 - Dados do tratamento térmico.	39
Tabela 13. Solução utilizada para preparação do reagente Villela	40
Tabela 14 - Parâmetros de Soldagem	41
Tabela 15 - Dureza Vickers (carga 100 gf) do metal depositado nas condições “como soldado” e tratados termicamente.	46

## SUMÁRIO

<b>1</b>	<b>INTRODUÇÃO</b>	<b>12</b>
<b>2</b>	<b>OBJETIVOS</b>	<b>13</b>
2.1	<i>Objetivos gerais</i>	13
2.2	<i>Objetivos específicos</i>	13
<b>3</b>	<b>REVISÃO BIBLIOGRÁFICA</b>	<b>14</b>
3.1	<i>Aços inoxidáveis</i>	14
3.1.1	Características gerais	14
3.1.2	Aços inoxidáveis martensíticos convencionais	21
3.1.3	Aço CA-6NM	23
3.2	<i>Soldagem</i>	25
3.2.1	Aspectos gerais	25
3.2.2	Soldagem com arame tubular	26
3.2.3	Metal de adição 13%Cr, 4%Ni e 0,4%Mo	28
3.3	<i>Tratamento térmico</i>	29
3.3.1	Considerações Gerais	29
3.3.2	Revenimento	30
3.3.3	Revenimento do aço CA-6NM	31
<b>4</b>	<b>METODOLOGIA</b>	<b>33</b>
4.1	<i>Materiais</i>	33
4.1.1	Arame Tubular	33
4.1.2	Chapa	33
4.1.3	Gás de proteção	36
4.1.4	Equipamentos	36
4.2	<i>Soldagem</i>	36
4.3	<i>Preparação das amostras de metal de solda</i>	38
4.4	<i>Tratamento térmico</i>	39
4.5	<i>Análise Metalográfica</i>	39
4.6	<i>Ensaio de dureza</i>	40
<b>5</b>	<b>RESULTADOS E DISCUSSÃO</b>	<b>41</b>
5.1	<i>Parâmetros de Soldagem</i>	41
5.2	<i>Análise Metalográfica</i>	41

<b>5.3</b>	<b><i>Dureza</i></b>	<b>45</b>
<b>6</b>	<b>CONCLUSOES</b>	<b>48</b>
<b>7</b>	<b>SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS</b>	<b>49</b>
	<b>REFERÊNCIAS</b>	<b>50</b>

## 1 INTRODUÇÃO

O aço inoxidável CA-6NM tem seu uso difundido para a construção de rotores de turbinas hidráulicas, usadas na geração de energia. A escolha desse tipo de aço é devido ao baixo custo de fabricação e seu bom desempenho em operação. Obtidos por processo de fundição esses aços inoxidáveis martensíticos macios têm elevada resistência à cavitação, além de boa resistência à corrosão em contato com a água, principais problemas enfrentados pelos componentes de turbinas hidráulicas.

Devido as grandes dimensões dos componentes há necessidade de soldá-los. Além disso processos de soldagem podem ser usados no recobrimento da estrutura como um todo, fazendo assim com que sua vida útil seja aumentada. Os consumíveis que depositam 13%Cr, 4%Ni, 0,4%Mo e máximo 0,04% de carbono são os mais indicados para serem usados em aços CA-6NM, devido, principalmente, a sua similaridade com o metal base. O baixo teor de carbono destes tem como objetivo reduzir a susceptibilidades a trincas induzidas por hidrogênio, que são comuns em soldas que possuem estruturas frágeis.

Processos com altas taxas de deposição de metal de adição são os mais indicados para esse tipo de trabalho, visto o tamanho dos componentes, sendo assim mais comum o uso de arames tubulares (processo FCAW). Fabricantes de arames tubulares do tipo 13%Cr, 4%Ni e 0,4%Mo indicam o tratamento térmico de revenimento para equipamentos pós-soldagem com a finalidade de melhorar a tenacidade do conjunto como um todo, logo estudos sobre variáveis do tratamento como, por exemplo, o tempo devem ser realizados para otimizar a operação e, conseqüentemente, reduzir custos de produção.

## **2 OBJETIVOS**

### **2.1 Objetivos gerais**

O objetivo deste trabalho é avaliar a influência do tratamento térmico de revenimento sobre a microestrutura e dureza de metais de solda do tipo 13%Cr, 4%Ni e 0,4%Mo.

### **2.2 Objetivos específicos**

- Depositar metal de solda 13%Cr, 4%Ni e 0,4%Mo na chapa de teste.
- Realizar tratamento térmico de revenimento nas amostras do metal de solda e entender as mudanças microestruturais geradas em sua decorrência, por meio de análises metalográficas das amostras em diferentes condições.
- Avaliar como as condições de tratamento são capazes de alterar a dureza das amostras de metal de solda.
- Analisar o efeito do tempo de tratamento térmico de revenimento afetam a microestrutura e a dureza do metal de solda.

### 3 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

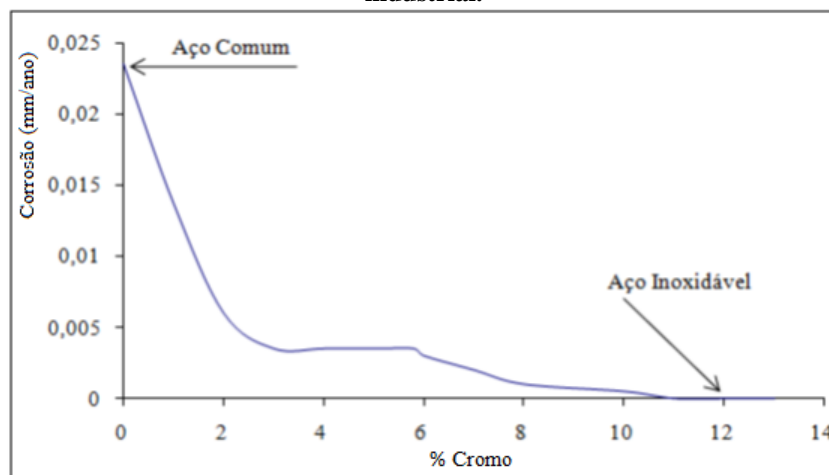
#### 3.1 Aços inoxidáveis

##### 3.1.1 Características gerais

Os aços inoxidáveis são ligas ferrosas que têm como principais características a resistência à corrosão em meios aquosos na presença de inúmeros agentes orgânicos e minerais agressivos, resistência à corrosão em altas temperaturas, além de outras propriedades interessantes para aplicações em engenharia (CASTRO,1975).

As ligas ferrosas inoxidáveis são convencionalmente caracterizadas pela presença da combinação (Fe-Cr) ferro-cromo ou (Fe-Cr-Ni) ferros-cromo-níquel contendo pelo menos 10 a 12% de (Cr) cromo. Essa concentração corresponde ao mínimo para que seja garantida a resistência à corrosão atmosférica razoável, embora não sejam resistentes em certos meios, como ácido clorídrico (CHIAVERINI, 1977). O fato destas ligas apresentarem capacidade de resistir à corrosão se justifica pela presença de cromo. Na série eletroquímica, esse elemento é menos nobre que o ferro e, em contato com meios oxidantes, forma uma camada superficial de óxido de cromo impermeável. Nestas condições, a liga é considerada passiva, pois o metal sob a camada de óxido está protegido contra o ataque de diversos meios corrosivos, particularmente aqueles oxidantes (ASM, Welding, Brazing and Soldering, 1993). A figura 1 ilustra a corrosão de aços em relação ao cromo exposto por 10 anos a uma atmosfera industrial.

Figura 1 - Gráfico ilustrando a taxa de corrosão de aços ao cromo expostos por 10 anos a uma atmosfera industrial.



Fonte: CHIAVERINI, 1977.

Além dos elementos já citados os aços inoxidáveis têm, em menor quantidade, adições de outros elementos como: carbono, silício, manganês e nitrogênio, resultantes, geralmente, dos materiais utilizados na fabricação do aço ou adicionados intencionalmente para facilitar a sua fabricação ou para modificar certas propriedades. Elementos como alumínio, molibdênio, cobre, titânio, tungstênio, nióbio e cobalto são usados intencionalmente para melhorar propriedades do aço para certas aplicações específicas. Há também as impurezas que são indesejáveis que são oxigênio, fósforo e enxofre, embora este último possa ser adicionado deliberadamente para melhorar a usinabilidade do aço (CHIAVERINI, 1977).

Os aços inoxidáveis são classificados de forma mais simples e mais usual de acordo com sua microestrutura que apresentam em temperatura ambiente, sendo a mesma decorrente da capacidade de seus diversos componentes em estabilizar austenita ou a ferrita em seu arranjo. Sendo assim os aços inoxidáveis são divididos em quatro classes principais (MODENESI, 2001).

**Aços Inoxidáveis Martensíticos:** São essencialmente ligas Fe-Cr-C, com teores de cromo nominalmente na faixa de 10,5 a 18%, e de carbono até 1,2%, com capacidade em transformar de austenita para martensita (ASM Handbook, Stainless Steels, 1996), como apresentam elevado teor de liga, estes aços apresentam uma alta temperabilidade e são capazes de apresentar uma estrutura completamente martensítica mesmo em peças de grande espessura após resfriamento ao ar. Devido ao fato de serem facilmente endurecíveis por tratamento térmico, são usados, em geral, temperados e revenidos. Quanto a resistência à corrosão tende a serem inferiores ao demais, sendo, contudo, satisfatório para meio mais fracamente corrosivos (MODENESI, 2001). Na tabela 1 é possível ver a aplicação para alguns aços inoxidáveis martensíticos.



**Tabela 1 - Composições e aplicações dos aços inoxidáveis martensíticos.**

<b>Tipo AISI</b>	<b>C</b>	<b>Cr</b>	<b>Ni</b>	<b>Outros elementos</b>	<b>Propriedades Gerais e Aplicações Típicas</b>
403	0,15 max.	11,50 13,00	-	Si: 0,50 max. Mn: 1,00 max.	Tipo turbina: para lâminas forjadas ou usinadas de turbina e compressor.
410	0,15 max.	11,50 13,50	-	Si: 1,00 max. Mn: 1,00 max.	Tipo turbina: aço inox. De baixo custo para aplicações gerais, na forma de peças temperadas ou chapas e tiras recozidas.
414	0,15 max.	11,50 13,50	1,25 2,50	Si: 1,00 max. Mn: 1,00 max.	Tipo turbina: para molas, lâminas de facas, etc.
416	0,15 max.	12,00 14,00	-	P.S ou Se: 0,07 min. Mo ou Zr: 0,60 max. Mn: 1,00 max. Si 0,50 max.	Tipo turbina: de usinagem fácil.
431	0,20 max.	15,00 17,00	1,25 2,50	Si: 1,00 max.	Tipo turbina: melhores propriedades mecânicas e resistência à corrosão dentre os tipos martensíticos ou endurecíveis.
420	0,15 min.	12,00 14,00	-	Si: 1,00 max. Mn: 1,00 max.	Tipo cutelaria: instrumentos cirúrgicos, mancais de esfera, válvulas, etc.
440A	0,60 0,75	16,00 18,00	-	Mo: 0,75 max. Si: 1,00 max. Mn: 1,00 max.	Tipo cutelaria e resistente ao desgaste: dureza elevada: para cutelaria, instrumentos cirúrgicas, válvulas, mancais anti-fricção, etc.
440B	0,75 0,95	16,00 18,00	-	Si: 1,00 max. Mo: 0,75 max. Mn: 1,00 max.	Idem 440A
440C	0,95 1,20	16 18	-	Mo: 0,75 max. Si: 1,00 max. Mn: 1,00 max.	Idem 440A

Fonte: MODENESI, 2001.

**Aços Inoxidáveis Ferríticos:** São ligas Fe-Cr predominantemente de estrutura ferrítica, apresentam teores entre 12 e 30% de cromo e um carbono vem inferior a 0,1%. Devidos ao fato de não serem completamente austenitizados, estes aços não podem ser endurecidos por têmpera e sua granulação só pode ser refinada mediante uma combinação adequada de trabalho mecânico e recozimento de recristalização. Em geral, têm baixo coeficiente de expansão térmica e uma boa resistência a ambientes corrosivos e oxidativos, inclusive a alta temperatura. Estes aços são usados em aplicações que estão presente ácido nítrico, na fabricação de eletrodomésticos, cubas e utensílios para cozinha e laboratórios, balcões

frigoríficos, além de aplicações com temperatura elevada, etc (MODENESI, 2001). Na tabela 2 é possível ver a aplicação para alguns aços inoxidáveis ferríticos.

**Tabela 2 - Composições e aplicações dos aços inoxidáveis ferríticos.**

<b>Tipo AISI</b>	<b>C</b>	<b>Cr</b>	<b>Outros elementos</b>	<b>Propriedades Gerais e Aplicações Típicas</b>
405	0,08	11,5 13,5	Al: 0,10 a 0,30	Não endurecível à presença de Al: para tubos irrigadores, caldeiras, recipientes para indústria petrolífera, etc.
406	0,15	12,0 14,0	Al: 3,50 a 4,50	Não endurecível devido à presença de Al, resistente a oxidação a altas temperaturas: para resistência elétricas, etc.
409	0,08	10,5 11,75	Ti = 6 x% C min.	Não endurecível devido à presença de Ti, para sistemas de exaustão de automóveis.
430	0,12	14,0 18,0	-	É o tipo mais comum deste grupo por ser conformado muito fácil, muito usado em equipamentos para restaurantes, cozinhas, adornos de automóveis, decoração, peças de fornos, etc.
430F	0,12	14,0 18,0	P, S e Se: 0,07 min.	Variedade de usinagem fácil: para parafusos, porcas, ferragens, etc.
442	0,20	18,0 23,0	-	Para serviços a alta temperatura, quando não se exige facilidade de fabricação, para partes de fornos, etc.
443	0,20	18,0 23,0	Cu: 0,90 a 1,25 Si: 0,75 max. Ni: 0,50 max.	Alta resistência à corrosão para equipamento químico e aplicações em altas temperatura, partes de adornos, etc.
446	0,2	23,0 27,0	N: 0,25 max.	Dentre as ligas Fe-Cr é o que apresenta melhor resistência à corrosão e à oxidação até temperaturas de 1150°C para peças de forno, queimadores, radiadores, etc.

Fonte: MODENESI, 2001.

**Aços Inoxidáveis Austeníticos:** São ligas Fe-Cr-Ni, embora existam ligas em que parte ou todo níquel pode ser substituído por manganês e nitrogênio. Apresentam estrutura predominantemente austenítica, não sendo endurecível por tratamento térmico. São os aços inoxidáveis mais utilizados. Têm em sua composição cerca de 6 e 26% de níquel, 16 e 30% de cromo e teores inferiores a 0,30% de carbono, de forma geral, apresentam pelo menos 26% de teor total de elementos de liga. Na temperatura ambiente, apresentam um baixo limite de escoamento, alto limite de resistência e uma elevada dutibilidade. São dos aços inoxidáveis os de melhor solubilidade e resistência geral a corrosão, sendo assim, têm aplicações na indústria química, alimentícia, de refino de petróleo e em ramos nos quais se necessite de boa

resistência a corrosão, facilidade de limpeza e boas características de fabricação (MODENESI, 2001). Na tabela 3 é possível ver a aplicação para alguns aços inoxidáveis austeníticos.

**Tabela 3 - Composições e aplicações dos aços inoxidáveis austeníticos.**

<b>Tipo AISI</b>	<b>C</b>	<b>Cr</b>	<b>Ni</b>	<b>Outros elementos</b>	<b>Propriedades Gerais e Aplicações Típicas</b>
301	0,15	16,0 18,0	6,0 8,0	Mn: 2,0 max. Si: 1,0 max.	Tipo para aplicações gerais: boa trabalhabilidade: ornamentação, utensílios domésticos, fins estruturais; equipamento para indústria química, naval, alimentícia, transporte, etc.
302	0,15	17,0 19,0	8,0 10,0	Mn: 2,0 max. Si: 1,0 max.	Idem, para aplicações decorativas ou de resistência à corrosão como as indicadas para o tipo 301.
302B	0,15	17,0 19,0	8,0 10,0	Si: 2,0 a 3,0 Mn: 2,0 max.	Melhor resistência à formação de camada de óxido a altas temperaturas devido à presença do Si.
303	0,08	17,0 19,0	8,0 10,5	P/S/Se: 0,07 min. Zr/Mo: 0,60 max Si: 1,0 max. Mn: 2,0 max.	Tipo 18:8 de usinagem fácil, para eixos, parafusos, porcas, peças de carburadores, etc.
304	0,08	19,0 20,0	8,0 11,0	Mn: 2,0 max. Si: 1,0 max.	Tipo 18:8 de C mais baixo, soldável com menor perigo de corrosão intercrystalina, mesma aplicações dos tipos 301 e 302.
308	0,08	19,0 21,0	12,0 15,0	Mn: 2,0 max. Si: 1,0 max.	Maior resistência à corrosão que o 18:8: para consumíveis de soldagem, entre outras aplicações.
309	0,2	22,0 24,0	12,0 15,0	Mn: 2,0 max. Si: 1,0 max.	Boa resistência a oxidação e mecânica a altas temperaturas: para equipamentos da indústria química, peças de fornos estufas, etc.
309S	0,08	22,0 24,0	12,0 15,0	Mn: 2,0 max. Si: 1,0 max.	Devido ao baixo C, permite soldagem com menor perigo de corrosão intercrystalina.
310	0,25	24,0 26,0	19,0 22,0	Mn: 2,0 max. Si: 1,5 max.	Boa estabilidade nas temperaturas de soldagem: consumíveis de soldagem, equipamentos para indústria química, peças de fornos de soldagem, equipamentos para indústria química, peças de fornos, estufas: resistente à oxidação até temperaturas de ordem de 1100°C.
316	0,08	16,0 18,0	10,0 14,0	Mo: 2,0 a 3,0 Mn: 2,0 max. Si: 1,0 max.	Menor resistência à corrosão química: para equipamentos da indústria química, de papel, etc.
317	0,08	18,0 20,0	11,0 14,0	Mo: 3,0 a 4,0 Mn: 2,0 max. Si: 1,0 max.	Melhor resistência à corrosão que o tipo 316, idênticas aplicações
321	0,08	17,0 19,0	9,0 12,0	Ti=5.%C Mn: 2,0 max. Si: 1,0 max.	Tipo 18:8 estabilizado contra corrosão intercrystalina a altas temperaturas: para aplicações que exigem soldagem.
347	0,08	17,0 19,0	9,0 12,0	Nb= 10.%C min. Mn: 2,0 max. Si: 1,0 max.	Tipo 18:8 estabilizado para serviços a alta temperatura e onde se exige soldagem.

Fonte: MODENESI, 2001.

Aços Inoxidáveis Duplex: Têm em sua composição entre 18 a 30% de cromo, 1,5 a 4,5% de molibdênio e adições de elementos formadores e estabilizantes da austenita, dentre eles o níquel (3,5 a 8%) e o nitrogênio (0 a 0,35%), tendo dessa forma uma microestrutura, à temperatura ambiente, com partes iguais de ferrita e austenita. São aços considerados de elevada resistência à corrosão, inclusive em ambientes nos quais os aços inoxidáveis austeníticos não são indicados, além disso, têm elevada resistência mecânica e boa soldabilidade. São empregados em componentes expostos à água do mar, em trocadores de calor, bombas e tubos nas indústrias química, petroquímica, papel e celulose (MODENESI, 2001). Na tabela 4 é possível ver a composição química de alguns aços inoxidáveis duplex.

**Tabela 4 - Composição química (a) (% em peso) de alguns aços inoxidáveis duplex.**

Aço	Número UNS	C	Cr	Ni	Mo	N	Outros
329	S32900	0,08	23,0	2,5	1,0		
			28,0	5,0	2,0		
2205	S32205	0,03	21,0	4,5	2,5	0,08	
			23,0	6,5	3,5	0,20	
2304	S32304	0,03	21,5	3,0	0,05	0,05	
			24,5	5,5	0,6	0,20	
255	S32550	0,04	24,0	4,50	2,90	0,10	1,5 -2,5 Cu
			27,0	6,5	3,9	0,25	

Fonte: MODENESI, 2001.

Há ainda uma classe além das anteriormente citadas, a dos aços inoxidáveis endurecíveis por precipitação, estes aços têm a capacidade de desenvolver elevados níveis de resistência mecânica através da formação de finos precipitados, tendo em alguns casos ainda a presença de uma microestrutura martensítica, com considerável superioridade em termos de ductilidade e tenacidade a outros aços de resistência parecida combinado com boa resistência à corrosão e oxidação. O endurecimento por precipitação é obtido pela adição de elementos de liga como cobre, titânio, nióbio e alumínio (MODENESI, 2001). Estes aços são subdivididos quanto a estrutura antes do tratamento de precipitação, eles podem ser martensíticos, semi-austeníticos e austeníticos (AWS, Welding Handbook, 1998). Na tabela 5 é possível ver algumas características de aços inoxidáveis martensita, ferríticos e austeníticos.

**Tabela 5 - Resumo de algumas características dos aços inoxidáveis martensíticos, ferríticos e austeníticos.**

Martensíticos	Ferríticos	Austenítico
	<b><u>Tratamento Térmico</u></b>	
Material é endurecível por tempera. Propriedades resultantes dependem da composição (em particular do teor de C) e do procedimento de tratamento.	Material não é temperável. Aço com 18%Cr pode ter sua tenacidade melhorada por um tratamento longo a 760°C. Aço com 26%Cr obtém melhor tenacidade e resistência após resfriamento rápido de 900°C.	Material não é temperável. Para evitar a formação de carbonetos, o material deve ser aquecido a 1040-1175°C e resfriado rapidamente.
	<b><u>Tenacidade</u></b>	
Depende do tratamento térmico e do teor de carbono.	Tende a deteriorar com o aumento do tamanho de grão e do teor de C.	Elevada tenacidade, mesmo a temperaturas muito baixas.
	<b><u>Mudanças Estruturais a Alta Temperatura</u></b>	
Material é austenitizável acima de 800-900°C	Sujeito a um grande crescimento de grão acima de cerca de 1100°C. Manutenção entre 420 e 550°C por longos períodos leva à precipitação de fase $\alpha'$ e fragilização à temperatura ambiente.	Pode sofrer precipitação de carbonetos nos contornos de grão entre 450 e 870°C.
	<b><u>Resistência Mecânica a Alta Temperatura</u></b>	
Muito superior aos aços carbono até cerca de 650°C. Mantém sua resistência até cerca de 400°C	Classes resistentes ao calor podem ser usadas até cerca de 870°C. Menor resistência à fluência que os aços austeníticos.	Elevada resistência à fluência até 650°C. Ligas com adição de W ou Mo têm melhor comportamento
	<b><u>Trabalhabilidade a Quente</u></b>	
Facilmente forjável ou laminável entre 930°C e 110°C. Temperatura de homogeneização de 870°C	Deve ser aquecido rapidamente e forjado ou laminado a 950-1200°C.	Material deve ser pré-aquecido a cerca de 870°C, aquecido rapidamente para 1200°C e trabalhado até 1000°C
	<b><u>Trabalhabilidade a Frio</u></b>	
Material de baixo teor de carbono pode ser facilmente trabalhado.	Pode ser facilmente trabalhado, especialmente a morno (150-260°C).	Facilmente trabalhável. Apresenta elevada taxa de encruamento.
	<b><u>Resistência à Corrosão</u></b>	
Aumenta com o teor de Cr, mas é inferior aos outros tipos. Resiste à atmosfera, água, vapor e meios fracamente corrosivos.	Aumenta com o teor de Cr e é superior à dos martensíticos. Especialmente adequado para ácido nítrico e outros ácidos oxidantes.	Depende fortemente do teor total de liga e é, em geral, superior aos outros grupos. Pode sofrer corrosão puntiforme ou sob tensão em ambiente contendo cloretos.
	<b><u>Resistência à Formação de Carepa</u></b>	
Aumenta com o teor de Cr. Pode ser usado em serviço contínuo a até 650°C e em alguns casos, até 820°C	Ligas com mais de 25%Cr podem ser usadas a até 1150°C em atmosferas redutoras e até 980°C em atmosferas sulfurosas.	Excelente em serviço a alta temperatura em ambiente corrosivo. Para contato com gases sulfurados, a liga deve ter um elevado teor de Cr e baixo teor de Ni. Adição de 2-3%Si melhora a resistência à formação de carepa.

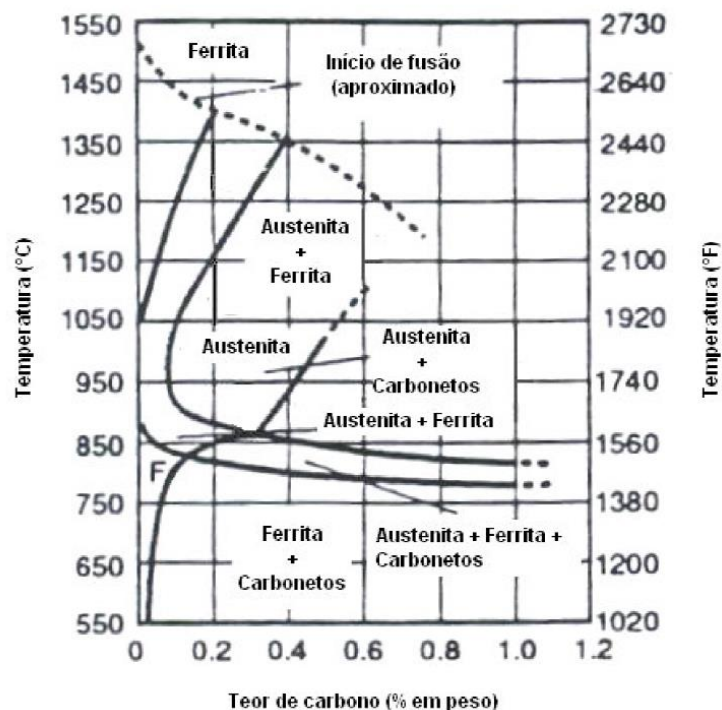
Fonte: MODENESI, 2001.

### 3.1.2 Aços inoxidáveis martensíticos convencionais

Essas ligas possuem teores de cromo similares aos aços inoxidáveis ferríticos mas, em função de seu teor de carbono, durante o resfriamento têm sua estrutura transformada totalmente de ferrita para austenita que, em temperaturas mais baixas, irá se transformar em diferentes estruturas, cuja natureza depende da velocidade de resfriamento (ASM, Welding, Brazing and Soldering, 1993). Para velocidades suficientemente baixas haverá formação de ferrita e carbonetos e para velocidades de resfriamento maiores observa-se a formação de martensita (MODENESI, 2001). A figura 2 apresenta 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.

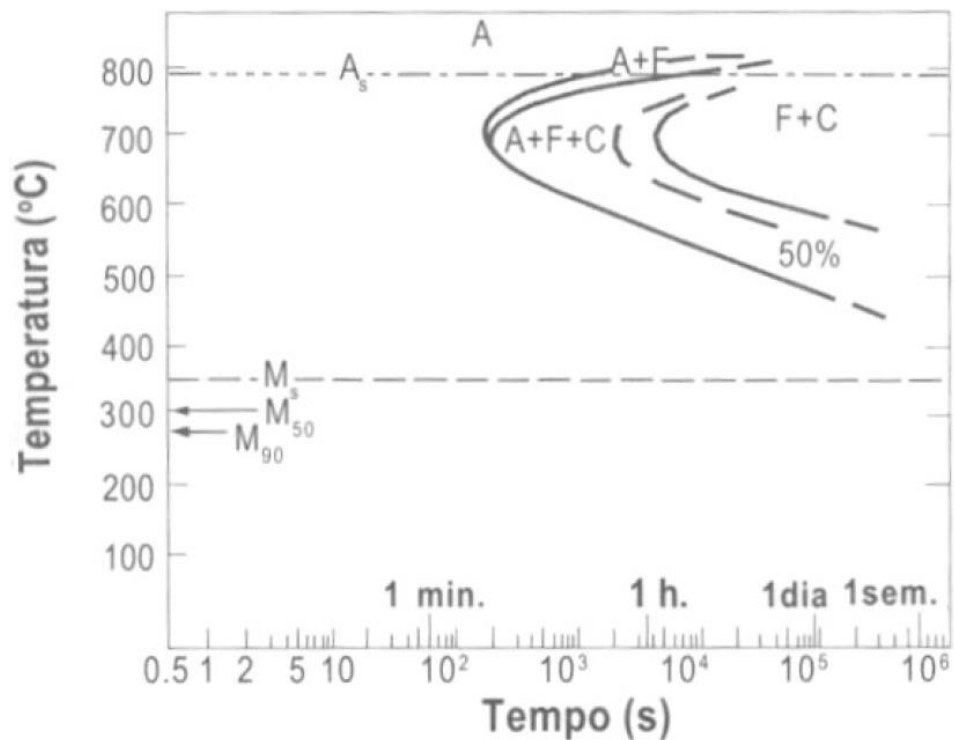
Este tipo de liga apresenta elevada temperabilidade devido ao alto teor de elementos de liga e pode apresentar uma estrutura totalmente martensítica mesmo após resfriamento ao ar (MODENESI, 2001). Na figura 3 é possível ver o diagrama tempo-temperatura-transformação (TTT) para uma liga de aço inoxidável martensítico tipo 410.

Figura 2 - Diagrama de equilíbrio ferro-carbono pseudobinário para uma liga com 12% de cromo.



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

Figura 3 - Diagrama TT de um aço inoxidável tipo 410.



Fonte: MODENESI, 2001.

Uma estrutura martensítica com elevado teor de carbono é extremamente frágil, ocasionada pelas diferentes taxas de expansão e contração do metal de solda e da zona termicamente afetada (ZTA) durante a soldagem, são geradas tensões residuais que podem resultar em trincas. Com o objetivo de se evitar esse problema, se faz uso de procedimentos de soldagem apropriados que contemplem a realização de pré-aquecimento, controle de temperatura entrepasses e do resfriamento após soldagem. A redução das tensões residuais é importante pois, em função da estrutura dura e frágil, podem proporcionar o surgimento e propagação de trincas e consequente falha dos componentes soldados. Essa possibilidade de falha é produzida pela baixa solubilidade do hidrogênio em estruturas martensíticas, se comparada às austeníticas. As principais fontes de hidrogênio são umidade, resíduos de óleos ou outros materiais orgânicos no metal de base, umidade no gás de proteção ou consumível. Assim, na soldagem destes materiais, são recomendados alguns cuidados especiais quanto às fontes potenciais de hidrogênio, além da utilização de consumíveis de soldagem com baixo hidrogênio. Estas características e outras tornam as ligas martensíticas as de soldabilidade mais difícil dentre todas as inoxidáveis (ASM, Welding, Brazing and Soldering, 1993).

Como os aços inoxidáveis martensíticos possuem resistência à corrosão mais baixa que os demais aços inoxidáveis, mas, para aplicações onde estarão submetidos a meios pouco

corrosivos, apresentam desempenho aceitável. Contudo, seus menores custos os tornam altamente competitivos em várias aplicações (MODENESI, 2001).

Na década de 60, foi desenvolvida uma nova espécie de aços inoxidáveis martensíticos conhecida como aços inoxidáveis martensíticos macios (AIMM). Esta nova classe de aços foi desenvolvida para ser aplicada em rotores de turbinas hidráulicas visando melhorias na resistência à cavitação durante a operação e em virtude da sua melhor soldabilidade em relação aos aços inoxidáveis martensíticos, durante a produção e conserto destes equipamentos (HENKE, 1998).

Esta nova classe de aços é constituída por ligas contendo teor de carbono máximo de 0,08%, cromo de 12 a 17%, níquel de 3,5 a 6% e molibdênio máximo de 2,5%. Ao se adicionar níquel nestas ligas provoca o aumento do campo austenítico no diagrama de fase pseudobinário e redução das temperaturas de início e fim da transformação martensítica ( $M_s$  e  $M_f$ ) (STRAUBE, 1998). O molibdênio age de forma tem a função de melhorar a resistência à corrosão em meios mais agressivos, contudo, sua presença ocasiona a estabilização da ferrita  $\delta$ , o que gera uma redução na tenacidade do material (BAGGSTRÖM, 1998).

Apesar de possuir baixos teores de carbono, devido à sua baixa tenacidade ao impacto (inferior a 35J na temperatura ambiente), estes aços, geralmente, são submetidos à tratamento térmico de revenimento com a finalidade de se aumentar sua tenacidade ao impacto e resistência mecânica (HENKE, 1998). O tratamento térmico provoca a formação de austenita de maior estabilidade finamente distribuída na microestrutura que não se modifica em martensita durante o resfriamento. O surgimento dessa fase se dá a temperaturas entre 550 e 600°C (STRAUBE, 1998) mas, no caso de temperaturas superiores a 615°C, dar se início a decomposição da austenita formada e aparecimento de uma austenita instável que se transforma em martensita após o resfriamento (NIEDERAU, 1998).

### **3.1.3 Aço CA-6NM**

O aço ASTM A743-CA6NM é um aço inoxidável martensítico, obtido processos de fundição, sendo classificados pela *Alloy Casting Institute* (ACI), de acordo com sua composição química e utilização (METALS Handbook: Properties and Selection of Metals, 1984). No aço CA-6NM a primeira letra refere-se a sua resistência em meios corrosivos (C). A segunda letra indica o valor nominal do teor de níquel. Com o correspondente aumento do teor de Ni, a designação se altera de A até Z. 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). Dessa maneira, o aço CA-6NM é um aço resistente à corrosão com 13% de cromo, ligado ao níquel e molibdênio e contendo no máximo 0,06% de carbono. As propriedades físicas e mecânicas características do aço citado podem ser vista na tabela 6.

**Tabela 6 - Propriedades Físicas e Mecânicas típicas do aço fundido CA-6NM.**

AÇO INOXIDÁVEL MARTENSÍTICO MACIO CA-6NM		
Propriedades Físicas		
Módulo de Elasticidade (GPa)	199,95	
Densidade (g/cm <sup>3</sup> )	7,69	
Resistividade Elétrica ( $\mu\Omega\cdot m$ , a 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 ( $\mu in/in\cdot^{\circ}F$ )	21 a 100°C	6,0
	21 a 538°C	7,0
Propriedades Mecânicas à temperatura ambiente		
Propriedade	Valores típicos	Mínimos requeridos <sup>(50)</sup>
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)

Fonte: GOOCH, 1995 (modificada).

O uso mais comum do CA-6NM é para a confecção de turbinas hidráulicas, que são estruturas metálicas capazes de transformar a energia potencial e cinética da água de um rio, ou reservatório, em energia elétrica. Algo importante para os aços destinados a essa aplicação é a condição de trabalho ao qual estão submetidos, o constante fluxo de água gera um dos principais problemas nesses aços a cavitação. A erosão por cavitação ocorre quando, num fluxo líquido, formam-se bolhas de vapor que colidem contra a superfície metálica, liberando energia e promovendo a perda de massa na superfície do componente. A erosão 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. A redução de massa, assim como o processo de reparo fazem com que as faces das pás percam o aspecto original, podendo agravar o fenômeno de cavitação. Sendo assim, há necessidade de manutenção constante nos rotores de turbinas hidráulicas que sofrem com a perda de massa por cavitação,

além da presença de trincas. O processo de cavitação varia de amplitude, em função do perfil hidráulico e regime de operação empregado, enquanto que 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 ciclos (Pukasiewicz et. al., 2012).

O reparo das áreas cavitadas e o recobrimento são realizados principalmente por processos de soldagem com uso de metal de adição similar ao do metal de base, além corrigir possíveis defeitos nas turbinas, é possível revesti-la para aumentar sua vida útil. A finalidade é tornar as peças mais tenaz, com isso reduzir a influência da cavitação.

## **3.2 Soldagem**

### **3.2.1 Aspectos gerais**

Os diferentes processos de soldagem são considerados a forma mais importante para a união de metais utilizada industrialmente. Este método de união, juntamente com a brasagem, tem larga importância desde a indústria microeletrônica até a fabricação de peças com milhares de toneladas. Na atualidade um grande número de processos se enquadram na categoria de soldagem, desde a simples união de peças até a deposição de material sobre uma superfície. Realizar um recobrimento sobre uma superfície tem o objetivo recuperar peças desgastadas ou mesmo para criar um revestimento com características especiais.

A definição de soldagem para a AWS “*American Welding Society*” é “Processo de união de materiais usados para obter a coalescência (união) localizada de metais e não-metais, produzida por aquecimento até uma temperatura adequada, com ou sem a utilização de pressão e/ou material de adição.”.

A soldagem permite a montagem de peças metálicas e não metálicas com extrema rapidez, segurança e economia de material, representando assim o principal processo para a união permanente de peças. Um exemplo de outro método de amarração de chapas metálicas com parafusos ou rebites requer que as chapas sejam furadas, provocando assim uma redução de seção de até 10%, que deve ser compensada por uma espessura maior de peças. Comparada a fundição, a soldagem possibilita uma grande variação de espessura na mesma peça e não há limitações quanto a espessura mínima para ocorrer o preenchimento correto do molde por metal líquido, possibilidade de se unir diferentes materiais numa mesma peça, permitindo

adequar solicitação material, maior flexibilidade em alterações no projeto da peça e ser produzida e menor custo de investimento inicial (BRACARENSE et. al., 2013).

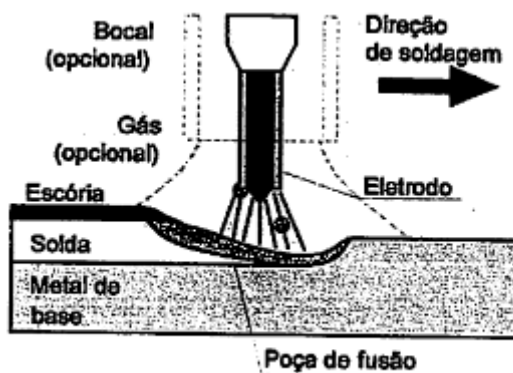
A soldagem é muito abrangente quanto a versatilidade de ligas metálicas possíveis de serem unidas e quanto a espessura. A existência de um grande número de processos possibilita unir peças de espessura inferior 1mm até estruturas de grandes dimensões, englobando processo tanto do chão de fábrica, com condições de trabalho bem controladas, como no campo, ou em diferentes ambientes, como na água. No final das contas a soldagem pode atender, a um custo competitivo, diferentes requisitos de qualidade, tornando a sua utilização possível tanto em execuções simples, que não apresentam uma grande responsabilidade, como em situações em sejam necessário extremo rigor na fabricação.

Em contrapartida, a soldagem tem como desvantagem a união permanente, sendo evitada em conjuntos que necessitem ser desmontados. Além disso, como todos os processos de soldagem são baseados na aplicação, na região a ser unida, de energia térmica e/ou mecânica, tendem a causar uma série de efeitos mecânicos (surgimento de distorções e de tensões residuais) e metalúrgicos (mudança de microestrutura e alterações de propriedades) nas peças (BRACARENSE et. al., 2013).

### **3.2.2 Soldagem com arame tubular**

A soldagem a arco com arame tubular (*Flux-Cored Arc Welding - FCAW*) é um processo de soldagem que promove a união de metais pelo aquecimento destes por meio de um arco elétrico estabelecido entre um eletrodo tubular, contínuo, consumível e a peça a ser soldada (BRACARENSE et. al., 2013). A proteção do arco e do cordão de solda é feita por um gás proveniente de uma fonte externa, há também arames auto protegidos, os quais não necessitam de proteção externa. O fluxo gasoso, além da função de proteção, pode funcionar como desoxidante e refinador do metal de solda, adicionar elementos de liga, estabilizar o arco e diversas outras funções. A figura 4 mostra uma ilustração do processo.

Figura 4 - Processo FCAW (esquemático)



Fonte: BRACARENSE et. al., 2013.

A soldagem com arame tubular envolve duas variações básicas do processo, uma na qual a proteção necessária é gerada pelo próprio fluxo contido internamente no arame (eletrodo), chamada de arame autoprotetido e outra em que a proteção é complementada por gás externo, na maioria das vezes,  $\text{CO}_2$  ou mistura deste com argônio. O processo FCAW se originou da união de dois outros processos de soldagem, MIG/MAG (GMAW) e eletrodo revestido (SMDW). Do processo MIG/MAG vem os equipamentos, princípios de funcionamento, alto fator de trabalho do soldador, alta taxa de deposição e alto rendimento. Da soldagem com eletrodo revestido há a contribuição do ponto de vista metalúrgico, alta versatilidade (ligas possíveis de serem soldadas), possibilidade de ajustes de composição química do metal de solda e facilidade de execução em campo garantidas pelo emprego de revestimento.

O processo é aplicado tanto em aços baixo, médio ou alto carbono, todos os ligados, ferros fundidos e para revestimentos como pode ser visto na tabela 7 que mostra as especificações da AWS para arames tubulares.

Tabela 7 - Especificações AWS de arames tubulares

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

Fonte: BRACARENSE et. al., 2013.

Existe ainda outras espécies de arames tubulares que são os com pó metálico (*metal cored*), arames cujo o fluxo interno contém principalmente pó de ferro e/ou ferro-ligas resultando em baixa quantidade de escória. A grande vantagem do enchimento com pó metálico está na soldagem mecanizada em altas velocidades. Nos últimos anos, no mercado internacional surgiram arames tubulares com pó metálico para serem usados como proteção gasosa na soldagem de aços inoxidáveis e também para revestimento contra desgaste (BRACARENSE et. al., 2013).

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

A dificuldade associada à fundição de turbinas hidráulicas e outros componentes de maiores dimensões em uma peça única levou ao desenvolvimento de peças soldadas, como é o caso das pás do rotor.

Os Aços inoxidáveis Martensíticos Macios, por seu baixo teor de carbono, propiciam a formação de uma martensita de dureza inferior, fato que reduz o risco de fissuração a frio, facilitando assim sua soldagem. O metal de adição 13%Cr, 4%Ni e 0,4%Mo é muito usado na soldagem do aço CA-6NM, que é uma liga Fe-Cr-Ni-Mo com baixo teor de carbono, o que ocasiona um estreitamento do campo austenítico, fazendo com que a ferrita delta, que é prejudicial às propriedades mecânicas, seja estável em temperaturas mais baixas. Esta estabilidade favorece uma maior fração de ferrita delta fique retida na matriz martensítica após têmpera (LIPPOLD et al, 2005). A presença de Ni compensa o efeito do baixo teor de carbono, fazendo o campo austenítico expandir novamente, melhorando substancialmente as propriedades mecânicas e a resistência ao impacto. O molibdênio na liga aumenta a

passivação, melhora a resistência em ácido sulfúrico, sulfuroso, fosfórico e clorídrico (GOOCH, T. G., 1995). Porém, é ferritizante e deve ser compensado com a adição de elementos de liga austenitizantes para impedir a estabilização da ferrita delta (STEEL CASTING HANDBOOK, 6 th Edition).

Os metais de adição utilizados na soldagem apresentam composição química similar ao do material base, sendo que o procedimento de soldagem prevê um preaquecimento a 150°C da estrutura e temperatura interpasse de 180 °C para minimizar os problemas gerados pela solubilização de hidrogênio

Um tratamento térmico pós-soldagem (TTPS) de revenimento é realizado com temperaturas na faixa de 600 °C. Este tratamento térmico apresenta complicação quando aplicado na reparação e recuperação de peças em campo quer seja após o reparo por soldagem de áreas erodidas por cavitação, ou devido à formação de trincas. A peça por muitas vezes não pode ser retirada para ser realizado tratamento térmico por horas a 600°C, porém o pré-aquecimento a 150 °C pode ser realizado. Destaca-se ainda a dificuldade de remoção de grandes componentes exigindo procedimentos de soldagem adequados a fim de minimizar a introdução de tensões residuais sobre estes (BARRA, 1998).

### **3.3 Tratamento térmico**

#### **3.3.1 Considerações Gerais**

Tratamento térmico é o conjunto de operações de aquecimento e resfriamento a que os metais são submetidos, sob condições controladas de temperatura, tempo, atmosfera e velocidade de resfriamento, com o objetivo de alterar as suas propriedades ou conferir-lhes propriedades desejadas. Nos aços, as propriedades são determinadas por sua estrutura, sendo assim, tratamentos térmicos têm a capacidade de alterar a mesma, resultando, assim na modificação de suas características (CHIAVERINI, 1977).

Os principais objetivos ao se realizar tratamento térmico são remoções de tensões residuais, aumento ou diminuição da dureza, aumento da resistência mecânica melhora da ductilidade, melhora da usinabilidade, melhora da resistência ao desgaste, melhora das propriedades de corte, melhora da resistência à corrosão, melhora da resistência ao calor, ou mesmo modificação das propriedades elétricas e magnéticas, visto a gama objetivos tem-se uma noção de como são importantes. Em geral, a evolução de uma ou mais propriedades, por meio de algum tratamento térmico, é conseguido com dano de outras (CHIAVERINI, 1977),

sendo assim importante analisar as limitações e especificações necessárias para um metal em serviço, visto que os tratamentos térmicos podem melhorar certos atributos em detrimento de outros.

Considerando o tratamento térmico como um ciclo tempo-temperatura fatores como taxa de aquecimento, tempo de permanência à temperatura específica, velocidade de resfriamento, atmosfera do recinto têm grande influência nos tratamentos térmicos, e conseqüentemente, nas propriedades finais do material sujeito a ele (CHIAVERINI, 1977).

### 3.3.2 *Revenimento*

O revenimento é o tratamento térmico que, usualmente, é empregado depois da têmpera, pois elimina a maioria dos inconvenientes gerados por ela, além de aliviar ou remover tensões residuais, corrige as excessivas dureza e fragilidade do material, aumentando sua ductilidade e resistência ao choque. A estrutura martensítica, presente nos aços submetidos ao revenimento, com o aquecimento sofre reversão do reticulado instável ao reticulado estável cúbico centrado, produzindo rearranjos internos que aliviam as tensões e precipitam partículas de carbonetos que crescem e se aglomeram, de acordo com a temperatura e o tempo.

Conforme a temperatura de revenido, verificam-se as seguintes transformações:

- Entre 25° e 100°C, ocorre segregação ao uma redistribuição do carbono em direção a discordância; essa pequena precipitação localizada do carbono pouco afeta a dureza. O fenômeno é predominante em aços de alto carbono;

- Entre 100° a 250°C, às vezes chamado primeiro estágio do revenido - ocorre precipitação de carboneto de ferro do tipo epsilon, de fórmula  $Fe_{2-3}C$ , e reticulado hexagonal; este carboneto pode estar ausente em aços de baixo carbono e de baixo teor em liga; a dureza Rockwell começa a cair, podendo chegar a 60;

- Entre 200° a 300°C, as vezes chamado de segundo estágio do revenido - ocorre transformação de austenita retida em bainita; a transformação ocorre somente em aços-carbono de médio e alto teor de carbono; a dureza Rockwell continua a cair;

- Entre 250° a 350°C, as vezes é chamado de terceiro estágio do revenido - forma-se um carboneto metaestável, de fórmula  $Fe_3C_2$ ; quando ocorre esta transformação, verifica-se em aços de alto carbono; a estrutura visível ao microscópio é uma massa escura, que era chamada “troostita”, denominação não mais utilizada; a dureza Rockwell continua caindo, podendo atingir valores pouco acima a 50;

- Entre 400° a 600°C, ocorre uma recuperação da subestrutura de discordância; os aglomerados de  $Fe_3C$  passam a uma esferoidal, ficando mantida uma estrutura de ferrita fina acicular; a dureza Rockwell cai para valores de 45° a 25°;

- Entre 500° a 600°C, somente nos aços contendo Ti, Cr, Mo, V, Nb ou W, há precipitação de carboneto de liga; a transformação é chamada “endurecimento secundário” ou quarto estágio do revenido;

- Entre 600° a 700°C, ocorre recristalização de crescimento de grão; a cementita precipitada apresenta forma nitidamente esferoidal; a ferrita apresenta forma equi-axial; a estrutura é freqüentemente chamada “esferoidita” e caracteriza-se por ser por muito tenaz e de baixa dureza, variando de 5 a 20 Rockwell C.

Percebe-se que a temperatura de revenido pode ser escolhido de acordo com a combinação de propriedades mecânicas que se deseja ao se modificar a martensita (CHIAVERINI, 1977).

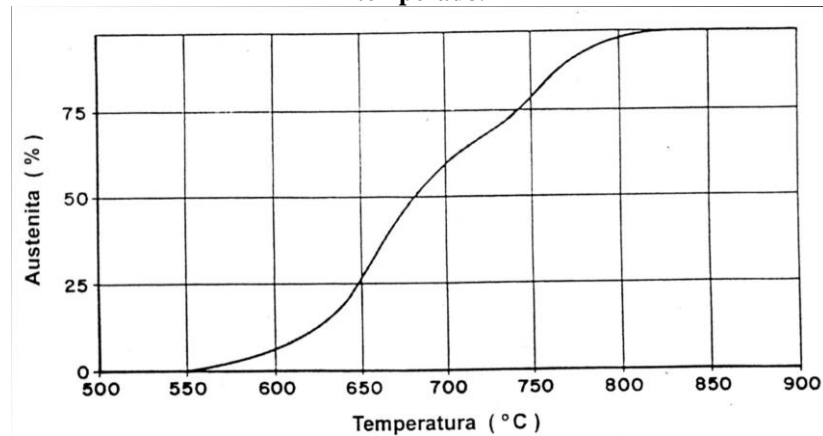
### **3.3.3 Revenimento do aço CA-6NM**

O revenimento justifica-se pelo fato destes aços, apesar de possuírem um baixo teor de carbono, possuírem baixa tenacidade na condição temperada (inferior a 35 J na temperatura ambiente). Quando realizado na faixa de temperatura de 600° C, garante a melhor tenacidade mediante a formação de até 30% de austenita estável e finamente dispersa, a qual durante o resfriamento não se transforma em martensita (HENKE, 1998).

O revenimento tem como função garantir uma boa tenacidade a peça. Esta tenacidade depende da formação de martensita revenida e de uma austenita finamente distribuída e estável que se forma entre 550 e 600 °C (está austenita não se tranforma em martensita no resfriamento). A figura 5 mostra o porcentual de austenita formada, em função da temperatura de revenimento para um aço CA-6NM. A austenita começa a ser formada a temperatura de aproximadamente 550 °C, e acresce progressivamente com seu aumento. Dependendo da temperatura de revenimento, a austenita formada pode ou não ser estável, afetando significativamente as propriedades mecânicas.



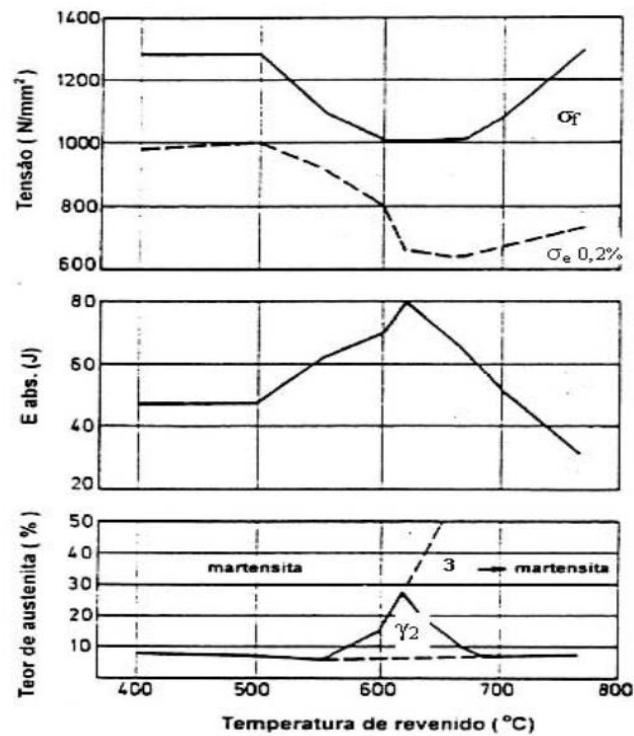
Figura 5- Porcentual de austenita formada em função da temperatura de revenimento do aço CA-6NM temperado.



Fonte: NIEDERAU, 1977.

A influência da temperatura de revenimento, nas propriedades mecânicas do aço CA-6NM temperado e revenido, pode ser vista na figura 6. A tenacidade deste material passa a aumentar a partir de aproximadamente 570 °C, chegando no valor máximo na temperatura de aproximadamente 615 °C.

Figura 6. Propriedades mecânicas do CA6NM temperado e revenido, em função da temperatura de revenimento.



Fonte: NIEDERAU, 1977.

## 4 METODOLOGIA

### 4.1 Materiais

#### 4.1.1 Arame Tubular

O consumível utilizado para deposição da liga 13%Cr, 4%Ni, 0,4%Mo foi um arame tubular do tipo flux cored (fluxo interno não metálico), de baixo hidrogênio (máximo 4ml/100g de metal depositado), com diâmetro nominal de 1,6 mm, denominado comercialmente DW-410NiMo e produzido pela *Kobelco Welding of American INC*. Este consumível é classificado segundo a norma AWS A5.22/A5.22M: 2012 como E410NiMoT-4/-1. A composição química e as propriedades mecânicas do metal depositado estabelecidas pela norma são apresentadas na tabela 8 e na tabela 9.

**Tabela 8 - Composição química do metal de solda (% em massa).**

	C	Cr	Ni	Mo	Mn	Si	P	S	Cu
DW-410NiMo	0.015	11.6	4.3	0.55	0.52	0.34	0.024	0.004	0.03

Fonte: Products Spotlight -KOBELCO.

**Tabela 9 - As propriedades mecânicas do metal de solda.**

PWHT	Ensaio de tração (temperatura ambiente)			Energia absorvida (J)	
	Limite de escoamento (N/mm <sup>2</sup> )	Limite de resistência (N/mm <sup>2</sup> )	Alongamento (%)	-20°C	0°C
600°Cx1 hr, AC *1	846	926	17	42, 41, 40 Média 41	46, 42, 43 Média 41
600°Cx25 hrs, FC *2	699	855	20	51, 52, 49 Média 51	51, 52, 55 Média 52

Fonte: Products Spotlight -KOBELCO.

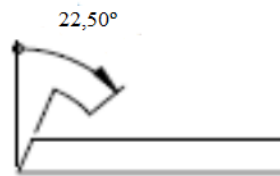
#### 4.1.2 Chapa

As chapas metálicas usadas para obtenção do metal de solda são em aço SAE- 1020 com composição química mostrada na tabela 10. A escolha de do aço diferente do inoxidável para a utilização dos testes é devido ao seu baixo custo em relação aos aços inoxidáveis e por ser previsto em norma a utilização de outro material com as precauções devidas. A preparação do chanfro foi feita por processo de usinagem por fresamento e seguiu o desenho mostrado nas figuras 7 e 8. Na figura 9 é possível ver a imagem do processo de usinagem.

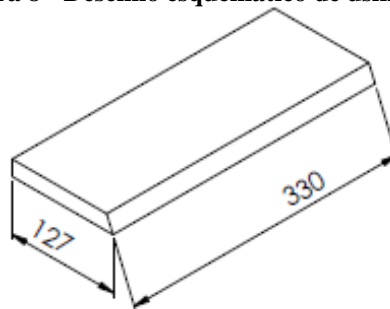
**Tabela 10 - Composição química aço SAE- 1020.**

C	Mn	Si	Cr	Al	P	S
0,17	0,3					
-	-	0,40	-----	-----	0,04	0,05
0,24	0,6	máx.	-----	-----	máx.	máx.
0,18	0,60	0,15	0,30	0,02		0,02
-	-	-	-	-	0,025	-
0,23	0,90	0,35	0,40	0,05	máx.	0,04

Fonte: CHIAVERINI, 1977

**Figura 7 - Desenho esquemático de usinagem.**

Fonte: Próprio autor.

**Figura 8 - Desenho esquemático de usinagem.**

Fonte: Próprio autor.

**Figura 9 - Usinagem da chapa.**

Fonte: Próprio autor.

Nas figuras 10 e 11 é possível ver imagens da chapa antes e pós usinagem respectivamente.

**Figura 10 - Chapa 1 sem usinagem.**



Fonte: Próprio autor.

**Figura 11 - Chapas 1 e 2 pós usinagem.**



Fonte: Próprio autor.

### **4.1.3 Gás de proteção**

O gás de proteção escolhido para a soldagem das chapas de teste foi a mistura com composição 80% Ar-20% CO<sub>2</sub>, uma vez que é a composição indicada pelo fabricante para a execução do processo de soldagem (Products Spotlight -KOBELCO).

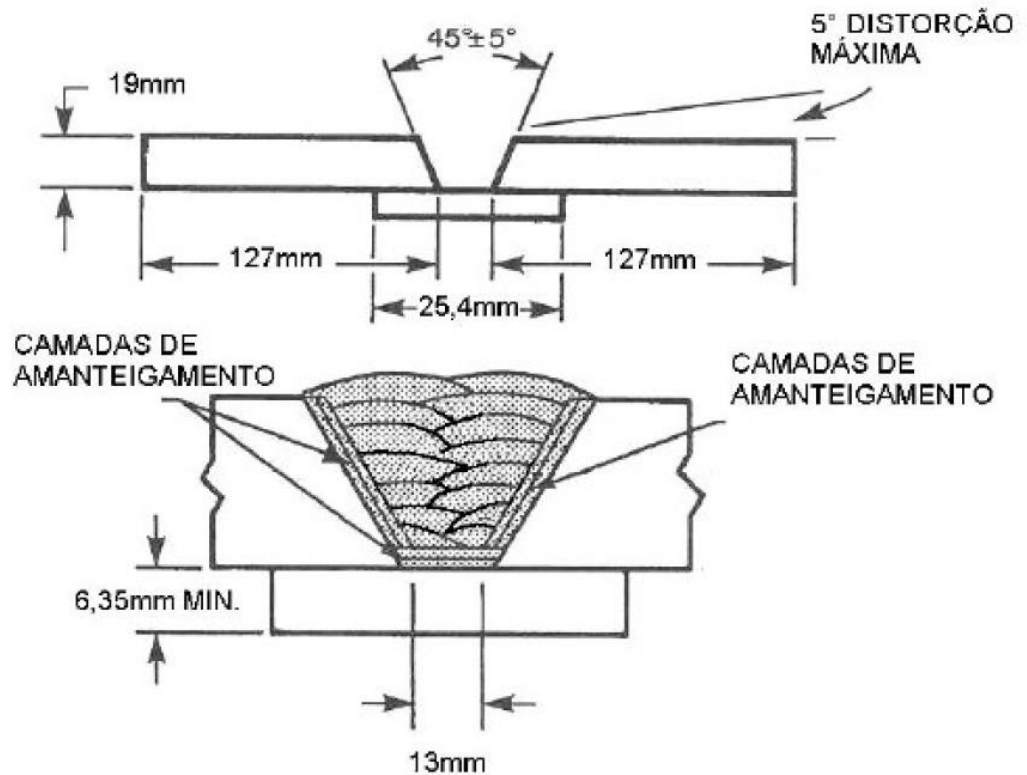
### **4.1.4 Equipamentos**

A soldagem dessas chapas foi realizada no laboratório de soldagem do Cefet-MG, campus 1, onde foi utilizado um equipamento constituído por uma fonte retificadora tipo tiristorizada marca Lincoln Electric, modelo Power Wave. Os parâmetros de corrente e tensão foram verificados durante toda a operação de soldagem por meio do próprio equipamento de soldagem, que realiza medições instantâneas dessas duas variáveis e possibilita a determinação dos valores médios a cada passe depositado.

## **4.2 Soldagem**

Foi soldada uma chapa de teste de onde seriam retirados os corpos de prova do metal de solda para avaliação da liga 13%Cr, 4%Ni e 0,4%Mo. A configuração da chapa de teste foi definida de acordo com as orientações do código ASME Seção II Parte C (AMERICAN SOCIETY OF MECHANICAL ENGINEERS, 2006) e é mostrada esquematicamente na figura 12. De forma a evitar que a diluição provocada pela utilização de chapas de aço carbono SAE 1020 alterasse a composição química do metal depositado, foi feita a deposição de duas camadas de “amanteigamento”, recobrimento do chanfro com uma camada de metal de solda com a intenção de evitar a diluição do metal da chapa de teste para o cordão de solda, utilizando o próprio arame tubular, DW-410NiMo, mostrada na figura 13.

Figura 12 - Montagem das chapas de teste para soldagem conforme ASME Seção II Parte C



Fonte: AMERICAN SOCIETY OF MECHANICAL ENGINEERS, 2006.

Figura 13 - Chapas 1 com amanteigamento



Fonte: Próprio autor.

A chapa de teste foi soldada utilizando-se os parâmetros e técnicas recomendados pelo fabricante do arame tubular, conforme indicado na tabela 11. As temperaturas de pré-aquecimento e entressoldas utilizadas foram as recomendadas pelo próprio fabricante do arame. Para maior controle, a tocha de soldagem foi acoplada em tartaruga de corte da marca White Martins, modelo MC 46, como ilustrado na figura 14.

**Tabela 11- Parâmetros utilizados na soldagem da chapas de teste.**

Gás de proteção	80% Ar 20% CO <sub>2</sub>
Faixa de vazão do gás de proteção (l/min)	18-20
Temperatura de pré aquecimento (°C)	100
Temperatura entre passes (°C)	150-200
Polaridade	CC+
Corrente (A)	230± 10
Tensão (V)	29± 2

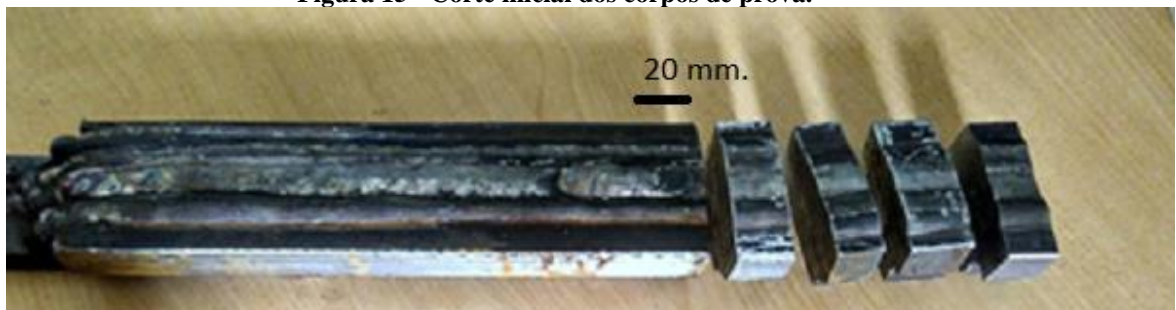
Fonte: Products Spotlight -KOBELCO.

**Figura 14 - Dispositivo de soldagem**

Fonte: Próprio autor.

### 4.3 Preparação das amostras de metal de solda

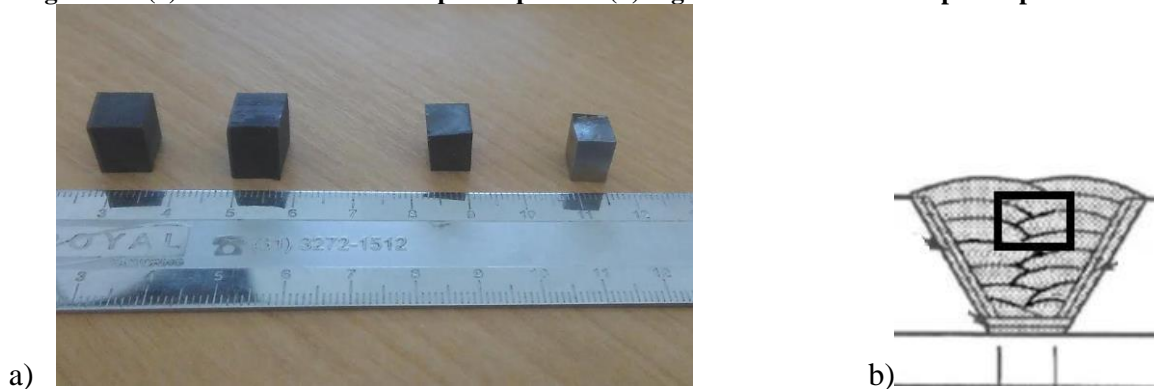
Depois de realizada a soldagem da chapa de teste realizado feita o corte da mesma, de modo a obter 4 corpos de prova como ilustrados na figura 15.

**Figura 15 - Corte inicial dos corpos de prova.**

Fonte: Próprio autor.

Depois de realizados os cortes iniciais, foram realizados cortes com disco de corte, no equipamento Arotec modelo Arocor 80, para reduzir o tamanho das amostras e facilitar os procedimentos posteriores, como ilustrado na figura 16.

**Figura 16- (a)Dimensão final dos corpos de prova e (b) região de retirada dos corpos de prova.**



Fonte: Próprio autor.

#### 4.4 Tratamento térmico

Três amostras foram submetidas a tratamento térmico de revenimento sobre condições diferentes. O procedimento contou com o aquecimento do forno até a temperatura de 600°C para que depois os corpos de prova fossem colocados dentro do equipamento. O corpo de prova 1 foi submetido a tratamento térmico de 600°C por 1 hora, o corpo de prova 2 foi submetido a tratamento térmico por 4 horas a temperatura de 600° e o corpo de prova 3 foi submetido a tratamento térmico por 8 horas na mesma temperatura dos demais. Todos os corpos tratados passaram por resfriamento ao ar. Outro corpo de prova foi analisado na condição como soldado para efeito de comparação. A tabela 12 ilustra os tratamentos térmicos que cada corpo de prova foi submetido.

**Tabela 12 - Dados do tratamento térmico.**

<b>Corpo de prova</b>	<b>Tempo de Tratamento</b>
<b>0</b>	0h
<b>1</b>	1h
<b>2</b>	4h
<b>3</b>	8h

Fonte: Próprio autor.

#### 4.5 Análise Metalográfica

Os ensaios metalográficos foram feitos da seguinte forma: um do metal de solda na condição como soldado, um tratado termicamente após soldagem por 1 hora, outro por 4 horas e outro por 8 horas. As amostras para os ensaios metalográficos foram lixadas (lixas 120, 240, 320, 400 e 600 Mesh) e polidas com pasta de diamante de 9µm, 3µm e 1µm.



Posteriormente foram atacadas com o reagente Villela, constituído pela solução mostrada na tabela 13. As análises foram feitas em um microscópio metalográfico de marca Kontrol, com aquisição de imagens com aumento de 200x.

**Tabela 13. Solução utilizada para preparação do reagente Villela**

Composição
1g de Ácido pírico
50ml de HCl
50ml HO

Fonte: Próprio autor.

#### **4.6 Ensaio de dureza**

De forma a comparar as durezas do metal como soldado e após tratamento térmico, realizou-se também o ensaio de dureza Vickers nas mostras. Após preparação metalográfica foram levadas a um equipamento marca SHIMADZU modelo HMV. Os ensaios foram realizados empregando uma carga de 100gf e 10s de tempo de penetração. Dez medições foram feitas para cada amostra de metal depositado, sendo a média e desvio padrão levantados.

## 5 RESULTADOS E DISCUSSÃO

### 5.1 Parâmetros de Soldagem

Os parâmetros de soldagem (tensão, corrente e tempo) monitorados durante a produção da chapa de teste, são mostrados na tabela 14. A distância bico de contato foi constante para todos passes sendo estabelecida como 20 mm e a vazão também foi calibrada para 18 L/min.

**Tabela 14 - Parâmetros de Soldagem**

Camada	Passe	Tensão (V)	Corrente (A)	Tempo
1	1	29,2	230	01:14
1	2	29,2	230	01:16
1	3	29,2	230	01:17
2	4	29,2	230	01:16
2	5	29,2	230	01:17
3	6	29,2	230	01:17
3	7	29,2	230	01:16
3	8	29,2	230	01:20
4	9	29,2	230	01:18
4	10	29,2	230	01:18
4	11	29,2	230	01:17
5	12	29,2	230	01:18
5	13	29,2	230	01:18
5	14	29,2	230	01:19
5	15	29,2	230	01:18

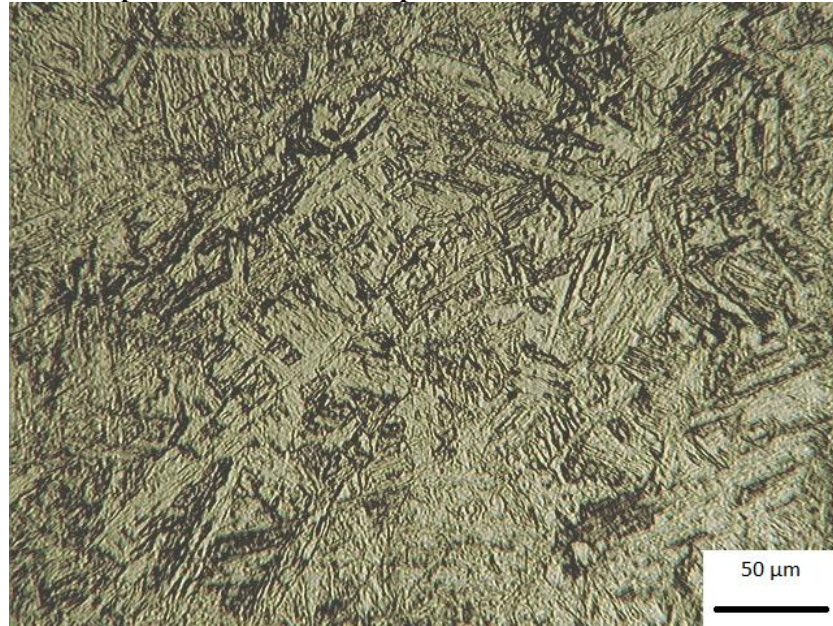
Fonte: Próprio autor.

A velocidade média dos passes de soldagem foi medida com base no comprimento da chapa de 330 mm e seu valor foi de 257,81mm/mim.

### 5.2 Análise Metalográfica

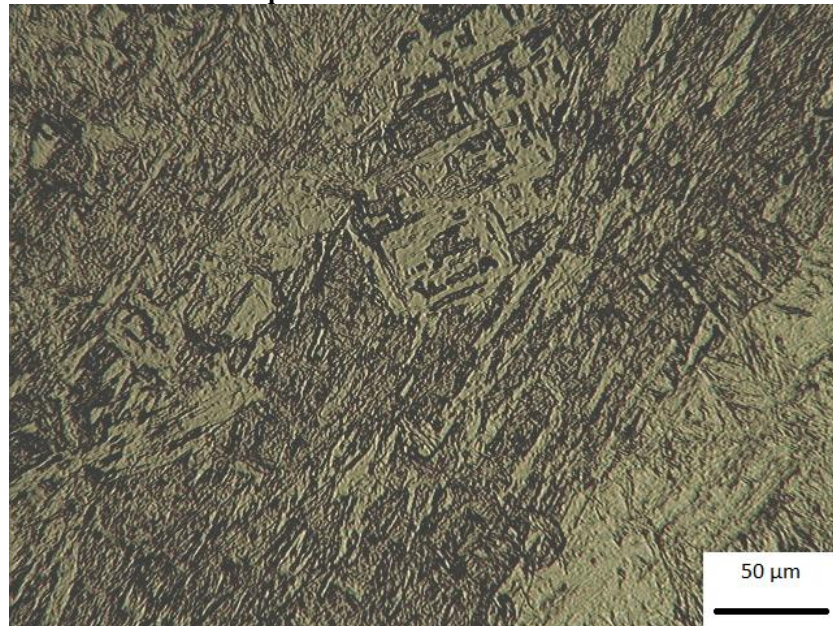
Conforme descrito na literatura pesquisada, em Staube, 1988, o metal de solda na condição “como soldado” apresenta uma microestrutura resultante à temperatura ambiente constituída por martensita “macia” com baixo carbono, contendo de 1 a 2% de austenita retida e 1 a 2% de ferrita- $\delta$ . A figura 17 e 18 mostram a microestrutura martensítica observada para o metal depositado nesta condição, tanto para a solda em si como para a condição reaquelada ou soldada sobre solda, que é quando um cordão de solda é depositado sobre outro feito anteriormente, fenômeno que gera aquecimento de parte do cordão anterior.

**Figura 17 - Microestrutura representativa do metal depositado soldado “como soldado”. Aumento: 200X.**



Fonte: Próprio autor.

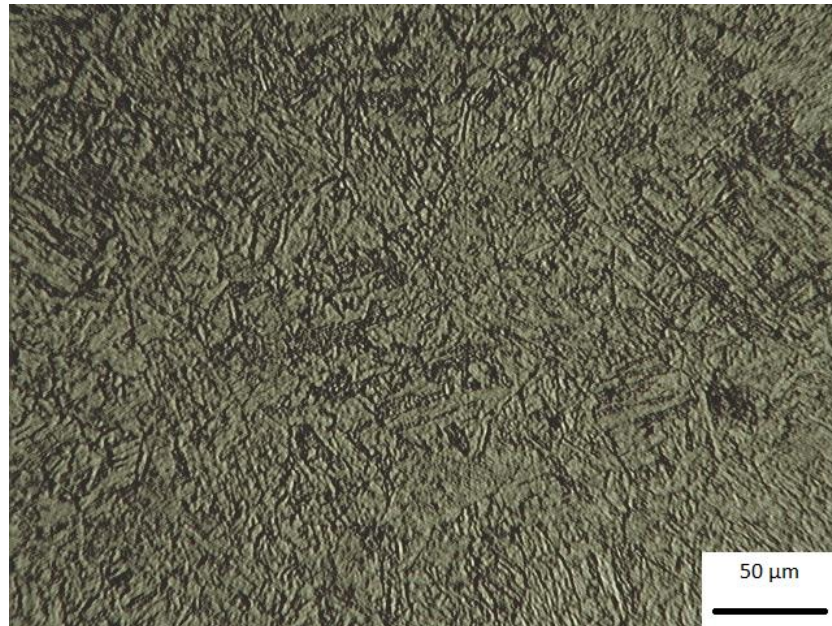
**Figura 18 - Microestrutura representativa do metal depositado soldado “como soldado” região reaquecida. Aumento: 200X.**



Fonte: Próprio autor.

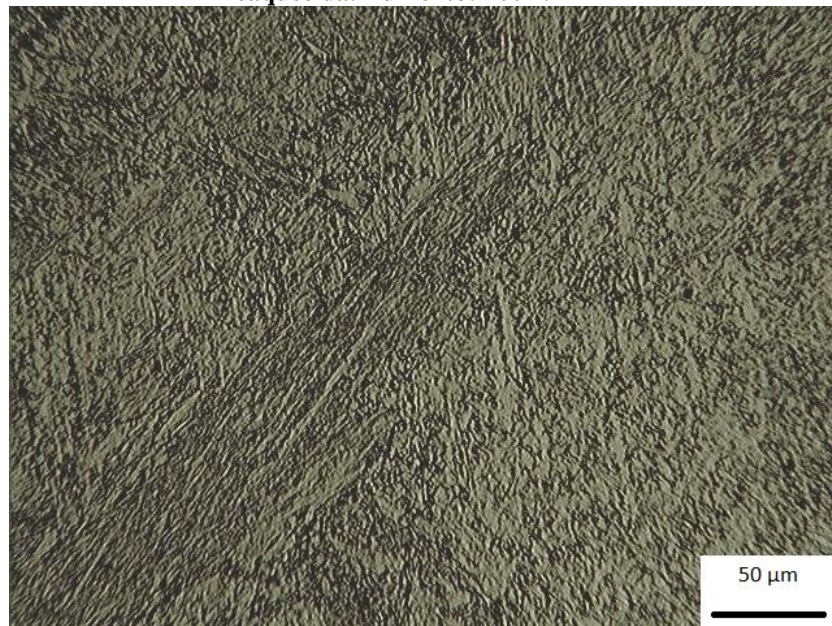
O mesmo metal de solda, devido à realização do tratamento térmico após soldagem à 600°C por 1 hora, sofreu alterações microestruturais, mostradas nas figuras 19 e 20. A microestrutura martensítica transforma-se em uma microestrutura que apresenta características típicas de martensita revenida conforme esperado para tal tratamento térmico.

**Figura 19 - Microestrutura representativa do metal depositado soldado tratado por 1 hora a 600°C. Aumento: 200X.**



Fonte: Próprio autor.

**Figura 20 - Microestrutura representativa do metal depositado soldado tratado por 1 hora a 600°C região reaquecida. Aumento: 200X.**

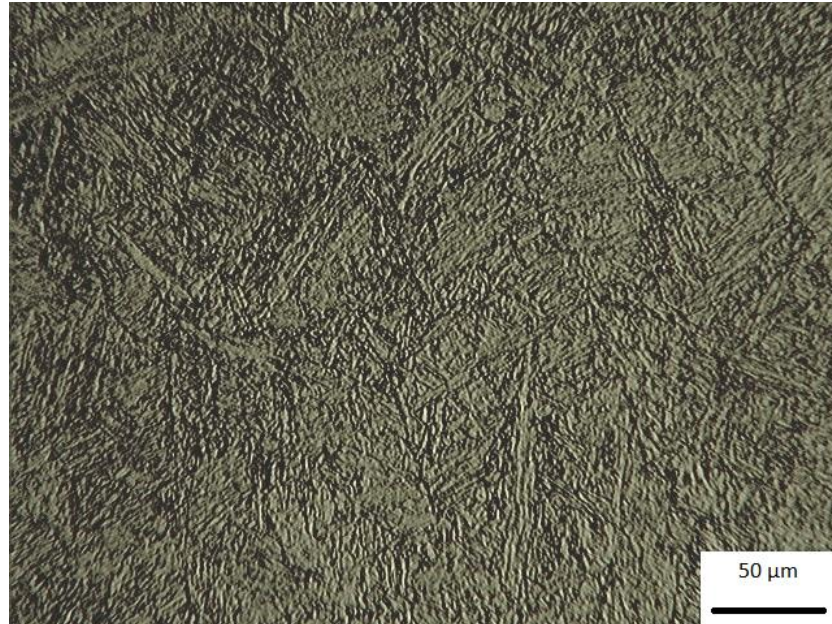


Fonte: Próprio autor.

A microestrutura do corpo de prova 2, tratado por 4 horas, apresentou alterações quando comparada aos corpos de prova 0 e 1. Em relação ao corpo de prova 0, a transformação pode ser descrita como a perda de quase toda martensita em forma de ripas, que foi transformada em martensita revenida esta, diferentemente da estrutura observada no

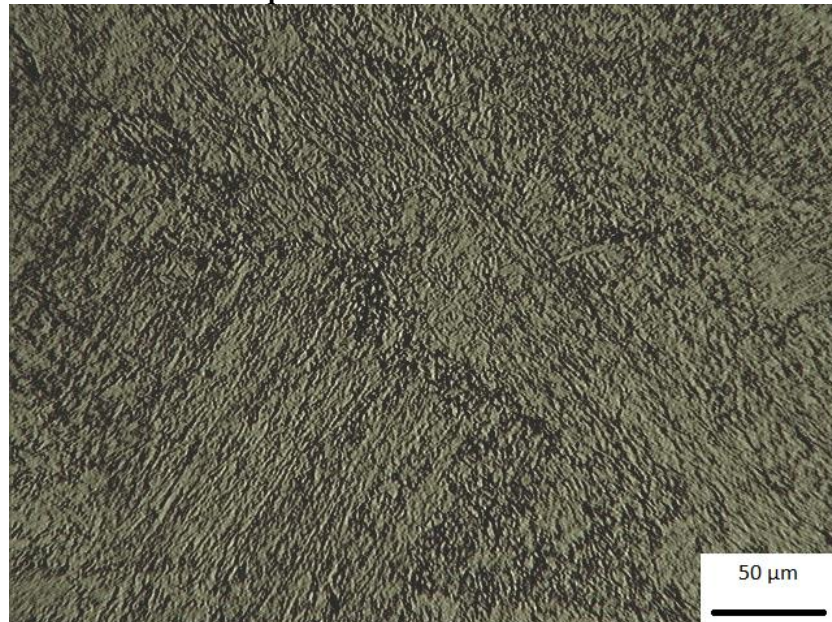
corpo de prova 1, tratado por 1 hora, está mais difusa. As figuras 21 e 22 mostram as diferenças citadas acima para a solda normal e da região reaquecida.

**Figura 21 - Microestrutura representativa do metal depositado soldado tratado por 4 horas a 600°C  
Aumento: 200X.**



Fonte: Próprio autor.

**Figura 22 - Microestrutura representativa do metal depositado soldado tratado por 4 horas a 600°C região reaquecida. Aumento: 200X.**

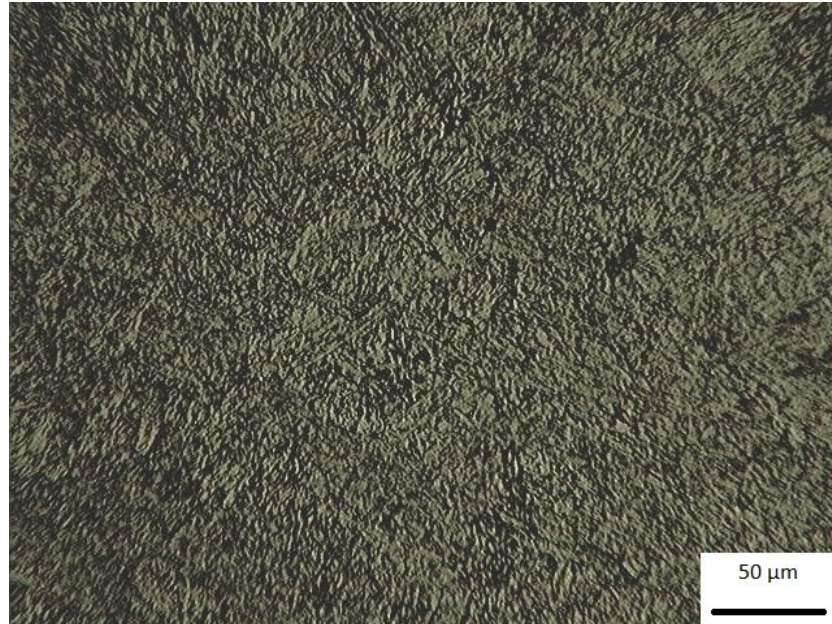


Fonte: Próprio autor.

As amostras do corpo de prova 3 tem suas microestruturas mostradas nas figuras 23 e 24. Nelas é possível observar a ausência de martensita na forma de ripas que se transformou

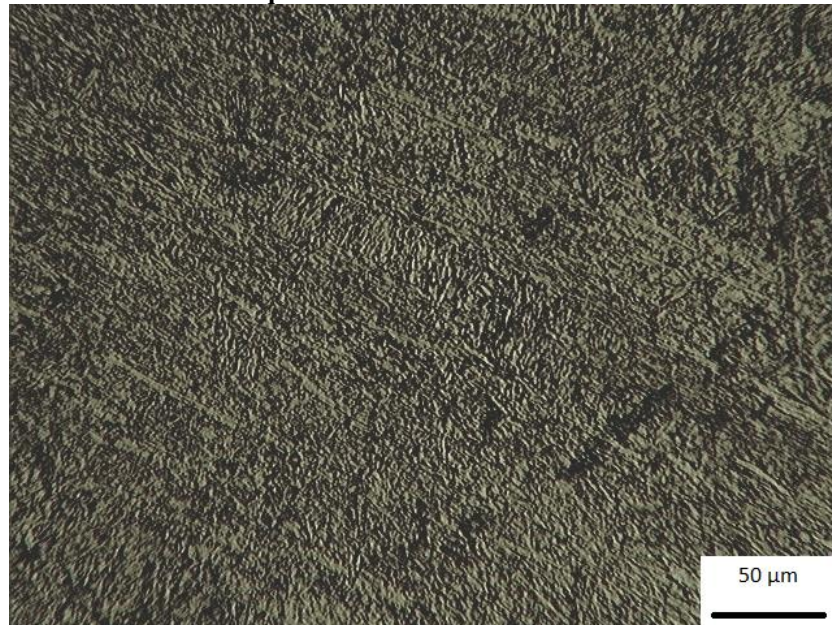
em martensita revenida. A diferença entre as diferentes regiões de solda é quase imperceptível.

**Figura 23 - Microestrutura representativa do metal depositado soldado tratado por 8 horas a 600°C  
Aumento: 200X.**



Fonte: Próprio autor.

**Figura 24 - Microestrutura representativa do metal depositado soldado tratado por 8 horas a 600°C região  
reaquecida. Aumento: 200X.**



Fonte: Próprio autor.

### 5.3 Dureza

O metal de solda nas condições como soldado e tratado termicamente após soldagem é apresentado na tabela 15.

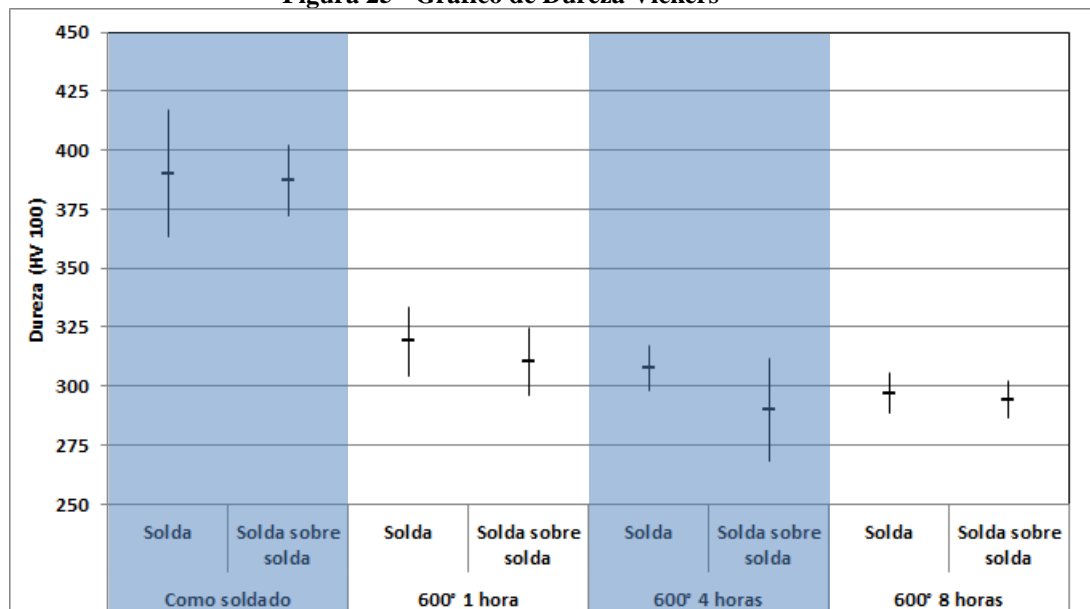
**Tabela 15 - Dureza Vickers (carga 100 gf) do metal depositado nas condições “como soldado” e tratados termicamente.**

Como soldado		Tratado 600° 1h		Tratado 600° 4h		Tratado 600° 8h		
Solda	Reaquecida	Solda	Reaquecida	Solda	Reaquecida	Solda	Reaquecida	
384	403	330	293	304	281	305	299	
409	376	323	327	320	296	300	282	
403	363	315	317	301	261	299	299	
404	369	330	289	306	265	306	291	
426	379	331	309	306	266	301	298	
398	403	334	336	297	314	293	294	
404	387	303	312	324	296	286	290	
332	400	316	303	318	321	280	301	
366	391	288	303	300	314	303	306	
376	400	319	315	299	285	297	284	
<b>Média</b>	390	387	319	310	308	290	297	294
<b>Desvio</b>	27	15	14	14	10	22	8	8

Fonte: Próprio autor.

O gráfico mostrado na figura 25, ajuda demonstrar melhor os resultados, com eles podemos ver uma tendência de que o tempo de tratamento térmico tende a reduzir a dureza do material, a dureza passa de 390 para 297 tendo como parâmetro a mesma região de medida.

**Figura 25 - Gráfico de Dureza Vickers**



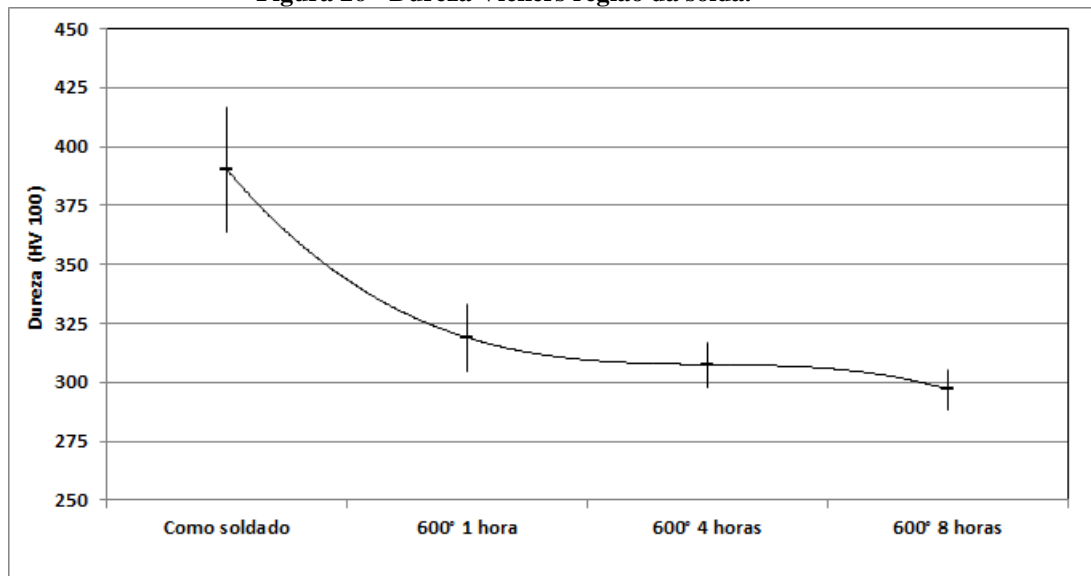
Fonte: Próprio autor.

A redução na dureza, observada tanto nas medições como no gráfico de dureza, podem ser justificadas como resultado das alterações estruturais resultantes da realização do tratamento térmico de revenimento. Microestruturas formadas por martensita revenida e

austenita retida apresentam durezas inferiores a estruturas martensíticas formadas na soldagem. Quando se compara a região da solda com a região solda sobre solda (reaquecida) não há diferença significativas nos valores de dureza.

O gráfico, mostrado na figura 26, representa os valores de dureza para os diferentes corpos de prova na região da solda. É possível observar que realmente há uma tendência de que com o tempo de tratamento térmico a dureza do material seja reduzida.

**Figura 26 - Dureza Vickers região da solda.**



Fonte: Próprio autor.

A queda brusca de dureza realmente acontece no tempo de 1 hora, sendo reduzida para maiores horas de tratamento térmico. Essa observação vem de encontro a análise metalográfica realizada, há pouca diferença na microestrutura dos corpos de prova tratados termicamente para 1, 4 e 8 horas, tendo somente a redução da quantidade de martensita na forma de ripas.



## 6 CONCLUSÕES

Com base nos resultados dos testes realizados, pode-se concluir que:

- O processo de soldagem realizado não promoveu alterações significativas capazes de alterar os resultados obtidos.
- A realização de tratamento térmico no metal depositado pelo consumível 13%Cr, 4%Ni e 0,4%Mo, resultou na redução da dureza do material ensaiado, se comparado com a condição “como soldado”. A microestrutura martensítica do corpo de prova do metal de solda na condição “como soldado” alterou-se para martensita revenida em decorrência do revenimento realizado.
- O tempo de tratamento térmico de 1 hora a 600°C apresentou bons resultados quanto a redução de dureza e mudança estrutural da condição “como soldado”, sendo não muito diferente das amostras tratadas por 4 e 8 horas.
- A quantidade de martensita revenida formada após tratamento térmico está relacionada ao tempo de tratamento térmico, sendo aumentada com acréscimo do mesmo.
- As mudanças microestruturais refletiram na redução de dureza apresentadas pelos corpos de prova tratados termicamente.

## **7 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS**

- Sugere-se a realização de ensaios de tenacidade ao impacto (Charpy entalhe V) nas amostras do metal de solda.
- Realização de análise microestrutural através de microscopia eletrônica de varredura.
- Análise das amostras por difração de raios-x visando verificar a presença de austenita retida.

## REFERÊNCIAS

AMERICAN SOCIETY OF MECHANICAL ENGINEERS; **Boiler and Pressure Vessel Code**, Section II, Part C, Edition 2004, Addenda 2006.

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

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

ASM Specialty Handbook, **Stainless Steels**, U.S.A: ASM, 1996.

ASTM A 743/A 743M – 98ae1. **Standard Specification for Castings, Iron-Chromium, Iron-Chromium-Nickel, Corrosion Resistant, for General Application.**

BAGGSTRÖM, G. **New steel for turbine runners**. Water Power, Dec. 1964.

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 Pós-graduação em Engenharia Mecânica da UFSC, Florianópolis, 1998.

BUSCHINELLI, A. J. A. **Técnicas de reparo por soldagem sem tratamento térmico de alívio de tensões e sua aplicação a aços Cr-Mo**. Monografia para concurso público. Florianópolis, 1992.

CASTRI, R., CADENSE, J.J. **Welding Metallurgy of Stainless and Heat Resisting Steel**. Cambridge Univ. Press, London, 1975; 189p.

CHIAVERINE, F. **Aços e Ferros Fundidos**. 5 ed. ABM, São Paulo, 1977; 518p.

EASTERLING, K. **Introduction to the physical metallurgy of welding**. Butterworths, 1983.

ENKE, Sérgio Luiz. **Desenvolvimento de procedimento de soldagem do aço inoxidável martensítico macio tipo CA-6NM sem tratamento térmico posterior**. Florianópolis: Universidade Federal de Santa Catarina, 1998. 63p. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica).

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.

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

NIEDERAU, Hermann J. **State of development of soft martensitic stainless chromium-nickel steels**. ed Kurt H. Miska, Climax Molybdenum Company, 1977.

**Products Spotlight –KOBELCO**.

STEEL CASTING HANDBOOK, 6 th Edition, **Corrosion Resistant High Alloy Steel** . ASM Chapter 20 , p 20.1 – 20.20.

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