

**UNIVERSIDADE FEDERAL DE SANTA CATARINA  
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM  
ENGENHARIA MECÂNICA**

Denilson Rogério Beiler

**INFLUÊNCIA DAS CONDIÇÕES DE PROCESSO SOBRE AS  
DESCONTINUIDADES E RESISTÊNCIA À CAVITAÇÃO DE  
REVESTIMENTOS SOLDADOS SOBRE AÇO CA-6NM**

Dissertação submetida ao Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica da Universidade Federal de Santa Catarina para a obtenção do Grau de Mestre em Engenharia Mecânica.

Orientador: Prof. Dr. Carlos Enrique Niño Bohórquez.

Florianópolis

2012

Ficha de identificação da obra elaborada pelo autor,  
através do Programa de Geração Automática da Biblioteca Universitária da UFSC.

Beiler, Denilson Rogério  
Influência das condições de processo sobre as  
descontinuidades e resistência à cavitação de revestimentos  
soldados sobre aço CA-6NM [dissertação] / Denilson Rogério  
Beiler ; orientador, Carlos Enrique Niño Bohórquez -  
Florianópolis, SC, 2012.  
126 p. ; 21cm

Dissertação (mestrado) - Universidade Federal de Santa  
Catarina, Centro Tecnológico. Programa de Pós-Graduação em  
Engenharia Mecânica.

Inclui referências

1. Engenharia Mecânica. 2. Erosão por cavitação. 3. Aços  
inoxidáveis martensíticos macios. 4. Revestimentos  
soldados. 5. Ferritoscópio. I. Bohórquez, Carlos Enrique  
Niño . II. Universidade Federal de Santa Catarina.  
Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica. III. Título.

Denilson Rogério Beiler

**INFLUÊNCIA DAS CONDIÇÕES DE PROCESSO SOBRE AS  
DESCONTINUIDADES E RESISTÊNCIA À CAVITAÇÃO DE  
REVESTIMENTOS SOLDADOS SOBRE AÇO CA-6NM**

Esta Dissertação foi julgada adequada para obtenção do Título de “Mestre”, e aprovada em sua forma final pelo Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica.

Florianópolis, 6 de junho de 2012.

---

Prof. Júlio César Passos, Dr.  
Coordenador do Curso

**Banca Examinadora:**

---

Prof. Carlos Enrique Niño Bohórquez, Dr.Eng.  
Orientador  
Universidade Federal de Santa Catarina

---

Prof. Augusto José de Almeida Buschinelli, Dr.Ing.  
Universidade Federal de Santa Catarina

---

Prof. Carlos Augusto Silva de Oliveira, D.Sc.  
Universidade Federal de Santa Catarina

---

Prof. Pedro Amedeo Nannetti Bernardini, Dr.Eng.  
Universidade Federal de Santa Catarina



Aos meus pais Rogério e Maristela,  
a minha esposa Renata e aos meus  
irmãos Fabiana e Cláudio, que sempre  
me apoiaram e deram condições de  
chegar até aqui.



## AGRADECIMENTOS

Ao meu orientador Prof. Carlos Enrique Niño Bohórquez pela orientação e discussões pertinentes que contribuíram muito para a concretização deste trabalho.

Aos professores Augusto Buschinelli, Jair Dutra, Carlos Augusto, Pedro Bernardini e Armando Albertazzi pelo essencial conhecimento transmitido em disciplinas e informações adicionais.

Aos amigos de pós-graduação Aldo dos Santos Pereira, Reinaldo Fayal, Romário Nogueira e demais pela colaboração em diversos aspectos deste trabalho e pelos momentos de descontração.

À engenheira Cleide Marqueze pela ajuda dedicada aos ensaios de cavitação e aos não destrutivos presentes no trabalho.

Aos bolsistas Karen Possoli, Alexandre Rambo e Lucas Passos pela fundamental ajuda na realização de atividades do projeto.

A todos os profissionais do LABSOLDA que de alguma forma colaboraram e despenderam tempo.

Aos membros da banca pela disponibilidade e contribuição técnico-científica dadas a este trabalho.

À Universidade Federal de Santa Catarina (UFSC) e ao Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica (POSMEC), por proporcionar as condições necessárias para a realização deste mestrado.

Aos laboratórios da UFSC (LABSOLDA, LABMAT, USICON e LabCONF) e à Fundação CERTI pelo suporte técnico vital ao projeto.

À TRACTEBEL Energia S.A. pelo fornecimento de material base para as soldagens.

Ao CNPq pela concessão da bolsa de estudos.

A toda minha família, em especial meus pais.

A DEUS, pela saúde, força, alegria e vontade.





## RESUMO

A erosão por cavitação causa enormes prejuízos para as empresas geradoras de energia elétrica, pois compromete o funcionamento de turbinas hidráulicas e leva a constantes paradas para recuperação das regiões erodidas. Um dos materiais atualmente mais empregados na fabricação de rotores de turbinas hidráulicas é o aço inoxidável martensítico CA-6NM, que tem melhor soldabilidade que a dos aços martensíticos convencionais, devido ao baixo teor de carbono. Além disso, possui ótimas propriedades mecânicas e boa resistência à erosão por cavitação. Quando é necessário recuperar uma região erodida por cavitação, é feita a deposição por soldagem de ligas resistentes, notadamente aquelas à base de cobalto. Para evitar a formação de trincas no depósito, geralmente é depositada uma camada de amanteigamento de um material menos propenso ao trincamento e que possua alta ductilidade, como o aço inox austenítico. Entretanto, em locais onde houve pouca erosão, não há espaço suficiente para depositar o amanteigamento. Nestes casos, deposita-se a liga direto sobre o substrato, e surge a possibilidade de que o metal de solda obtido apresente zonas frágeis localizadas que, por efeito das tensões de soldagem, produzam trincas no depósito. Neste contexto, procurou-se avaliar como as condições de deposição do revestimento, pelo processo arame tubular, sobre chapa espessa de CA-6NM influem sobre a ocorrência de trincas, descontinuidades e resistência à erosão por cavitação. Os perfis de rugosidade nos revestimentos submetidos à cavitação acelerada segundo norma ASTM G32-09 permitiram avaliar as variações na resistência ao longo dos revestimentos. A região de menor resistência parece ser a ZAC formada em cada cordão pelo calor do cordão subsequente. Com o ferritoscópio foi possível medir as variações nos teores de ferrita/martensita em cada revestimento, mas os valores encontrados não puderam ser correlacionados com a resistência à cavitação local. Da mesma forma, as variações de dureza não puderam ser correlacionadas. Quando a espessura a recuperar por soldagem for menor que 3,0 mm, deve ser depositada a liga à base de cobalto sobre o aço CA-6NM (sem amanteigamento), pois não há risco aumentado de que ocorram trincas e a resistência à cavitação é melhor que a de revestimentos amanteigados com aço inox austenítico.

**Palavras-chave:** Erosão por cavitação, Aços inoxidáveis martensíticos macios, Revestimentos soldados, Ferritoscópio.



## ABSTRACT

Cavitation erosion causes high economic losses to electric power generator companies, because it compromises the operation of hydroturbines and leads to constant stops to repair eroded regions. Nowadays, one of the most used materials in the manufacturing of hydroturbines rotors is the martensitic stainless steel CA-6NM, which has better weldability than traditional martensitic stainless steels due to lower carbon content. Moreover, it has excellent mechanical properties and good cavitation erosion resistance. When necessary recovering a cavitation eroded region is, deposition of resistant alloys by arc welding is made, remarkably those cobalt based alloys. To avoid crack formation in the deposit, generally is deposited a layer of buttering with a material less prone to cracking and also with high ductility, as austenitic stainless steel. However, in regions where there was a little erosion, there isn't space enough to deposit the buttering. In these cases the alloy is deposited directly on the substrate, and arises the possibility that the weld metal obtained presents localized brittle zones, which by effects of welding tensile, produce cracks in the deposits. In this context, sought to evaluate how the conditions of hardfacing deposition on a thick plate of CA-6NM, using flux cored arc welding process, influence in the occurrences of cracks, discontinuities and cavitation erosion resistance. The roughness profiles in the hardfacings submitted to accelerated cavitation according to standard ASTM G32-09 allowed to evaluate the variations in the resistance along the hardfacings. The region of lower resistance seems to be the ZAC formed in each weld bead by the heat of subsequent bead. With the ferroscope was possible measure the variations in the ferrite/martensite content in each hardfacing, but the values founded couldn't be correlated with the local cavitation resistance. Similarly, the hardness variations couldn't be correlated. When the thickness to recover by welding is less than 3,0 mm, the cobalt based alloy must be deposited on the steel CA-6NM (without buttering), because there isn't increased risk in occurring cracks and the cavitation resistance is better than buttered hardfacings with austenitic stainless steels.

**Keywords:** Cavitation erosion, Soft martensitic stainless steels, Welding hardfacing, Ferroscope.



## LISTA DE FIGURAS

Figura 1 – a)Representação esquemática da formação das bolhas; b)Imagem fotográfica da implosão da bolha e formação do microjato ( <a href="http://www.scs.uiuc.edu">http://www.scs.uiuc.edu</a> , 2007). .....	28
Figura 2 – Danos de cavitação em turbina Francis.....	29
Figura 3 – Curvas características da evolução da perda de massa e parâmetros para representação da taxa de erosão cumulativa (a) e taxa erosiva instantânea, em materiais sujeitos à cavitação (b) (ASTM G32-09). .....	30
Figura 4 – Fenômenos envolvidos na cavitação dos materiais (POHL, 1996). .....	31
Figura 5 – Taxa de erosão por cavitação de ligas comerciais avaliadas pelo método ultrassônico ASTM G 32. Adaptado de Simoneau (1986) e Rao (1987). .....	32
Figura 6 – Diagrama de equilíbrio Fe-Cr (HANSEN, 1958 apud (LIPPOLD e KOTECKI, 2005)). .....	33
Figura 7 – Efeito do carbono na expansão do campo austenítico (LIPPOLD e KOTECKI, 2005).....	34
Figura 8 – Influência do níquel sobre o campo austenítico (FOLKHARD, 1988). .....	35
Figura 9 – Seção do diagrama ternário Fe-Cr-Ni para razão de Cr:Ni = 3:1 (FOLKHARD, 1988). .....	36
Figura 10 – Diagrama TRC para o aço CA-6NM (CRAWFORD, 1974 apud (PEREIRA, 2000)). .....	38
Figura 11 - Micrografia obtida após têmpera a partir de 950°C.....	39
Figura 12 – Cavitação em função do tamanho de grão em aços HN com alto teor de nitrogênio (BREGLIOZZI et al., 2003).....	42
Figura 13 – Taxa de erosão dos materiais em função da relação entre Creq e Creq+Nieq (RAO e KUNG, 1987). .....	44
Figura 14 – Proporção das fases nas superfícies erodidas segundo (SIMONEAU et al., 1987). .....	46
Figura 15 – Diagrama de DeLong de 1973, que introduziu o conceito do Número de Ferrita (LIPPOLD e KOTECKI, 2005). .....	46
Figura 16 – Comparação da taxa de erosão, transformação de fase e o endurecimento induzido durante o fenômeno da cavitação de ligas comerciais (HART e WHALE, 2010). .....	48
Figura 17 – Dureza em função do teor de nitrogênio (TSCHIPTSCHIN et al., 2004).....	50

Figura 18 – Perfis de dureza e teor de nitrogênio do aço AISI 304L nitretado com uma pressão parcial de N <sub>2</sub> de 0,07 MPa (TSCHIPTSCHIN et al., 2004). .....	51
Figura 19 – Perda de massa em função do tempo de exposição (TSCHIPTSCHIN et al., 2004). .....	51
Figura 20 - Soldagem a arco elétrico com arame tubular com proteção gasosa (AWS, 1998). .....	55
Figura 21 – a)Fonte de soldagem IMC MTE Digitec 450; b)Sistema de Aquisição Portátil (SAP).....	60
Figura 22 – Forma de onda da corrente pulsada. ....	61
Figura 23 – Variáveis da corrente pulsada com imposição de corrente mostrando os pulsos térmicos e base térmica.....	62
Figura 24 – Disposição dos revestimentos depositados com diferentes energias. ....	62
Figura 25 – Terminologia dos ângulos na soldagem (FBTS, 2009). ....	64
Figura 26 – Desenho da peça utilizada para o ensaio de alta restrição. ....	65
Figura 27 – Esquema do corte da amostra soldada. ....	66
Figura 28 – Perfil geométrico do cordão de solda. ....	67
Figura 29 – Região de retirada dos corpos de prova para cavitação. ....	68
Figura 30 – Esquema dos CPs na medição de dureza no revestimento. ....	69
Figura 31 – Perfis de dureza na camada soldada. ....	69
Figura 32 – Ferritoscópio Fischer e mesa de posicionamento. ....	70
Figura 33 – Representação do ensaio de cavitação pelo método indireto. ....	71
Figura 34 – Representação simplificada dos parâmetros de rugosidade Ra e Rz.....	72
Figura 35 – Metalografia da chapa base consistindo em aço inoxidável martensítico. Reagente: Vilella. ....	76
Figura 36 – Oscilogramas de corrente e tensão obtidos para o D120... ..	77
Figura 37 – Oscilogramas de corrente e tensão obtidos para o AM240.....	78
Figura 38 – Oscilogramas de corrente e tensão obtidos para o DPT170. ....	78
Figura 39 – Peça ensaiada pelo método de líquidos penetrantes. ....	79
Figura 40 – Falta de fusão encontrada nos ensaios de alta restrição, (a) cordão 240 A, (b) solda em camadas de 120 A. Ataque químico: Vilella.....	80
Figura 41 – Macrografias dos cordões soldados. Ataque químico: Vilella.....	81
Figura 42 – a)Micrografia da margem e zonas da solda para o CAV120; b)309-240 com solidificação dendrítica. Ataque químico: Vilella. ....	82

Figura 43 – Estimativa da proporção das fases nas superfícies erodidas dos revestimentos soldados (adaptado de SIMONEAU, 1987). ...	85
Figura 44 – Medições com as chapas de inox + 3 chapas de aço C (e=6,0 mm). .....	88
Figura 45 – Fatores de correção para a espessura de camada (FISCHER, 2008). .....	89
Figura 46 – Variação do teor de ferrita medido devido ao efeito de borda para revestimentos simulados de 2,2 mm (esquerda) e 7,7 mm (direita). .....	90
Figura 47 – Fatores de correção para cada leitura do número de ferrita, em função da distância entre o ponto de medição e a borda (FISCHER, 2008). .....	91
Figura 48 – Variação do teor de ferrita no revestimento D240 (Cavitalloy direto sobre o MB, corrente de 240 A). Ataque químico: Vilella. ....	92
Figura 49 – Teores de ferrita encontrados nos CPs sem amanteigamento prévio. ....	93
Figura 50 – Teores de ferrita encontrados nos CPs com amanteigamento prévio. ....	93
Figura 51 – Micrografia para o D120 com o perfil de ferrita encontrado; Detalhe da ZAC onde houve queda nos teores. Ataque químico: Vilella. ....	94
Figura 52 – Esquema da medição de dureza na macrografia do cordão CAVPT170 (Pulsado térmico). Ataque químico: Vilella. ....	95
Figura 53 – Perfil de dureza dos cordões soldados com Cavitalloy sobre o aço CA-6NM. ....	96
Figura 54 – Micrografias da seção transversal dos cordões com os valores de dureza; a) CAV120; b) 309-240. Ataque químico: Vilella. ....	96
Figura 55 – Perfil de dureza dos cordões soldados com inox 309L sobre o aço CA-6NM. ....	97
Figura 56 – Comparação entre os teores de ferrita e dureza para o D240. Ataque químico: Vilella. ....	98
Figura 57 – Dureza nos revestimentos soldados sem amanteigamento.	99
Figura 58 – Dureza nos revestimentos soldados com amanteigamento. ....	100
Figura 59 – Esquema dos perfis de dureza medidos no AM170 (com amanteigamento prévio). Ataque químico: Vilella. ....	100
Figura 60 – Perfis de dureza na direção perpendicular à superfície da chapa (Perfil 1), para os revestimentos sem amanteigamento. ....	101

Figura 61 – Perfis de dureza na direção perpendicular à superfície da chapa (Perfil 1), para os revestimentos com amanteigamento prévio. ....	102
Figura 62 – Perfis de dureza entre os últimos cordões da camada soldada para os revestimentos sem amanteigamento (Perfil 2).....	103
Figura 63 – Perfis de dureza entre os últimos cordões da camada soldada para os revestimentos com amanteigamento (Perfil 2). ....	103
Figura 64 – Micrografias dos revestimentos soldados com as durezas medidas entre os passes da camada; a) D120; b) AM170. Reagente Vilella.....	104
Figura 65 – Resultados do ensaio de cavitação para oito CPs e ligas de referência.....	105
Figura 66 – Estrias de usinagem e desgaste irregular no AM240 após 8 horas de ensaio acelerado de cavitação. ....	105
Figura 67 – Macrografias feitas em seção transversal das amostras cavitadas. a) AM120, b) AM170. Ataque químico: Vilella. ....	107
Figura 68 – Resultados do ensaio de cavitação para CPs de inox 304.	108
Figura 69 – Resultados do ensaio de cavitação para CPs de CA-6NM. ....	109
Figura 70 – Perfis de rugosidade após 5 horas de cavitação e curvas suavizadas para amostras no estado de fornecimento. ....	111
Figura 71 – Perfis de rugosidade suavizados por FFT para amostras cavitadas após refusão.....	112
Figura 72 – Macrografia da região central e detalhe indicando a área cavitada no REV-D120. Ataque químico: Vilella.....	114
Figura 73 – Perfil bruto e suavizado para o REV-D120. Detalhe dos cordões na camada soldada com seta indicando a ordem de deposição.....	114
Figura 74 – Macrografia, perfil de rugosidade e variação da dureza e do teor de ferrita no revestimento D170. Ataque: Vilella. ....	115
Figura 75 – Macrografia, perfil de rugosidade e variação da dureza e do teor de ferrita no revestimento AM240. Ataque: Vilella. ....	116
Figura 76 – Perfis de rugosidade suavizados para os revestimentos sem amanteigamento. ....	117
Figura 77 – Perfis de rugosidade suavizados para os revestimentos com amanteigamento. ....	117



## LISTA DE TABELAS

Tabela 1 – Composição química do aço CA-6NM. ....	37
Tabela 2 – Propriedades mecânicas do aço CA-6NM. ....	37
Tabela 3 – Variação volumétrica na transformação de fase (PADILHA e GUEDES, 1994). ....	47
Tabela 4 – Tempo de incubação e máxima taxa de perda de massa durante testes de cavitação (TSCHIPTSCHIN et al., 2004). ....	52
Tabela 5 – Análise química do aço CA-6NM*. ....	58
Tabela 6 – Dureza do aço CA-6NM*. ....	58
Tabela 7 – Composição química dos eletrodos. ....	59
Tabela 8 – Parâmetros empregados nas soldagens. ....	63
Tabela 9 – Parâmetros adotados para a refusão com TIG. ....	66
Tabela 10 – Valores médios de parâmetros encontrados nas soldagens. ....	77
Tabela 11 – Parâmetros geométricos dos cordões soldados. ....	81
Tabela 12 – Valores previstos para as composições químicas dos metais de solda obtidos em cada corpo de prova. ....	83
Tabela 13 – Valores calculados de Creq e Nieq segundo DeLong e Rao (1987). ....	84
Tabela 14 – Valores de Creq e Nieq calculados pelas expressões de (SIMONEAU et al., 1987). ....	85
Tabela 15 – Valores estimados do conteúdo das fases presentes. ....	86
Tabela 16 – Teores estimados de ferrita segundo Schaeffler e DeLong. ....	86
Tabela 17 – Medições individuais das chapas de aço carbono e inox... ..	87
Tabela 18 – Variação do teor de ferrita pelo efeito de borda. ....	90
Tabela 19 – Médias de dureza na ZAC para os cordões soldados. ....	97
Tabela 20 – Médias de dureza na ZAC (Perfil 1). ....	101
Tabela 21 – Durezas médias nos CPs amanteigados (Perfil 2 (HV)). .	104
Tabela 22 – Tempo de ensaio, período de incubação e taxa de erosão. ....	106
Tabela 23 – Resultados de cavitação e das relações entre Creq e Nieq. ....	106
Tabela 24 – Corpos de prova para o segundo ensaio de cavitação. ....	108
Tabela 25 – Período de incubação e taxa de erosão das amostras. ....	109
Tabela 26 – Parâmetros de rugosidade medidos*. ....	110
Tabela 27 – Parâmetros de rugosidade medidos*. ....	113



## LISTA DE SÍMBOLOS, SIGLAS E ABREVIATURAS

$A_{c1}$ ,  $A_{c3}$  = Temperaturas críticas de transformação de fase no aquecimento

ACI = Alloy Casting Institute

AISI = American Iron and Steel Institute

ASM = American Society for Metals

ASTM = American Society for Testing and Materials

AWS = American Welding Society

CCC = Cúbica de Corpo Centrada

CFC = Cúbica de Face Centrada

Creq = Cromo equivalente

EFE = Energia de Falha de Empilhamento

FBTS = Fundação Brasileira de Tecnologia da Soldagem

FCAW = Flux Cored Arc Welding

FE = Falha de Empilhamento

FN = Ferrite Number

GMAW = Gas Metal Arc Welding

GTAW = Gas Tungsten Arc Welding

HB = Dureza Brinell

HC = Hexagonal Compacta

HTGN = Tratamento de nitretação a gás em alta temperatura

HV = Dureza Vickers

I = Corrente de soldagem [A]

IRECA = Improvement Resistant Cavitation

$L_a$  = Comprimento de amostragem

LABSOLDA = Laboratório de Soldagem da UFSC

LF = Linha de fusão

MAG = Metal Active Gas

MB = Metal de Base

MCAW = Metal Cored Arc Welding

MEV = Microscópio Eletrônico de Varredura

MIG = Metal Inert Gas

$M_f$  = Temperatura de fim da transformação martensítica

$M_s$  = Temperatura de início da transformação martensítica

MS = Metal de Solda

Nieq = Níquel equivalente

PTA = Plasma Transferred Arc

SAP = Sistema de Aquisição Portátil

SMAW = Shielded Metal Arc Welding

TIG = Tungsten Inert Gas

$t_i$  = Tempo de incubação [ks]

TRC = Transformação no Resfriamento Contínuo

UFSC = Universidade Federal de Santa Catarina

$V_s$  = Velocidade de soldagem [cm/min]

ZAC = Zona Afetada pelo Calor

$Z_i$  = Rugosidade parcial

ZF = Zona Fundida

ZPD = Zona Parcialmente Diluída

W = Máxima taxa de perda de massa [mg/ks]

$\gamma$  = Austenita

$\alpha$  = Ferrita alfa

$\delta$  = Ferrita delta

$\alpha'$  = Martensita CCC

$\varepsilon$  = Martensita HC

## SUMÁRIO

<b>1 INTRODUÇÃO</b> .....	<b>23</b>
<b>2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA</b> .....	<b>27</b>
2.1 O FENÔMENO DA EROÇÃO POR CAVITAÇÃO .....	27
2.2 RESISTÊNCIA DOS MATERIAIS À CAVITAÇÃO .....	29
<b>2.2.1 Aços Inoxidáveis Martensíticos</b> .....	<b>32</b>
<b>2.2.2 Aços Inoxidáveis Martensíticos Macios</b> .....	<b>34</b>
<b>2.2.3 Aço Inoxidável Martensítico Fundido CA-6NM</b> .....	<b>36</b>
2.2.3.1 Têmpera do aço CA-6NM .....	38
2.2.3.2 Revenido do aço CA-6NM .....	39
<b>2.2.4 Correlação Entre Cavitação E Propriedades Mecânicas</b> .....	<b>40</b>
<b>2.2.5 Correlação Entre Cavitação E Microestrutura</b> .....	<b>41</b>
2.2.5.1 Avaliação Do Desempenho À Erosão Por Cavitação Mediante O Refino De Grão .....	42
2.2.5.2 Avaliação Do Desempenho À Erosão Por Cavitação Mediante A Energia De Falha De Empilhamento – EFE .....	43
2.2.5.3 Previsão Da Resistência À Cavitação Com Base No Creq E Nieq .....	44
<b>2.2.6 Transformação De Fase Induzida Por Deformação</b> .....	<b>47</b>
<b>2.2.7 Aumento Da Resistência Da Superfície Por Meio De Nitretação</b> .....	<b>49</b>
2.3 FABRICAÇÃO E REPARO DE COMPONENTES SUJEITOS À CAVITAÇÃO .....	53
<b>3 MATERIAIS E MÉTODOS</b> .....	<b>57</b>
3.1 MATERIAIS E CONSUMÍVEIS .....	57
<b>3.1.1 Metal De Base CA-6NM</b> .....	<b>57</b>
<b>3.1.2 Metais De Adição</b> .....	<b>58</b>
<b>3.1.3 Gás De Proteção</b> .....	<b>59</b>
3.2 PROCEDIMENTOS DE SOLDAGEM .....	59
<b>3.2.1 Soldagem Com Alta Restrição</b> .....	<b>64</b>
<b>3.2.2 Refusão Com TIG</b> .....	<b>65</b>
3.3 PREPARAÇÃO DOS CORPOS DE PROVA .....	66
<b>3.3.1 Macrografias</b> .....	<b>67</b>

<b>3.3.2 Amostras Para Cavitação .....</b>	<b>68</b>
<b>3.4 ENSAIOS E EQUIPAMENTOS .....</b>	<b>68</b>
<b>3.4.1 Ensaio De Dureza .....</b>	<b>68</b>
<b>3.4.2 Medição Do Teor De Ferrita Em Locais Específicos .....</b>	<b>69</b>
<b>3.4.3 Ensaio Acelerado De Cavitação Pelo Método Indireto .....</b>	<b>70</b>
<b>3.4.4 Ensaio De Rugosidade .....</b>	<b>72</b>
<b>3.5 ANÁLISE MICROESTRUTURAL .....</b>	<b>73</b>
<b>4 RESULTADOS E DISCUSSÕES .....</b>	<b>75</b>
<b>4.1 CARACTERIZAÇÃO DO AÇO CA-6NM .....</b>	<b>76</b>
<b>4.2 DEPOSIÇÃO DE REVESTIMENTOS POR SOLDAGEM .....</b>	<b>76</b>
<b>4.3 SOLDAGEM COM ALTA RESTRIÇÃO .....</b>	<b>78</b>
<b>4.4 DEPOSIÇÃO DE CORDÕES SOBRE CHAPA .....</b>	<b>80</b>
<b>4.4.1 Macrografias Das Seções Transversais .....</b>	<b>80</b>
<b>4.4.2 Estimativa Da Composição Química Do Metal De Solda .....</b>	<b>82</b>
<b>4.5 AVALIAÇÃO DAS MEDIÇÕES DE FERRITA .....</b>	<b>87</b>
<b>4.5.1 Efeito Do Substrato E Da Borda .....</b>	<b>87</b>
<b>4.5.2 Teor De Ferrita Nos Revestimentos Soldados .....</b>	<b>91</b>
<b>4.6 MEDIÇÃO DE DUREZA .....</b>	<b>95</b>
<b>4.6.1 Dureza Nos Cordões Soldados Individualmente .....</b>	<b>95</b>
<b>4.6.2 Dureza Nos Revestimentos Soldados .....</b>	<b>98</b>
<b>4.6.3 Dureza Entre Os Cordões Nos Revestimentos Soldados .....</b>	<b>100</b>
<b>4.7 ENSAIO ACELERADO DE CAVITAÇÃO .....</b>	<b>104</b>
<b>4.7.1 Avaliação Dos Revestimentos À Cavitação .....</b>	<b>104</b>
<b>4.7.2 Avaliação Das Amostras Refundidas À Cavitação .....</b>	<b>108</b>
<b>4.8 AVALIAÇÃO DA RUGOSIDADE .....</b>	<b>110</b>
<b>4.8.1 Rugosidade Nos CPs Homogêneos E CPs Refundidos .....</b>	<b>110</b>
<b>4.8.2 Rugosidade Nos CPs Retirados Dos Revestimentos .....</b>	<b>113</b>
<b>5 CONCLUSÕES .....</b>	<b>119</b>
<b>RECOMENDAÇÕES PARA TRABALHOS FUTUROS .....</b>	<b>121</b>
<b>REFERÊNCIAS .....</b>	<b>123</b>

---

## 1 INTRODUÇÃO

---

As características geográficas do Brasil, em especial a grande extensão territorial e a existência de rios caudalosos, foram determinantes para a implantação de um parque gerador de energia elétrica de base predominantemente hidráulica. Como as usinas em operação correspondem a apenas 25% do potencial hidrelétrico, estima-se que as fontes hidráulicas continuarão a desempenhar importante papel no atendimento à crescente demanda de energia elétrica, pelo menos ao longo das duas próximas décadas.

As turbinas hidráulicas vêm ao longo do tempo sendo constantemente modificadas em seus projetos via mudanças de geometria ou materiais para melhor suportarem o problema da cavitação. A erosão por cavitação é causa de enormes prejuízos para as empresas geradoras de energia elétrica, pois compromete o funcionamento de turbinas hidráulicas e leva a constantes paradas para recuperação das regiões erodidas. Desta forma, quanto mais rápido e qualificado for o processo de recuperação das áreas erodidas e mais resistente à cavitação for o material utilizado, maior será o período disponível das turbinas para geração de energia.

Um dos materiais atualmente mais empregados na fabricação de rotores de turbinas hidráulicas é o aço inoxidável martensítico macio CA-6NM. Este tipo de aço foi desenvolvido na Suíça com o objetivo de melhorar a soldabilidade dos aços inox martensíticos convencionais como, por exemplo, o CA-15. Classificado pela ASTM como um aço inox macio, o CA-6NM tem sido utilizado devido a características importantes como ótimas propriedades mecânicas, boa resistência à erosão por cavitação e boa soldabilidade, devido ao baixo teor de carbono presente. Assim, eventuais reparos podem ser facilmente realizados.

Outra solução para o controle da erosão por cavitação é o revestimento superficial (hardfacing) aplicado no substrato através da soldagem a arco, resultando num aumento da resistência à cavitação e conseqüentemente na vida útil do equipamento. Dentre os materiais aplicados para revestimentos incluem-se diversas ligas, destacando-se os aços inoxidáveis e as ligas a base de cobalto. Para evitar a formação de trincas no depósito, como resultado da formação de microconstituintes frágeis pela diluição do substrato no metal de solda, geralmente é depositada primeiro uma camada de amanteigamento (buttering), de um material menos propenso ao trincamento e que possua alta ductilidade,

como aço inox austenítico. Entretanto, em locais onde houve pouca erosão por cavitação, ou onde a profundidade erodida foi pequena (como junto às bordas das cavidades erodidas), não há espaço suficiente para depositar o amantecimento seguido da liga resistente à cavitação. Nesses casos, deposita-se a liga diretamente sobre o substrato, e surge a possibilidade de que o metal de solda obtido pela combinação desses dois materiais (substrato e liga de adição) apresente zonas frágeis localizadas que, por efeito das tensões de soldagem, produzam trincas no depósito.

Com o intuito de reparar as regiões cavitadas são utilizados processos de soldagem a arco para a obtenção das espessuras de depósito desejadas, com o uso crescente de processos que permitam uma maior produtividade e maior nível de automatização, como é o caso da soldagem a arco com arame tubular. Este processo visa unir as vantagens do MIG/MAG com as do eletrodo revestido, deste modo o arame eletrodo maciço foi substituído por outro, composto de um arame tubular com alma de fluxo fusível. Além do arame tubular podem ser aplicados outros processos, dentre eles o eletrodo revestido, MIG/MAG e o PTA, que se trata de um dos processos de soldagem mais atuais, tendo sido muito pesquisado e aos poucos introduzido no reparo de turbinas em campo.

## **Objetivos e contribuições**

O objetivo geral deste trabalho foi o de determinar como as condições de deposição por soldagem de liga à base de cobalto sobre aço CA-6NM influem na resistência à cavitação global e local do revestimento.

Como objetivos específicos foram traçados os seguintes:

- ❖ Determinar se a partir do perfil de rugosidade do revestimento previamente cavitado é possível avaliar as diferenças na resistência à cavitação local.
- ❖ Determinar se com o ferritoscópio é possível medir com precisão as variações do teor de ferrita/martensita ao longo do revestimento.



- ❖ Determinar se com base na inspeção do revestimento soldado (antes da cavitação) feita pela medição de dureza e/ou a medição com ferritoscópio é possível avaliar a resistência à cavitação do revestimento e suas variações locais.



## 2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

---

Neste capítulo serão descritos alguns conceitos relacionados com o fenômeno da erosão por cavitação, incluindo sua definição e seus períodos (incubação, aceleração, atenuação e estacionário). Também serão abordadas as características dos materiais resistentes à cavitação e sua relação com as propriedades, em particular as correlações entre a resistência à cavitação e a resistência mecânica, resistência à fadiga, dureza, etc. Será destacada também a importância do material ter uma baixa energia de falha de empilhamento e os mecanismos de transformação de fases induzida por deformação.

A fabricação e o reparo dos componentes sujeitos à cavitação serão abordados para o caso de uma turbina hidráulica, comentando a forma que a mesma era tradicionalmente fabricada, onde o componente estrutural era fundido em aço carbono e revestido por soldagem apenas naquelas regiões mais propensas a sofrer cavitação, e destacando os benefícios obtidos com o uso do aço inox martensítico macio CA-6NM para fabricar os componentes por fundição. Os processos empregados para realizar o revestimento por soldagem serão também comentados, tanto os mais tradicionalmente utilizados como eletrodo revestido (SMAW) quanto os mais modernos como arame tubular (FCAW) e plasma a arco transferido (PTA).

### 2.1 O FENÔMENO DA EROSÃO POR CAVITAÇÃO

Quando há fluxo de água sobre a pá de um rotor de turbina hidráulica (figura 1a), são gerados gradientes de pressão ao longo da superfície da mesma. Em regiões da superfície da pá onde a pressão atinge valores inferiores à pressão de vapor da água, na temperatura de operação da turbina, formam-se bolhas de vapor de água. Quando estas bolhas são conduzidas pelo fluxo até atingirem regiões com pressão superior à pressão de vapor, este se condensa instantaneamente. As partículas de água condensada são projetadas em forma de microjato em várias direções, podendo atingir em altas velocidades a superfície das pás. O impacto dos microjatos sobre as pás do rotor gera esforços cíclicos, que se somam àqueles induzidos pela operação do rotor. Em regiões que sofrem tais sollicitações, pode ocorrer perda de material na superfície das pás, denominada de erosão por cavitação.

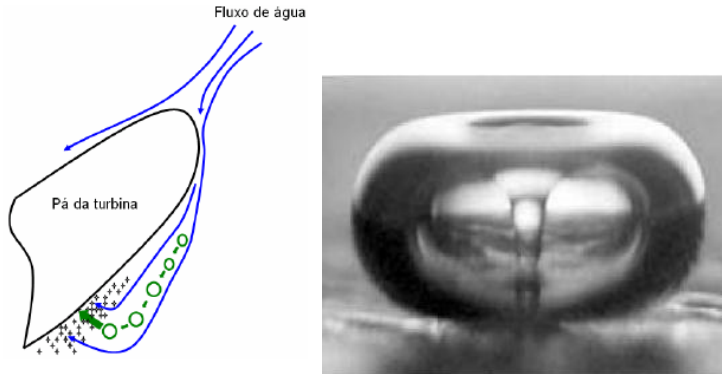


Figura 1 – a) Representação esquemática da formação das bolhas; b) Imagem fotográfica da implosão da bolha e formação do microjato (<http://www.scs.uiuc.edu>, 2007).

Esse fenômeno foi observado pela primeira vez por volta de 1894, sendo que a primeira teoria a tentar explicá-lo, fundamentada nos cálculos de Lord Rayleigh de 1917, foi baseada em ondas de choque provocadas pelo colapso de bolhas esféricas contendo um líquido incompressível. Em 1944 Kornfeld e Suvarov evidenciaram em suas pesquisas a formação de um microjato de líquido através da bolha assimétrica em colapso (figura 1b), o que foi comprovado experimentalmente por Naudé e Ellis em 1961.

A erosão por cavitação ocorre, então, devido à concentração de energia cinética em uma pequena área próxima ou no próprio local do colapso. Esta concentração de energia é responsável pelas altas tensões localizadas que provocam a degradação da superfície através da fadiga ou por superação da resistência ao cisalhamento.

Quando as superfícies perdem o seu perfil original e ideal, por apresentarem crateras, o desempenho da turbina pode ficar prejudicado em termos do rendimento (na transformação da energia hidráulica em energia mecânica) e da resistência mecânica, além de passar a desenvolver um processo de cavitação acelerado (RIBEIRO, 2007).

Embora os mecanismos dos colapsos ainda não estejam totalmente esclarecidos, é admitido que o impacto seja caracterizado por uma pressão da ordem de gigapascal, com um tempo de duração de microssegundos e dimensão da superfície de impacto de décimos de milímetro.

A figura 2 mostra o exemplo de um componente que sofreu erosão por cavitação, onde a parte mais desgastada no detalhe encontra-se em região de maior velocidade de fluido.

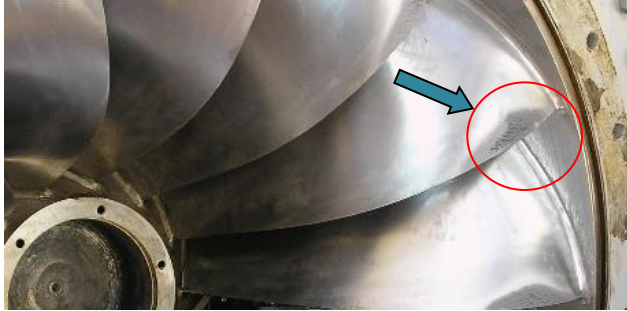


Figura 2 – Danos de cavitação em turbina Francis.

## 2.2 RESISTÊNCIA DOS MATERIAIS À CAVITAÇÃO

O processo de erosão por cavitação de um material pode ser dividido em estágios ou períodos. Inicialmente há um período de incubação, no qual ocorre deformação na superfície com pouca perda de massa. Em seguida ocorre o período de aceleração ou acumulação, em que a taxa de erosão aumenta drasticamente (devido ao encruamento da superfície e ao desenvolvimento de fissuras). O terceiro período é de atenuação, com uma redução da taxa de erosão, que ocorre devido à redução da pressão de colapso das bolhas pelo efeito de amortecimento do líquido retido nas reentrâncias da superfície erodida ou do vapor contido no líquido na zona de cavitação. Por último o período estacionário, no qual a perda de massa torna-se estável.

Independente do tipo de material submetido à erosão por cavitação, o desenvolvimento do processo erosivo em função do tempo de exposição apresentar-se-á, normalmente, como indicado na figura 3 dada a seguir.

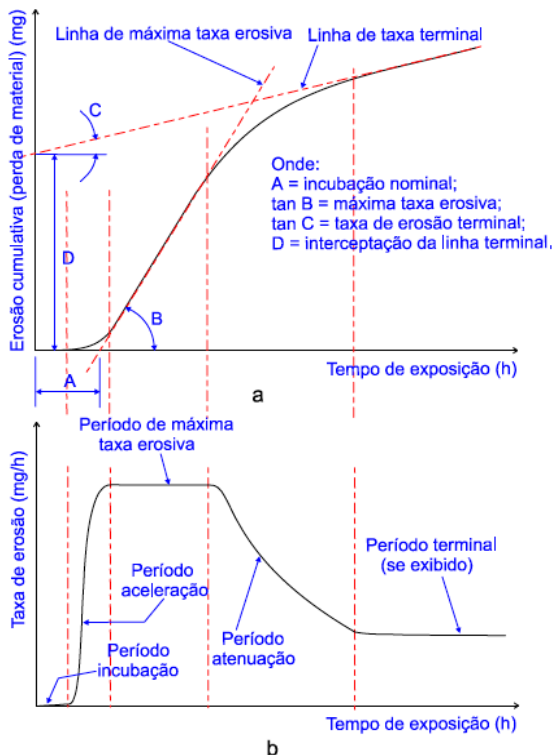


Figura 3 – Curvas características da evolução da perda de massa e parâmetros para representação da taxa de erosão cumulativa (a) e taxa erosiva instantânea, em materiais sujeitos à cavitação (b) (ASTM G32-09).

O fenômeno da cavitação tem sido observado em todo tipo de material sólido. Metais duros ou macios, dúcteis ou frágeis, quimicamente ativos ou inertes, todos podem ser danificados pela cavitação. Materiais metálicos como, por exemplo, o alumínio, ou não metálicos, como a borracha, plásticos, vidro, quartzo e concreto, são susceptíveis a esse dano.

Segundo Pohl (1996), os materiais podem ser classificados em relação à sua resistência à cavitação em dois grupos: materiais dúcteis, que apresentam deformações e transformações de fase com pequena perda de massa por longos períodos de ensaio e os materiais frágeis, que não suportam as solicitações de cavitação, com perda de massa já nos períodos iniciais do processo (figura 4).

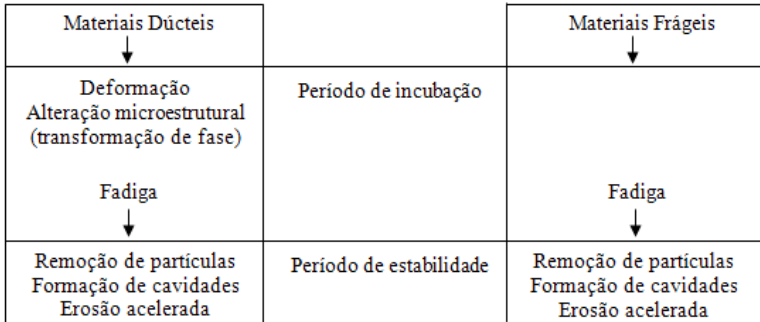


Figura 4 – Fenômenos envolvidos na cavitação dos materiais (POHL, 1996).

Nos materiais dúcteis há uma elevada deformação inicial e um encruamento crescente. Em locais onde acontece um maior acúmulo de deformação, como contornos de grão e contornos de maclas, surgem microtrincas de fadiga que dão início à formação de inúmeras cavidades. O tipo de material e sua microestrutura controlam a taxa de erosão no material. Nos materiais frágeis a menor capacidade de absorção da energia dos impactos leva a se formarem rapidamente núcleos concentradores de tensões, com isso há erosão das superfícies e formação de cavidades, cuja profundidade está relacionada com os mecanismos de fratura envolvidos.

Entre os materiais com elevada resistência à cavitação destaca-se o aço inoxidável Ni-Cr, que foi empregado por alguns anos na forma de camadas protetoras, depositadas por soldagem, em turbinas fabricadas em aço carbono. O desempenho do inox Ni-Cr está relacionado tanto com suas propriedades mecânicas quanto com sua resistência à corrosão, uma vez que a corrosão age como um acelerador da erosão provocada pela cavitação (SIMONEAU et al., 1987).

As áreas erodidas pela cavitação nas turbinas hidráulicas até os anos 90 normalmente eram recuperadas utilizando-se processos de soldagem, com o uso de eletrodos de aços inoxidáveis austeníticos tradicionais dos tipos AWS E 308 e E 309. Porém, a resistência à erosão por cavitação destes aços era insuficiente para suportar as altas cargas impostas pelos regimes de operação das turbinas. Atendendo à necessidade de desenvolver novos materiais com melhores propriedades, surgiram os aços inoxidáveis ao cobalto (Cavitec®, Cavitalloy®), com maior resistência à cavitação, porém com custo mais elevado. Também foram desenvolvidas ligas à base de cobalto (Stellites®), com resistência à cavitação ainda maior, mas que apresentavam maior susceptibilidade a trincas e dificuldades para

realizar o acabamento final por esmerilhamento (HART e WHALE, 2010). Apesar do custo, o uso desses materiais justifica-se pelo seu melhor desempenho, que leva a um aumento considerável do tempo entre reparos.

A figura 5 apresenta a taxa de erosão por cavitação para algumas ligas comerciais, dentre elas o aço 1020, aços inoxidáveis (308, CA-6NM, 301), ligas de aços inoxidáveis ao Co (E 725, IRECA, Cavitec®) e ligas de Co (Stellite®).

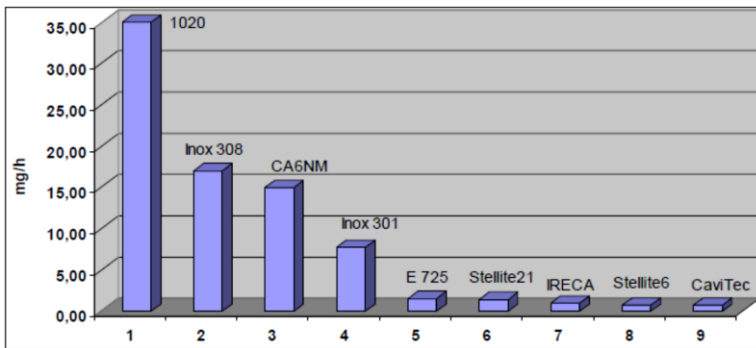


Figura 5 – Taxa de erosão por cavitação de ligas comerciais avaliadas pelo método ultrassônico ASTM G 32. Adaptado de Simoneau (1986) e Rao (1987).

### 2.2.1 Aços Inoxidáveis Martensíticos

Os aços inoxidáveis martensíticos são essencialmente ligas ternárias Fe-Cr-C que sofrem uma transformação alotrópica e formam martensita a partir da austenita sob a maioria das condições utilizadas nas operações de processamento termomecânico.

Uma grande variedade de ligas martensíticas está disponível, com teores de cromo de 11,5 a 18% e teores de carbono de 0,1 a 0,25%. Algumas ligas contêm pequenas adições de Mo, V e W para promover resistência à alta temperatura pela formação de carbonetos estáveis. A adição de níquel aumenta a tenacidade (LIPPOLD e KOTECKI, 2005).

Tais aços têm grande aplicação na engenharia, sendo utilizados em diferentes meios: tubulações de vapor, válvulas e tubos para a indústria petrolífera, assim como na fabricação de pás de turbinas hidráulicas. Em geral, a resistência à corrosão dos aços inox martensíticos não é tão boa quanto de outros tipos de inox (ferríticos, austeníticos, etc.), devido ao relativamente baixo teor de cromo e alto



teor de carbono. Entretanto, essas ligas são geralmente selecionadas para aplicações onde seja requerida a combinação de alta resistência mecânica e moderada resistência à corrosão em condições atmosféricas. O baixo teor de cromo e de outros elementos de liga torna-os também mais baratos do que os outros aços inox.

A microestrutura dos aços inoxidáveis martensíticos é determinada principalmente pelos teores de cromo e carbono e pelo tratamento térmico. Conforme a figura 6, com concentrações de cromo (ferritizante) até aproximadamente 12% em peso, austenita forma-se da ferrita em condições normais de resfriamento no estado sólido. A região do diagrama de fase na qual a austenita é estável é chamada de campo austenítico. No resfriamento em equilíbrio, a austenita que forma-se dentro deste campo irá se transformar novamente em ferrita. Porém, com resfriamento mais rápido a austenita irá formar martensita (LIPPOLD e KOTECKI, 2005).

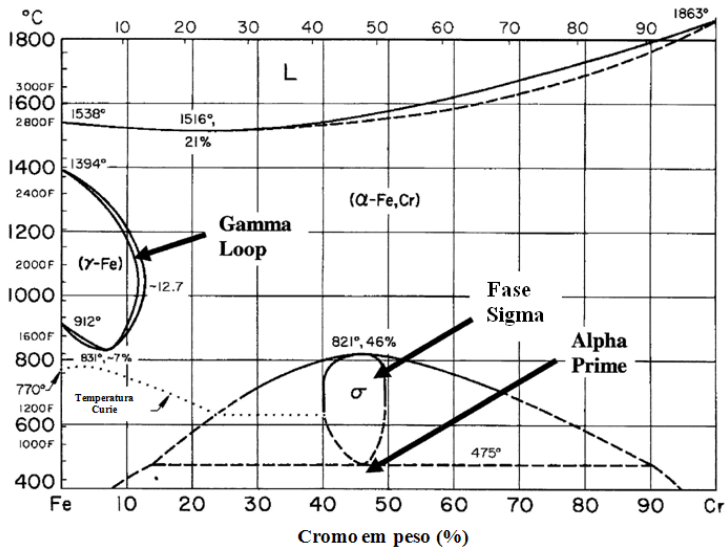


Figura 6 – Diagrama de equilíbrio Fe-Cr (HANSEN, 1958 apud (LIPPOLD e KOTECKI, 2005)).

Taxas de resfriamento normais na solda são suficientemente rápidas para produzirem no metal de solda e na ZAC (Zona Afetada pelo Calor) microestruturas que são predominantemente martensíticas. Com altos teores de carbono, o campo austenítico se expande, promovendo estruturas completamente martensíticas, sendo estas mais

duras e frágeis conforme os teores de carbono se elevem. Com isso, haverá uma maior susceptibilidade do material ao desenvolvimento de fraturas frágeis e trincas induzidas pelo hidrogênio (LIPPOLD e KOTECKI, 2005).

### 2.2.2 Aços Inoxidáveis Martensíticos Macios

A relativa baixa soldabilidade dos aços inoxidáveis martensíticos, sua grande susceptibilidade às trincas induzidas por hidrogênio e propriedades mecânicas das juntas soldadas geralmente insatisfatórias, conduziram a desenvolvimentos que culminaram no fim dos anos cinquenta no surgimento dos aços inoxidáveis martensíticos macios (low carbon chromium-nickel martensitic stainless steels) (FOLKHARD, 1988).

Esta nova classe de aço surgiu por uma necessidade de alguns países europeus de novos materiais para fabricação de rotores de turbinas hidráulicas, os quais deveriam apresentar, entre outras vantagens, melhores propriedades mecânicas, excelente resistência à erosão por cavitação e boa soldabilidade, esta última para eventuais reparos que pudessem acontecer (HENKE, 1998).

A figura 7 ilustra a forte influência do carbono na expansão do campo austenítico. Pequenas variações na quantidade deste elemento gamagênico resultam em grandes alterações.

A ideia básica no desenvolvimento desses aços foi a redução do

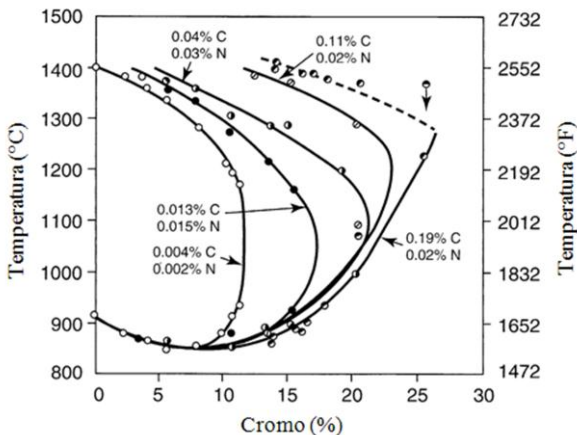


Figura 7 – Efeito do carbono na expansão do campo austenítico (LIPPOLD e KOTECKI, 2005).

teor de carbono com o objetivo de melhorar a tenacidade da martensita, diminuindo assim a tendência de trincas a frio. A adição de 4 a 6% de níquel pretendia evitar a formação de ferrita delta (FOLKHARD, 1988).

Além do níquel contribuir na ampliação do campo austenítico, provoca também o abaixamento das temperaturas de início e fim da transformação martensítica ( $M_s$  e  $M_f$ ). O efeito do níquel está ilustrado na figura 8.

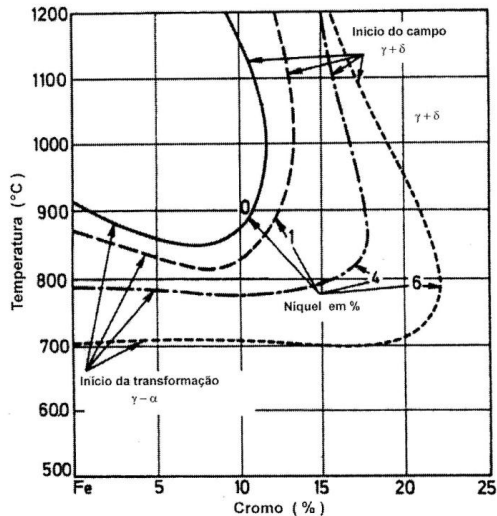


Figura 8 – Influência do níquel sobre o campo austenítico (FOLKHARD, 1988).

Um diagrama de equilíbrio aplicável aos aços inox martensíticos macios está mostrado na figura 9 para uma proporção de cromo-níquel de 3:1, a qual permite determinar a solidificação de, por exemplo, ligas cromo-níquel nas proporções 12:4 ou 15:5.

Inicialmente essas ligas solidificam-se como ferrita  $\delta$ . No resfriamento em condições de equilíbrio, por volta de  $1300^{\circ}\text{C}$  a transformação ferrita  $\delta \rightarrow$  austenita  $\gamma$  se inicia, finalizando em temperaturas em torno de  $1200^{\circ}\text{C}$ . Nas taxas reais de resfriamento encontradas em uma operação de soldagem, pequenas quantidades de ferrita delta ficam retidas durante a transformação  $\delta \rightarrow \gamma$ . A transformação  $\gamma \rightarrow \alpha$  conduz a uma estrutura martensítica macia e tenaz contendo pequenas quantidades de ferrita delta e austenita residual super-resfriada que, dependendo do tipo de liga, poderá ser de 1 a 10% (FOLKHARD, 1988).

Os aços martensíticos macios pelo seu baixo teor de carbono e adições de níquel mostram bons valores de tenacidade (Ex.: -75°C e 68J) com durezas correspondentes de 350 a 400 HV.

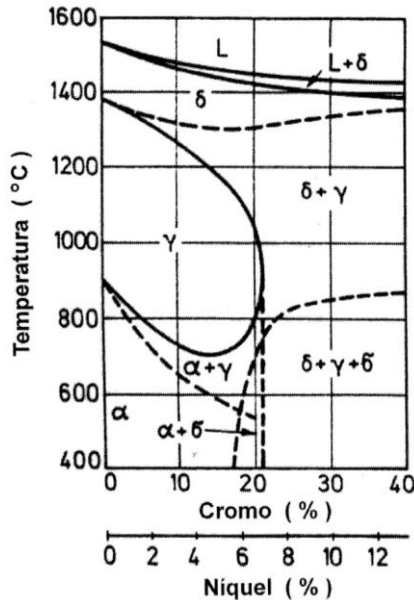


Figura 9 – Seção do diagrama ternário Fe-Cr-Ni para razão de Cr:Ni = 3:1 (FOLKHARD, 1988).

### 2.2.3 Aço Inoxidável Martensítico Fundido CA-6NM

Os aços inoxidáveis fundidos são classificados pelo Alloy Casting Institute (ACI), de acordo com sua utilização e composição química. Para o aço fundido CA-6NM a primeira letra refere-se à sua resistência em meios corrosivos (C). A segunda letra indica o valor nominal do teor de níquel. Com o correspondente aumento deste elemento, a designação se altera de A a Z. Os números que seguem as duas primeiras letras indicam a porcentagem máxima de carbono presente (% x 100). Por último, as letras subsequentes correspondem à 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 que contém no máximo 0,06% de carbono (ASM, 1984).

Segundo a norma ASTM A743 M, o aço inox CA-6NM corresponde a uma liga cuja composição química é apresentada na tabela 1. As propriedades mecânicas deste aço, recomendadas pela norma ASTM A743, estão apresentadas na tabela 2.

Tabela 1 – Composição química do aço CA-6NM.

Elemento	% em peso
Carbono	Máx. 0,06
Manganês	Máx. 1,00
Silício	Máx. 1,00
Fósforo	Máx. 0,04
Enxofre	Máx. 0,03
Cromo	11,5 – 14,0
Níquel	3,5 – 4,5
Molibdênio	0,4 – 1,0

Tabela 2 – Propriedades mecânicas do aço CA-6NM.

Limite de Escoamento (MPa)	Resistência à tração (MPa)	Alongamento na fratura (%)	Dureza Brinell (HB)
550	755	15	Máx. 285

A limitação do teor de carbono em no máximo 0,06% tem como objetivos evitar tanto a ocorrência de trincas a frio, pois proporciona um aumento da tenacidade da martensita, quanto o aparecimento de trincas a quente. Através de análises térmicas, foi constatado um menor intervalo liquidus-solidus para aços com menores teores de carbono e, como resultado, uma redução significativa na ocorrência de defeitos resultantes da solidificação como trincas a quente (BAGGSTRÖM, 1964 apud (PEREIRA, 2000)).

A figura 10 apresenta um diagrama TRC (Transformação no Resfriamento Contínuo) do aço CA-6NM. Neste diagrama pode ser observado que mesmo sob taxas de resfriamento extremamente lentas não há a formação de outro microconstituente (perlita, ferrita ou bainita) além de martensita, devido à alta temperabilidade desse tipo de aço.

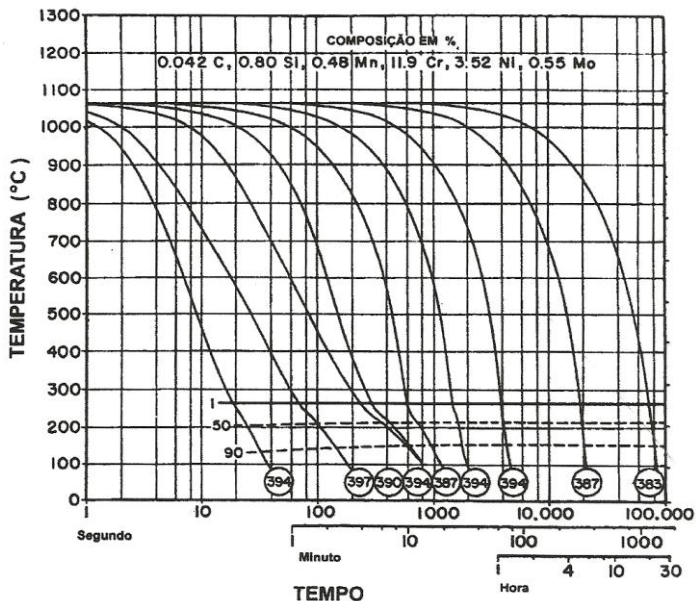


Figura 10 – Diagrama TRC para o aço CA-6NM (CRAWFORD, 1974 apud (PEREIRA, 2000)).

Os tratamentos térmicos empregados no aço CA-6NM são essenciais na obtenção das microestruturas desejadas e, portanto, de suas propriedades mecânicas. Tendo em vista que esse aço é utilizado no estado temperado e revenido, a seguir será comentada a aplicação desses tratamentos térmicos a este tipo de aço.

### 2.2.3.1 Têmpera do aço CA-6NM

O aço CA-6NM é austenitizado normalmente em temperaturas na faixa de 950 a 1050°C, onde ocorre a homogeneização dos elementos segregados, a dissolução de carbonetos e a decomposição da ferrita delta oriunda do material bruto de fundição. A temperatura de austenitização não deve ser muito baixa, pois esta conduz a baixos valores de tenacidade, devido a não dissolução dos carbonetos e, ao mesmo tempo, não deve ser muito alta para evitar o crescimento acentuado dos grãos austeníticos (GRACIOSO, 2003).

A figura 11 mostra uma micrografia do aço CA-6NM após têmpera a partir de 950°C. Como se pode observar, a microestrutura é

típica de martensita em ripas, embora não seja possível quantificar nem as ripas da martensita, nem os seus blocos e pacotes.

Além da temperatura de solubilização, o resfriamento de têmpera também é um fator importante no tratamento térmico e, no aço inoxidável CA-6NM geralmente procura-se fazê-lo o mais rápido possível de maneira a evitar a precipitação de carbonetos. Em contrapartida, resfriamentos bruscos podem induzir altas tensões internas na peça, podendo causar defeitos macroscópicos como trincas e empenamento (GRACIOSO, 2003).

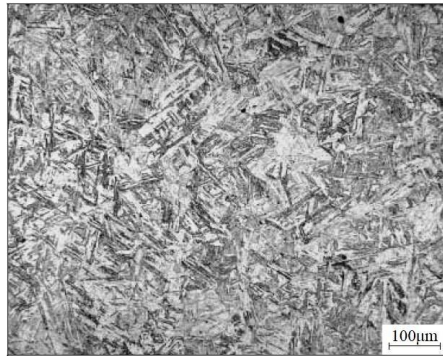


Figura 11 - Micrografia obtida após têmpera a partir de 950°C.

### 2.2.3.2 Revenido do aço CA-6NM

Os objetivos da utilização do tratamento de revenido são diversos e dependem basicamente da composição química e da aplicação final do material. Na maioria dos aços martensíticos, como o aço inoxidável martensítico macio CA-6NM, o revenido é utilizado com a finalidade de aumentar a tenacidade e a ductilidade. As transformações que ocorrem no revenido são importantes na obtenção de boas tenacidades para esse tipo de aço.

Os fenômenos relacionados com o revenido são: a segregação de carbono para os defeitos de rede e a precipitação de carbonetos; recuperação e recristalização da estrutura martensítica; formação de ferrita e carbonetos; e, no caso específico do aço CA-6NM, formação de austenita que permanece retida. Com a aplicação de um revenido intercrítico a 600°C (ligeiramente acima da temperatura  $A_{c1}$ ), que pode ser aplicado por um tratamento térmico pós-soldagem, excelentes propriedades de tenacidade são obtidas. Este revenido promove o

amolecimento da martensita e a precipitação de austenita finamente distribuída ao longo dos contornos de martensita e dos contornos de grãos prévios de austenita. Após o revenido, esta austenita dispersa mantém-se não transformada e com isso há um aumento significativo na tenacidade da liga (BILMES et al., 2001).

#### **2.2.4 Correlação Entre Cavitação E Propriedades Mecânicas**

Ao longo dos anos a relação entre resistência à cavitação e algumas propriedades tais como dureza, resistência à tração, energia de deformação, resistência à fadiga, entre outras, foi pesquisada por vários autores como Boccanera (1999), Karimi (1989), etc. Sendo que, para alguns deles há uma forte relação entre o aumento da resistência à erosão por cavitação e a dureza.

Entretanto, outros pesquisadores discordam dessa relação. Procopiak et al. (1999/2000) mostraram através de experiências com o Stellite® 21 e o Hidroloy® 914, que a resistência à erosão por cavitação de um material não está diretamente relacionada com a sua dureza, pois diferentes acabamentos superficiais, embora sendo a dureza dos materiais semelhantes, resultam em distintos valores de resistência à cavitação.

Segundo Karimi (1989), a erosão por cavitação pode ser considerada um tipo de dano com características próprias e que devido ao fenômeno apresentar aspectos cíclicos, não pode ser correlacionada com propriedades mecânicas estáticas.

Rao et al. (1977) apud Boccanera (1999) relatam que alguns autores tentaram explicar os mecanismos de falha, iniciação e desenvolvimento do dano por cavitação mediante a correlação de várias propriedades no período de incubação, mas todas estas correlações estavam baseadas na hipótese que o mecanismo de falha neste período era fadiga. Esses autores afirmam também que a cavitação não deve ser tratada como um processo de baixa taxa de deformação (quasiestático), visto que o modo de fratura de cada material depende desta taxa, que na cavitação tem normalmente um valor elevado. Contudo, há uma forte indicação de que o dano de erosão por cavitação é um processo de fadiga de contato do material. Este tipo de dano está associado a esforços cíclicos, compressivos e concentrados, diferente da fadiga convencional onde as tensões distribuem-se em grandes parcelas das áreas dos corpos envolvidos.



Um rotor de turbina hidráulica é projetado para vida infinita sob fadiga. Porém, em função das necessidades de manutenção e de reparo, que com frequência são realizados por processos como a soldagem a arco, pode-se produzir dano a esses componentes e, como resultado, reduzir a resistência à fadiga. O processo de soldagem gera tensões residuais na estrutura que se somam às tensões de trabalho (tensões operacionais), podendo levar certas regiões da mesma à falha, mesmo com as cargas operacionais dentro do limite de projeto. O nível de tensão residual é função do tipo de material de base, do processo de soldagem empregado, da velocidade de resfriamento e da geometria e condições de restrição da estrutura. A presença de alguns defeitos superficiais e/ou internos (poros) intensifica a concentração das tensões por se tratarem, também, de variações de geometria, com isso há uma diminuição da resistência à fadiga do material (RIBEIRO, 2007).

### **2.2.5 Correlação Entre Cavitação E Microestrutura**

A resistência à erosão por cavitação possui uma relação com algumas propriedades mecânicas, principalmente aquelas referentes à fadiga, como visto anteriormente. Porém, outras características dos materiais como sua composição química e microestrutura estão sendo constantemente investigadas formando assim outras linhas de pesquisa. Neste sentido, a estrutura cristalina, planos de deslizamento, camadas superficiais endurecidas, tamanho de grão, maclação, transformação de fase, precipitados, falhas de empilhamento, entre outras, são analisadas.

Dentre as características microestruturais dos materiais, verifica-se que o melhor desempenho à cavitação é obtido quando há a presença na microestrutura da fase  $\gamma$  (CFC), de uma baixa energia de falha de empilhamento (EFE) e um refinamento microestrutural. Quando submetidas à cavitação permitem basicamente o deslizamento planar, promovem elevado encruamento (maclas finas), que tem grande efeito na resistência à cavitação, e a formação das martensitas  $\alpha'$  (CCC) e  $\epsilon$  (HC), com isso há um considerável incremento na resistência à erosão por cavitação (ZYLLA, 1994 apud (BARRA, 1998)).

### 2.2.5.1 Avaliação Do Desempenho À Erosão Por Cavitação Mediante O Refino De Grão

Bregliozzi et al. (2003) mostraram o efeito benéfico do refinamento de grão na resistência à cavitação em aços inoxidáveis austeníticos com altos valores de nitrogênio, que os autores chamaram de aços HN (16,5% Cr, 1,07% Ni, 11,4% Mn, 1% Mo, 0,3% N, 0,037% C, 0,12% Si). Eles examinaram duas amostras que foram inicialmente laminadas a frio e depois recozidas em diferentes temperaturas, com isso foram obtidas duas microestruturas diferentes com tamanhos de grãos de diâmetro médio 2,5  $\mu\text{m}$  e 37,5  $\mu\text{m}$ . Foram realizados ensaios acelerados de resistência à cavitação e os resultados estão ilustrados na figura 12.

O efeito sobre a resistência à cavitação quando há um refinamento de grão é evidente. Estes resultados podem ser explicados assumindo-se que, sob cavitação, os contornos de grão apresentam um nível de deformação bem mais elevado do que a superfície exposta do grão, isto é, os contornos de grão servem de barreira ao movimento estrutural (POHL, 1996).

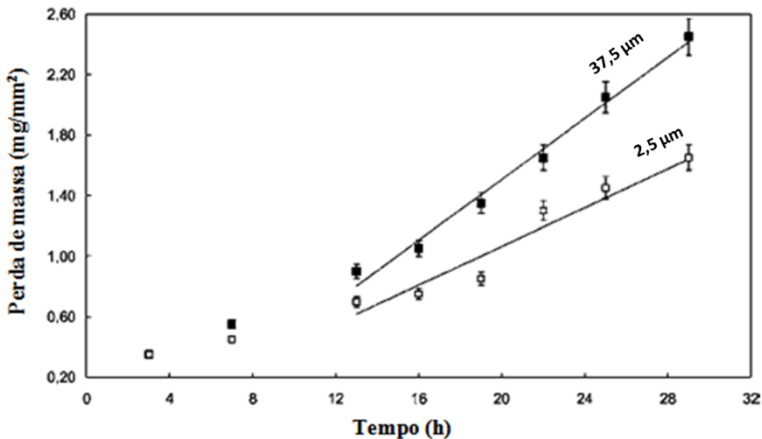


Figura 12 – Cavitação em função do tamanho de grão em aços HN com alto teor de nitrogênio (BREGLIOZZI et al., 2003).

### 2.2.5.2 Avaliação Do Desempenho À Erosão Por Cavitação Mediante A Energia De Falha De Empilhamento – EFE

Os materiais cristalinos são formados pelo empilhamento de planos atômicos bem ordenados ao longo do espaço. Porém, em algumas situações, podem ocorrer falhas na sequência de empilhamento, resultando em estruturas diferentes em pontos localizados dos cristais formados. Por exemplo, uma falha de empilhamento em um cristal cúbico de face centrada (CFC), poderia ser identificada como a formação de uma camada de um cristal hexagonal compacto (HC) na sua sequência de planos atômicos. A esse defeito cristalino (falha de empilhamento – FE), está associado um determinado nível de energia (E) que depende da composição química dos metais e ligas.

Materiais com baixa energia de falha de empilhamento apresentam geralmente discordâncias parciais bem separadas, com maior área de falha de empilhamento. A tensão necessária para recombinar essas discordâncias parciais dependerá da distância de equilíbrio de separação entre elas, as quais dependerão da magnitude da EFE. Nesses materiais ocorre uma distribuição mais homogênea de discordâncias, uma menor tendência à formação de contornos de células (constituídos por discordâncias), o deslizamento cruzado (cross-slip) é restrito, uma maior resistência mecânica, menor taxa de fluência, e uma maior susceptibilidade à formação de martensita induzida por deformação, como no caso de aços inoxidáveis austeníticos (PROCOPIAK et al., 1999/2000).

Já em materiais com maior EFE, como a separação entre as discordâncias parciais é menor, é necessária uma menor tensão para recombiná-las e, assim, permitir o deslizamento cruzado de discordâncias.

A adição de átomos de soluto num metal puro tende a alterar a EFE uma vez que restringe a mobilidade das discordâncias, o que influenciará na distribuição de discordâncias após a deformação. Entretanto, isso depende do tipo de soluto.

Simoneau et al. (1987) verificaram que os materiais com maior resistência à cavitação são aqueles que apresentam baixa EFE. Outros autores que pesquisaram nessa mesma direção, procurando uma correlação entre as propriedades cíclicas e os parâmetros microestruturais, estabeleceram que a EFE é o parâmetro microscópico que regula o comportamento de erosão por cavitação dos materiais.

Hart e Whale (2010) e Karimi (1989) afirmam que a baixa EFE em conjunto com o encruamento causado pela cavitação promove o deslizamento planar, maclas de deformação e transformações martensíticas, o que segundo Simoneau et al. (1987) são essenciais para o incremento da resistência à fadiga e, conseqüentemente, da resistência à cavitação.

### 2.2.5.3 Previsão Da Resistência À Cavitação Com Base No Creq E Nieq

Pela avaliação do níquel equivalente (Nieq) e cromo equivalente (Creq) através de um diagrama constitucional pode ser determinada a microestrutura de um aço inoxidável.

Com um baixo Creq e alto Nieq, por exemplo, significa que existe uma forte influência de elementos gamagênicos (tais como o Ni, N, C, Mn e Co), que garantem a formação de uma estrutura austenítica, fundamental para materiais resistentes à erosão por cavitação. O Creq e o Nieq são, portanto, importantes para avaliar ligas comerciais que se deseja aplicar em locais sujeitos ao fenômeno da erosão por cavitação.

Alguns pesquisadores observaram que o desempenho à cavitação pode ser previsto mediante a avaliação do Creq e Nieq. Rao e Kung (1987) verificaram que é possível estimar o comportamento à cavitação de uma importante variedade de materiais. A figura 13 mostra a taxa de erosão dos materiais em função da relação entre Creq e Creq+Nieq.

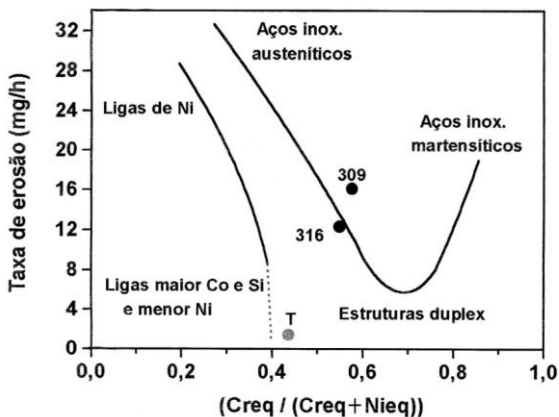


Figura 13 – Taxa de erosão dos materiais em função da relação entre Creq e Creq+Nieq (RAO e KUNG, 1987).

Pode-se observar na figura que os aços austeníticos seguem a mesma tendência que as ligas de Ni, ou seja, ao aumentar a relação haverá uma melhora na resistência à cavitação. Por outro lado, isso não ocorre para os aços inox martensíticos, como é o caso do CA-6NM, que com valores mais altos dessa relação apresentam aumento na taxa de erosão e, assim, piora na resistência à cavitação.

Além de Rao, outros pesquisadores desenvolveram fórmulas para determinar o  $Creq$  e  $Nieq$ , a saber:

### 1. Expressões de DeLong e Rao (1987) para o metal de solda.

O pesquisador Rao (1987) trabalhou com as expressões de  $Creq$  e  $Nieq$  dadas por DeLong, incorporando ao  $Nieq$  os efeitos do Cu e Co através dos coeficientes 0,44 e 0,41. Ele observou que valores entre 0,4 e 0,7 da relação  $Creq/Creq+Nieq$  asseguram uma boa resistência à cavitação do material. Ele verificou também que o melhor desempenho dos metais de solda de aço inoxidável ocorre quando a relação se aproxima de 0,7. Baixos valores dessa relação indicam materiais completamente austeníticos, geralmente ligas com alto teor de Ni, que é um elemento que tende a aumentar consideravelmente a EFE. Altos valores dessa relação indicam materiais martensíticos e, portanto, mais susceptíveis a uma rápida cavitação (RIBEIRO, 2007).

$$Creq = \%Cr + \%Mo + 1,5\%Si + 0,5\%Nb$$

$$Nieq = \%Ni + 30(\%N + \%C) + 0,5\%Mn + 0,44\%Cu + 0,41\%Co$$

### 2. Expressões de Simoneau (1987) para o metal de solda.

No desenvolvimento dos aços inoxidáveis austeníticos ao cobalto (IRECA), Simoneau também trabalhou com as expressões de DeLong, porém suas modificações compreenderam mudanças no coeficiente relativo ao Co (valor 0,7) e não contemplaram outros efeitos como o do cobre, molibdênio e nióbio.

$$Creq = \%Cr + 1,5\%Si$$

$$Nieq = \%Ni + 30(\%N + \%C) + 0,5\%Mn + 0,7\%Co$$

Nesse trabalho, Simoneau traçou curvas para estimar o teor das martensitas  $\epsilon$  e  $\alpha'$  em aços inoxidáveis austeníticos ao Co e ligas à base de Co, bem como para ligas comerciais (figura 14), a partir do  $Creq+Nieq$ .

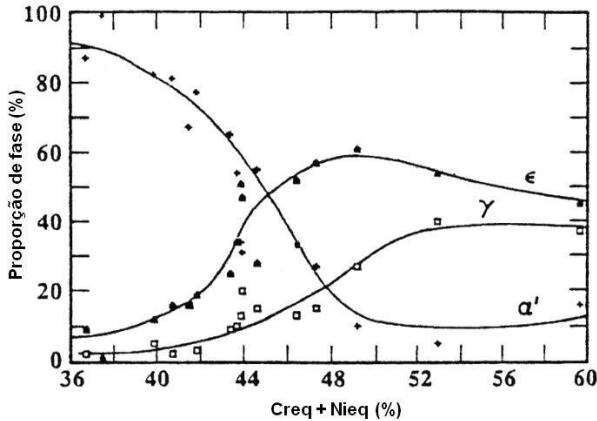


Figura 14 – Proporção das fases nas superfícies erodidas segundo (SIMONEAU et al., 1987).

A figura 15 ilustra o diagrama de DeLong, o qual traz informações sobre o conteúdo de ferrita/martensita em metais de solda de aços inox austeníticos. Neste diagrama foi introduzido pela primeira vez o termo Número de Ferrita (Ferrite Number, FN), que tem sido adotado como uma medida relativa na quantificação do conteúdo de ferrita/martensita utilizando medições magnéticas padronizadas.

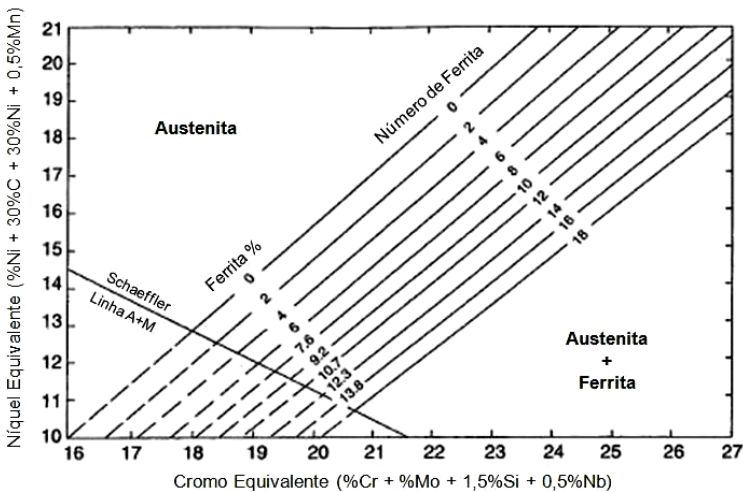


Figura 15 – Diagrama de DeLong de 1973, que introduziu o conceito de Número de Ferrita (LIPPOLD e KOTECKI, 2005).

## 2.2.6 Transformação De Fase Induzida Por Deformação

Alguns materiais apresentam mudanças de fase quando são deformados plasticamente. Esta transformação de fases pode ser dividida em dois tipos principais:

### 1. Transformação de austenita em martensita cúbica $\gamma \rightarrow \alpha'$

Um exemplo típico da transformação  $\gamma \rightarrow \alpha'$  ocorre nos aços inoxidáveis da família 18% Cr – 8% Ni, onde a fase originalmente cúbica de face centrada – CFC, austenítica  $\gamma$ , transforma-se na fase metaestável martensítica cúbica de corpo centrado  $\alpha'$  devido à deformação da rede cristalina, normalmente a baixas temperaturas ou a elevados níveis de deformação. Esta transformação induz uma expansão volumétrica (SCHUMANN, 1989).

### 2. Transformação de austenita em martensita hexagonal $\gamma \rightarrow \epsilon$

A martensita  $\epsilon$  é formada no estágio inicial da deformação, aparecendo como plaquetas muito finas e alongadas situadas nos planos octaédricos da austenita, sendo sua estrutura cristalina hexagonal (SCHUMANN, 1989).

Essa estrutura mais refinada da martensita  $\epsilon$  favorece a resistência à erosão por cavitação, pois diminui a extensão da falha de empilhamento, o volume de fase transformada e prolongará o período de incubação. A transformação da fase austenítica  $\gamma$  em martensítica  $\epsilon$  e/ou  $\alpha'$  ocorre com uma pequena variação volumétrica (tabela 3).

Tabela 3 – Variação volumétrica na transformação de fase (PADILHA e GUEDES, 1994).

Transformação	Variação volumétrica
$\gamma \rightarrow \alpha'$	2,57% de expansão
$\gamma \rightarrow \epsilon$	1,12% de contração

Pelos valores apresentados de variação volumétrica é possível concluir que é mais fácil formar-se fase  $\epsilon$  na erosão por cavitação, uma vez que o fenômeno impõe tensões geralmente compressivas na superfície do material, devido aos sucessivos impactos das bolhas e à implosão dos microjatos contra a mesma.

O volume de fases a serem formadas é um dos fatores responsáveis pelo comportamento à erosão por cavitação dos revestimentos. O aumento da estabilidade da austenita causa um retardo na nucleação da martensita  $\alpha'$  ou  $\epsilon$  e, como resultado, um aumento na resistência à cavitação do revestimento.

Na figura 16 é feita uma comparação de valores de taxa de erosão, transformação de fase e endurecimento induzido durante o fenômeno da cavitação para alguns materiais de uso industrial.

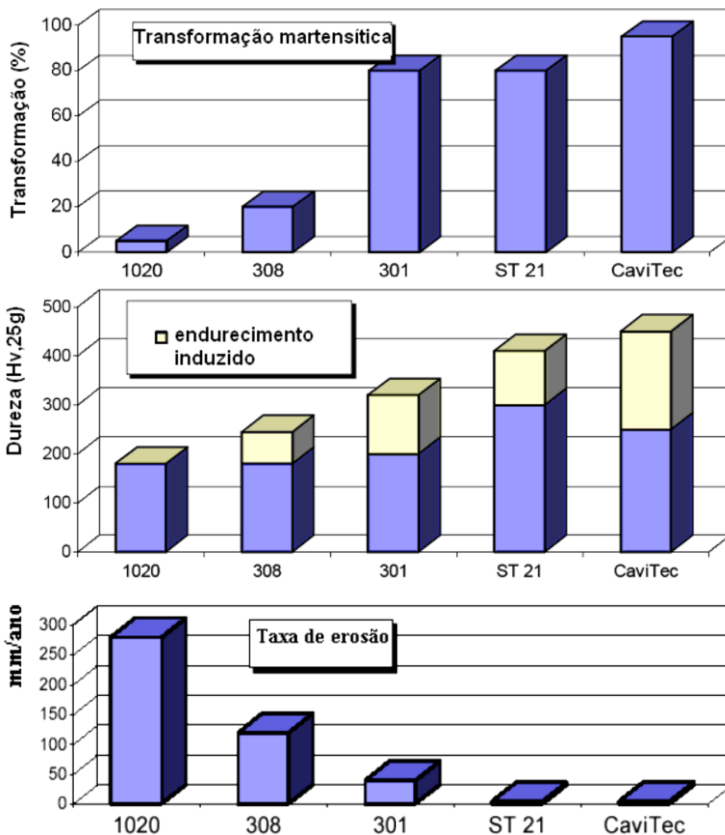


Figura 16 – Comparação da taxa de erosão, transformação de fase e endurecimento induzido durante o fenômeno da cavitação de ligas comerciais (HART e WHALE, 2010).

Verifica-se pela figura que os materiais mais resistentes à erosão por cavitação como, por exemplo, o Stellite® 21 (ST 21) e o Cavitec®,



são aqueles que têm um maior percentual de transformação da fase austenítica para a martensítica. Conseqüentemente, há também um maior endurecimento; um período de incubação mais longo, devido ao tempo necessário para que ocorra a formação da martensita; e uma diminuição na taxa de erosão por cavitação.

Portanto, a transformação de fase é a característica fundamental dos materiais resistentes à erosão por cavitação, uma vez que longos períodos para a transformação resultam em maior tempo de incubação e maior resistência à erosão por cavitação.

Após a transformação de fase, que ocorre em virtude da absorção da energia de impacto, a microestrutura martensítica não consegue mais absorver energia, e a remoção de material se inicia com a propagação nas bandas de deslizamento e contornos de grão, desenvolvendo-se um estado avançado de erosão nessas regiões (RIBEIRO, 2007).

### **2.2.7 Aumento Da Resistência Da Superfície Por Meio De Nitretação**

Alguns autores investigaram a técnica de nitretação destinada a recobrir componentes sujeitos ao fluxo de fluidos agressivos. Superfícies nitretadas normalmente exibem características desejáveis como elevada dureza superficial, melhores resistências ao desgaste, à fadiga e à corrosão.

Foi proposta a aplicação de um novo tratamento de nitretação a gás em alta temperatura (HTGN), pelo qual altos teores de nitrogênio (~ 0,5 a 1,0% em peso) ficam dissolvidos na austenita, na faixa de temperaturas de 1273 a 1473 K. Berns et al. (2000) mostraram que quando empregado o método HTGN de nitretação em aços inoxidáveis austenítico-ferríticos, martensíticos e austeníticos, sua resistência à cavitação é consideravelmente aumentada.

A diferença do tratamento HTGN para o convencional é que este é realizado na faixa de temperaturas (~ 750 a 850 K), na qual há uma intensa precipitação de nitretos de cromo, aumentando muito a dureza em detrimento da resistência à corrosão.

Tschiptschin et al. (2004) avaliaram a resistência à erosão por cavitação de um aço inoxidável austenítico AISI 304L, o qual foi submetido ao novo tratamento de nitretação. O objetivo do trabalho foi estudar o efeito de um aumento no teor de nitrogênio na resistência à erosão por cavitação do aço AISI 304L. Este aumento foi obtido por sucessivas elevações da pressão parcial de N<sub>2</sub>. Os ensaios acelerados de erosão por cavitação foram realizados segundo a norma ASTM G32-92.

A figura 17 ilustra um dos resultados encontrados pelos autores, mostrando a variação da dureza em função do teor de nitrogênio. Nota-se que a dureza cresce de forma aproximadamente linear.

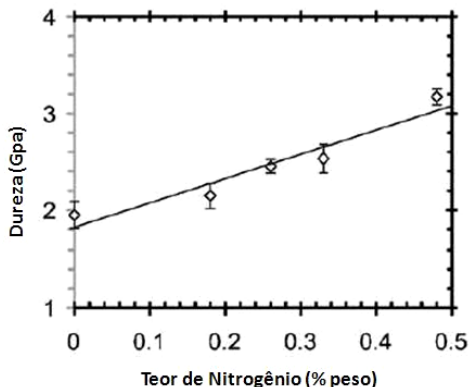


Figura 17 – Dureza em função do teor de nitrogênio (TSCHIPTSCHIN et al., 2004).

As variações da dureza e do teor de nitrogênio em função da distância à superfície estão ilustradas na figura 18, onde pode ser visto que ambos decrescem com o afastamento da superfície do componente. Este resultado comprova que a nitretação realmente proporciona uma maior dureza na superfície.

Os resultados que os autores obtiveram nos ensaios acelerados de cavitação estão apresentados na figura 19, onde está mostrada a perda de massa cumulativa como uma função do tempo de exposição à cavitação. Estas curvas podem ser divididas em dois estágios: um período de incubação, no qual a perda de massa é muito pequena e um período de deterioração, onde a perda de massa cumulativa aumenta com o tempo de exposição. Pode ser visto que com a elevação do teor de nitrogênio há uma extensão do período de incubação e um decréscimo da inclinação da curva de perda de massa.

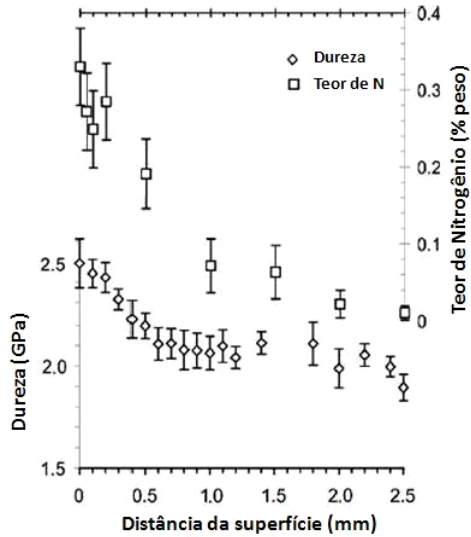


Figura 18 – Perfis de dureza e teor de nitrogênio do aço AISI 304L nitretado com uma pressão parcial de  $N_2$  de 0,07 MPa (TSCHIPTSCHIN et al., 2004).

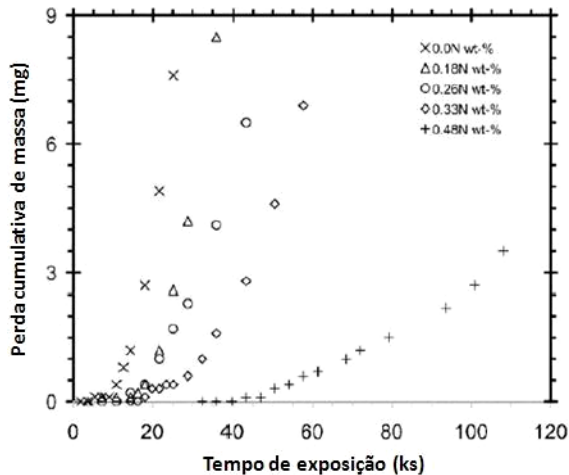


Figura 19 – Perda de massa em função do tempo de exposição (TSCHIPTSCHIN et al., 2004).

A tabela 4 mostra o tempo de incubação  $t_i$  e a máxima taxa de perda de massa em função do teor de nitrogênio. Nota-se à medida que aumenta o teor na superfície, há um significativo aumento de  $t_i$  e um

decréscimo na taxa de erosão. Elevando o teor de nitrogênio acima de 0,48% em peso aumenta em 4,6 vezes o tempo de incubação e decresce 8,6 vezes a taxa de perda de massa.

Tabela 4 – Tempo de incubação e máxima taxa de perda de massa durante testes de cavitação (TSCHIPTSCHIN et al., 2004).

Teor de nitrogênio (% peso)	$t_i$ (ks)	W (mg/ks)
0,00	9,5	0,95
0,18	13	0,60
0,26	14	0,34
0,33	17	0,32
0,48	44	0,11

Na interpretação dos resultados foi colocado que o aumento do teor de nitrogênio proporciona uma elevação da energia elástica devolvida ao ambiente e um decréscimo da porção de energia plástica absorvida pela liga, nos pontos de impacto. O espécime fica menos carregado plasticamente e ao mesmo tempo mostra uma grande resistência à deformação plástica devido ao endurecimento, levando a menos grãos deformados. Em amostras com alto teor de nitrogênio houve perda de massa principalmente pela formação de microtrincas nos primeiros estágios de deterioração, pelo efeito sinérgico de microfadiga e a formação de microtrincas nos últimos estágios do dano. Por outro lado, em amostras com baixo teor de nitrogênio, a perda de massa ocorreu por microfadiga associada com microtrincas em todos os estágios do dano (TSCHIPTSCHIN et al., 2004).

Berns et al. (2000) atribuíram o melhor desempenho de resistência à cavitação dos aços inox com alto teor de nitrogênio ao efeito deste em baixar a energia de falha de empilhamento (EFE), conduzindo a um aumento na plasticidade e no endurecimento por deformação.

De acordo com Fu et al. (1998), a elevada resistência à cavitação está relacionada às boas propriedades mecânicas induzidas por mudanças nas configurações de discordâncias, maclação mecânica induzida ou formação de falhas de empilhamento e transformação de fase induzida por deformação.

## 2.3 FABRICAÇÃO E REPARO DE COMPONENTES SUJEITOS À CAVITAÇÃO

As características físicas do Brasil, em especial a grande extensão territorial e a existência de rios caudalosos, aliadas às dimensões relativamente reduzidas das reservas de petróleo e carvão mineral, foram determinantes para a implantação de um parque gerador de energia elétrica de base predominantemente hidráulica. Como as usinas em operação correspondem a apenas 25% do potencial hidrelétrico, estima-se que as fontes hidráulicas continuarão a desempenhar importante papel no atendimento à crescente demanda de energia elétrica, pelo menos ao longo das duas próximas décadas (ELETROBRAS, 2011).

As turbinas hidráulicas vêm ao longo do tempo sendo constantemente modificadas em seus projetos via mudanças de geometria ou materiais para suportarem melhor ao problema da cavitação. Pode-se separar a evolução das turbinas em grupos, onde o primeiro deles se refere aos mais antigos tipos com 80 anos aproximadamente, no qual seus rotores eram confeccionados em ferro fundido ou aço carbono fundido. A maioria dessas turbinas trabalha com baixa queda e sofre pequenos danos de cavitação.

Um segundo grupo é composto por turbinas de tamanho médio (10 a 30 MW) feitas de aço carbono fundido e reparadas a cada 10 a 30 anos mediante deposição por soldagem de aço inoxidável austenítico nas zonas mais susceptíveis ao ataque de cavitação, isto é, o lado de sucção das pás (SIMONEAU, 1984).

Aços inoxidáveis completamente martensíticos constituem um terceiro grupo que tem sido empregado, mesmo para baixas intensidades de cavitação. O uso deste tipo de aço reduz o problema da cavitação por corrosão, presente em rotores fabricados em aço carbono e revestidos por inox, que ao longo do tempo causa danos à turbina e conduz a deterioração das zonas de aço carbono ao redor das camadas de inox.

O quarto grupo refere-se ao material atualmente mais empregado na fabricação de rotores de turbinas hidráulicas, o aço inoxidável martensítico macio CA-6NM. Este aço é muito utilizado devido a características importantes como: ótimas propriedades mecânicas, boa resistência à erosão por cavitação e boa soldabilidade, devido ao baixo teor de carbono presente. Com isso eventuais reparos podem ser facilmente realizados.

Pesquisas no instituto IREQ resultaram no uso de materiais altamente resistentes à cavitação, como as ligas à base de cobalto para o

reparo de zonas que sofrem cavitação de alta intensidade. Este tipo de liga, que tem uma resistência à cavitação de 5 a 10 vezes maior que a dos aços inox austeníticos, oferece vantagens econômicas devido ao prolongamento do tempo entre paradas, embora tenham um custo bem elevado (SIMONEAU, 1986).

Seja qual for o material utilizado na fabricação da turbina sempre haverá erosão por cavitação presente nas pás, com isso reparos são inevitáveis. Para isso existem diferentes processos de soldagem que ao longo do tempo foram sendo utilizados com o intuito de reparar as regiões cavitadas.

O primeiro processo a ser utilizado foi eletrodo revestido (Shielded Metal Arc Welding, SMAW) que, dentre os processos de soldagem a arco voltaico é o mais utilizado devido à simplicidade e baixo custo do equipamento, à variedade de ligas disponíveis e à disponibilidade de mão de obra apta para produzir soldas de qualidade satisfatória. Este processo pode ser aplicado tanto na oficina como em campo, em locais de difícil acesso e em condições extremas. Todavia, gera altas perdas de material em função das pequenas sobras dos eletrodos, além de ser também um processo muito lento devido à baixa produção e necessidade de troca frequente dos eletrodos.

Com a necessidade de uma maior taxa de deposição e com isso uma maior produtividade no reparo de áreas cavitadas, tornou-se comum a utilização do processo MIG/MAG (Gas Metal Arc Welding, GMAW) na recuperação das turbinas, vantagens oferecidas por este ser um processo semiautomático. Além de se obterem também depósitos que proporcionam um acabamento superficial de melhor qualidade em relação ao eletrodo revestido. Quando utilizado de forma correta, permite também a soldagem em posições difíceis como a sobrecabeça. Como a proteção da poça fundida e do metal a alta temperatura é feita por um gás alimentado externamente, pode-se soldar com atmosferas inertes quando necessário.

Outro processo de soldagem muito usado atualmente é o arame tubular (Flux Cored Arc Welding, FCAW), que foi desenvolvido visando unir as vantagens do processo MIG/MAG (semiautomático ou automático) com as do processo com eletrodo revestido (revestimento fusível formador de gases protetores, escória, elementos de liga, etc.). Deste modo o arame eletrodo maciço foi substituído por outro, composto de um arame tubular com alma de fluxo fusível, semelhante ao utilizado no arco submerso (AWS, 1998).

Existem dois tipos de arames tubulares:

- Autoprottegido – onde a proteção do metal é feita unicamente pela queima do fluxo em pó, contido no núcleo do arame.
- Proteção adicional de gás – onde, além dos gases gerados pelo fluxo, é utilizado um gás adicional para a proteção, que flui pelo mesmo bocal de onde emerge o arame tubular.

Assim como o processo MIG/MAG, a soldagem com arame tubular tem como principal característica a elevada taxa de deposição. Além disso, a solda possui boa qualidade decorrente dos benefícios metalúrgicos provenientes do fluxo. Estes fatores justificam a vasta aplicação em diversas áreas da indústria. Entretanto, o soldador deve ter cuidado durante a remoção da escória formada sobre cada passe depositado, a fim de evitar inclusões na junta soldada.

A figura 20 ilustra o funcionamento do processo de soldagem arame tubular com proteção gasosa.

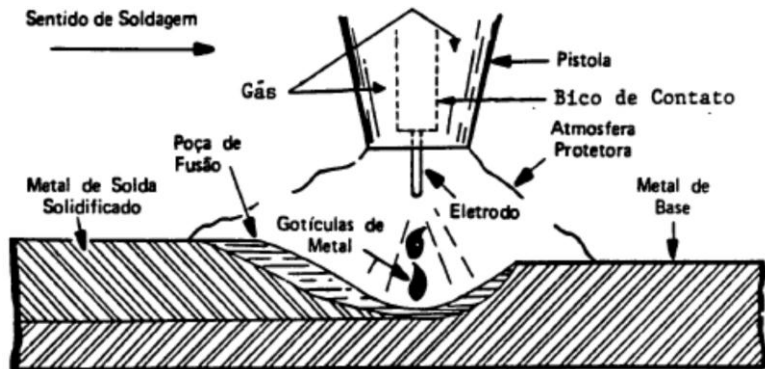


Figura 20 - Soldagem a arco elétrico com arame tubular com proteção gasosa (AWS, 1998).

Outro processo de soldagem muito pesquisado e aos poucos introduzido no reparo de turbinas em campo é o PTA – Plasma a Arco Transferido. Este tem um grande potencial comparado a outros processos devido à elevada produtividade, excelente qualidade do depósito, alta estabilidade do plasma, baixa diluição bem como maior flexibilidade na formulação de ligas.

O processo PTA é uma modificação do processo de soldagem a arco elétrico com eletrodo não consumível de tungstênio sob uma proteção gasosa de gás inerte ou misturas de gases inertes – TIG (Gas Tungsten Arc Welding, GTAW), uma vez que ambos empregam um arco elétrico produzido por um eletrodo de tungstênio não consumível como fonte primária de calor. Os processos diferem pelo fato de o processo de soldagem PTA utilizar um bocal de constrição do arco, três sistemas de gás e dois arcos ajustáveis independentemente. O arco não transferido, chamado arco piloto, é utilizado para iniciar e estabilizar o arco principal entre o eletrodo de tungstênio e a peça. Quando o arco principal é formado, o arco piloto é extinto e somente volta a ser estabelecido quando o arco principal é apagado.

No PTA o material a ser depositado é transportado de um alimentador de pó à tocha com o auxílio de um fluxo de gás, normalmente o argônio, o qual é direcionado a tocha plasma. O processo pode ser manual ou automático, sendo que para cada situação existe um tipo de tocha específico.



## **3 MATERIAIS E MÉTODOS**

---

Serão descritos neste capítulo como foi o desenvolvimento do trabalho experimental e todos os métodos utilizados para a obtenção dos resultados. Desde a utilização do aço CA-6NM, por ser um dos materiais mais empregados nos dias de hoje na fabricação de turbinas hidráulicas até os processos de soldagem envolvidos, MIG, TIG e arame tubular.

Para a caracterização microestrutural dos revestimentos foi utilizada microscopia ótica. O ensaio de microdureza serviu de base para comparações de propriedades mecânicas entre os revestimentos soldados, os quais foram feitos com diferentes aportes térmicos, com ou sem amantecimento. Além da dureza, foi medido o teor de ferrita/martensita através do ferritoscópio.

Finalmente, foi realizado o ensaio acelerado de cavitação onde foram determinadas as taxas de perda de massa e o período de incubação das amostras estudadas. Com isso, uma possível correlação entre dureza, teor de ferrita/martensita e resistência à erosão por cavitação pode ser verificada. Os parâmetros de rugosidade das amostras cavitadas também foram medidos como dado extra. Uma análise adicional foi realizada visando correlacionar o perfil de rugosidade e a resistência à cavitação para amostras soldadas com dois diferentes aportes térmicos empregando o processo TIG.

### **3.1 MATERIAIS E CONSUMÍVEIS**

#### **3.1.1 Metal De Base CA-6NM**

Foi utilizada uma placa de dimensões 300 x 200 x 30 mm, cortada a partir de um bloco fundido de aço CA-6NM, o qual foi fabricado pela fundição Erus e fornecido gentilmente para a pesquisa pela empresa Tractebel Energia. A composição química e a dureza do aço fornecido estão apresentadas nas tabelas 5 e 6, respectivamente. Pode-se verificar que a amostra utilizada atende à norma.

Tabela 5 – Análise química do aço CA-6NM\*.

	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Mo
Norma	máx. 0,06	máx 1,00	máx 1,00	máx. 0,04	máx. 0,03	11,50 –	3,50 –	0,40 –
Aço usado	<b>0,036</b>	<b>0,55</b>	<b>0,50</b>	<b>0,032</b>	<b>0,012</b>	<b>12,41</b>	<b>3,94</b>	<b>0,503</b>

\*Valores mínimos e máximos dados pela norma ASTM A743 M.

Tabela 6 – Dureza do aço CA-6NM\*.

	Dureza Brinell (HB)	Dureza Vickers (HV)
Especificado	Máximo 285	Máximo ~300
Encontrado	260	~275

\*Valores de dureza HB especificados pela norma ASTM A743 M.

### 3.1.2 Metais De Adição

Para a realização das soldagens foram utilizados dois tipos de processos e também dois diferentes tipos de arames eletrodos. Na soldagem MIG, utilizada nesse trabalho para a confecção de camadas de amanteigamento em três das amostras, foi usado o eletrodo maciço AWS 5.9 ER 309LSi de diâmetro 1,2 mm, que é um eletrodo de aço inoxidável austenítico de baixo carbono e alta ductilidade, muito utilizado no amanteigamento, ou seja, na confecção de uma camada preparada para receber a liga resistente à cavitação posteriormente aplicada. O amanteigamento pode ser útil de várias formas, por exemplo, mudar a composição do metal de solda formado ao depositar a liga resistente à cavitação e, ao ter maior ductilidade, permitir que o metal deforme plasticamente sem trincar e, com isso, redistribua e diminua as tensões residuais.

Na aplicação dos revestimentos resistentes à erosão por cavitação foi empregado o processo a arame tubular MCAW (Metal Cored Arc Welding), que tem como característica principal a utilização de pó metálico no interior do arame tubular e, como eletrodo foi usado o Cavitalloy® N28-G com um diâmetro de 1,3 mm, que é uma liga especial de aço inox austenítico ao cobalto projetada especialmente para o emprego em regiões sujeitas à erosão por cavitação. As composições químicas dos eletrodos utilizados estão mostradas na tabela 7.

Tabela 7 – Composição química dos eletrodos.

Elementos químicos (%)	Eletrodo	
	ER 309LSi*	Cavitalloy**
C	0,03	0,21
Mo	0,75	-
Si	0,8	1,6
Mn	1,8	9,6
S	0,03	-
Cr	24	18,7
Ni	12	0,16
Co	-	11,6
Cu	0,75	0,04
V	-	0,08
P	0,03	0,02
N	-	0,37

\*Para o eletrodo ER 309LSi a composição foi dada pelo fornecedor através de certificado de material.

\*\*A composição química do eletrodo Cavitalloy foi obtida a partir de depósitos soldados (WILL, 2008).

### 3.1.3 Gás De Proteção

Na proteção da poça fundida de todas as soldas realizadas foi utilizada uma mistura de 92% de argônio + 8% de CO<sub>2</sub> (Stargold Premium, da White Martins). A vazão utilizada foi de aproximadamente 16 litros/minuto para todos os cordões. A escolha do gás e da vazão empregados foi feita seguindo trabalhos realizados anteriormente, os quais obtiveram bons resultados na resistência à cavitação (DUTRA e TEICHMANN, 1997).

## 3.2 PROCEDIMENTOS DE SOLDAGEM

A deposição dos revestimentos foi feita nas instalações do LABSOLDA/UFSC utilizando-se uma fonte de soldagem IMC Digitec 450, a qual permite trabalhar com diferentes processos como eletrodo revestido e arame (maciço e tubular), usando corrente pulsada e pulsação térmica. Foi usado na fonte o modo de imposição de corrente e o controle sinérgico de parâmetros. Outros equipamentos utilizados

foram: sistema de deslocamento linear marca IMC, modelo Tartflope V1, para deslocamento da pistola de soldagem; sistema de aquisição de dados IMC SAP V4.18s, que é um sistema portátil de monitoração de processos de soldagem com capacidade de apresentar na tela do microcomputador, em forma dinâmica, todas as variáveis de soldagem, bem como os respectivos valores médios e eficazes para o registro em tempo real da corrente, tensão e velocidade de arame (figura 21).

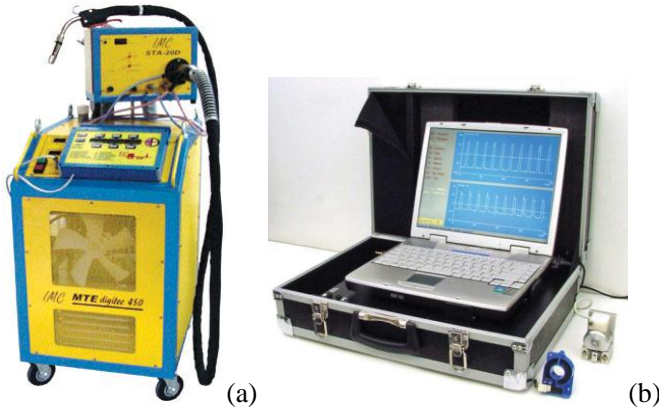


Figura 21 – a)Fonte de soldagem IMC MTE Digitec 450; b)Sistema de Aquisição Portátil (SAP).

Os processos arame tubular e MIG foram aplicados na forma de corrente pulsada convencional e térmica. A pulsação de corrente tem como premissa a transferência de uma gota a cada pulso de corrente, com diâmetro de gota próximo ao diâmetro do eletrodo. Algumas vantagens deste processo estão na transferência “spray” muito bem controlada, diminuindo acentuadamente o nível de respingos, e no baixo valor da corrente média, que permite a soldagem de chapas finas e em posições fora da plana.

O pulsado é obtido por meio da modulação da corrente de soldagem para controlar a transferência das gotas. Neste caso, a corrente oscila entre dois níveis, chamados de corrente de base ( $I_b$ ) e corrente de pulso ( $I_p$ ). A corrente de base tem como meta manter o arco aberto com baixa energia, evitando extinções prejudiciais do arco, as quais podem influenciar diretamente a forma geométrica do cordão de solda, principalmente no que diz respeito à molhabilidade. A corrente de pulso deve propiciar a formação da gota na ponta do arame-eletrodo e, em seguida atuar no seu destacamento (devido à força eletromagnética). Os

tempos de pulso ( $t_p$ ) e de base ( $t_b$ ) definem o período de onda ( $T$ ). A figura 22 mostra a característica das ondas de pulso de corrente.

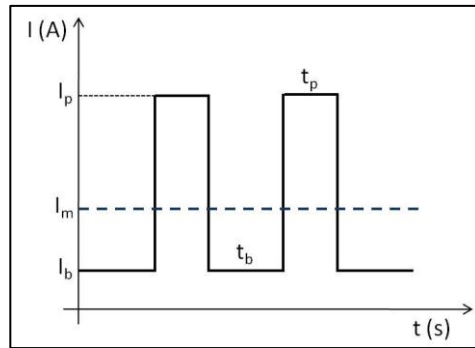


Figura 22 – Forma de onda da corrente pulsada.

Os processos com pulsação térmica têm a finalidade de associar as vantagens da pulsação atuante na transferência metálica com a pulsação de baixa frequência, que produz efeitos térmicos. Como há uma variação constante no valor médio da corrente, tem-se uma oscilação de energia e conseqüentemente ocorrerá:

-Maior sustentabilidade da poça metálica em posições desfavoráveis, já que a diminuição da energia térmica da poça metálica nos instantes da chamada base térmica favorece uma diminuição da fluidez da mesma.

-Aumento da depuração do metal depositado devido à agitação que a mudança de regime térmico produz na poça metálica.

Na figura 23 aparecem, além das fases, denominadas de pulso térmico e base térmica, que caracterizam o regime do processo, uma fase inicial e uma final. Estas últimas possuem apenas a pulsação normal atuante na transferência metálica. Todas as fases podem ser comandadas diretamente por um soldador ou podem ser comandadas remotamente.

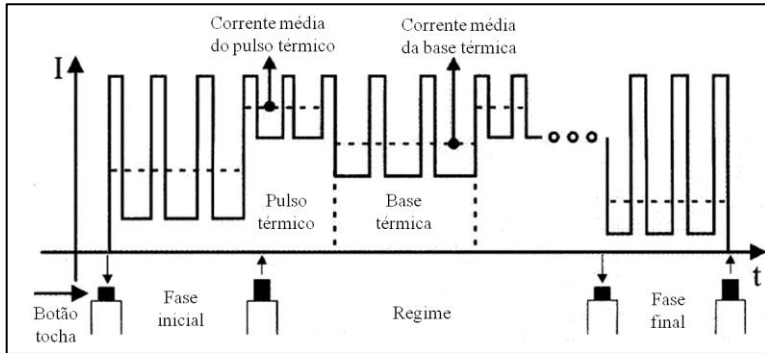


Figura 23 – Variáveis da corrente pulsada com imposição de corrente mostrando os pulsos térmicos e base térmica.

No desenvolvimento do trabalho foram depositados por soldagem sete conjuntos de revestimentos sobre o aço CA-6NM. Em cada camada dos revestimentos foi utilizada a mesma energia, que variou em três níveis: 8, 12 e 18 kJ/cm, aproximadamente.

A figura 24 ilustra, esquematicamente, como foram feitas as deposições e a localização das regiões revestidas sobre a chapa de aço CA-6NM. Nos revestimentos 04 a 06 foi aplicada uma camada inicial de amanteigamento com o eletrodo maciço ER 309LSi, com a mesma energia a ser utilizada na camada posterior de Cavitalloy.

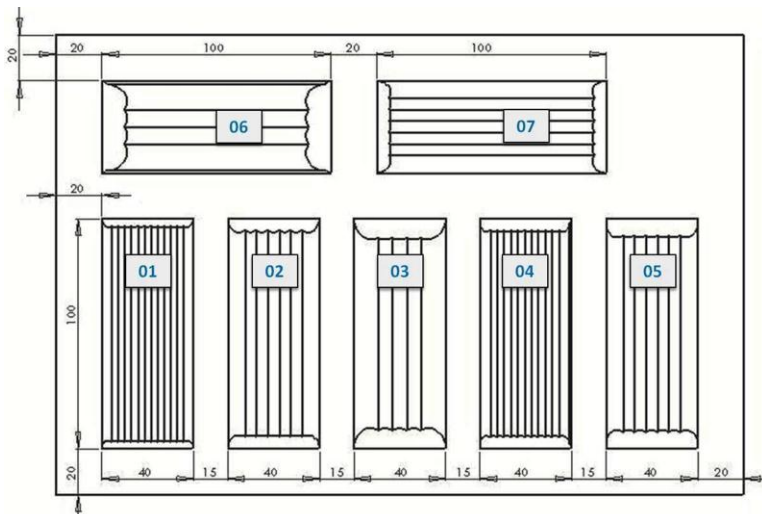


Figura 24 – Disposição dos revestimentos depositados com diferentes energias.

A tabela 8 apresenta alguns dos parâmetros empregados para os diferentes revestimentos depositados e a codificação usada para as amostras, onde D=Direto, AM=Amanteigamento e PT=Pulsado térmico.

As seguintes variáveis de soldagem foram mantidas constantes na execução de todos os revestimentos:

- ✓ Velocidade de soldagem ( $v_s$ ) = 30 cm/min
- ✓ Distância bico de contato-peça (DBCP) = 20 mm
- ✓ Vazão de gás = 16 l/min

Tabela 8 – Parâmetros empregados nas soldagens.

Revestimento	Material depositado	Corrente média (A)	Passes por camada	Energia (kJ/cm)
01(D120)	Cavitalloy	120	7	8,0
02(D170)	Cavitalloy	170	5	12,0
03(D240)	Cavitalloy	240	4	18,0
04 (AM120)	309LSi + Cavitalloy	120	7	8,0
05 (AM170)	309LSi + Cavitalloy	170	5	12,0
06 (AM240)	309LSi + Cavitalloy	240	4	18,0
07* (DPT170)	Cavitalloy	170	5	12,0

\*Revestimento feito com pulsação térmica, onde: corrente média no pulso de 220 A, corrente média na base de 120 A, sobreposição nos cordões de aproximadamente 50%.

Em todos os cordões feitos foi empregado o modo de imposição de corrente com controle sinérgico dos parâmetros pela fonte. Para todas as camadas o primeiro cordão foi feito posicionando-se a tocha de soldagem perpendicularmente à superfície do metal de base, ou seja, com os ângulos de deslocamento e de trabalho iguais a zero. Do segundo cordão em diante a tocha foi inclinada de 15 a 20° no ângulo de trabalho para evitar falta de fusão entre os passes adjacentes. A figura 25 ilustra a terminologia correta para os ângulos na soldagem. Não foi feito pré-aquecimento e a temperatura interpasso foi mantida abaixo de 150°C (a medição da mesma foi feita com termômetro infravermelho).

A superfície inferior da chapa foi aproveitada para depositar sete cordões únicos com os mesmos parâmetros dos sete revestimentos executados na superfície superior, com o objetivo de medir parâmetros geométricos como penetração, largura, reforço e diluição. Para os cordões 01 a 03 foi diretamente aplicada a liga resistente Cavitalloy, com as energias 8, 12 e 18 kJ/cm. Em seguida os cordões de 04 a 06 foram soldados com o eletrodo ER 309LSi, também com os valores de energia crescentes. Finalmente o cordão 07 foi soldado com Cavitalloy no modo de pulsação térmica com corrente média total de 170A.

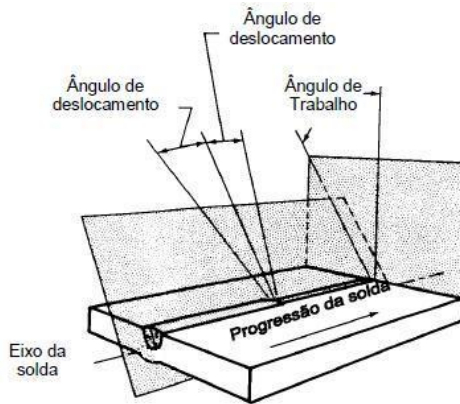


Figura 25 – Terminologia dos ângulos na soldagem (FBTS, 2009).

### 3.2.1 Soldagem Com Alta Restrição

Na sequência das soldagens sobre a chapa de CA-6NM foi realizado outro ensaio em que se procurou promover alta restrição ao cordão de solda, com o objetivo de verificar se nessas condições surgiriam trincas como resultado das altas tensões desenvolvidas e das altas velocidades de resfriamento.

Para tal, foram usinados dois sulcos numa chapa adicional de aço CA-6NM, com geometrias similares às que são comumente utilizadas em outros ensaios de soldabilidade. A figura 26 ilustra as dimensões dos chanfros.



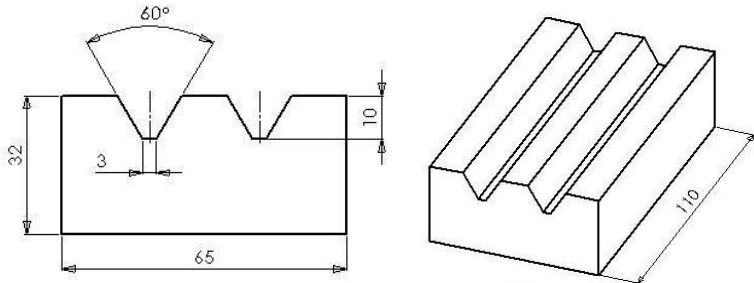


Figura 26 – Desenho da peça utilizada para o ensaio de alta restrição.

A soldagem foi realizada da seguinte forma:

- i. O primeiro chanfro foi preenchido com Cavitalloy e corrente média de 120 A até a metade do comprimento do sulco e depois 240 A até o comprimento final. Com isso a menor e a maior energia puderam ser testadas em uma camada;
- ii. No segundo chanfro foram depositados no total três passes de Cavitalloy, perfazendo duas camadas sobrepostas, ambas com uma corrente média de 120 A em todo o comprimento da peça.

A inspeção das amostras soldadas foi realizada mediante o exame visual e por líquidos penetrantes.

### 3.2.2 Refusão Com TIG

Uma terceira etapa de ensaios foi realizada. Primeiro, foi aplicado o ensaio de cavitação acelerado em corpos de prova homogêneos (metais de base CA-6NM e inox 304, sem solda), para verificar se a erosão por cavitação ocorre de forma uniforme em toda a área submetida à cavitação.

Depois, a aplicação do ensaio de cavitação a corpos de prova previamente aquecidos com tocha TIG (sem deposição de material), com vários níveis de energia, para verificar se há alguma região da solda mais susceptível à cavitação. A tabela 9 apresenta os valores dos parâmetros empregados nas soldagens.

Tabela 9 – Parâmetros adotados para a refusão com TIG.

Energia (kJ/cm)	Corrente (A)	Tensão (V)	Velocidade (cm/min)
8,0	150	14,0	10,2
15,0	250	15,7	10,2

Nessas soldagens foi utilizado um eletrodo de tungstênio de 3,2 mm de diâmetro, comprimento de arco estabelecido de 4 mm e argônio puro como gás de proteção.

### 3.3 PREPARAÇÃO DOS CORPOS DE PROVA

A etapa seguinte às soldagens foi preparar os corpos de prova para análises metalográficas, medições de dureza, ensaios acelerados de cavitação, medição do teor de ferrita, etc. As amostras soldadas na chapa de CA-6NM foram cortadas com serra-fita como está mostrado na figura 27.

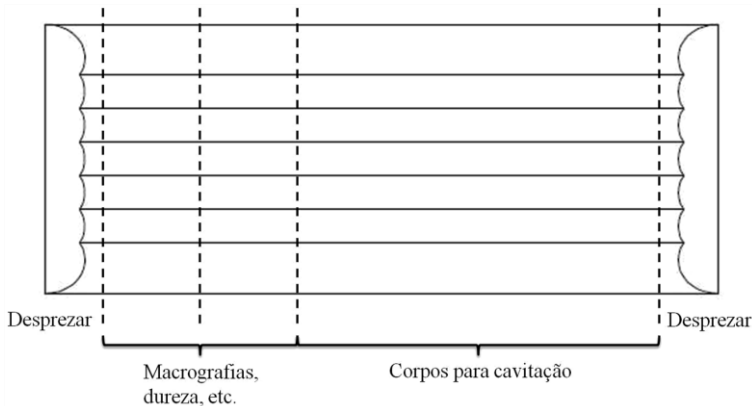


Figura 27 – Esquema do corte da amostra soldada.

No desenho há várias linhas de corte que separam as regiões de interesse da amostra soldada. As partes iniciais e finais da camada, com comprimento aproximado de 10 mm foram descartadas, pois nessas regiões a solda não estava em condições de regime. Para ensaios de dureza, microscopia, medição de parâmetros geométricos do cordão, etc. foram reservadas duas partes de 15 mm cada. Finalmente, para a retirada de corpos de prova para o ensaio de cavitação foi deixada uma parte

maior, com comprimento aproximado de 50 mm, onde poderiam ser confeccionados dois CPs por revestimento soldado, para efeitos de comparação, se necessário.

### 3.3.1 Macrografias

Após o corte das partes, o primeiro corpo de prova preparado foi para a realização de macrografia, onde foi utilizado o cordão único soldado na parte de baixo da chapa de metal base. A confecção deste corpo começou com o embutimento em resina, seguido pelo lixamento adequado na sequência de lixas: 80, 120, 220, 320, 400, 600, 1200. Em seguida a amostra foi polida com alumina. Para o ataque químico foi utilizado o reagente Vilella (1 g de ácido pícrico, 5 ml de HCl e 100 ml de etanol).

O propósito das macrografias foi permitir a medição de parâmetros geométricos importantes do cordão de solda como: penetração, largura, reforço e diluição. Na figura 28 há um esboço de como foram medidos os parâmetros.

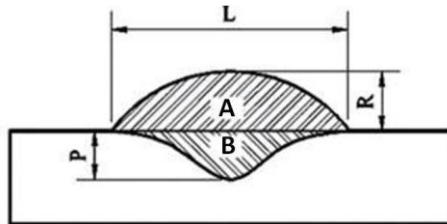


Figura 28 – Perfil geométrico do cordão de solda.

A diluição pode ser calculada pela fórmula:

$$D(\%) = \frac{B}{A+B} \times 100.$$

Para as medições foi utilizado o software Image Tool 3.0.

No preparo das amostras para outros ensaios como a medição de ferrita e microdureza, foram utilizados os mesmos métodos das macrografias, ou seja, primeiro o corte da parte específica a medir, depois o embutimento em resina, seguido do lixamento na sequência dada anteriormente, polimento com alumina e ataque com Vilella.

### 3.3.2 Amostras Para Cavitação

Conforme a figura 27, uma parte da amostra foi reservada para a fabricação dos corpos de prova para o ensaio de erosão à cavitação. Esta parte foi encaminhada à usinagem e devidamente fresada por ambos os lados e depois cortada, até que obtivesse a forma de um paralelepípedo com as dimensões 30 x 20 x 7 mm, suficientemente pequena para melhorar a precisão na medição da massa na balança. A partir daí foi necessário o lixamento e o polimento da amostra em um dos lados, seguido de um ensaio não destrutivo por líquidos penetrantes, para que fosse verificada a presença de discontinuidades como poros ou trincas, que podem prejudicar bastante o desempenho do revestimento no ensaio de cavitação. A figura 29 esquematiza como foram retirados os corpos de prova para esse ensaio, nas soldagens com e sem amanteigamento.

Nos outros seis CPs o procedimento de preparo para a cavitação foi similar, diferindo somente nos cortes que foram feitos na cortadora a disco refrigerada.

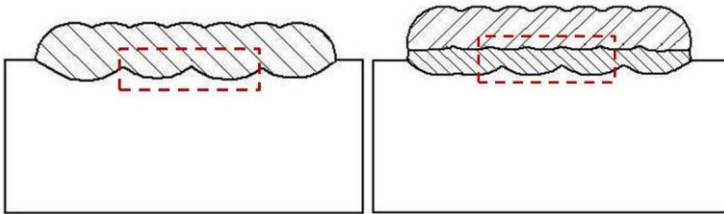


Figura 29 – Região de retirada dos corpos de prova para cavitação.

## 3.4 ENSAIOS E EQUIPAMENTOS

### 3.4.1 Ensaio De Dureza

Na aplicação do ensaio de dureza objetivou-se, entre outras coisas, relacionar as possíveis alterações no perfil de dureza, no revestimento, com eventuais variações na resistência à cavitação, decorrente dos diferentes aportes térmicos impostos.

Para os ensaios de microdureza Vickers empregou-se o durômetro HMV 2000 da Shimadzu, com carga aplicada de 1 kg ( $HV_1$ ) e tempo de aplicação de carga de 15 s.

Uma das medições de dureza realizada foi no revestimento, onde CPs foram preparados numa região paralela à superfície a ser exposta à cavitação (figura 30). Essas medições pretendiam obter os valores de dureza através das diferentes regiões dos passes de solda. A distância utilizada entre os pontos foi de 0,5 mm.

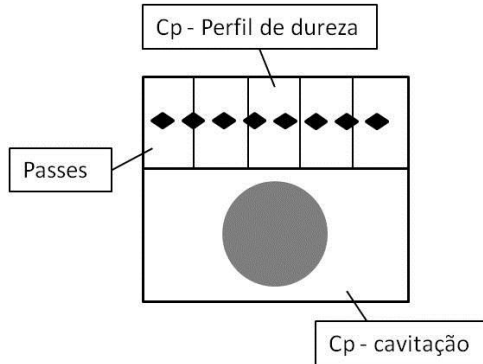


Figura 30 – Esquema dos CPs na medição de dureza no revestimento.

Em seções transversais foram feitas medições de dureza através das diferentes regiões da solda, ou seja, zona fundida (ZF), zona afetada pelo calor (ZAC) e metal de base (MB). Além disso, outro perfil foi gerado de forma inclinada, entre o último e o penúltimo cordão da camada soldada (figura 31), na tentativa de medir a dureza perpendicularmente à linha de fusão entre os passes. O passo utilizado nessas medições foi de 0,2 mm.

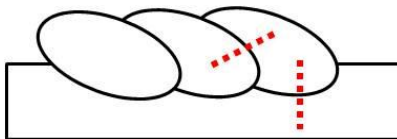


Figura 31 – Perfis de dureza na camada soldada.

### 3.4.2 Medição Do Teor De Ferrita Em Locais Específicos

Devido ao método de medição por indução magnética, o qual capta todo o conteúdo ferromagnético presente da mesma maneira, as medidas são sempre fornecidas em termos de ferrita. Mas, não há

distinção entre as diferentes fases do material, tais como a ferrita e a martensita (ambas ferromagnéticas).

Este ensaio objetivou correlacionar o teor de ferrita fornecido pelo instrumento, medido através dos cordões no revestimento, com outros parâmetros como dureza e rugosidade e, assim, verificar a influência destes nas taxas de erosão do material.

A análise foi realizada através de um ferritoscópio portátil, marca Fischer, modelo FMP30. Para auxiliar a medição, foi confeccionado um suporte contendo uma mesa de posicionamento, com precisão de 0,01 mm de deslocamento. Com isso, foi possível medir a variação da ferrita ao longo de uma linha, com espaçamento de 0,5 mm entre pontos de medição.

A figura 32 mostra o aparato experimental utilizado para a medição de ferrita.



Figura 32 – Ferritoscópio Fischer e mesa de posicionamento.

### **3.4.3 Ensaio Acelerado De Cavitação Pelo Método Indireto**

Os ensaios de cavitação foram realizados conforme a norma ASTM G32-09, modificada para o método indireto, no qual o corpo de prova fica posicionado de forma estacionária a uma distância padrão de 0,5 mm em relação à ponta de sacrifício. As vantagens de se utilizar esse método são que a preparação dos corpos de prova por usinagem é bem mais simples e também porque não é preciso desaparafusar (e parafusar novamente) o corpo de prova cada vez que vai medir a perda de massa.

Porém, com essa modificação há uma perda de severidade em relação ao método padrão (direto) de 40 a 60%.

O ensaio ultrassônico vibratório foi executado num gerador KLN Ultraschall GmbH tipo 500, que produz uma oscilação axial da ponta do sonotrodo pelo chamado efeito piezoelétrico a uma frequência de aproximadamente 20 kHz. Sendo aplicada uma amplitude de oscilação pico a pico, na ponta do sonotrodo, de  $50 \pm 2,5 \mu\text{m}$ , com temperatura controlada de ensaio de  $25 \pm 2 \text{ }^\circ\text{C}$  em água destilada. Os ensaios de erosão por cavitação realizados nesse trabalho foram executados no Laboratório de Cavitação da UFSC.

A perda de massa em função do tempo  $\Delta m = f(t)$  foi medida para intervalos pré-determinados no ensaio. Os intervalos iniciais foram de 1 hora até o total de 3 horas de ensaio, após esse limite os intervalos passaram a ser de 2 horas até um total de 12 horas ensaiadas, depois os mesmos foram estendidos para 4 horas. A pesagem foi realizada em uma balança digital marca Mettler Toledo modelo AG com precisão de 0,1 mg.

A figura 33 apresenta os detalhes do teste acelerado de cavitação pelo método indireto.

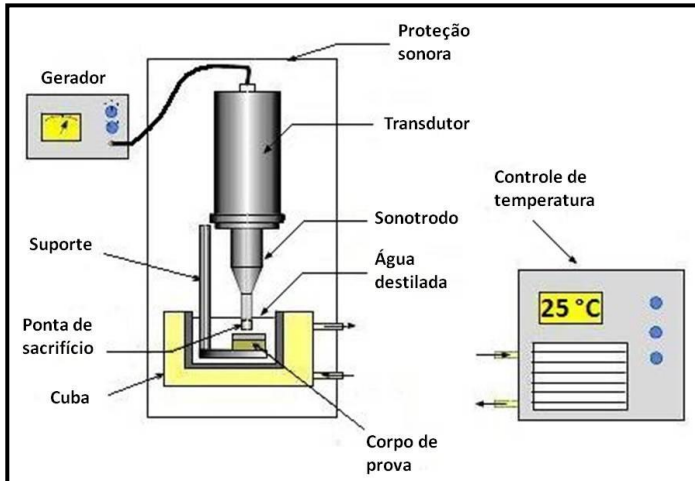


Figura 33 – Representação do ensaio de cavitação pelo método indireto.

### 3.4.4 Ensaio De Rugosidade

Este ensaio teve como objetivo identificar os locais de maior perda de massa por cavitação, a partir da análise do perfil de rugosidade. Após isso, uma comparação foi feita com outros parâmetros medidos como a dureza e o teor de ferrita.

Nos revestimentos depositados por soldagem, os perfis de rugosidades foram realizados numa direção transversal aos cordões, para procurar detectar as diferenças na erosão por cavitação das diversas regiões da solda. As medições foram realizadas nas instalações do Laboratório de Metrologia Dimensional – CERTI, segundo as normas ISO 4287 de 1997 e ISO 13565-2, com condições controladas de temperatura e umidade relativa. Foi utilizado um apalpador de  $2\ \mu\text{m}$ , com velocidade de medição de  $0,5\ \text{mm/s}$  e força de  $1,5\ \text{mN}$ . O comprimento avaliado foi de  $15\ \text{mm}$ , iniciando antes e terminando depois da região cavitada, de modo que a região não cavitada (ou seja, aquela ainda polida) serviu como referência para estimar a profundidade da erosão. Além de analisar os perfis brutos de rugosidade, também foram analisados os parâmetros  $R_a$  e  $R_z$ , comumente utilizados para caracterizar a rugosidade de uma superfície (veja na figura 34 a definição dos mesmos).

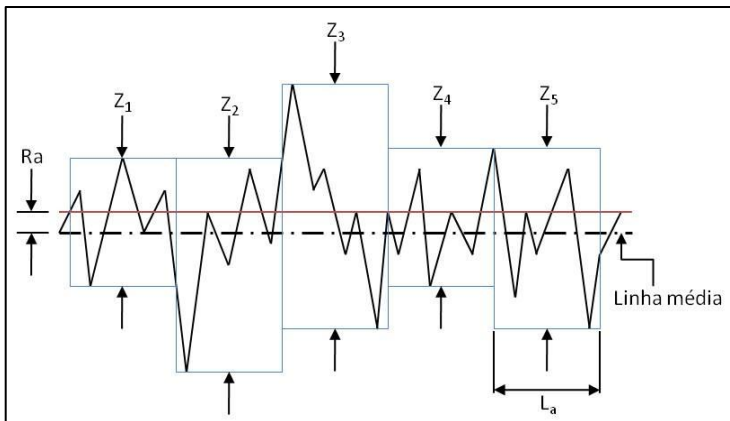


Figura 34 – Representação simplificada dos parâmetros de rugosidade  $R_a$  e  $R_z$ .



- ✓ Rugosidade média (Ra): É a média aritmética do valor absoluto das ordenadas “y” do perfil de rugosidade dentro do percurso de medição, tomando como referência a linha média.
- ✓ Rugosidade média (Rz): É a média aritmética dos cinco valores da rugosidade parcial  $Z_i$ . A rugosidade parcial  $Z_i$  é definida como a soma dos valores absolutos das ordenadas dos pontos de maiores afastamentos (acima e abaixo da linha média) existentes dentro de um comprimento de amostragem  $L_a$ . Graficamente, este valor representa a altura entre os pontos máximo e mínimo do perfil, dentro do comprimento de amostragem.

$$Rz = \frac{Z_1 + Z_2 + Z_3 + Z_4 + Z_5}{5}$$

### 3.5 ANÁLISE MICROESTRUTURAL

A utilização de microscopia foi necessária para uma devida caracterização do comportamento estrutural frente ao processo erosivo de cavitação, em função das diferentes condições aplicadas na soldagem. Para as análises dos corpos de prova empregou-se o microscópio óptico Olympus modelo BXM-60, com câmera digital para registro das imagens.



## 4 RESULTADOS E DISCUSSÕES

---

Os resultados obtidos durante a etapa experimental serão descritos a seguir, conforme a metodologia detalhada no capítulo anterior. Assim, serão discutidas as diferentes observações, tentando-se relacionar o desempenho dos corpos de prova à cavitação com os procedimentos de deposição aplicados.

Alguns ensaios tiveram de ser refeitos e os problemas encontrados também foram alvo de discussões. Na tentativa de esclarecer devidamente os fenômenos, as análises realizadas tiveram uma avaliação da sua adequação ou não, isto é, procurou-se verificar se os métodos utilizados obtiveram sucesso ou se as práticas deveriam ser alteradas.

Inicialmente é apresentada a caracterização microestrutural do aço CA-6NM. Após isso são mostrados os resultados das soldagens realizadas, se os procedimentos geraram cordões com qualidade ou se houve problemas como trincas e poros, os quais têm efeito deletério na resistência à cavitação das amostras. A seguir é avaliado o ensaio com alta restrição.

Na sequência estão os resultados das macrografias dos cordões soldados na parte inferior da chapa base e, dos valores de alguns parâmetros medidos como, por exemplo, a diluição. Ainda nesta parte, é feita uma estimativa da composição média dos revestimentos depositados e sua relação com as taxas de erosão e proporção de fases presentes.

Os teores de ferrita medidos e uma análise de como funciona o ferritoscópio, assim como os erros gerados nas medições são abordados na seção seguinte. Depois disso, é avaliada a medição da dureza em diferentes posições.

Em seguida foi feita a avaliação dos revestimentos frente à cavitação, sempre com associação às outras propriedades já obtidas.

A rugosidade das amostras, bem como uma análise dos perfis erodidos é feita em seguida no trabalho, utilizando para isso os parâmetros Ra e Rz e os perfis brutos fornecidos pelo rugosímetro.

#### 4.1 CARACTERIZAÇÃO DO AÇO CA-6NM

A figura 35 apresenta micrografias do aço inoxidável martensítico CA-6NM no estado como fornecido, que foi o metal de base utilizado nas soldagens. Nota-se que a microestrutura do material é composta de martensita em ripas com pequenas quantidades de ferrita delta presentes.

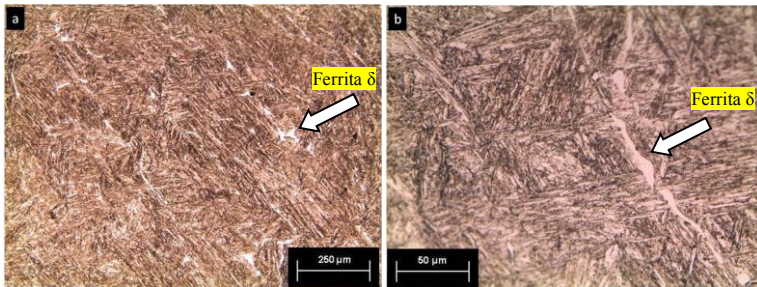


Figura 35 – Metalografia da chapa base consistindo em aço inoxidável martensítico. Reagente: Vilella.

#### 4.2 DEPOSIÇÃO DE REVESTIMENTOS POR SOLDAGEM

Os trabalhos tiveram início com a deposição direta sobre a chapa de aço CA-6NM, onde inicialmente foi aplicada a liga resistente à cavitação Cavitalloy® nos revestimentos 01 a 03. Em seguida, nos revestimentos 04 a 06 foram depositadas camadas de amanteigamento e sobre estas a liga resistente. No último revestimento foi utilizada corrente com dupla pulsação (no modo de pulsação térmica), conforme descrito no capítulo anterior, para depositar somente Cavitalloy. Na tabela 10 estão mostrados os valores de corrente, tensão, velocidade de arame e energia medidos com o sistema de aquisição de dados SAP V4.18s. Na codificação utilizada tem-se REV (revestimento): D120 (Revestimento obtido com a deposição de Cavitalloy diretamente sobre o metal de base com corrente de 120 A), AM170 (Revestimento obtido com a deposição de Cavitalloy sobre um amanteigamento prévio de inox 309L utilizando corrente de 170 A), DPT170 (Revestimento obtido com a deposição de Cavitalloy diretamente sobre o metal de base com o uso de corrente com pulsação térmica de 170 A) entre outros. O valor da

velocidade de soldagem foi mantido em 30 cm/min para todos os cordões efetuados.

Na avaliação dos cordões pelo ensaio visual não foram detectadas descontinuidades como trincas, poros superficiais, mordeduras ou perfurações. Desta avaliação inicial, pode-se crer que os procedimentos de soldagem foram aplicados corretamente, contudo outros ensaios devem garantir a qualidade das soldas realizadas.

Tabela 10 – Valores médios de parâmetros encontrados nas soldagens.

Revestimento	Velocidade de arame (m/min)	Corrente média (A)	Tensão média (V)	Energia (kJ/cm)
D120	4,1	118,6	29,6	8,4
D170	6,3	166,8	34,1	12,5
D240	8,9	235,8	40,8	19,6
AM120	4,4	119,4	23,2	6,4
AM170	6,3	167,7	27,1	9,8
AM240	9,0	236,4	33,7	16,2
DPT170	6,5	168,2	32,2	12,2

Nas figuras 36 a 38 estão expostos os oscilogramas de corrente e tensão em três situações: cordões depositados com 120 A sem amanteigamento prévio; cordões depositados em 240 A com amanteigamento; cordões depositados com pulsação térmica. Verifica-se uma elevada estabilidade do arco, haja vista a grande regularidade no sinal de tensão (que, neste caso, é a variável dependente, pois as soldas foram feitas com imposição de corrente). Na figura 38 podem-se distinguir claramente os dois patamares do pulsado térmico, ou seja, pulso e base térmica.

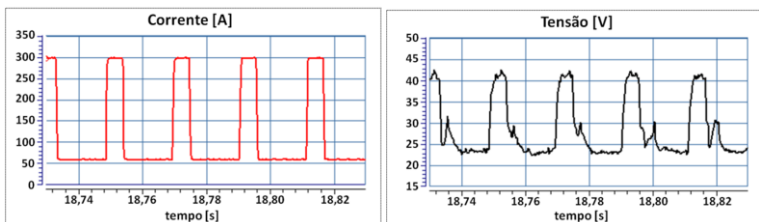


Figura 36 – Oscilogramas de corrente e tensão obtidos para o D120.

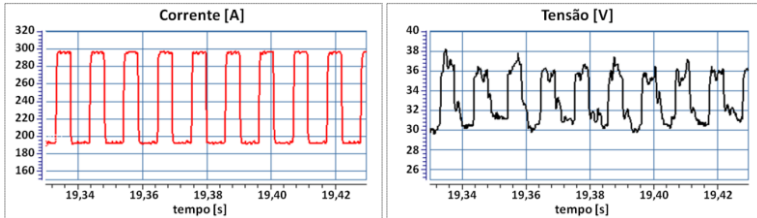


Figura 37 – Oscilogramas de corrente e tensão obtidos para o AM240.

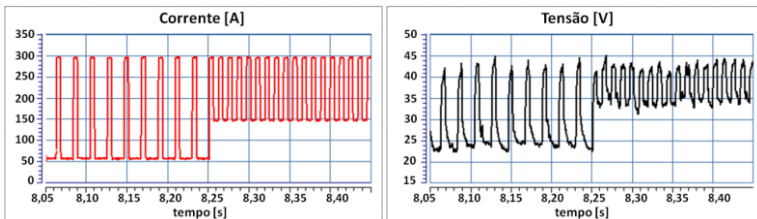


Figura 38 – Oscilogramas de corrente e tensão obtidos para o DPT170.

#### 4.3 SOLDAGEM COM ALTA RESTRIÇÃO

Na tentativa de avaliar a soldabilidade da combinação de materiais (liga Cavitalloy depositada diretamente sobre o metal de base CA-6NM) foi empregado um ensaio com alta restrição à solda mediante a deposição em ranhura usinada na chapa. A inspeção inicial das soldas foi feita por exame visual e por líquidos penetrantes.

No exame visual não houve indicações da presença de trincas ou mordeduras, mas apareceram alguns poros na superfície dos cordões no chanfro contendo duas camadas soldadas com corrente de 120 A, conforme indicado na figura 39.

O ensaio por líquidos penetrantes, além de mostrar a presença de poros na superfície, revelou trincas de cratera no cordão soldado com 240 A e nos cordões sobrepostos em camadas, o que pode ser verificado com o auxílio de lupa. A presença de poros pode ter como explicação o aprisionamento de gás pela rápida solidificação da poça fundida como resultado do escoamento de calor intensificado ao depositar o cordão numa ranhura. As trincas encontradas provavelmente são trincas de solidificação, que com frequência ocorrem ao se utilizar metais de adição austeníticos e fazer uma interrupção repentina do arco, sem o devido preenchimento de material na cratera formada no final do cordão

(na prática, é costume utilizar uma rampa de diminuição de corrente no final do cordão, enquanto o arco se deixa estacionário).

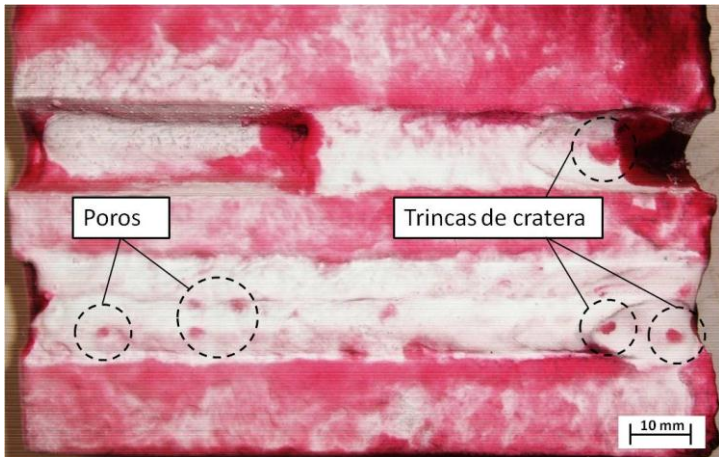


Figura 39 – Peça ensaiada pelo método de líquidos penetrantes.

Como esses ensaios só permitem a detecção de discontinuidades presentes na superfície, a peça foi seccionada para a avaliação da seção transversal. Nesta análise, verificou-se falta de fusão/penetração entre os cordões e o metal de base, especialmente na parte inferior do chanfro (figura 40). Algumas das possíveis causas são: ao incidir o arco de forma oblíqua às paredes do chanfro, a transferência de calor para a peça é diminuída; todo o material em volta do fundo do chanfro transfere calor de forma intensa, diferentemente do que ocorre, por exemplo, ao depositar o passe de raiz numa junta em V; pode ter havido desvio do arco para uma das paredes do chanfro, tendo como resultado um menor aquecimento da outra parede; intenso escoamento de calor, devido à alta relação entre a espessura da chapa e o aporte térmico.

Por outro lado, os resultados encontrados mostram que, mesmo com a concentração de tensões produzida na extremidade da falta de fusão/penetração, não houve trincamento. Numa situação normal, quando se depositam os cordões para formar um revestimento ou para recuperar espessura, não ocorrerão tais discontinuidades e, portanto, a situação será mais favorável.

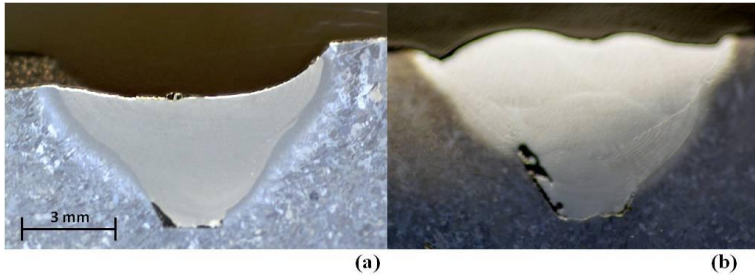


Figura 40 – Falta de fusão encontrada nos ensaios de alta restrição, (a) cordão 240 A, (b) solda em camadas de 120 A. Ataque químico: Vilella.

#### 4.4 DEPOSIÇÃO DE CORDÕES SOBRE CHAPA

##### 4.4.1 Macrografias Das Seções Transversais

O propósito das macrografias foi permitir a medição de parâmetros geométricos importantes dos cordões de solda como: penetração (P), largura (L), reforço (R) e diluição (D). Revestimentos soldados podem apresentar níveis distintos de diluição em função do tipo de processo de soldagem empregado e das técnicas de deposição. Esta variação no nível de diluição origina um comportamento diferenciado entre as camadas dos depósitos frente à erosão por cavitação. A tabela 11 traz os valores medidos dos principais parâmetros geométricos e a codificação usada para os cordões soldados (CO), onde CAV=Cavitalloy e PT=Pulsado térmico. Como exemplo, temos o CO-CAV120 (Cordão soldado com Cavitalloy diretamente sobre o MB e corrente de 120 A), 309-240 (Cordão soldado com inox 309L utilizando corrente de 240 A) e o CAVPT170 (Cordão soldado com Cavitalloy com o uso de corrente com pulsação térmica de 170 A).

Nos resultados obtidos para o arame maciço ER 309L e o arame tubular Cavitalloy ao elevar a corrente houve aumento da penetração. Também aumentaram a largura e o reforço, como resultado do acréscimo na taxa de fusão.



Tabela 11 – Parâmetros geométricos dos cordões soldados.

Cordão	Material	I (A)	L (mm)	P (mm)	R (mm)	D (%)
CAV120	Cavitalloy	120	9,95	1,3	2,63	25
CAV170	Cavitalloy	170	14,04	2,28	2,71	37
CAV240	Cavitalloy	240	15,87	3,16	3,03	42
309-120	309L	120	9,07	1,94	2,8	35
309-170	309L	170	10,96	3,11	3,04	38
309-240	309L	240	16,28	3,63	3,45	35
CAVPT170	Cavitalloy	170	14,07	1,92	2,76	37

Nas amostras soldadas somente com Cavitalloy a diluição média encontrada nos cordões soldados foi de 35%, que é coerente com as diluições encontradas no processo a arame tubular (20 a 50% conforme literatura). No entanto, naquelas soldadas somente com o eletrodo maciço 309L a média ficou em 36%, que é fora da região conhecida para o processo MIG (10 a 30% de diluição). A figura 41 mostra as macrografias realizadas. Os cordões soldados com Cavitalloy apresentaram linha de fusão em curva suave, enquanto que os soldados com o arame-eletrodo ER 309L apresentaram a zona fundida num formato característico conhecido como “finger shape”. Como resultado, enquanto que para o Cavitalloy houve um aumento gradativo da diluição com a corrente, com o arame ER 309L a diluição foi sempre alta (entre

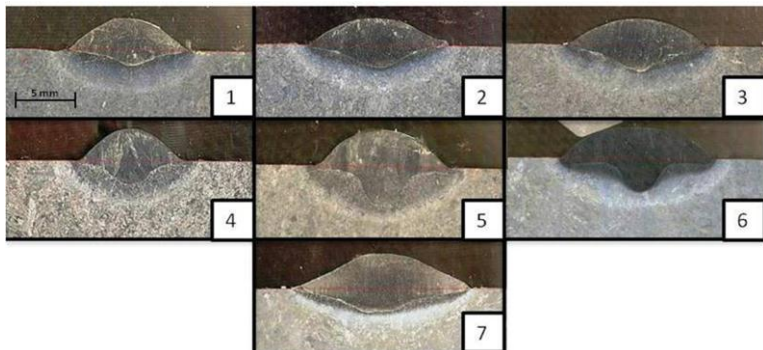


Figura 41 – Macrografias dos cordões soldados. Ataque químico: Vilella.

35 e 38%), independente da corrente. Na figura 42 são apresentadas micrografias dos cordões 01 e 06. No metal de solda obtido com Cavitalloy a zona fundida parece ser constituída principalmente de austenita, o que pode ser verificado por uma avaliação ao microscópio

com maiores aumentos. Já no MS obtido com aço inox 309L destaca-se a presença de ferrita delta primária como produto da solidificação.

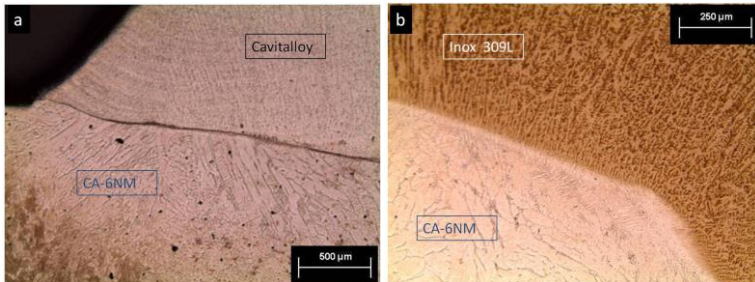


Figura 42 – a) Micrografia da margem e zonas da solda para o CAV120; b) 309-240 com solidificação dendrítica. Ataque químico: Vilella.

#### 4.4.2 Estimativa Da Composição Química Do Metal De Solda

Pelos valores de diluição fornecidos na tabela 11, os quais foram obtidos dos cordões soldados individualmente, a composição do metal de solda pode ser calculada para cada elemento químico, utilizando a seguinte equação:

$$N_{MS} = N_{MB} \times D + N_{MA} \times (1 - D)$$

Onde,

$N_{MS}$  = Teor do elemento químico no metal de solda;

$N_{MB}$  e  $N_{MA}$  = Teores do elemento no metal de base e metal de adição, respectivamente;

$D$  = Diluição.

A tabela 12 apresentada a seguir mostra os valores calculados através da equação dada para a composição química do metal de solda. Estes valores se basearam na diluição dos cordões isolados, mas no caso de revestimentos a diluição pode ser menor por efeito da sobreposição entre os passes.

Tabela 12 – Valores previstos para as composições químicas dos metais de solda obtidos em cada corpo de prova.

Teor N <sub>MS</sub>	Revestimento						
	D 120	D 170	D 240	AM 120	AM 170	AM 240	DPT 170
C	0,17	0,15	0,14	0,15	0,15	0,15	0,15
Si	1,34	1,21	1,16	1,28	1,28	1,28	1,21
Mn	7,33	6,23	5,78	6,63	6,61	6,63	6,23
Cr	17,13	16,37	16,06	19,15	19,02	19,15	16,37
Ni	1,11	1,56	1,75	3,41	3,32	3,41	1,56
Co	8,70	7,31	6,73	7,42	7,42	7,42	7,31
Cu	0,03	0,03	0,02	0,20	0,19	0,20	0,03
V	0,06	0,05	0,05	0,05	0,05	0,05	0,05
P	0,02	0,02	0,03	0,02	0,02	0,02	0,02
N	0,28	0,23	0,21	0,24	0,24	0,24	0,23
S	0,003	0,004	0,005	0,009	0,010	0,009	0,004
Mo	0,13	0,19	0,21	0,24	0,24	0,24	0,19

A partir da composição média do metal de solda podem ser calculados o cromo e o níquel equivalentes (Creq e Nieq) e, com eles, prever a composição do metal de solda quando se utilizam metais de adição austeníticos. Para o cálculo de Creq e Nieq foram elaboradas, a partir de experimentos, as expressões já comentadas anteriormente e apresentadas a seguir:

**-Expressões de DeLong e Rao (1987):**

$$\text{Creq} = \% \text{Cr} + \% \text{Mo} + 1,5\% \text{Si} + 0,5\% \text{Nb}$$

$$\text{Nieq} = \% \text{Ni} + 30(\% \text{N} + \% \text{C}) + 0,5\% \text{Mn} + 0,44\% \text{Cu} + 0,41\% \text{Co}$$

Não foi possível encontrar as faixas de composição para as quais estas expressões são válidas.

**-Expressões de Simoneau (1987):**

$$\text{Creq} = \% \text{Cr} + 1,5\% \text{Si}$$

$$\text{Nieq} = \% \text{Ni} + 30(\% \text{N} + \% \text{C}) + 0,5\% \text{Mn} + 0,7\% \text{Co}$$

Na formulação das equações apresentadas, Simoneau et al. (1987) cobriram uma ampla faixa de composição de elementos: (C = 0,03 -

0,3%; Ni = 1,0 - 9,5%; Mn = 1 - 10%; Si = 1 - 5%; Cr = 15 - 22%; Co = 4 - 12% e N = 0,01 - 0,4%).

A tabela 13 mostra os resultados finais para os revestimentos utilizando as expressões dadas por DeLong e Rao (1987). Para os revestimentos soldados com amanteigamento prévio foi necessário fazer o cálculo em duas etapas: na primeira delas, foi obtido o  $C_{req}$  e o  $N_{ieq}$  para a camada de revestimento depositada sobre o aço CA-6NM com o eletrodo de inox 309L; Depois disso, com a deposição do eletrodo Cavitalloy, tomou-se os  $C_{req}$  e  $N_{ieq}$  calculados na primeira etapa como sendo os do metal de base. Neste cálculo adotou-se uma diluição de 36%, que é um valor médio encontrado no ensaio descrito no item 4.4.1.

Tabela 13 – Valores calculados de  $C_{req}$  e  $N_{ieq}$  segundo DeLong e Rao (1987).

Revestimento	$C_{req}$	$N_{ieq}$	$C_{req}/C_{req+N_{ieq}}$
D120	19,26	21,67	0,47
D170	18,38	19,04	0,49
D240	18,00	17,95	0,50
AM120	21,31	21,33	0,50
AM170	21,18	21,24	0,50
AM240	21,31	21,33	0,50
DPT170	18,38	19,04	0,49

Com os valores calculados de  $C_{req}$  e  $N_{ieq}$ , foi possível aplicar a relação  $C_{req}/C_{req+N_{ieq}}$  dada por Rao (1987) para a previsão do comportamento frente à cavitação dos revestimentos soldados. Segundo este autor, o melhor desempenho dos metais de solda de aço inoxidável ocorre quando a relação está mais próxima de 0,7. Entretanto, baixos valores dessa relação (entre 0,2 e 0,4 aproximadamente) indicam materiais completamente austeníticos, geralmente ligas com alto teor de níquel, que é um elemento que tende a aumentar consideravelmente a EFE. Como os valores obtidos foram relativamente altos (entre 0,47 e 0,50), pode-se esperar que os revestimentos apresentem um bom desempenho frente à cavitação.

Pelas expressões de Simoneau e colaboradores foram obtidos outros valores para o  $C_{req}$  e o  $N_{ieq}$ , seguindo os mesmos procedimentos descritos anteriormente para as expressões de DeLong e Rao. Os resultados dos cálculos são apresentados na tabela 14.

Tabela 14 – Valores de Creq e Nieq calculados pelas expressões de (SIMONEAU et al., 1987).

Revestimento	Creq	Nieq	Creq+Nieq
D120	19,13	24,18	43,31
D170	18,19	21,15	39,34
D240	17,80	19,90	37,70
AM120	21,07	23,40	44,47
AM170	20,94	23,30	44,24
AM240	21,07	23,40	44,47
DPT170	18,19	21,15	39,34

Esses pesquisadores traçaram curvas para prever o teor das martensitas  $\epsilon$  e  $\alpha'$  induzidas após a cavitação em aços inoxidáveis austeníticos ao cobalto e ligas de Co, em função dos valores calculados pela soma Creq+Nieq, como está mostrado na figura 43. Nesta figura estão ilustradas as posições dos sete revestimentos soldados e na tabela

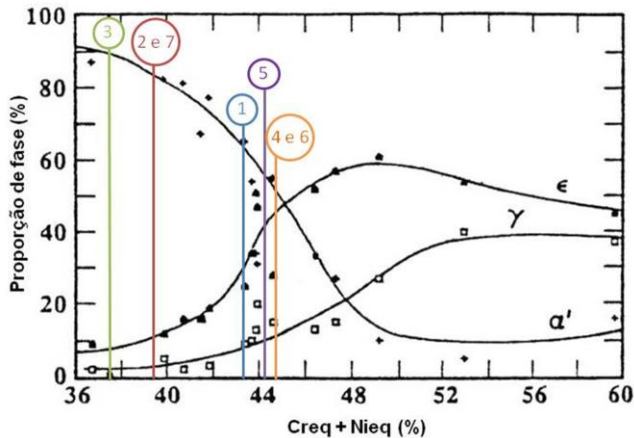


Figura 43 – Estimativa da proporção das fases nas superfícies erodidas dos revestimentos soldados (adaptado de SIMONEAU, 1987).

15 são mostrados os valores que podem ser obtidos no gráfico. Nota-se uma diferença significativa entre as proporções esperadas para cada fase, com isso distintos comportamentos serão encontrados no ensaio acelerado de cavitação.

Entre as proporções das fases encontradas, os revestimentos que indicaram maiores percentuais para as fases martensíticas  $\epsilon$  e  $\alpha'$  foram o D120, AM120, AM170 e AM240 e, portanto, é de se esperar que eles apresentem os melhores resultados no ensaio acelerado de cavitação.

Tabela 15 – Valores estimados do conteúdo das fases presentes.

Revestimento	Proporção das fases (%)		
	$\gamma$	$\epsilon$	$\alpha'$
D120	8,0	29,0	63,0
D170	4,0	12,0	84,0
D240	3,0	8,0	89,0
AM120	10,0	40,0	50,0
AM170	6,0	40,0	54,0
AM240	10,0	40,0	50,0
DPT170	4,0	12,0	84,0

Na tentativa de avaliar o conteúdo de ferrita/martensita presente nos revestimentos foram utilizados os diagramas constitucionais de Schaeffler e DeLong. Schaeffler considera no seu diagrama (de 1949) como elementos que estabilizam a ferrita o cromo, molibdênio, silício e nióbio, da mesma forma que DeLong. Como elementos que estabilizam a austenita Schaeffler considera o níquel, carbono e manganês, neste ponto DeLong acrescentou o nitrogênio.

DeLong investigou mais profundamente a região que abriga a série 300 dos aços inoxidáveis austeníticos. Segundo o diagrama deste pesquisador o MS obtido não contém ferrita/martensita. Em item posterior será medido o teor de ferrita nas amostras e, desta forma, será possível confrontar os resultados teóricos obtidos com os experimentais.

Os resultados são mostrados na tabela 16.

Tabela 16 – Teores estimados de ferrita segundo Schaeffler e DeLong.

REV	Schaeffler (1949)			DeLong (1973)		
	Creq	Nieq	Ferrita %	Creq	Nieq	Ferrita %
D120	19,26	9,76	<b>10</b>	19,26	18,09	<b>0</b>
D170	18,38	9,04	<b>11</b>	18,38	16,04	<b>0</b>
D240	18,01	8,74	<b>12</b>	18,01	15,18	<b>0</b>
AM120	21,31	11,10	<b>15</b>	21,30	18,20	<b>0</b>
AM170	21,18	11,01	<b>17</b>	21,18	18,11	<b>0</b>
AM240	21,31	11,10	<b>15</b>	21,30	18,20	<b>0</b>
DPT170	18,38	9,04	<b>11</b>	18,38	16,04	<b>0</b>

## 4.5 AVALIAÇÃO DAS MEDIÇÕES DE FERRITA

### 4.5.1 Efeito Do Substrato E Da Borda

Antes de se utilizar o ferritoscópio para a medição do teor de ferrita nas soldas foi considerado importante avaliar os erros que podem surgir na utilização desse instrumento.

A primeira investigação feita objetivou avaliar qual é a profundidade da região onde é medido efetivamente o teor de ferrita e qual é a influência do substrato sobre os valores medidos. Para simular a medição na superfície de um revestimento austenítico depositado sobre metal de base ferrítico, foram utilizadas chapas de aço inox austenítico com espessuras de 0,5 e 1,1 mm (que simulariam o revestimento) e chapas de aço carbono com 2,0 mm de espessura (simulando o substrato). Na tabela 17 estão os valores médios e desvios padrão obtidos ao realizar cinco medições em cada chapa.

Tabela 17 – Medições individuais das chapas de aço carbono e inox.

Chapa de aço carbono			Chapa de aço inox		
Teor de ferrita (%)			Teor de ferrita (%)		
Chapas	Média	Desvio padrão	Chapas	Média	Desvio padrão
C1	85,51	5,11	C1	0,33	0,01
C2	85,24	5,59	C2	0,24	0,02
C3	85,29	3,94	C3	0,27	0,01
C4	85,81	4,95	C4	0,27	0,01
			C5	0,29	0,07
			C6	0,25	0,01
<b>Valores gerais</b>	<b>85,46</b>	<b>4,90</b>		<b>0,28</b>	<b>0,02</b>

Foi concebida uma situação hipotética onde o substrato é formado por três chapas de aço carbono empilhadas, simulando o metal de base. Acima delas colocaram-se as partes de aço inox em uma sequência partindo da chapa de espessura 0,5 mm e, paralelamente as variações nas leituras do teor de ferrita foram sendo registradas. A participação do metal base diminuiu gradativamente até a espessura de camada de aproximadamente 8,0 mm, onde o erro é de 3,6%. Desta

forma, pode-se assumir que a profundidade de alcance na medição com este instrumento é de 8,0 mm.

A figura 44 mostra os resultados obtidos dessa análise. Na terceira coluna da tabela inserida no gráfico consta o erro devido à proximidade do substrato ferrítico. O valor verdadeiro do revestimento é 0,28. Portanto o erro em percentual é:

$$\text{Erro} = \frac{\text{valor medido} - \text{valor verdadeiro}}{\text{valor verdadeiro}} \times 100$$

Para esta combinação de substrato e “revestimento”, quando a espessura da camada obtida for menor ou igual a 2,0 mm deve ser aplicado um fator de correção.

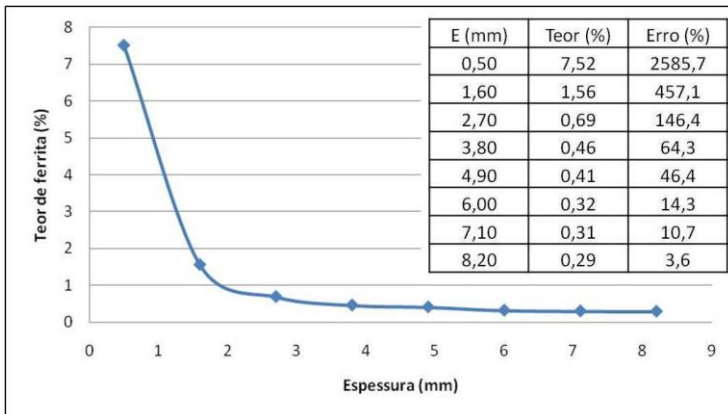


Figura 44 – Medições com as chapas de inox + 3 chapas de aço C (e=6,0 mm).

O mesmo ensaio foi repetido com espessuras de substrato de 2,0 e 4,0 mm, onde os resultados obtidos foram praticamente os mesmos. Logo, a espessura de alcance do instrumento ficou em 8,0 mm.

Esses resultados são coerentes com os que constam na figura 45, extraída do manual do ferritoscópio (FISCHER, 2008). Os ensaios foram feitos simulando um revestimento com baixo teor de ferrita, de modo que a curva da figura mais próxima é aquela para FN 1,72. Nesse caso, ao fazer medições em revestimentos com espessuras menores que 4,0 mm há que aplicar um fator de correção. Observa-se que quando o revestimento tem maior teor de ferrita, a influência do substrato torna-se menor.



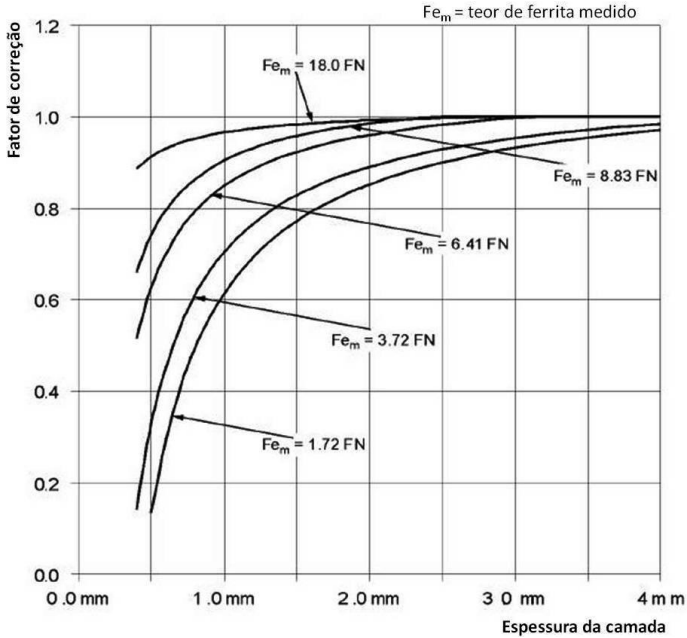


Figura 45 – Fatores de correção para a espessura de camada (FISCHER, 2008).

Um segundo aspecto analisado foi o “efeito de borda”, isto é, o erro produzido ao medir o teor de ferrita da camada de revestimento em um local muito próximo à interface deste com o substrato. Neste caso, foi utilizada uma chapa de aço carbono de 2,0 mm como substrato, sobre ela foram empilhadas várias chapas de inox. Iniciou-se a medição a uma distância de 10 mm decrescendo até 0,2 mm da borda. Foram sete situações medidas, mas na tabela 18 são mostrados os resultados de apenas duas (“revestimentos” de 2,2 e 7,7 mm).

A figura 46 apresenta os gráficos obtidos com as chapas de 2,2 e 7,7 mm simulando o revestimento. Verifica-se que a borda exerce um forte efeito sobre a medição, e que as leituras realizadas devem ter o cuidado de estarem afastadas das extremidades por no mínimo 2,0 mm, para que o efeito seja desprezível. De acordo com isso, pode-se afirmar que a área sobre a qual é medido o teor de ferrita corresponde a um círculo com raio de 2,0 mm.

Tabela 18 – Variação do teor de ferrita pelo efeito de borda.

Distância à borda (mm)	Espessura do “revestimento”			
	2,2 mm		7,7 mm	
	Média	Desvio padrão	Média	Desvio padrão
10,0	0,93	< 0,01	0,24	< 0,01
5,0	0,94	0,01	0,19	< 0,01
4,0	0,94	< 0,01	0,2	< 0,01
3,0	0,93	0,01	0,21	< 0,01
2,0	0,95	< 0,01	0,26	< 0,01
1,0	1,11	< 0,01	0,54	< 0,01
0,8	1,21	< 0,01	0,67	0,03
0,6	1,33	< 0,01	0,81	0,02
0,4	1,47	< 0,01	0,9	0,01
0,2	1,64	< 0,01	0,99	0,01

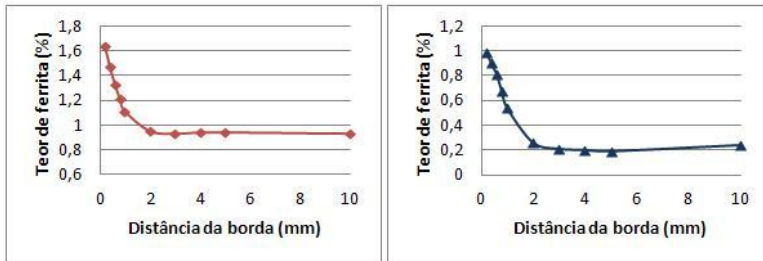


Figura 46 – Variação do teor de ferrita medido devido ao efeito de borda para revestimentos simulados de 2,2 mm (esquerda) e 7,7 mm (direita).

O efeito de borda também é citado pelo manual do instrumento, assim como efeitos de rugosidade superficial, espessura do espécime e curvatura. Nas discussões presentes nesse trabalho não foram realizados ensaios para avaliar a influência da rugosidade e da curvatura, pois as amostras eram planas e com acabamentos polidos.

Pelo manual (figura 47) a influência da borda torna-se desprezível quando a medição é feita a mais de 2,0 mm da borda. Para distâncias menores é necessário aplicar um fator de correção, que consta nesta figura.

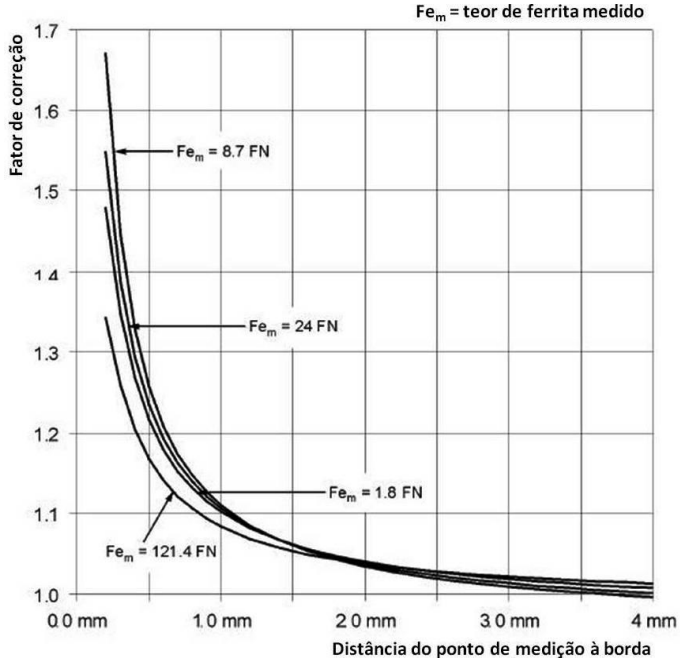


Figura 47 – Fatores de correção para cada leitura do número de ferrita, em função da distância entre o ponto de medição e a borda (FISCHER, 2008).

#### 4.5.2 Teor De Ferrita Nos Revestimentos Soldados

Prosseguindo com a avaliação dos revestimentos, foram feitas medições dos teores de ferrita nas camadas depositadas conforme as condições descritas na tabela 8, ao longo de uma linha transversal aos cordões com espaçamento entre os locais de medição de 0,5 mm.

As medições foram realizadas em CPs retirados da mesma região que as amostras destinadas ao ensaio acelerado de cavitação. Isso foi feito para tentar correlacionar as diferenças nas taxas de erosão por cavitação (devidas a heterogeneidades no revestimento), com os teores de ferrita encontrados nas regiões dos cordões de solda que compõem o revestimento. A numeração dos CPs seguiu o mesmo padrão dos revestimentos.

A figura 48 ilustra uma macrografia de topo do D240 (da superfície do revestimento, após usinagem, polimento e ataque metalográfico) com seu respectivo gráfico dos teores de

ferrita/martensita. Por ter sido usada uma corrente alta, os cordões deste revestimento foram mais largos e, por causa disto, foram necessários três cordões para compor a camada. Os teores de ferrita apresentaram variações nos seus valores de forma visível, com picos nas ZFs perto da linha de fusão entre os cordões e, vales nas ZACs formadas pelos passes adjacentes. A seta indica a ordem de deposição dos cordões na camada soldada, num sentido transversal aos mesmos. Os pontos próximos às bordas da amostra não foram inseridos nos gráficos, devido ao erro gerado pelo efeito já comentado na seção anterior.

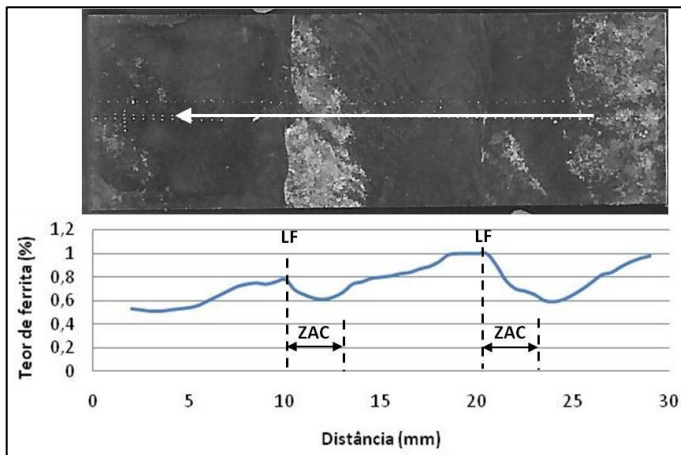


Figura 48 – Variação do teor de ferrita no revestimento D240 (Cavalloylo direto sobre o MB, corrente de 240 A). Ataque químico: Vilella.

A figura 49 apresenta os gráficos dos teores de ferrita medidos nos CPs soldados sem amanteigamento prévio. No caso do D120, a espessura da camada depositada ficou abaixo do mínimo definido no manual do instrumento ( $\geq 2,0$  mm) para que não haja erros de medição. Para corrigir isso, foi calculada uma espessura média ( $e_m$ ) entre a maior e a menor espessura encontrada, obtendo  $e_m=0,85$  mm. A seguir, pela figura 45 puderam ser definidos os fatores de correção a serem aplicados em todos os teores de ferrita medidos. O mesmo procedimento foi usado para o D170 ( $e_m=1,4$  mm) e DPT170 ( $e_m=1,2$  mm). Os gráficos dados já contemplam essas correções.

Quanto maior a corrente utilizada para a deposição dos cordões, menor a quantidade de cordões necessários para compor o revestimento. Devido a isso, quanto maior o aporte térmico empregado:

- Menor a quantidade de picos e vales nos perfis de ferrita;

- Menor a diferença nos valores de ferrita entre os picos e vales.

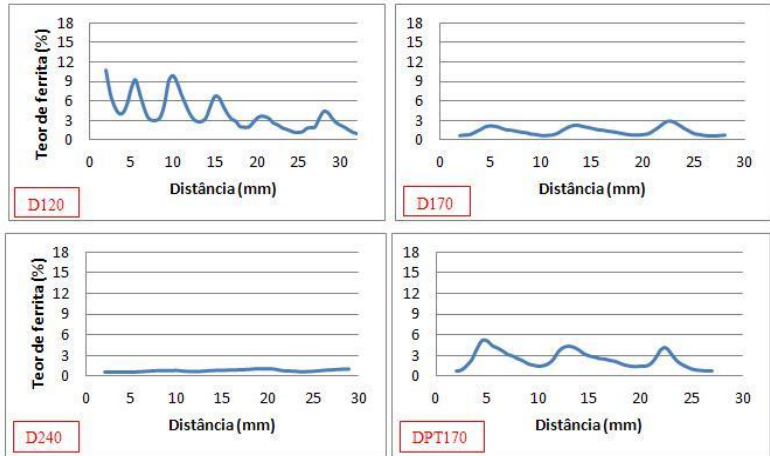


Figura 49 – Teores de ferrita encontrados nos CPs sem amantejamento prévio.

Além disso, há que se considerar que o ferritoscópio mede o teor de ferrita em certo volume, que se comparado a um cilindro, teria aproximadamente 4,0 mm de diâmetro. Assim sendo, as variações do teor de ferrita medidas tendem a ser menores que as reais.

A figura 50 apresenta os gráficos dos teores de ferrita para os três CPs soldados com o uso de amantejamento prévio.

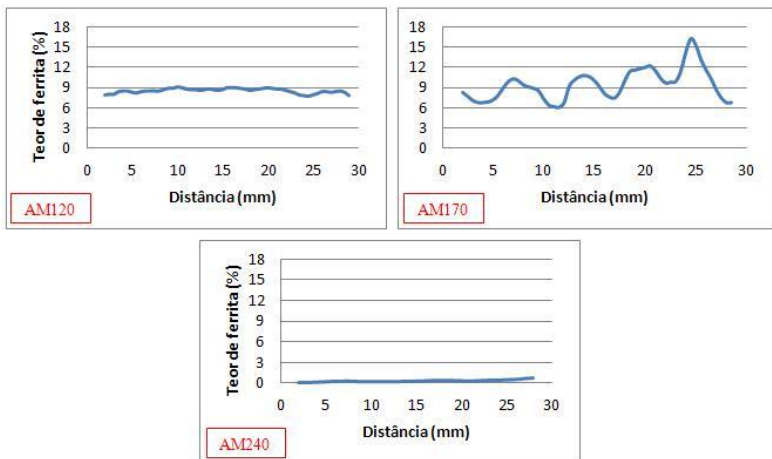


Figura 50 – Teores de ferrita encontrados nos CPs com amantejamento prévio.

Nos revestimentos obtidos ao depositar a liga Cavitalloy diretamente sobre o aço inox martensítico CA-6NM, os teores de ferrita foram baixos (médias  $\leq 4\%$ ), decrescentes do D120 ao D240. No entanto, apresentaram grandes variações nos perfis, com teores máximos de ferrita nas ZFs muito próximo das linhas de fusão entre os cordões e queda gradual dos teores nas ZACs formadas pelos passes de solda adjacentes, principalmente no D120, D170 e DPT170. A figura 51 apresenta duas micrografias para o D120 detalhando a região da ZF onde foi encontrado um pico nos teores de ferrita/martensita. A figura da direita refere-se à ZAC, onde houve uma queda substancial nos teores destas fases ferromagnéticas.

Nos CPs AM120 e AM170, feitos com amanteigamento prévio, os valores médios dos teores de ferrita obtidos foram muito próximos aos encontrados no aço inox 309L. Em item posterior será mostrada uma macrografia provando que nestes CPs a camada depositada é constituída praticamente de inox 309L, em virtude de um problema ocorrido na usinagem das amostras. No AM120, as variações no teor de ferrita não puderam ser associadas às diferentes regiões dos cordões soldados, porém no AM170 elas ocorreram de forma similar aos revestimentos sem amanteigamento. No AM240 não ocorreram problemas, sendo que o mesmo apresentou um revestimento formado pelo metal de base (CA-6NM), liga de amanteigamento (309L) e de adição (Cavitalloy). Sua curva se assimilou muito à do D240 (ambos sob a mesma corrente), com teores máximos de ferrita na ZF de forma muito próxima à linha de fusão, seguida de queda dos teores na ZAC.

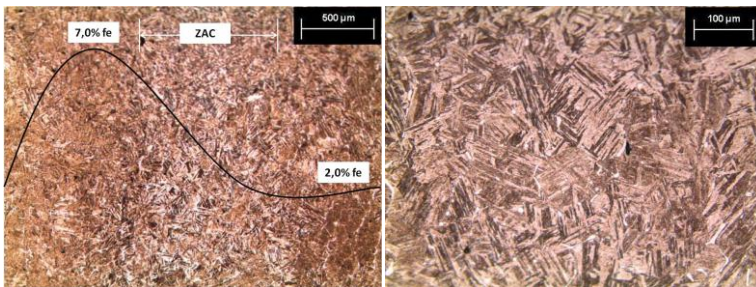


Figura 51 – Micrografia para o D120 com o perfil de ferrita encontrado; Detalhe da ZAC onde houve queda nos teores. Ataque químico: Vilella.

## 4.6 MEDIÇÃO DE DUREZA

### 4.6.1 Dureza Nos Cordões Soldados Individualmente

As primeiras medições de dureza foram nas seções transversais dos cordões depositados em chapa de aço CA-6NM. A figura 52 ilustra uma das macrografias usadas e como se procedeu a medição.

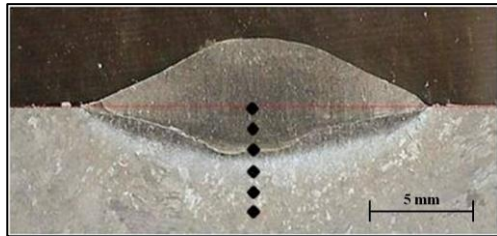


Figura 52 – Esquema da medição de dureza na macrografia do cordão CAVPT170 (Pulsado térmico). Ataque químico: Vilella.

O perfil de dureza abrangeu a zona fundida (ZF), zona afetada pelo calor (ZAC) e metal de base (MB). Notou-se que as durezas encontradas no MB diferiram significativamente dos valores dados pelo fornecedor do aço CA-6NM. Na figura 53 estão os resultados encontrados nas amostras soldadas com Cavitalloy, e na figura 55 os observados em amostras soldadas com aço inox 309L. Verifica-se que:

- A dureza no metal de base está entre 330 e 380 HV. Este é um valor relativamente alto para um aço “martensítico macio”, que normalmente apresenta durezas de 300 HV, pelo baixo teor de carbono;

- A ZAC produzida no metal de base apresentou durezas elevadas, entre 450 e 550 HV. No entanto, trincas causadas pelo hidrogênio tem pouca probabilidade de ocorrer, devido novamente ao baixo teor de carbono presente nesse aço.

- O metal de solda obtido ao depositar Cavitalloy diretamente sobre o aço CA-6NM apresentou uma dureza de aproximadamente 375 HV, maior que os 300 HV do cordão soldado com arame 309L.

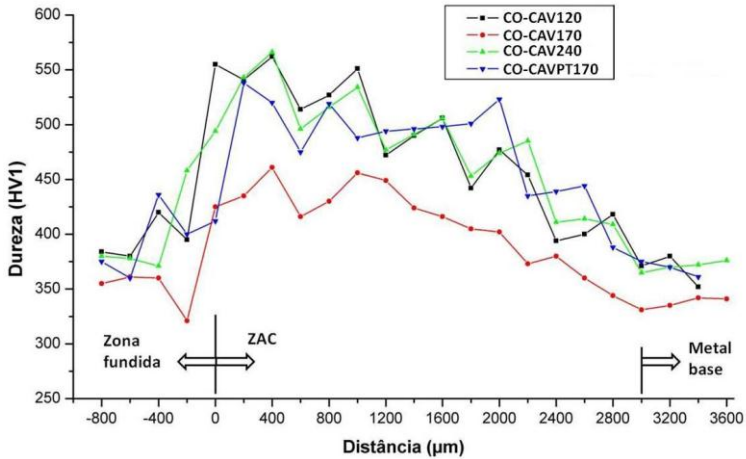


Figura 53 – Perfil de dureza dos cordões soldados com Cavitalloy sobre o aço CA-6NM.

Na figura 54 estão as micrografias dos cordões CAV120 e 309-240, onde constam os valores mais representativos de dureza obtidos nas zonas da solda. Na figura da direita aparece o valor de 444 HV, valor abaixo dos outros encontrados na região da ZAC. Uma provável causa disto seria que a impressão feita pelo microdurômetro incluiu uma pequena parte da ZF, a qual tem dureza bem menor que a do metal base. Outra seria a presença de uma zona parcialmente fundida ou não diluída nesta região, a qual alteraria significativamente a dureza no local. Na figura (a) o valor de 555 HV perto da linha de fusão sugere a presença de uma ZPD (Zona Parcialmente Diluída), zona frágil com elevada dureza. No entanto, análises específicas devem ser feitas para a devida comprovação, as quais fogem do escopo desse trabalho.

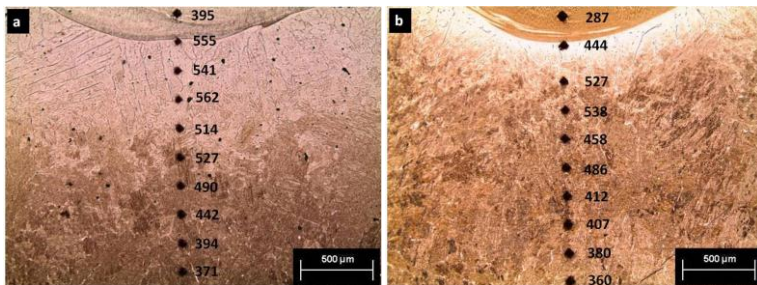


Figura 54 – Micrografias da seção transversal dos cordões com os valores de dureza; a) CAV120; b) 309-240. Ataque químico: Vilella.



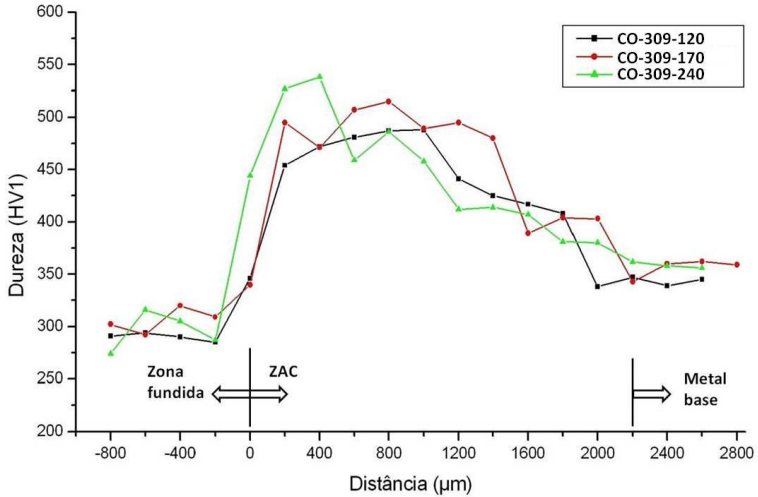


Figura 55 – Perfil de dureza dos cordões soldados com inox 309L sobre o aço CA-6NM.

A grande diferença entre essas soldas deve-se às zonas fundidas, as quais apresentaram durezas com valores bem distintos, da ordem de 75 HV.

A tabela 19 mostra as médias obtidas entre os três maiores valores de dureza da região mais próxima à linha de fusão (ZAC) para todos os cordões. Excetuando-se o CAV170, que apresentou valores bem diferentes do esperado, as durezas médias encontradas nos outros cordões soldados com Cavitalloy decresceram com o aumento da energia de soldagem. Nos cordões soldados com o arame-eletrodo de inox 309L ocorreu o oposto, onde houve aumento das durezas médias com a elevação da energia.

Tabela 19 – Médias de dureza na ZAC para os cordões soldados.

Cordões	Dureza (HV)
CAV120	550
CAV170	440
CAV240	535
309-120	470
309-170	490
309-240	510
CAVPT170	510

#### 4.6.2 Dureza Nos Revestimentos Soldados

De forma similar à medição de ferrita ao longo de uma linha transversal aos cordões do revestimento, foi feito um perfil de dureza nos mesmos CPs preparados, utilizando uma carga de 1 kg e um espaçamento de 0,5 mm entre as impressões.

A figura 56 apresenta para o D240 os teores de ferrita e a dureza encontrados, onde se pretendia verificar a existência de alguma correlação, o que não se confirmou para nenhuma das sete amostras. Embora em cada perfil as variações de dureza fossem significativas, os valores baixos ou altos não puderam ser associados a alguma região específica dos cordões.

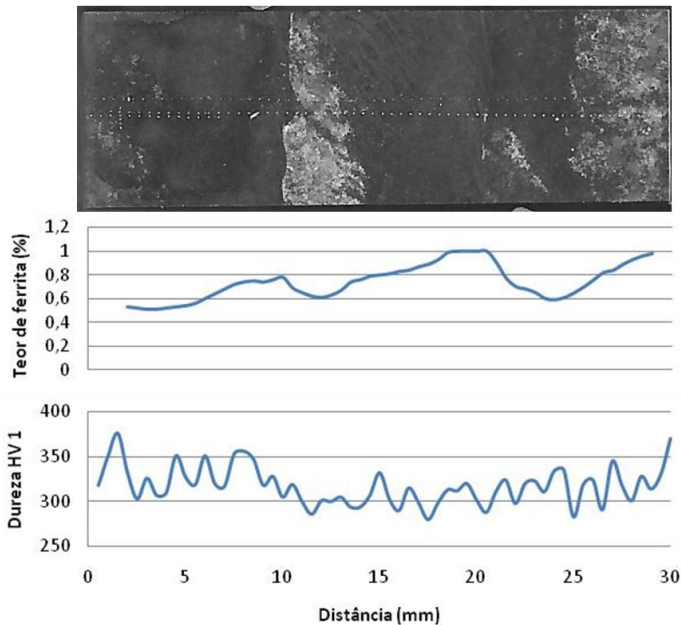


Figura 56 – Comparação entre os teores de ferrita e dureza para o D240. Ataque químico: Vilella.

Haas (2011) mediu a dureza em três regiões distintas de uma placa fundida de aço inox duplex (região de grãos finos e equiaxiais, grãos colunares e grãos grosseiros e equiaxiais). Nas três regiões, a fração de volume de austenita e ferrita delta foi perto de 50% e a dureza

encontrada foi muito similar para ambas as fases. A partir disso, talvez os valores de dureza da austenita e da ferrita não sejam muito diferentes no revestimento soldado e, portanto, as variações de dureza não possam estar associadas às alterações de ferrita.

Entre os CPs retirados dos revestimentos soldados sem amanteigamento, a média de dureza ao longo de todo o comprimento de medição em geral diminuiu com o aumento da energia: D120 ( $407 \pm 37$ ), D170 ( $369 \pm 52$ ) e D240 ( $318 \pm 21$ ) HV. No caso do DPT170, soldado com pulsação térmica, a média de dureza foi a maior, perfazendo ( $412 \pm 62$ ) HV.

Os CPs AM120 e AM170 apresentaram médias e desvios menores: ( $297 \pm 24$ ) e ( $278 \pm 27$ ) HV, respectivamente. Este fato sugere que a composição de suas camadas é feita praticamente de inox 309L. Para o AM240 a média ficou em ( $302 \pm 28$ ) HV, ou seja, o amanteigamento promoveu certa redução da dureza no revestimento se comparado com o D240, sendo que ambos foram soldados sob mesmo aporte térmico.

Os gráficos de dureza no revestimento soldado para todos os CPs são apresentados nas figuras:

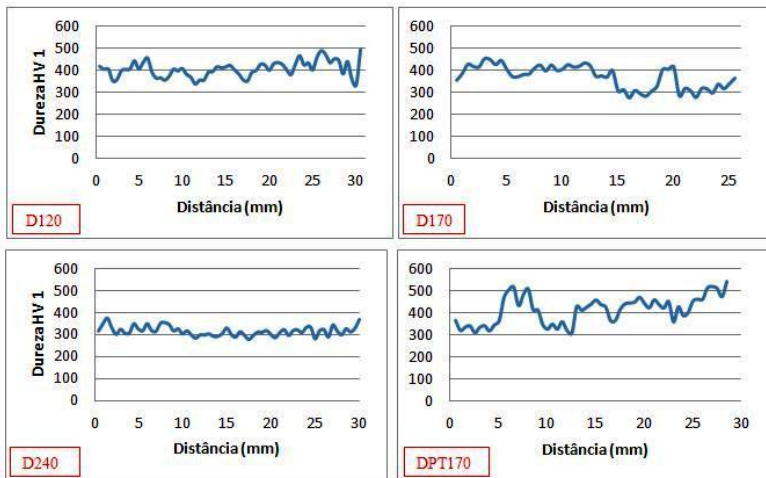


Figura 57 – Dureza nos revestimentos soldados sem amanteigamento.

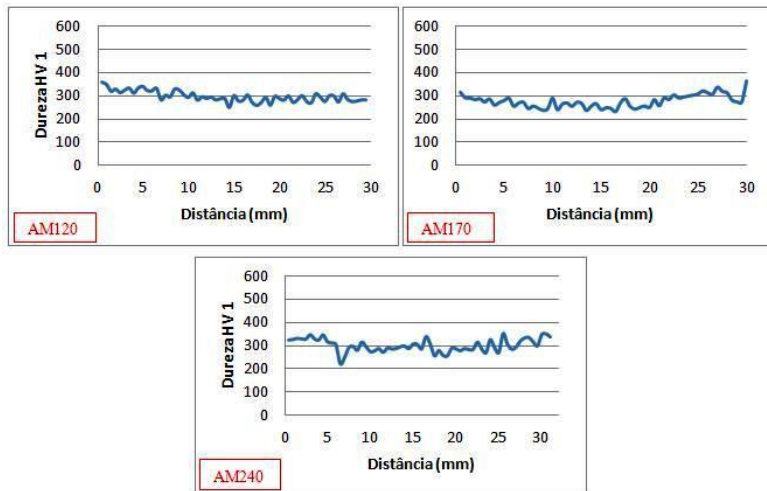


Figura 58 – Dureza nos revestimentos soldados com amanteigamento.

#### 4.6.3 Dureza Entre Os Cordões Nos Revestimentos Soldados

Em outro ensaio mostrado a seguir foram medidas novamente as durezas, mas dessa vez em macrografias feitas transversalmente aos revestimentos soldados, com amanteigamento ou sem. Dois perfis foram produzidos: um deles atravessou as zonas da solda, no último cordão da camada (Perfil 1) e o outro passou pelo último e penúltimo cordão, de forma aproximadamente perpendicular à linha de fusão que separa esses cordões (Perfil 2). A figura 59 apresenta uma macrografia que esquematiza como foram feitas as medições.

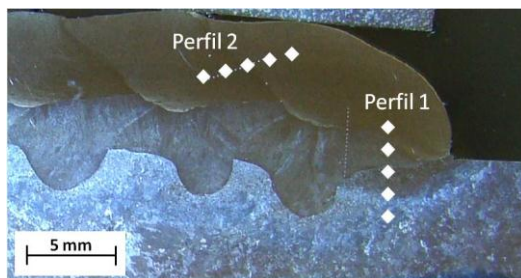


Figura 59 – Esquema dos perfis de dureza medidos no AM170 (com amanteigamento prévio). Ataque químico: Vilella.

As figuras 60 e 61 apresentam os perfis de dureza (Perfil 1) obtidos para os revestimentos soldados sem e com amanteigamento, respectivamente. Na tabela 20 são mostradas, para todos os revestimentos, as médias dos três maiores valores de dureza medidos na região mais próxima à linha de fusão (ZAC).

Tabela 20 – Médias de dureza na ZAC (Perfil 1).

Revestimentos	Dureza (HV)
D120	408
D170	422
D240	418
AM120	403
AM170	390
AM240	419
DPT170	428

Pela tabela, as durezas máximas ocorrem para o D170 e DPT170, ambos soldados sem amanteigamento e com corrente média de 170 A, diferindo somente em relação a pulsação da corrente. Em seguida estão D240 e AM240, sem e com amanteigamento, respectivamente. No entanto, não houve uma variação expressiva nos valores médios de dureza obtidos.

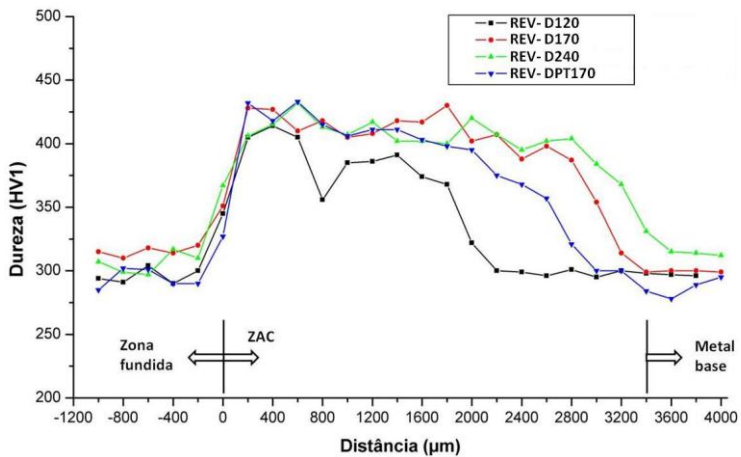


Figura 60 – Perfis de dureza na direção perpendicular à superfície da chapa (Perfil 1), para os revestimentos sem amanteigamento.

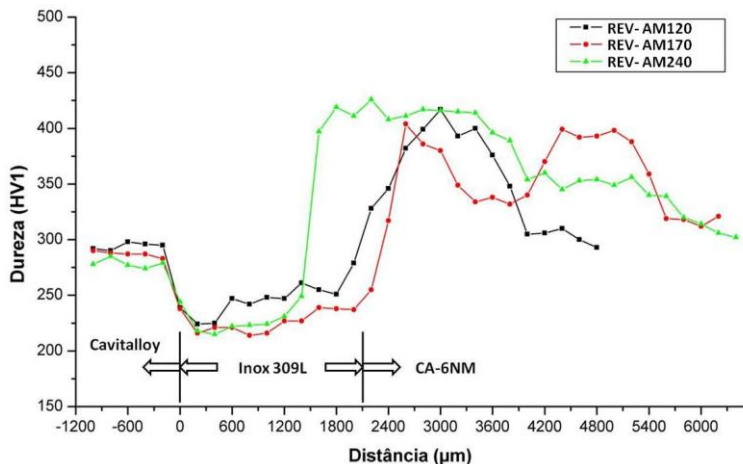


Figura 61 – Perfis de dureza na direção perpendicular à superfície da chapa (Perfil 1), para os revestimentos com amantejamento prévio.

Na figura 61 há uma separação aproximada das regiões do perfil, pois não foi possível colocar limites comuns às três amostras, visto que cada uma apresentou larguras e penetrações diferentes para cada energia empregada. Para uma avaliação consistente da dureza de cada região, deve-se analisar separadamente cada curva, reconhecendo as variações apontadas pelo gráfico.

Através do Perfil 2 pretendia-se investigar as variações de dureza na região de interface entre os cordões soldados. As figuras 62 e 63 apresentam os perfis obtidos.

Nestas curvas é possível identificar uma pequena elevação nos valores de dureza, isto é, uma leve inclinação na linha de tendência entre o último e o penúltimo cordão soldado. Na região entre passes o revestimento REV-D240 apresentou certa queda no valor da dureza, porém não muito significativa. A média de dureza no último cordão ficou em  $(292,2 \pm 10,3)$  HV, enquanto no penúltimo  $(303,2 \pm 8,9)$  HV. Portanto, não houve uma variação expressiva de dureza entre esses passes, conforme constatado em medições anteriores na dureza do revestimento.

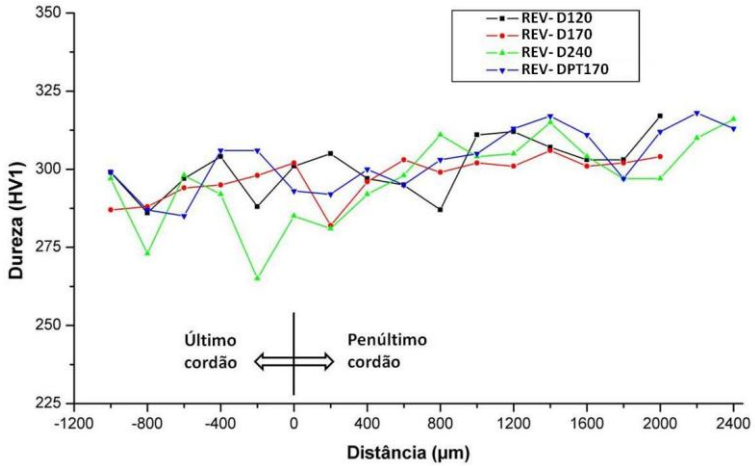


Figura 62 – Perfis de dureza entre os últimos cordões da camada soldada para os revestimentos sem amanteigamento (Perfil 2).

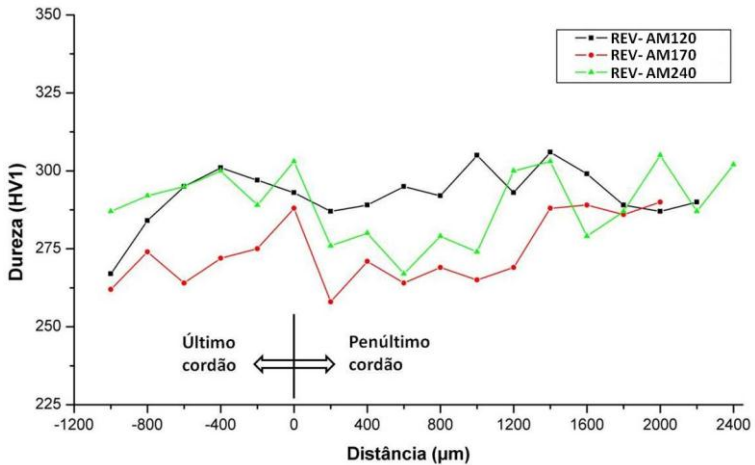


Figura 63 – Perfis de dureza entre os últimos cordões da camada soldada para os revestimentos com amanteigamento (Perfil 2).

Nos revestimentos com amanteigamento prévio mostrados na figura 63, os valores de dureza variaram um pouco mais, ou apresentaram-se mais dispersos. Os revestimentos AM170 e AM240 mostraram um pico de dureza na região entre os passes. Em seguida houve um declínio de seus valores até aproximadamente 1000 µm dentro do penúltimo cordão, para depois elevarem-se novamente. O

AM120 apresentou um comportamento mais regular. A tabela 21 apresenta para os revestimentos com amanteigamento, as médias de dureza em três regiões: último, penúltimo cordão e interface. Para estas amostras não houve uma variação significativa da dureza entre os passes soldados. No entanto, se comparadas com as amostras soldadas sem amanteigamento, nota-se uma redução das durezas. A figura 64 apresenta, para efeito de comparação, micrografias dos CPs D120 e AM170, com as respectivas durezas encontradas entre os passes da camada soldada.

Tabela 21 – Durezas médias nos CPs amanteigados (Perfil 2 (HV)).

REV	Último cordão	Interface entre passes	Penúltimo cordão
AM120	286,8 ± 14,9	292,3 ± 5,0	294,5 ± 6,7
AM170	268,0 ± 6,0	273,7 ± 15,0	276,8 ± 11,1
AM240	293,5 ± 5,4	289,3 ± 13,5	287,5 ± 13,1

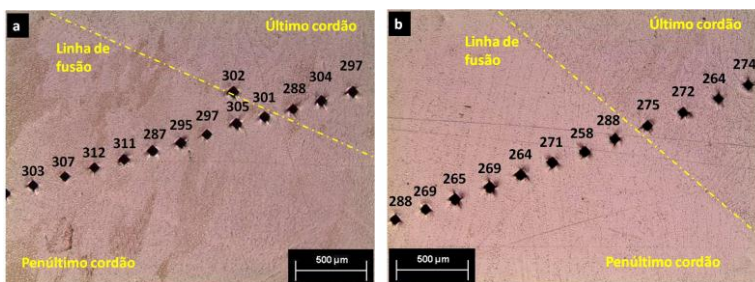


Figura 64 – Micrografias dos revestimentos soldados com as durezas medidas entre os passes da camada; a) D120; b) AM170. Reagente Vilella.

## 4.7 ENSAIO ACELERADO DE CAVITAÇÃO

### 4.7.1 Avaliação Dos Revestimentos À Cavitação

Numa etapa inicial foram realizados ensaios de erosão por cavitação em sete corpos de prova retirados dos revestimentos soldados (condições descritas na tabela 8). Os resultados são mostrados na figura 65, onde também constam resultados de depósitos de inox E 309L e Cav MIG como referência.

Adicionalmente, um oitavo CP foi ensaiado pela necessidade da repetição do REV-AM240, o qual apresentou problemas, ao que parece,



derivados da usinagem realizada. Na figura 66 é mostrada a superfície do AM240 após ter sido cavitado por oito horas, onde podem ser observadas várias estrias em forma de curvas paralelas. A explicação seria que na usinagem por fresamento foi utilizado um avanço excessivo, que produziu grande deformação plástica na região próxima ao corte realizado pelos dentes da fresa. Essa deformação causou uma transformação de fase e, como resultado, um aumento local da resistência à cavitação. Nota-se também na figura, o desgaste irregular na região erodida, de forma similar ao encontrado na maioria dos CPs.

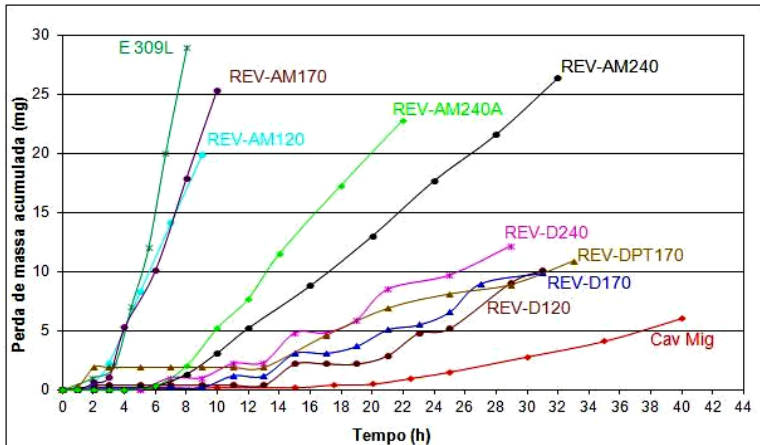


Figura 65 – Resultados do ensaio de cavitação para oito CPs e ligas de referência.

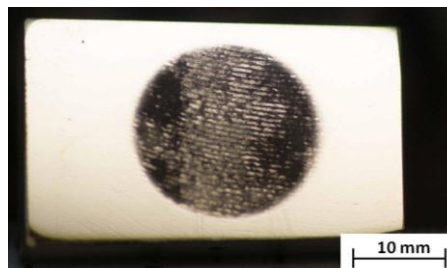


Figura 66 – Estrias de usinagem e desgaste irregular no AM240 após 8 horas de ensaio acelerado de cavitação.

A tabela 22 apresenta os resultados de resistência à erosão por cavitação dos oito corpos de prova, onde foi avaliado o tempo de ensaio, período de incubação e a taxa de erosão.

Tabela 22 – Tempo de ensaio, período de incubação e taxa de erosão.

Revestimento	Tempo de ensaio (h)	Período de incubação (h)	Taxa de erosão (mg/h) Indireto
D120	31,0	18,6	0,84
D170	31,0	10,9	0,50
D240	29,0	3,1	0,46
AM120	9,0	2,1	2,9
AM170	10,0	3,3	3,82
AM240	32,0	7,9	1,08
AM240A	22,0	5,8	1,41
DPT170	33,0	2,4	0,35

A determinação de um critério para avaliar qual CP obteve o melhor desempenho no ensaio nem sempre é simples. Assim, torna-se necessária uma análise conjunta dos dados para expressar os resultados.

Analisando-se simultaneamente os resultados de erosão por cavitação (figura 65 e tabela 22), a relação  $Creq/Creq+Nieq$  dada por DeLong e Rao (1987) (tabela 13) e a soma  $Creq+Nieq$  apresentada por Simoneau (1987) (tabela 14), tem-se um melhor entendimento do comportamento dos revestimentos depositados em termos de resistência a cavitação. A tabela 23 apresenta, levando em consideração todos os aspectos descritos, mas principalmente a taxa de erosão, uma sequência crescente de desempenho frente à cavitação dos CPs e compara os valores encontrados com as relações entre  $Creq$  e  $Nieq$ .

Tabela 23 – Resultados de cavitação e das relações entre  $Creq$  e  $Nieq$ .

REV	Período de incubação (h)	Taxa de erosão (mg/h)	DeLong e Rao $Creq/Creq+Nieq$	Simoneau $Creq+Nieq$
AM170	3,3	3,82	0,50	44,24
AM120	2,1	2,90	0,50	44,47
AM240A	5,8	1,41	0,50	44,47
AM240	7,9	1,08	0,50	44,47
D120	18,6	0,84	0,47	43,31
D170	10,9	0,50	0,49	39,34
D240	3,11	0,46	0,50	37,70
DPT170	2,43	0,35	0,49	39,34

Ambos REV-DPT170 e D240 apresentaram a relação  $Creq/Creq+Nieq$  com valores dentro da faixa recomendada por Rao (1987), ou seja, entre 0,4 e 0,7, que segundo o autor, significa depósitos com boa resistência à erosão por cavitação. Entretanto, do ponto de vista de Simoneau (1987), o material deve possuir valores da relação  $Creq+Nieq$  de modo a apresentar um maior percentual de transformação de fases (conforme a tabela 15 essa condição é atendida pelo REV-D120, AM120, AM170 e AM240). Neste quesito, entre os CPs com melhor desempenho, nenhum atendeu ao recomendado.

Outro ponto a ser destacado é que os quatro melhores resultados dados na tabela acima são de amostras soldadas sem amanteigamento, isto é, depósitos feitos com a liga resistente diretamente aplicada sobre o aço CA-6NM. Uma das razões para o fraco desempenho do REV-AM120 e AM170 foi a retirada excessiva da liga resistente à cavitação (Cavitalloy) pelo fresamento das amostras. Toda a superfície utilizada no ensaio acelerado de cavitação apresentou este problema, o que foi comprovado em análise ao microscópio. Com isso, a composição do metal de solda ficou com uma participação do inox 309L demasiadamente grande, conduzindo as amostras a valores de resistência à cavitação semelhante aos encontrados em CPs feitos somente de inox E 309L, como mostrado na figura 65. Para evidenciar melhor isso, a figura 67 traz macrografias desses CPs feitas transversalmente às amostras cavitadas, onde constam somente o



Figura 67 – Macrografias feitas em seção transversal das amostras cavitadas. a) AM120, b) AM170. Ataque químico: Vilella.

material de base (CA-6NM) e a camada de amanteigamento (inox 309L), não havendo qualquer indicação da presença de Cavitalloy na zona fundida. Nestas macrografias pode-se observar que a altura de reforço que permaneceu após o fresamento realizado foi de

aproximadamente 3,0 mm. Assim sendo, pode-se afirmar que quando a profundidade da cavidade a reparar for menor do que 3,0 mm recomenda-se depositar diretamente a liga Cavitalloy sobre o metal de base, sem amanteigamento. Do contrário, a resistência à cavitação do revestimento será prejudicada.

#### 4.7.2 Avaliação Das Amostras Refundidas À Cavitação

As figuras 68 e 69 apresentam os resultados do ensaio acelerado de cavitação para seis CPs preparados sem material de adição, sendo alguns refundidos com tocha TIG, conforme as informações dadas na tabela 24. Os períodos de incubação e as taxas de erosão obtidas são fornecidos na tabela 25.

Tabela 24 – Corpos de prova para o segundo ensaio de cavitação.

CPs	Material e condição
304-CF	Inox 304 – como fornecido
304-R8	Inox 304 – refundido com TIG – 8,0 kJ/cm
304-R15	Inox 304 – refundido com TIG – 15,0 kJ/cm
CA-CF	CA-6NM – como fornecido
CA-R8	CA-6NM – refundido com TIG – 8,0 kJ/cm
CA-R15	CA-6NM – refundido com TIG – 15,0 kJ/cm

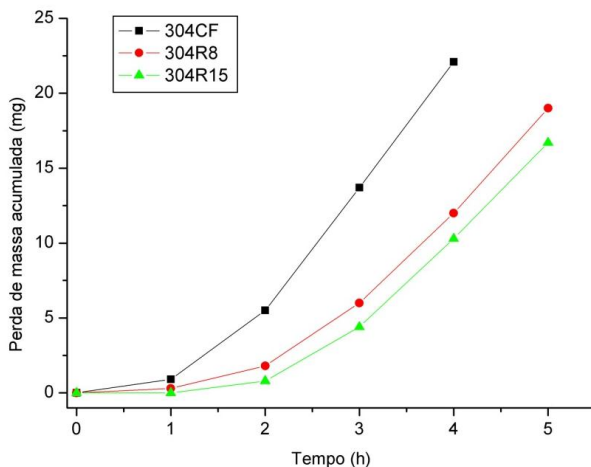


Figura 68 – Resultados do ensaio de cavitação para CPs de inox 304.

Entre as amostras de aço inox 304 ensaiadas, a refusão com tocha TIG produziu uma melhora na resistência à cavitação. Esse efeito foi levemente mais pronunciado ao utilizar uma maior energia de soldagem. Entretanto, os CPs feitos com o aço CA-6NM obtiveram valores aproximados de perda de massa, com um discreto melhor resultado para a amostra CA-R8, refundida com aporte de 8,0 kJ/cm. Deste modo, não é possível afirmar seguramente que a refusão com diferentes aportes térmicos tem efeito significativo na resistência à cavitação deste aço.

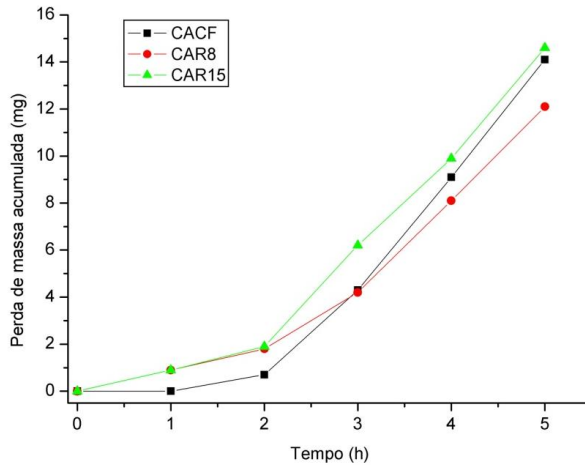


Figura 69 – Resultados do ensaio de cavitação para CPs de CA-6NM.

Tabela 25 – Período de incubação e taxa de erosão das amostras.

CPs	Período de incubação (h)	Taxa de erosão
		(mg/h) Método indireto
304-CF	1,34	8,30
304-R8	2,10	6,50
304-R15	2,30	6,15
CA-CF	2,13	4,90
CA-R8	1,94	3,95
CA-R15	1,56	4,20

## 4.8 AVALIAÇÃO DA RUGOSIDADE

### 4.8.1 Rugosidade Nos CPs Homogêneos E CPs Refundidos

Após medições de rugosidade nos revestimentos soldados submetidos à cavitação acelerada e, com o intuito de relacionar os perfis de rugosidade (picos e vales) com as características da região correspondente dentro da camada, foi verificado que os perfis são muito complexos, o que dificulta a análise.

Por causa disso, foram feitas medições de rugosidade em CPs no estado de fornecimento (portanto, homogêneos) e também CPs em que havia sido feita refusão com tocha TIG. Esses resultados serão apresentados a seguir, para tornar mais claras as análises posteriores, em revestimentos soldados.

Na tabela 26 estão os valores dos parâmetros de rugosidade Ra e Rz obtidos dos CPs homogêneos (metais de base no estado como fornecido) e CPs refundidos com tocha TIG.

Tabela 26 – Parâmetros de rugosidade medidos\*.

CPs	Ra ( $\mu\text{m}$ )	Rz ( $\mu\text{m}$ )
304-CF	4,7	38,0
304-R8	4,3	31,5
304-R15	3,4	33,0
CA-CF	2,21	18,9
CA-R8	3,30	26,4
CA-R15	6,3	42,0

\*Todas as medições apresentaram incerteza expandida de 3%.

Analisando separadamente as amostras de inox 304 refundidas, constata-se que a rugosidade média Ra diminuiu com o aumento da corrente, enquanto Rz teve um pequeno aumento. Nestas amostras, o melhor desempenho obtido frente à cavitação foi o do CP 304-R15, refundido com aporte térmico de 15,0 kJ/cm.

Pelas amostras de CA-6NM verifica-se que tanto Ra quanto Rz aumentaram com a elevação da energia. Na complementação das análises foram registrados os perfis brutos de rugosidade das amostras. A figura 70 apresenta os perfis brutos e suavizados de rugosidade para as amostras 304-CF e CA-CF, ambas na condição como fornecido. A

suavização das curvas foi feita no software “Origin 7.0” através do método FFT (Fast Fourier Transform) com 4000 pontos.

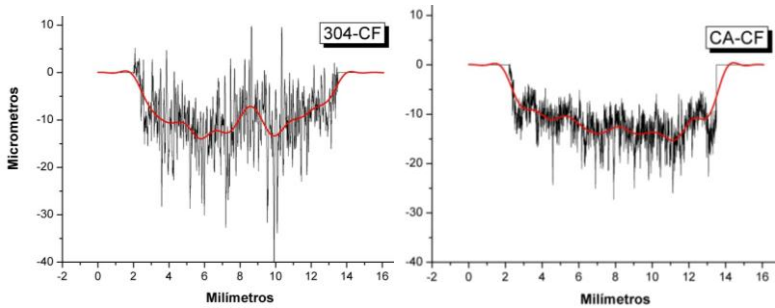


Figura 70 – Perfis de rugosidade após 5 horas de cavitação e curvas suavizadas para amostras no estado de fornecimento.

Contrariando as expectativas, que previam uma erosão regular, estas amostras apresentaram diferentes taxas de erosão, principalmente a 304-CF, que indicou dois vales no perfil. As possíveis causas são as heterogeneidades próprias do material, bem como diferentes teores de constituintes presentes. Além disso, é possível observar que junto às bordas da área cavitada há uma protuberância, o que pode ser o resultado de uma extrusão negativa produzida pelo sonotrodo atuando como “punção”, com os esforços sendo transmitidos através do líquido.

Ainda, os perfis de rugosidade tendem a ser em curva, com profundidade maior na parte central. Isso seria devido ao fato de que os maiores esforços induzidos pelo sonotrodo no ensaio acelerado localizam-se na região central da área cavitada.

Os perfis de rugosidade já suavizados para as amostras refundidas são esquematizados na figura 71, onde se objetivou verificar se a cavitação foi maior no metal de base, ZAC ou na zona fundida.

Na amostra 304-R8 o perfil de rugosidade abrangeu a zona fundida, ZAC e o metal de base, sendo que a parte mais erodida ocorreu na transição entre a ZAC e o MB, com uma rugosidade máxima de 20  $\mu\text{m}$ , aproximadamente. As taxas de erosão na ZF mantiveram-se de forma constante, com valores de rugosidade da ordem de 10  $\mu\text{m}$ . Entretanto, para o CP 304-R15, o perfil de rugosidade abrangeu quase exclusivamente a ZF, e mostrou uma maior erosão na região formada predominantemente por grãos colunares, porém isto não ocorreu de forma simétrica. Nesta amostra a rugosidade atingiu valores de 30  $\mu\text{m}$ .

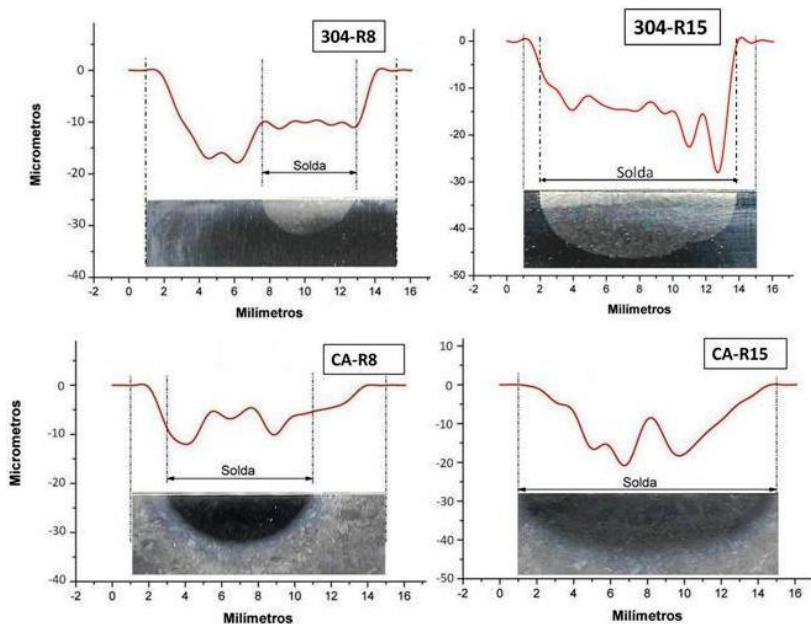


Figura 71 – Perfis de rugosidade suavizados por FFT para amostras cavitadas após refusão.

Para a amostra CA-R8, de aço CA-6NM refundido, o perfil de rugosidade compreendeu as diferentes zonas da solda. Neste CP as máximas taxas de erosão ocorreram na ZF (na região de grãos colunares), com rugosidade máxima de 12  $\mu\text{m}$ . O perfil de rugosidade para o CA-R15 abrangeu somente a ZF, onde a maior erosão aconteceu de forma bem próxima ao centro do cordão, atingindo rugosidades de 20  $\mu\text{m}$ . Para estas quatro amostras observou-se uma maior erosão com o aumento da corrente.

Portanto, ao comparar os CPs em que a área cavitada abrangiu não somente o metal de solda, mas também a ZAC e o MB, CPs 304-R8 e CA-R8, no caso do aço inox austenítico, a resistência à cavitação da ZAC é muito menor que do metal de solda. No caso do aço inox martensítico, a resistência da ZAC foi até maior que em algumas regiões do metal de solda. Para os CPs CA-R8 e CA-R15, do aço CA-6NM refundido, parece que a região central do cordão é mais resistente à cavitação.



#### 4.8.2 Rugosidade Nos CPs Retirados Dos Revestimentos

Foram medidos os parâmetros de rugosidade Ra e Rz para os oito CPs cavitados inicialmente. Os resultados são dados na tabela abaixo:

Tabela 27 – Parâmetros de rugosidade medidos\*.

Revestimento	Ra ( $\mu\text{m}$ )	Rz ( $\mu\text{m}$ )
D120	1,98	15,8
D170	1,24	12,7
D240	1,23	9,2
AM120	2,42	21,5
AM170	4,22	37,0
AM240	4,70	42,0
AM240A	4,07	39,6
DPT170	1,47	13,6

\*Todas as medições apresentaram incerteza expandida de 3%.

Pela análise dos parâmetros nos CPs soldados sem amanteigamento, nota-se que Ra e Rz mantiveram-se em patamares mais baixos do que nos CPs com amanteigamento, ou seja, estas amostras apresentaram menor erosão. Além disso, houve queda nos valores de rugosidade pelo aumento da corrente. Entretanto, nos CPs AM120, AM170, AM240 e AM240A, com amanteigamento prévio, ao aumentar a corrente os valores de rugosidade se elevaram, comportamento oposto às outras amostras.

Para complementar os dados fornecidos pelos parâmetros Ra e Rz, foi fornecido novamente o perfil bruto de rugosidade das amostras cavitadas. De posse desse perfil, foi possível gerar as curvas suavizadas através do método FFT e, associar as regiões diferentemente erodidas com as posições relativas no revestimento soldado. A figura 72 apresenta uma macrografia realizada após o corte do revestimento D120 no centro da amostra, onde é possível visualizar-se as posições dos cordões de solda depositados, além de um detalhe indicando a respectiva área onde foi feita a cavitação na amostra. O perfil bruto de rugosidade para o D120, sua respectiva curva suavizada e a região da camada soldada onde foi feito o ensaio acelerado são mostrados na figura 73.

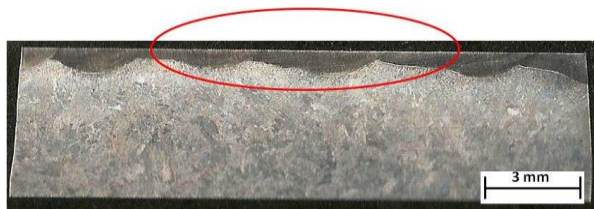


Figura 72 – Macrografia da região central e detalhe indicando a área cavitada no REV-D120. Ataque químico: Vilella.

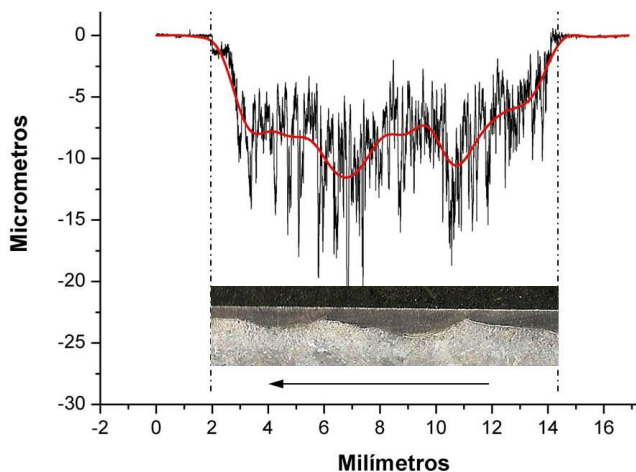


Figura 73 – Perfil bruto e suavizado para o REV-D120. Detalhe dos cordões na camada soldada com seta indicando a ordem de deposição.

As regiões com baixos valores de rugosidade, situadas nas extremidades da curva, referem-se à região polida da amostra e servem como referência, pois se trata de uma zona não cavitada. A cavitação deu-se de forma irregular ao longo do comprimento erodido, além disso, pela curva suavizada notam-se nitidamente dois vales no perfil.

A figura 74 correlaciona o perfil de rugosidade com os teores medidos de ferrita e dureza para o revestimento D170 (soldado sem amanteigamento – 170 A).

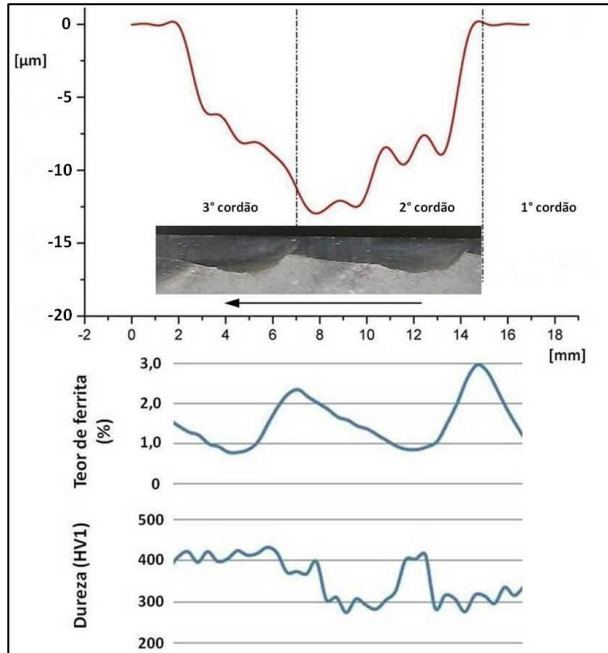


Figura 74 – Macrografia, perfil de rugosidade e variação da dureza e do teor de ferrita no revestimento D170. Ataque: Vilella.

Nesta amostra, a maior taxa de erosão por cavitação se deu na ZAC produzida pelo 3º cordão sobre o metal de solda do 2º cordão. Nesta região também houve declínio dos teores de ferrita/martensita e de dureza, exatamente onde foram encontradas as maiores taxas de erosão.

Da mesma forma que o REV-D170, o perfil de rugosidade do AM240 (soldado com amantejamento – 240 A) foi correlacionado na figura 75 com os teores de ferrita e dureza. Assim, duas amostras soldadas com diferentes energias e condições de soldagem puderam ser analisadas.

Analisando a figura, nota-se que novamente houve uma maior erosão na ZAC produzida pelo 3º cordão sobre o metal de solda do 2º cordão, também com queda dos teores de ferrita nesta região, porém de forma mais discreta que no D170. A dureza, no entanto, apresentou um declínio pequeno dos valores na ZAC.

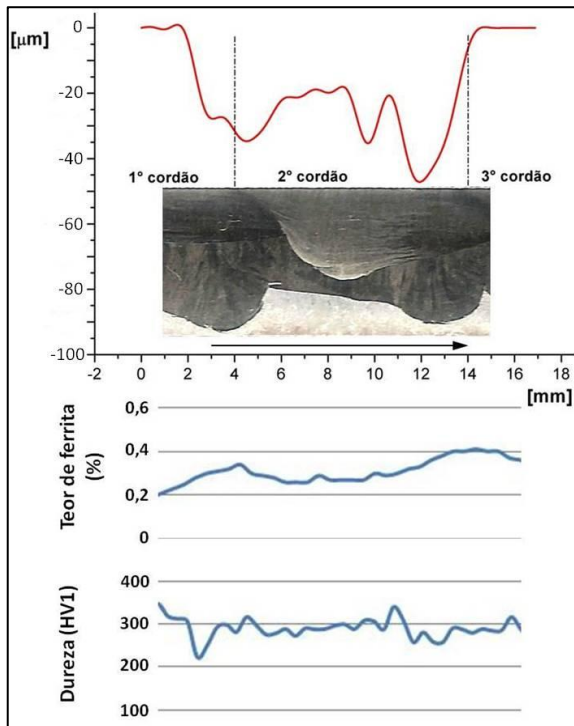


Figura 75 – Macrografia, perfil de rugosidade e variação da dureza e do teor de ferrita no revestimento AM240. Ataque: Vilella.

Os perfis de rugosidade para todos os CPs são apresentados nas figuras 76 e 77, onde constam as linhas de fusão entre os passes soldados e a direção de deposição dos cordões no revestimento. Analisando separadamente os CPs sem amanteigamento, com exceção do DPT170, percebe-se que houve um aumento da rugosidade com a elevação da energia de soldagem, sendo que os maiores valores ocorreram na ZAC, de forma mais visível no D170. O exame do DPT170 sugere que o uso de corrente na modalidade de pulsação térmica obteve o melhor desempenho no ensaio acelerado. No entanto, esta interpretação pode ser errônea. Pode ter ocorrido que o perfil de rugosidade medido atravessou as poças de solda (lembrando que esse revestimento foi soldado com sobreposição de 50% nos cordões) numa região onde houve baixa erosão, o que não significa que não possam ocorrer maiores rugosidades se outro perfil paralelo for traçado.

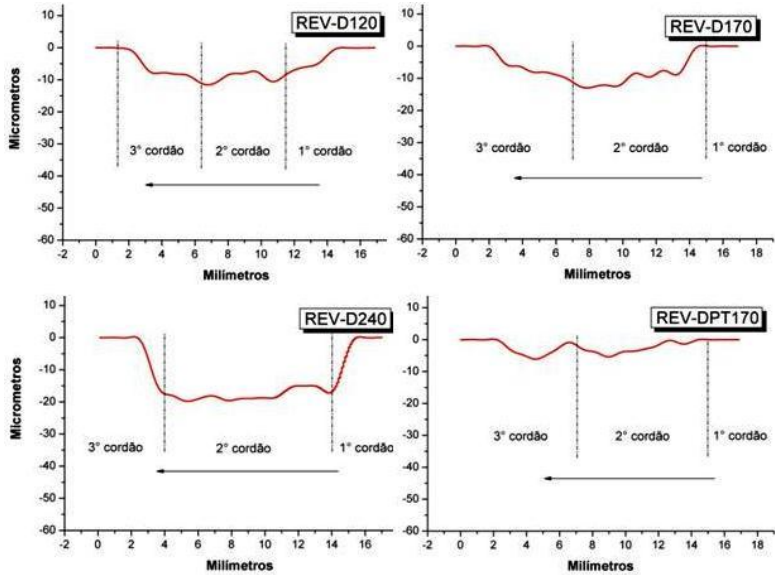


Figura 76 – Perfis de rugosidade suavizados para os revestimentos sem amanteamento.

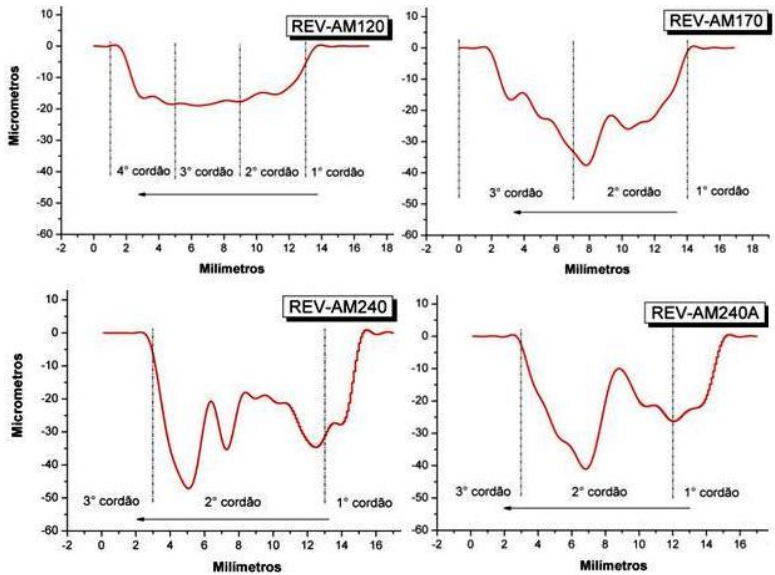


Figura 77 – Perfis de rugosidade suavizados para os revestimentos com amanteamento.

Nos CPs com amanteigamento prévio também houve aumento das rugosidades com a elevação da energia, mas nessas amostras os valores obtidos foram bem maiores. O REV-AM120 apresentou um perfil de forma aproximadamente constante, dificultando uma associação com as partes dos cordões soldados. Entretanto, para os outros CPs ficou evidente que as maiores taxas erosivas ocorreram na ZAC formada pelo 3º cordão sobre o metal de solda do 2º cordão.

---

## 5 CONCLUSÕES

---

As conclusões finais desta pesquisa, as quais foram embasadas por análise bibliográfica e pelos resultados e observações obtidos durante a etapa experimental, são apresentadas a seguir.

- a) Quanto à possibilidade de avaliar a resistência à cavitação de revestimentos soldados através da medição do teor de ferrita/martensita com o ferritoscópio:
- O volume de medição do ferritoscópio quando se está procurando medir teor de ferrita/martensita contida num revestimento austenítico depositado sobre substrato ferrítico corresponde a um cilindro com diâmetro 4,0 mm e profundidade 8,0 mm. Assim sendo, as medições devem ser realizadas em um local do revestimento afastado da borda pelo menos 2,0 mm, para que o erro seja desprezível. Quando se está medindo teor de ferrita num revestimento com espessura menor que 8,0 mm, há que aplicar um fator de correção, para levar em consideração a influência do substrato.
  - Com base na diluição e as composições químicas dos metais de base e de adição, foram estimadas as composições dos revestimentos. Segundo o diagrama de Schaeffler de 1949 seriam esperados teores de ferrita nos depósitos soldados variando de 10 a 17%. Segundo o diagrama de DeLong o metal de solda não conteria ferrita, o que está mais próximo dos valores reais, medidos utilizando o ferritoscópio.
  - Não foi encontrada correlação entre os teores de ferrita medidos nos revestimentos e sua resistência à erosão por cavitação. Tampouco foi encontrada correlação entre os teores de ferrita e a dureza.
- b) Quanto à correlação entre a dureza e a resistência à cavitação:
- A erosão por cavitação ocorreu de forma irregular no revestimento soldado. As variações na profundidade erodida puderam ser avaliadas através dos perfis de rugosidade. As maiores taxas de erosão ocorreram na ZAC produzida em cada cordão pelo calor do passe subsequente.

- A dureza variou significativamente nos revestimentos, na direção transversal aos cordões. Entretanto, não foi possível associar as variações de dureza com regiões específicas dos cordões, como, por exemplo, a zona recristalizada.
  - Tampouco foi encontrada correlação entre os valores de dureza e a resistência à cavitação local.
- c) Quanto à possibilidade de depositar diretamente a liga resistente à cavitação (Cavitalloy) sobre o aço CA-6NM:
- No ensaio com alta restrição não houve trincamento, mesmo em locais com alta concentração de tensões, como poros e falta de fusão/penetração. As trincas de cratera observadas foram resultado da extinção intempestiva do arco no final do cordão, sem promover o fornecimento de metal líquido para compensar a contração na solidificação. Portanto, é possível depositar a liga Cavitalloy diretamente sobre o aço CA-6NM, sem que ocorram trincas.
  - Os quatro melhores resultados no ensaio acelerado de cavitação foram de amostras soldadas sem amateigamento, isto é, depósitos da liga resistente diretamente sobre o aço CA-6NM. Dentre esses revestimentos, os que apresentaram maior resistência foram os depositados com maior aporte térmico. A aplicação de corrente com dupla pulsação (no modo de pulsação térmica) não melhorou significativamente a resistência à cavitação.
  - Quando a profundidade a reparar for menor do que 3,0 mm é recomendável depositar diretamente a liga Cavitalloy sobre o metal de base, sem amateigamento. Do contrário, a resistência à cavitação do revestimento será prejudicada.
- d) Quanto à variação do desempenho à cavitação obtida pela refusão com arco TIG:
- A refusão com arco TIG produziu uma melhora na resistência à cavitação nas amostras de aço inoxidável 304, particularmente ao utilizar uma maior energia de soldagem. Entretanto, para os CPs de aço CA-6NM a refusão com TIG não alterou significativamente a resistência à cavitação.



## **RECOMENDAÇÕES PARA TRABALHOS FUTUROS**

- Fazer análise química no MEV nos locais onde estão os picos e vales de rugosidade dos revestimentos submetidos à cavitação, para procurar correlacionar a composição química e a microestrutura com a resistência à cavitação local.
- Investigar mediante microscopia ótica e eletrônica a zona fundida e a região de transição ZF/ZAC, para caracterizar as fases presentes ( $\gamma$ ,  $\delta$ , etc.) e as heterogeneidades metalúrgicas como, por exemplo, as ZPDs.



## REFERÊNCIAS

ASM. **Metals handbook v.1 9th edition, Properties and Selection of Metals**. ASM U.S.A, 1984.

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

ASTM. **Standard Test Method for Cavitation Erosion Using Vibratory Apparatus**. 2009: p. 9, G32-09.

AWS. **Welding Handbook vol. 4 8.ed.** USA, 1998.

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 Co**. Dissertação de Mestrado. UFSC. Florianópolis, p. 132. 1998.

BERNS, H.; BOUWMAN, J. W.; EUL, U.; IZAGIRRE, J.; JUSE, R. L.; NIEDERAU, H. J.; TAVERNIER, G.; ZIESCHANG, R. **Solution Nitriding of Stainless Steels for Process Engineering**. *Materialwissenschaft und Werkstofftechnik* 31, 2000. 152-161.

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

BOCCANERA, L. F. **Resistência à erosão por cavitação de revestimentos depositados por soldagem e aspersão térmica**. Tese de Doutorado. UFSC. Florianópolis, p. 130. 1999.

BREGLIOZZI, G.; DI SCHINO, A.; HAEFKE, H.; KENNY, J. M. **Cavitation erosion resistance of a high nitrogen austenitic stainless steel as a function of its grain size**. *JOURNAL OF MATERIALS SCIENCE LETTERS* 22, 2003. 981-983.

DUTRA, J. C.; TEICHMANN, E. W. **Assessoria Técnica na Recuperação por Soldagem das Partes Erodidas por Cavitação da Turbina nº2 de Salto Santiago**. Florianópolis, 1997.

ELETOBRAS, **Potencial Hidrelétrico Brasileiro**, 18 Abril 2011. Disponível em: <[www.eletobras.gov.br](http://www.eletobras.gov.br)>. Acesso em: 18 Abril 2011.

FBTS. **Curso de Inspetor de Soldagem Nível 1**. Apostila do curso. Rio de Janeiro. Fundação Brasileira de Tecnologia da Soldagem, 2009.

FISCHER, H. FERITSCOPE® FMP30 - **Determination of the ferrite content of austenitic and duplex stainless steel and determination of the ratio of martensite in austenitic stainless steels**. Helmut Fischer GmbH, 2008.

FOLKHARD, E. **Welding Metallurgy of Stainless Steels**. Springer-Verlag, Wien-New York, 1988.

FU, W. T.; YANG, Y. B.; JING, T. F.; ZHENG, Y. Z.; YAO, M. **The Resistance to Cavitation Erosion of CrMnN Stainless Steels**, Journal of Materials Engineering and Performance, December 1998. p. 801-804.

GRACIOSO, J. F. F. **Efeito das condições de têmpera na microestrutura e propriedades mecânicas de um aço inoxidável martensítico fundido CA-6NM**. Dissertação de Mestrado. UFSC. Florianópolis, p. 115. 2003.

HAAS, S. **Characterization of the microstructure, crystallographic texture and segregation of an as-cast duplex stainless steel slab**, 2011. Disponível em: <<http://www.mpie.de/index.php?id=2693>>. Acesso em: 10 Outubro 2011.

HART, D.; WHALE, D. **A review of cavitation erosion resistant weld surfacing alloys for hydroturbines.**, 2010. Disponível em: <[http://www.castolin.com/wCastolin\\_com/news/publications.php?navid=161](http://www.castolin.com/wCastolin_com/news/publications.php?navid=161)>. Acesso em: 07 outubro 2010.

HENKE, S. L. **Desenvolvimento de procedimento de soldagem do aço inoxidável martensítico macio tipo CA-6NM sem tratamento térmico posterior**. Dissertação de Mestrado. UFSC. Florianópolis, p. 63. 1998.

[HTTP://WWW.SCS.UIUC.EDU](http://www.scs.uiuc.edu) , 2007. Acesso em: 2011.

KARIMI, A. **Cavitation erosion of austenitic stainless steel and effect of boro and nitrogen ion implantation**, Acta metal v. 37, 1989. 1079-1088.

LIPPOLD, J. C.; KOTECKI, D. J. **Welding Metallurgy and Weldability of Stainless Steels**. Hoboken, New Jersey: John Wiley & Sons, 2005.

PADILHA, A. F.; GUEDES, L. C. **Aços Inoxidáveis Austeníticos, Microestruturas e Propriedades**. São Paulo: Hemus, 1994.

PEREIRA, A. S. **Desenvolvimento de procedimento de reparo por soldagem em aços inoxidáveis martensíticos com metal de adição similar sem TTP**. Dissertação de Mestrado. UFSC. Florianópolis, p. 116. 2000.

POHL, M. **Cavitation erosion**, Practical Metallographic n° 33, 1996. p. 168-187.

PROCOPIAK, L. A. J.; SOUZA, N. C.; D'OLIVEIRA, A. S. C. M.; XIAOJUN, Z. **Efeito dos processos de modificação superficial na resistência à erosão por cavitação**. Relatório Técnico. Programa P & D COPEL/ANEEL, 1999/2000.

RAO, A. S.; KUNG, D. **Metallic overlay materials for the optimum cavitation performace of hydraulic turbines**. Canadian Eletrical Association, 1987. Montreal.

RIBEIRO, H. O. **Desenvolvimento de ligas para revestimentos por pta resistentes à cavitação**. Tese de Doutorado. UFSC. Florianópolis, p. 145. 2007.

SCHUMANN, H. **One Hundred Years of Research on Martensite**, Practical Metallographic n° 26, p. 335-352, 1989.

SIMONEAU, R. **The optimum protection of hydraulic turbines against cavitation erosion**. 12th IAHR Symposium, 1984.

SIMONEAU, R. **A new class of high strain-hardening austenitic stainless steels to fight cavitation erosion**. IAHR Symposium, Canada, Sept. 1986.

SIMONEAU, R.; LAMBERT, P.; SIMONEAU M.; DICKSON J. I.; L'ESPERANCE G. L. **Cavitation erosion and deformation mechanisms of Ni and Co austenitic stainless steels**. Hydro Québec Research Institute (IREQ), 1987.

TSCHIPTSCHIN, A. P.; DOS SANTOS, J. F.; GARZÓN, C. M. **Improvement of the cavitation erosion resistance of an AISI 304L austenitic stainless steel by high temperature gas nitriding**, Materials Science & Engineering A 382, 2004. 378-386.

**WILL, C. R. Ligas inoxidáveis resistentes à cavitação depositadas por plasma – pta - arame.** Dissertação de Mestrado. UFPR. Curitiba, p. 77. 2008.