



**UNIVERSIDADE ESTADUAL PAULISTA
FACULDADE DE ENGENHARIA DE ILHA SOLTEIRA
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA
MECÂNICA**

***ANÁLISE MICROESTRUTURAL DE
REVESTIMENTOS USADOS NO REPARO DE
TURBINAS HIDRÁULICAS DANIFICADAS PELA
CAVITAÇÃO.***

Autor: Gustavo Borges Musardo

Dissertação apresentada à Faculdade de Engenharia de Ilha Solteira, da Universidade Estadual Paulista “Julio de Mesquita Filho” UNESP, como parte dos requisitos para obtenção do título de **Mestre em Engenharia Mecânica**

ORIENTADOR: PROF. DR. JUNO GALLEGÓ

Ilha Solteira, outubro de 2006

FICHA CATALOGRÁFICA

Elaborada pela Seção Técnica de Aquisição e Tratamento da Informação
Serviço Técnico de Biblioteca e Documentação da UNESP - Ilha Solteira.

- | | |
|-------|--|
| M985a | <p>Musardo, Gustavo Borges.</p> <p>Análise microestrutural de revestimentos usados no reparo de turbinas hidráulicas danificadas pela cavitação / Gustavo Borges Musardo. -- Ilha Solteira : [s.n.], 2006
98 p. : il.</p> <p>Dissertação (mestrado) - Universidade Estadual Paulista. Faculdade de Engenharia de Ilha Solteira, 2006</p> <p>Orientador: Juno Gallego
Bibliografia: p. 92-98</p> <p>1. Turbinas hidráulicas. 2. Resistência à cavitação. 3. Microestrutura.
4. Microscopia.</p> |
|-------|--|

CERTIFICADO DE APROVAÇÃO

TÍTULO: Análise microestrutural de revestimentos usados no reparo de turbinas hidráulicas danificadas pela cavitação

AUTOR: GUSTAVO BORGES MUSARDO

ORIENTADOR: Prof. Dr. JUNO GALLEGO

Aprovada com parte das exigências para obtenção do Título de MESTRE em ENGENHARIA MECÂNICA pela Comissão Examinadora:

Prof. Dr. JUNO GALLEGO

Departamento de Engenharia Mecânica / Faculdade de Engenharia de Ilha Solteira

Prof. Dr. RUIS CAMARGO TOKIMATSU

Departamento de Engenharia Mecânica / Faculdade de Engenharia de Ilha Solteira

Prof. Dr. ITAMAR FERREIRA

Departamento de Engenharia de Materiais / UNICAMP – Campinas/SP

Data da realização: 27 de outubro de 2006.



Presidente da Comissão Examinadora
Prof. Dr. JUNO GALLEGO

Publicações

MUSARDO, Gustavo Borges; ARAÚJO, Márcia Regina Vieira de; BARELA, Renato; ARTONI, Mário Alberto Almeida; VENTRELLA, Vicente Afonso; GALLEGÓ, Juno. [Microestrutura de Revestimentos Empregados na Reabilitação de Perfis Hidráulicos Erodidos pela Cavitação](#). In: CONSOLDA 2005, São Paulo. Anais do XXXI Congresso Nacional de Soldagem. São Paulo: Associação Brasileira de Soldagem, 2005. p. 1-10.

MUSARDO, Gustavo Borges; ARAÚJO, Márcia Regina Vieira de; YAMAKAMI, Wyser José; VENTRELLA, Vicente Afonso; GALLEGÓ, Juno. [Recuperação de Turbinas Hidráulicas Cavitadas por Deposição de Revestimentos a Base de Cobalto - Aspectos Microestruturais](#). In: ABM 2005, Belo Horizonte. Anais do 60. Congresso Anual da Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais. São Paulo: Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais, 2005. p. 2764-2773.

GONÇALVES, Tiago; SOUZA, Otávio Amaral Borges de; MUSARDO, Gustavo Borges; GALLEGÓ, Juno. [Aplicação de Reagentes Químicos no Estudo Metalográfico dos Materiais Usados nos Reparos das Turbinas da Usina Hidroelétrica de Ilha Solteira](#). In: XII CREEM, 2005, Ilha Solteira. Anais do XII Congresso Nacional dos Estudantes de Engenharia Mecânica. 2005. p. 1-2.

SOUZA, Otávio Amaral Borges de; GONÇALVES, Tiago; MUSARDO, Gustavo Borges; GALLEGÓ, Juno. [Aspectos da Microestrutura de Peças Soldadas Conforme o Procedimento Usado no Reparo de Turbinas Danificadas por Cavitação](#). In: XII CREEM, 2005, Ilha Solteira. Anais do XII Congresso Nacional dos Estudantes de Engenharia Mecânica. 2005. p. 1-2.

MUSARDO, Gustavo Borges; GONÇALVES, Tiago; VENTRELLA, Vicente Afonso; GALLEGÓ, Juno. [Study of Non-metallic Inclusions in Hardfacing Alloys Deposited by Welding to Repair Cavitation Erosion Damage in Hydro-Turbine Blades](#). Brazilian Journal of Morphological Sciences, Campinas, v. 22, n. (Suppl.), p. 368-369, 2005.

“Nosso caráter é aquilo que fazemos quando ninguém está olhando”

Anônimo

“Eu que me queixava de não ter sapatos, encontrei um homem que não tinha pés”

Provérbio chinês

Dedicatória

*Aos meus pais Edson e Selma,
à minha companheira Karen Kris,
à minha irmã Letícia,
às minhas avós Cida e Alice e
ao meu avô Roque, que sempre me apoiaram.*

Agradecimentos

Agradeço ao meu orientador e amigo Prof. Dr. Juno Gallego pela criteriosa orientação recebida em todo o tempo de estudo, sempre com muita dedicação, paciência e principalmente por toda a confiança depositada em mim por todos estes anos de trabalho e convivência acadêmica.

Ao Prof. Dr. Vicente Afonso Ventrella por todos os esclarecimentos e ensinamentos de ordem técnica, pela amizade e co-orientação recebida durante a realização deste trabalho.

Ao Sr. Marino Teixeira Caetano pelo apoio e ajuda nas tarefas de laboratório envolvendo preparo de equipamentos, corpos de prova, pelos esclarecimentos e pela amizade dispensada em todos estes anos. Agradeço também ao pessoal da oficina que sempre esteve dando o apoio necessário.

A todos os docentes do curso de pós-graduação da Faculdade de Engenharia Mecânica da Unesp de Ilha Solteira, pelos conhecimentos transmitidos, em especial ao Prof. Dr. Hidekasu Matsumoto e ao Prof. Dr. Ruís Camargo Tokimatsu.

Aos meus amigos do programa de pós-graduação em Engenharia Mecânica pelo auxílio de sempre, pelo companheirismo e pela descontração nos momentos difíceis do nosso trabalho. Em especial aos meus amigos Luiz Henrique Gazeta de Souza e Márcia Regina Vieira de Araújo.

A todos os colaboradores e demais professores da Unesp de Ilha Solteira, que de forma ou de outra, colaboraram para a realização deste trabalho.

Ao Departamento de Engenharia Mecânica da Unesp por todo o auxílio na análise e solução de problemas.

A Servtec Serviços Técnicos, por todas as informações cedidas e pela ajuda na preparação dos corpo de prova, fundamentais para a realização deste trabalho.

Ao Sr. Renato Barela, por todos os esclarecimentos de ordem técnica, fornecimento de materiais e compreensão, de extrema importância para a conclusão desta pesquisa.

À Companhia Energética de São Paulo – CESP, por toda a ajuda e pelos esclarecimentos recebidos quanto às correções de rotas iniciais.

Ao Sr. Mário Artoni, por todas as informações de ordem técnica e pelos esclarecimentos que nos auxiliaram na construção deste trabalho.

Aos meus queridos pais Edson e Selma, responsáveis diretos por mais esta oportunidade que tive, sempre me apoiando em todas as etapas de minha vida, nunca medindo esforços para que tudo isso se realizasse.

À minha irmã Letícia e à minha companheira de sempre Karen Kris pelo apoio incondicional dado nos momentos difíceis.

A meu avô Roque e minha avó Alice, que, onde quer que estejam, sempre olharam por mim.

A todos os meus amigos que sempre torceram por mim e pelas minhas vitórias.

À Dona Ana e à Berta Lucia que sempre estiveram ao meu lado.

A Deus, por tudo de bom que, graças a ele, acontece em minha vida, pela força, saúde e fé... sempre!

ANÁLISE MICROESTRUTURAL DE REVESTIMENTOS USADOS NO REPARO DE TURBINAS HIDRÁULICAS DANIFICADAS PELA CAVITAÇÃO.

RESUMO

No Brasil, a maior parte da energia elétrica disponível é gerada por usinas hidrelétricas as quais contam com grande número de turbinas hidráulicas. Durante sua operação estas turbinas sofrem sérios danos provenientes tanto de natureza mecânica como também hidráulica. Fenômenos de perda de massa e também trincas e rachaduras são alguns dos principais problemas que ocorrem devido a um fenômeno chamado de erosão cavitacional, que comumente é recuperado por soldagem. Sendo assim, grandes níveis de resistência à cavitação vêm sendo obtidos com a deposição de aços inoxidáveis com a presença de cobalto pelo processo de soldagem a arco com proteção gasosa. Neste trabalho, seis amostras feitas de aço-carbono ASTM A36, as quais foram extraídas de retalhos de turbinas, foram usadas como metal de base para as amostras. Usando um processo a arco elétrico com proteção gasosa (GMAW) em posição plana, duas camadas de aço AWS E70-S6 (1,2 mm de diâmetro) foi depositada em todas as amostras, e, somente em três das amostras foram depositadas duas camadas de amanteigamento com o arame de aço inoxidável AWS E309-T1 (1,6 mm de diâmetro) usando o mesmo processo, onde foi utilizado como proteção gasosa uma mistura de 75% de dióxido de carbono e 25% de argônio. A energia de soldagem nominal nestes casos foi de 0,5 kJ/mm. Por final, mais duas camadas de aço inoxidável com cobalto, liga resistente à cavitação foram depositadas por arco pulsado, com energia de soldagem nominal de 0,5 a 0,8kJ/mm, com uma mistura de gases de 98% de argônio e 2% de oxigênio como proteção. Secções transversais das amostras foram preparadas, devidamente lixadas e depois polidas com alumina 1,0µm, seguido de ataque químico moderado com Villela para observação de

microestruturas. Foi feito o estudo de microdureza Vickers com carga padrão de 0,4 N e espaçamento regular (0,4 mm) da superfície para a base da amostra. Microscopia ótica foi usada para determinar o tamanho médio das inclusões que foram medidas por fotografia digital e usando um programa de edição de imagens, assim como as caracterizações de microestrutura. As micrografias extraídas do aço AWS E70-S6 mostraram partículas globulares dispersas de tamanho médio entre 2 e 4 μm , porém não observadas nos outros materiais analisados. Embora a microscopia ótica seja capaz de identificar partículas maiores que 0,5 μm , existe um grande número de partículas que não foram observadas por esta técnica. Em finas amostras preparadas para microscopia eletrônica de transmissão, foram observadas nas camadas da liga de cobalto pequenas partículas globulares de tamanho variando de 0,2 a 0,8 μm . Ferrita delta foi encontrada em todas as camadas do amanteigamento feito de aço inoxidável AWS E309-T1 e esta formação é associada aos mecanismos de solidificação e aos efeitos químicos de diluição na zona de soldagem. As microestruturas típicas do aço inoxidável ao cobalto foram formadas por ramos grosseiros de dendritas colunares. O espaçamento médio dos ramos de dendritas primária ficou em torno de 15 μm não foi afetado pela diferença de energia de soldagem aplicada. Microscopia eletrônica de transmissão e difração de raio-X foram capazes de identificar que a camada de material resistente à cavitação tem estrutura CFC e que o aumento da dureza foi devida à presença das falhas de empilhamento e discordâncias. Foram observadas diferenças significativas entre as durezas das camadas de aço inoxidável com cobalto das outras camadas, inclusive das camadas de amanteigamento com o aço AWS E309-T1. Não obstante, foi notado um pequeno aumento da dureza quando da aplicação das camadas de amanteigamento com aço inoxidável austenítico. Este comportamento pode ser importante tendo em vista que a fase de transformação martensítica toma lugar durante a operação das turbinas que pode ser responsável pela dureza que se estende às camadas de revestimento.

Palavras-chaves: turbinas hidráulicas;
resistência à cavitação;
microestrutura;
metal de solda;
microscopia;
cobalto;
aço inoxidável;
inclusões;
ferrita delta;
dendritas.

MICROSTRUCTURAL STUDY OF THE WELD METAL ALLOYS DEPOSITED BY GMAW WELDING TO REPAIR CAVITATION EROSION DAMAGE IN HYDRO- TURBINE BLADES

ABSTRACT

Nowadays most of the power supply used in Brazil is provided for a large number of hydraulic turbines. During its operation in hydroelectric power plants, these turbines usually have been damaged either mechanical or hydraulic reasons. So, catastrophic cracking and loss-of-mass due to cavitation erosion are main problems which are commonly repaired by welding. Higher levels of resistance to cavitation erosion have been attained with surface deposition of a cobalt-alloyed stainless steel coating by gas-protected arc welding techniques. In the present work six plates, which were machined from blades of hydraulic turbines made with ASTM A36 carbon steel grade, were used as base metal. Using manual gas-metal arc welding (GMAW) in flat weld position two layers of AWS E70-S6 carbon steel (1.2 mm diameter) were deposited on all samples. Only 3 samples two buttering layers were deposited with AWS E309-T1 flux-cored wire (1.6 mm diameter) using same processing, where were applied a 75% carbon dioxide - 25% argon mixture as protection gas. The nominal heat input used in all layers was approximately 0.5 kJ/mm. At the last welding deposition another two cobalt-alloyed, cavitation resistant, stainless steel cladding layers were deposited under pulsed arc with a nominal heat input of 0.5 to 0.8kJ/mm, being used for them a protective gas mixture of 98% argon - 2% oxygen. Transverse sections of weld deposit were prepared according standard grinding method (up to 1200-grit SiC paper) and final mechanical polishing using 1.0 μ m alumina, followed by moderate etching in Villela reagent for microstructural observation. Vickers microhardness measurements were carried out at standard load (0.4 N) and regular spacings (0,4mm) from surface to base metal. Light

microscopy (LM) was used to determine average size of inclusions, which was measured from digitalized images using a freeware image analysis. Microstructural characterization was also carried out on each weld metal deposited. The micrographs extracted from AWS E70-S6 carbon steel layer have shown dispersion of coarse globular particles which typical sizes were 2-4 μm . Similar non-metallic inclusion distributions were not found in other weld deposits. Although optical microscopy has been able to identify inclusions larger than 0.5 μm there are lots of smaller particles which their observation was not possible by this technique. In few thin foil samples prepared for transmission electron microscopy were identified small globular particles on cobalt-alloyed stainless steel layers, where their diameters changed from 0.2 to 0.8 μm . The delta ferrite was found on all buttering layers made of AWS E309-T1 stainless steel and its formation was associated to solidification mechanisms and chemical dilution effects which were activated in the weld zone. The typical microstructures of Co-alloyed cavitation resistant layer have been formed by coarse columnar dendrites. The apparent intercept spacing among primary dendrites was approximately 15 μm and was not affected by heat input applied during welding procedure. Transmission electron microscopy and X-ray diffraction have been able to show that cavitation resistant layers were FCC structures and some increase on their hardness was possible due to presence of stacking faults and dislocations. There was observed a significant difference of hardness between cobalt-alloyed stainless steel layers and others weld deposits, including buttering layer which was made from AWS E309-T1 wire. Nevertheless, it have been noticed a small increase of hardness when was applied austenitic stainless steel buttering layer. This behavior could be important if will be considered that a martensitic phase transformation take place during hydro-turbine operation, what could be responsible for its hardfacing layer displacing.

Key-words: Turbines;
Microstructure;
Microscopy;
Weld metal;
Cobalt;
Stainless steel;
Inclusions;
Delta ferrite;
Dendrites.

Lista de Figuras

Figura 2.1	Exemplos de diferentes tipos de rotores usados em turbinas hidráulicas	26
Figura 2.2	Exemplo típico de perfil de turbina hidráulica danificada pelos efeitos do processo de cavitação	27
Figura 2.3	Exemplo de cavitação em perfil de rotor de turbina hidráulica	27
Figura 2.4	Gráfico representativo dos estágios existentes no fenômeno de cavitação	29
Figura 2.5	Representação esquemática do processo MAG	31
Figura 2.6	Tocha para soldagem GMAW semi-automática	32
Figura 2.7	Representação esquemática dos componentes que formam o conjunto para a soldagem a arco elétrico com proteção gasosa GMAW	33
Figura 2.8	Exemplo típico de falha de empilhamento em solução sólida a base de cobalto	38
Figura 2.9	Exemplos de inclusões encontradas em aços ao carbono AWS E70-S6	42
Figura 2.10	Microestrutura típica de um metal de solda depositado por processo a arco	43
Figura 2.11	Microestrutura produzida na zona soldada pra um aço plano	44
Figura 3.1	Corpos de prova obtidos de retalhos de turbinas já usinados aguardando a preparação	48
Figura 3.2	Corpos de prova em processo sendo confeccionados	51
Figura 3.3	Equipamentos utilizados na confecção das amostras	52
Figura 3.4	Representação esquemática das seqüências de deposição nas duas	53

séries de amostras obtidas em laboratório

Figura 3.5	Exemplo de uma das amostras confeccionadas em laboratório.	55
Figura 3.6	Exemplo de fotografia digital para determinação de informações sobre inclusões	58
Figura 3.7	Imagem composta apenas de inclusões dispersas num fundo branco	58
Figura 4.1	Dispersões de inclusões identificadas na superfície polida das amostras de aço carbono AWS E70-S6	65
Figura 4.2	Dispersões de inclusões identificadas na superfície polida das amostras de aço carbono AWS E70-S6	66
Figura 4.3	Distribuição de frequência dos tamanhos das inclusões medidas sobre as camadas de aço carbono AWS E70-S6	68
Figura 4.4	Distribuição de frequência dos tamanhos das inclusões medidas sobre as camadas de aço carbono AWS E70-S6	69
Figura 4.5	Variação do tamanho médio (a), do número de partículas por unidade de volume (b) e da fração volumétrica (c) das inclusões com a energia de soldagem aplicada	71
Figura 4.6	Micrografias óticas mostrando a presença de ferrita delta em aço inoxidável austenítico	73
Figura 4.7	Micrografias obtidas por microscopia ótica exemplificando a região da linha de fusão entre as camadas do aço AWS E309-T1 e do aço com cobalto	75
Figura 4.8	Estrutura dendrítica observada nas camadas de aço inoxidável com cobalto da amostra 1 (a), 2 (b), 3 (c)	76
Figura 4.9	Estrutura dendrítica observada nas camadas de aço inoxidável com cobalto da amostra 4 (a), 5 (b), 6 (c)	77
Figura 4.10	Histogramas representativos do espaçamento interdendrítico aparente nas duas camadas do aço inoxidável com cobalto para todas as amostras analisadas	78

Figura 4.11	Variação do espaçamento interdendrítico do aço inoxidável com cobalto com a energia de soldagem aplicada.	79
Figura 4.12	Difração de raios-X da camada de aço inoxidável com cobalto, mostrando uma estrutura cristalina cúbica de face centrada	80
Figura 4.13	Micrografias MET tiradas em campo claro mostrando partículas globulares existentes no aço inoxidável com cobalto	82
Figura 4.14	Micrografias MET tiradas de lâminas finas em campo claro	83
Figura 4.15	Variação da microdureza Vickers em relação às camadas de revestimento depositadas	85
Figura 4.16	Variação da microdureza Vickers em relação às camadas de revestimento depositadas	86

Lista de Tabelas

Tabela 2.1	Composição química e propriedades mecânicas do aço ASTM A-36	36
Tabela 3.1	Composição química nominal dos arames de solda	49
Tabela 4.1	Parâmetros médios determinados durante a soldagem da amostra 1	62
Tabela 4.2	Parâmetros médios determinados durante a soldagem da amostra 2	62
Tabela 4.3	Parâmetros médios determinados durante a soldagem da amostra 3	62
Tabela 4.4	Parâmetros médios determinados durante a soldagem da amostra 4	63
Tabela 4.5	Parâmetros médios determinados durante a soldagem da amostra 5	63
Tabela 4.6	Parâmetros médios determinados durante a soldagem da amostra 6	63
Tabela 4.7	Parâmetros quantitativos determinados sobre as distribuições de inclusões observadas nas camadas de aço carbono AWS E70-S6 depositadas sobre o metal base	70
Tabela 4.8	Microanálise EDS dos pontos mostrados na Figura 4.13(b)	81
Tabela 4.9	Estatística de microdureza Vickers feita para as duas camadas do aço inoxidável ao cobalto para as amostras 1, 2 e 3	87
Tabela 4.10	Estatística de microdureza Vickers feita para as duas camadas do aço inoxidável ao cobalto para as amostras 4, 5 e 6	87
Tabela 4.11	Estatística de microdureza Vickers feita para as duas camadas do aço inoxidável AWS E309-T1 para as amostras 1, 2 e 3	88
Tabela 4.12	Estatística de microdureza Vickers feita para as duas camadas do aço carbono AWS E70S-6 para as amostras 1, 2 e 3	88
Tabela 4.13	Estatística de microdureza Vickers feita para as duas camadas do aço carbono AWS E70S-6 para as amostras 4, 5 e 6	88

Lista de Símbolos

AF	Ferrita Acicular
Ar	Argônio
ASTM	American Standard TEsting Mechanical
AWS	American Welding Society
A	Ampère
C	Carbono
CFC	Cúbica de Face Centrada
Cr	Cromo
Cu	Cobre
E	Energia de Soldagem
FCAW	Flux Cored arc Welding
GMAW	Gas Metal Arc Welding
HC	Hexagonal Compacta
I	Corrente Elétrica
Kgf	kilograma-força
kV	kilo-volt
MAG	Metal Active Gas
MET	Microscopia Eletrônica de Transmissão
MIG	Metal Inert Gas
Mn	Manganês
Mo	Molibdênio
MPa	Mega Pascal
MW	Mega Watts
Ni	Níquel

P	Fósforo
PF	Ferrita Primária
PF(G)	Ferrita de contorno de grão ou primária
PTA	Plasma Transferred Arc
Si	Silício
SFE	Stacking Faults Energy
SMAW	Shielded Metal Arc Welding
TIG	Tungsten Inert Gas
µm	Micro-metro

Sumário

CAPÍTULO 1 – INTRODUÇÃO	22
CAPÍTULO 2 – REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	24
2.1 Cavitação em turbinas hidráulicas	24
2.2 Recuperação de turbinas hidráulicas erodidas pela cavitação	30
2.3 Gases usados no processo MAG	33
2.4 Materiais empregados na construção de rotores de turbinas hidráulicas e consumíveis usados nos reparos de perfis erodidos pela cavitação	35
2.5 O efeito do cobalto (Co) nos revestimentos resistentes à cavitação empregados na recuperação dos perfis de rotores que sofreram ataque cavitacional.	36
2.6 Efeito do acabamento superficial na resistência à cavitação	38
2.7 Efeitos da porosidade na resistência à cavitação	40
2.8 Efeitos da diluição na resistência à cavitação	40
2.9 Microestruturas dos aços ao carbono, aços inoxidáveis e aços inoxidáveis com cobalto, tipicamente usados nos reparos de perfis hidráulicos erodidos pela cavitação.	41
2.10 Tipos de reagentes comumente usados para a identificação de microestruturas	44
2.11 Microdureza de materiais empregados na recuperação de turbinas hidráulicas erodidas pela cavitação	46
CAPÍTULO 3 – MATERIAIS E MÉTODOS	
3.1 Materiais para Soldagem	47
3.1.1 Metal de Base	47
3.1.2 Arames para Soldagem	48
3.1.3 Gases	49

3.2	Processo de Soldagem	50
3.3	Análise Metalográfica	53
3.4	Ataque químico	55
3.5	Obtenção das Imagens	56
3.6	Análise das Imagens	57
3.6.1	Medidas de Dureza Vickers	60
CAPÍTULO 4 – RESULTADOS E DISCUSSÃO		61
4.1	Processo de Soldagem	61
4.2	Análise das Inclusões nas Camadas de Aço AWS E70-S6	64
4.3	Presença da Ferrita Delta nas Camadas de Aço Inoxidável AWS E309-T1	72
4.4	Microestrutura do Revestimento Resistente a Cavitação	74
4.5	Medidas de microdureza Vickers	83
CAPÍTULO 5 – CONCLUSÕES		89
CAPÍTULO 6 - SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS		91
CAPÍTULO 7 - REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS		92

OBJETIVOS

O presente trabalho objetiva, através da análise de fragmentos retirados de turbinas hidráulicas, e, de posse de recursos de microscopia ótica e de transmissão, a observação da microestrutura e microconstituintes destes materiais, o conhecimento de como se dá o efeito do processo de cavitação nas diferentes configurações de deposição de material, que simularam o real trabalho realizado pelas equipes de manutenção de turbinas hidráulicas das diversas usinas hidrelétricas do país. Com efeito, neste estudo mais minucioso, pode-se otimizar o uso desses materiais, para que as paradas dessas máquinas para manutenção se tornem cada vez menos freqüentes, possibilitando um maior ganho financeiro para as empresas geradoras de energia, e um maior conforto para o país no que tange ao fornecimento de energia elétrica, posto que a atual situação é de um aumento significativo e constante no consumo, porém sem um devido investimento em construção de novas usinas geradoras.

Capítulo 1

INTRODUÇÃO

No Brasil, as maiores fontes provedoras de energia elétrica são as usinas hidroelétricas que são responsáveis por mais de 90% de toda a demanda (CALAINHO, 1999). No estado de São Paulo destaca-se o Complexo Hidroelétrico de Urubupungá, com três usinas instaladas dentro de um raio de 50 km (Ilha Solteira, Três Irmãos e Jupia) e que aproveitam as vazões dos rios Paraná e Tietê. Nessas usinas numerosas turbinas hidráulicas foram instaladas e que diferem entre si nos aspectos construtivos dependendo principalmente do fluxo de água disponível. Em Ilha Solteira e Três Irmãos foram instaladas turbinas tipo Francis (máquinas com palhetas fixas, construídas em aço carbono), enquanto em Jupia estão em funcionamento turbinas Kaplan (máquinas com palhetas móveis, construídas em aço inoxidável martensítico). E mesmo as turbinas hidráulicas sendo projetadas para obter o máximo em termos de rendimento e durabilidade, um fenômeno de ação contínua conhecido como cavitação promove a destruição da superfície dos perfis de rotores das turbinas. A cavitação gradativamente remove parte do material da turbina, onde se pode observar perdas de até mais de uma tonelada de material, gerando em muitos casos resultados catastróficos se não forem tomadas as devidas medidas de proteção. (CALAINHO, 1999)

O processo de recuperação destes perfis danificados pelo processo cavitativo é feita pela deposição por processos de soldagem, e, para minimizar os efeitos da cavitação como também aumentar o período entre as paradas para manutenções são utilizados consumíveis adequados para esta finalidade (ARTONI, 2004). Dessa forma, o material usado para repor o maior dano causado pela cavitação, deve possuir características/composição semelhantes às

do material usado na fabricação da turbina. Já próxima à superfície, é feito um processo de deposição chamado “amanteigamento” no qual utiliza-se geralmente arames de aços inoxidáveis, com propriedades intermediárias entre o metal de base e o revestimento. Assim, diversas ligas com a presença de cobalto vêm sendo satisfatoriamente empregadas nos reparos de turbinas hidráulicas cavitadas, mas sua aplicação é restrita somente às superfícies que são expostas aos efeitos da cavitação (revestimento).

Este trabalho consiste em uma investigação dos aspectos microestruturais e de microdureza que estão associados aos materiais e procedimentos utilizados no reparo de turbinas danificadas por cavitação, utilizando como base o aço ao carbono ASTM A-36 usado nas turbinas da Usina Hidroelétrica de Ilha Solteira.

Capítulo 2

REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

2.1 - Cavitação em turbinas hidráulicas

Turbinas hidráulicas são máquinas que transformam a energia disponível no fluxo de um curso de água em energia mecânica, na forma de movimento de rotação. No Brasil, em função de sua extensa bacia hidrográfica, as turbinas usadas na geração de energia elétrica são principalmente máquinas hidráulicas, totalizando algo em torno de 92% de toda a energia gerada no país vinda de hidroelétricas. O potencial hidráulico a ser explorado é de grande envergadura (da ordem de 206.992 MW) e a demanda de energia tem crescido em algumas regiões até 20% ao ano. Por essas razões, os estudos e o desenvolvimento de técnicas de controle da cavitação necessitam ser fortalecidos no Brasil (CALAINHO, 1999).

Acredita-se que esses dispêndios com reparos de cavitação erosiva tenham aumentado ao longo dos últimos anos principalmente devido ao fato de que, para atender o incremento da demanda de energia elétrica, com pequeno crescimento da oferta, as turbinas instaladas têm sido operadas, muitas vezes com sobrecarga. Os danos causados pela cavitação em componentes de turbinas hidráulicas têm envolvido não apenas custos elevados de reparo, mas principalmente considerável perda de energia gerada por indisponibilidade das máquinas, limitação da flexibilidade operacional do sistema e redução da vida útil dos equipamentos afetados. Atualmente cerca de 75% das companhias geradoras de energia elétrica através de

usinas hidrelétricas estão operando com algum tipo de problema de cavitação em seus equipamentos (CALAINHO, 1999).

As turbinas hidráulicas possuem basicamente duas partes, uma fixa (caixa, tubos e comportas distribuidoras e controladoras de fluxo) e outra móvel (eixo, roda e palhetas), onde predominantemente ocorre o processo de cavitação. A figura 2.1 mostra alguns dos principais tipos de rotores usados em turbinas hidráulicas.

Entende-se como processo de cavitação, o fenômeno onde ocorre a seqüência de formação de bolhas de vapor, com um posterior desenvolvimento de explosão ou implosão tendo a sua origem uma queda de pressão que é associada a pequenos núcleos existentes nos líquidos. Aos ciclos de vaporização-colapso, onde os níveis de pressão estão na ordem de centenas de megapascal ou até de gigapascal são associados a efeitos normalmente indesejáveis sobre as superfícies do perfil hidráulico das turbinas (CALAINHO, 1999).

O fenômeno de cavitação é um processo altamente prejudicial ao bom funcionamento das turbinas hidráulicas geradoras de energia, e dentre os danos causados, pode-se citar a erosão de contornos dos perfis de rotores, vibrações e ruídos e também a diminuição da eficiência das turbinas hidráulicas e sua queda de potência, resultantes da perda de massa como mostram os exemplos das figuras 2.2 e 2.3.

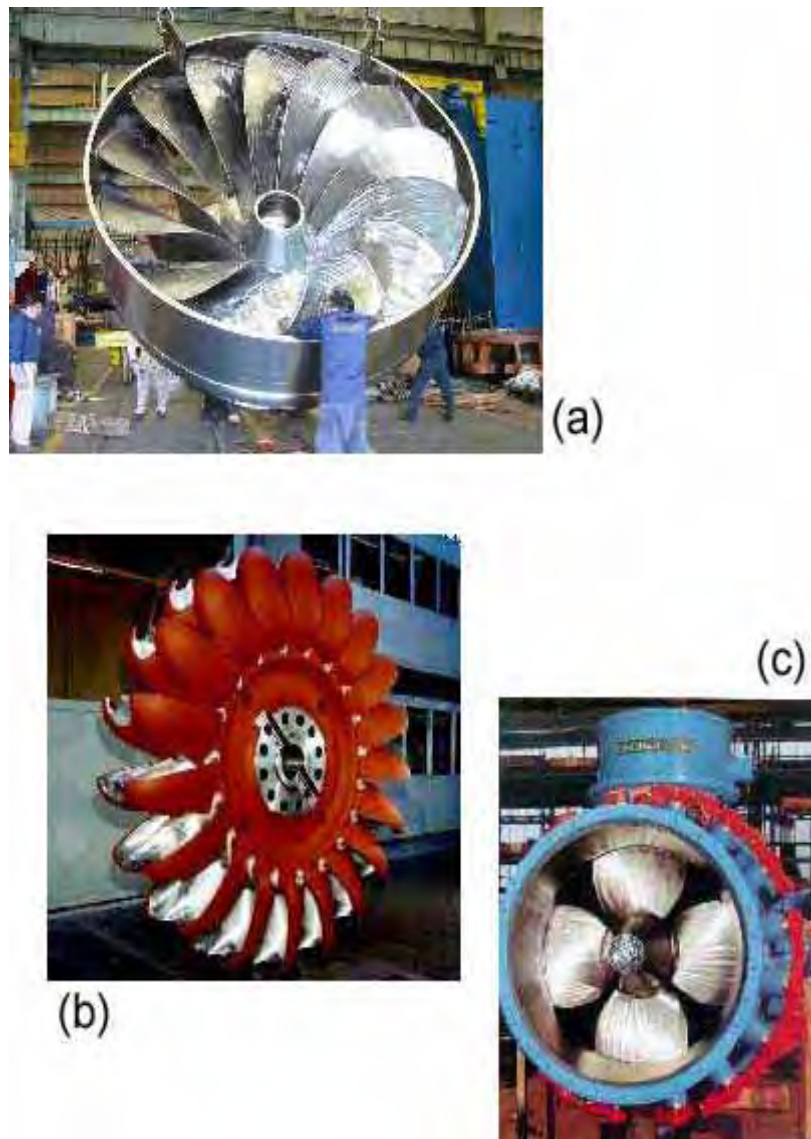


Figura 2.1: Exemplos de diferentes tipos de rotores usados em turbinas hidráulicas. Em (a) tipo Francis, em (b) tipo Pelton e em (c) tipo Kaplan. (<http://pelton.vatew.com.mx/>)



Figura 2.2: Exemplo típico de perfil de turbina hidráulica danificada pelos efeitos do processo de cavitação – (<http://pelton.vatew.com.mx/>)



Figura 2.3: Exemplo de cavitação em perfil de rotor de turbina hidráulica. (BARELA, 2005)

A seguir estão relacionados alguns diferentes tipos de cavitação que ocorrem em turbinas hidráulicas:

- Cavitação fixada: que consiste basicamente da formação, crescimento e enchimento de uma cavidade de vapor, que posteriormente é interrompida por um fluxo reentrante, e deslocada para a jusante, para regiões de pressões mais elevadas, onde é implodida violentamente, provocando ondas de choques e concentrações de altas pressões. Este tipo de cavitação é detentora de um poder destruidor considerável;
- Cavitação por vórtice: que se desenvolve normalmente em regiões de altas tensões cisalhantes, onde ocorre a formação de vórtices. Nos vórtices a pressão absoluta decresce no centro para valores próximos aos da pressão de vapor. Estes vórtices são normalmente desenvolvidos nas extremidades das pás rotoras de turbinas Kaplan (tip vortex cavitation), nas camadas cisalhantes de jatos submersos, na extensão do cone dos rotores (principalmente em turbinas Francis) e nas passagens do fluxo entre as pás. Este tipo de cavitação é responsável por uma erosão bastante extensiva do perfil hidráulico, além de vibração e ruído intensos;
- Cavitação por bolhas: ocorre como consequência do ciclo da bolha, originado devido a gradientes de pressão e a existência de núcleos contidos nos fluidos (CALAINHO, 1999).

Infelizmente, a cavitação é um processo inerente ao trabalho de turbinas hidráulicas de usinas geradoras de energia elétrica, não podendo ser evitado, porém existem maneiras de se minimizá-lo em função de alguns fatores como, por exemplo, o acabamento superficial dos perfis dos rotores. Dessa forma, quanto melhor for este acabamento, menos suscetível aos danos da cavitação estará o perfil. Sendo assim, com o colapso das bolhas sobre a superfície do metal, esta vai se deformando plasticamente com uma taxa de aumento uniforme na rugosidade superficial (CHIU, 2005). Em testes vibratórios, o dano causado pela cavitação é monitorado pelo número de crateras produzidas por unidade de tempo, pela avaliação da rugosidade da superfície, ou mais comumente, pela perda de massa em função do tempo. (MARQUES, 1998)

De acordo com Marques (1998), o processo de cavitação ocorre nas etapas mostradas da figura 2.4, as quais podem ser classificadas como incubação, acumulação ou transição, estagnação e atenuação, onde no primeiro estágio, a incubação, ocorre deformação superficial, com pouca ou nenhuma perda de massa. No período de acumulação a taxa de erosão aumenta até um nível máximo devido ao encruamento da superfície e ao desenvolvimento de fissuração, e é quando a erosão se estende sobre toda a área superficial. No período estacionário, relacionado ao ataque de uma superfície homogeneamente encruada, a taxa de erosão é máxima e este se estende por períodos relativamente longos ou também curtos, levando a um pico na curva. No período de atenuação a taxa de erosão decresce suavemente ou apresenta flutuações. Esta queda é associada à redução da pressão de colapso das bolhas na vizinhança de uma superfície rugosa e ao efeito de amortecimento pelo líquido retido nas reentrâncias da superfície erodida ou do ar ou vapor contido no líquido na zona de cavitação.

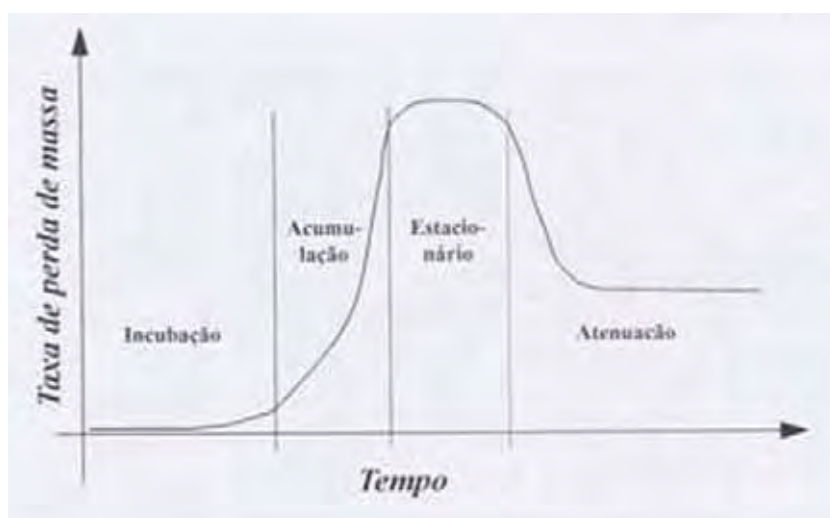


Figura 2.4 - Gráfico representativo dos estágios existentes no fenômeno de cavitação.

(MARQUES, 1998)

Há muitas especulações a respeito do significado e importância destes estágios na resistência ao ataque cavitacional dos materiais, como já verificado por (KARIMI, 1986), além de tentativas de se relacionar estes períodos com propriedades e características dos

materiais. O efeito dos parâmetros e condições de teste também têm sido citados. A temperatura, pressão e conteúdo de gás dissolvido no líquido têm efeito similar na taxa de erosão, que um aumento desta com o aumento de qualquer daquelas variáveis, até um valor máximo, seguido de um abaixamento até valores bem baixos da taxa de erosão. O aumento da velocidade do líquido tende a aumentar a taxa de erosão e parece ser uma consequência do número de impactos por unidade de tempo. (MARQUES, 1998)

2.2 - Recuperação de turbinas hidráulicas erodidas pela cavitação.

O material metálico dos perfis dos rotores que é perdido pelo processo de cavitação deve com o tempo ser novamente reparado, e este reparo é feito por um processo de deposição por soldagem. Para isso, comumente se utiliza um processo a arco elétrico com proteção gasosa, onde a sigla genérica corresponde a GMAW ou *Gas Metal Arc Welding*. De forma mais específica, os processos MIG/MAG são a identificação de processos a arco elétrico que utilizam gases inertes ou mesmo a mistura deles (MIG) ou *Metal Inert Gas* assim como de gases ativos ou também a mistura deles (MAG) ou *Metal Active Gas* com a função de proteger a poça de fusão e a região adjacente contra os gases da atmosfera que podem prejudicar a soldagem. (POEPCKE, 1997)

Os processos de soldagem a arco gás metal MIG/MAG são bem indicados para a soldagem de materiais com diferentes espessuras, ferrosos ou não, e principalmente indicados na fabricação e manutenção de equipamentos e peças metálicas, recuperação de peças desgastadas e no recobrimento de superfícies metálicas, ainda podendo ser utilizado em todas as posições.

No caso da recuperação de perfis de turbinas hidráulicas vale notar que no passado usava-se do artifício de soldagem a eletrodo revestido, mas este processo gerava altas perdas de material em função das pequenas sobras dos eletrodos, além de ser também um processo muito lento, motivo pelo qual, foi substituído pelo processo MIG/MAG (figura 2.5), de maior rendimento em virtude de ser um processo semi-automático, assim como a observação de um acabamento superficial de melhor qualidade em relação ao eletrodo revestido, como também a maior eficiência e com uma maior taxa de deposição, dada em kg/hora, tendo a vantagem de poder também ser usado na posição sobrecabeça.

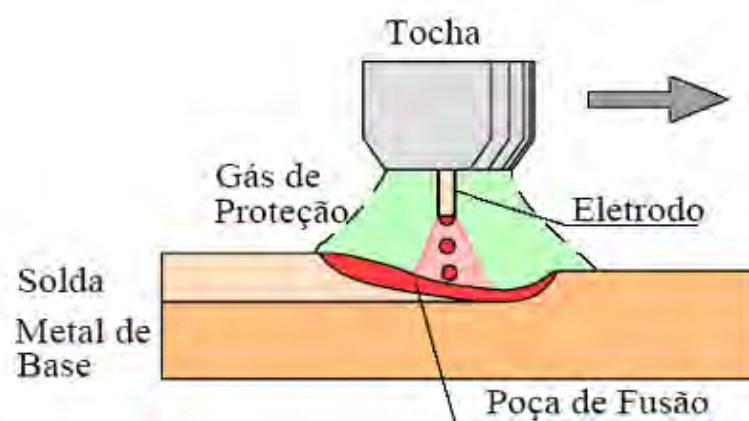


Figura 2.5: Representação esquemática do processo MAG. (www.infosolda.com.br)

A aplicação deste processo de soldagem permitiu também ampliar o período entre reparos das turbinas hidráulicas (PROCOPIAK et al, 2000), associando o desenvolvimento de arames tubulares específicos e o aumento de produtividade na deposição metálica. Tal resultado é de extrema importância, pois o tempo em manutenção deve ser o menor possível - tendo em vista o potencial gerador de energia das hidrelétricas brasileiras e também o aumento da demanda por energia elétrica que se observa com o passar dos anos. Os processos MIG/MAG usam fonte de corrente contínua e polaridade inversa com eletrodo positivo a fim

de possibilitar melhor penetração e estabilidade do arco. Pode-se observar na figura 2.6 um tipo de tocha de soldagem MAG semi-automática.



Figura 2.6: Tocha para soldagem GMAW semi-automática. (www.infosolda.com.br)

Na manutenção de turbinas, uma das misturas de gases mais usada envolve dióxido de carbono com argônio. O aumento do argônio misturado ao dióxido de carbono tem a finalidade de estabilizar o arco elétrico e conseqüentemente diminuir a quantidade de respingos com o aumento na frequência de transferência de gotas, além de uma redução na

freqüência de curto-circuitos entre as gotículas metálicas e a poça de fusão. (POEPCKE, 1997). A figura 2.7 mostra um conjunto completo do equipamento de soldagem MIG/MAG.

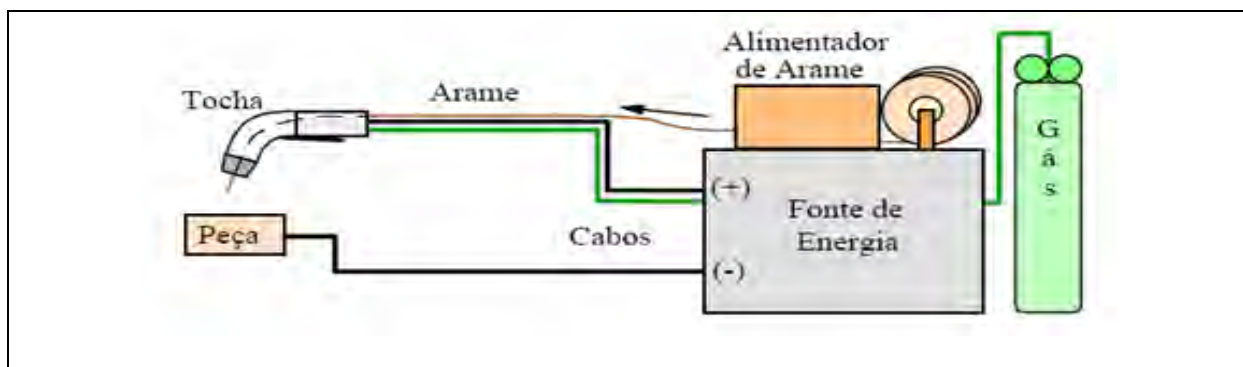


Figura 2.7: Representação esquemática dos componentes que formam o conjunto para a soldagem a arco elétrico com proteção gasosa GMAW. (www.infosolda.com.br)

Uma das principais finalidades da proteção gasosa é evitar haja uma interação química prejudicial entre o metal de solda e a atmosfera oxidante, visto que os óxidos metálicos que seriam formados pela alta temperatura de fusão provocam heterogeneidades no cordão de solda, como inclusões, porosidade e fragilização (POEPCKE, 1997).

2.3 - Gases usados no processo MAG

O argônio (Ar) é utilizado como base da formulação das misturas de gases usados nos processos de soldagem GMAW, sendo também indicado para a soldagem manual de alumínio e cobre em juntas de topo ou tubulações por garantir ótimas condições do arco elétrico, como geometria, facilidade de abertura e manutenção do arco elétrico com alto poder de penetração. As misturas de gases que são usualmente empregadas nos processos de recuperação de turbinas cavitadas exercem um efeito benéfico sobre a proteção do arco com relação aos gases

da atmosfera, sendo o argônio a base dessas misturas. A mistura binária do oxigênio com o argônio (2% O₂ e 98% Ar) é indicada para a soldagem de chapas de aço-carbono, aço inoxidáveis e aços de baixa liga com transferência por curto-circuito. Também é utilizada em processo de soldagem MIG com transferência por spray e apresenta ainda excelentes resultados no processo MIG pulsado, pois garante uma excelente estabilidade do arco; baixíssima incidência de respingos; baixo volume de escória de fácil remoção e excelente resistência à corrosão das juntas soldadas em aço inoxidáveis.

A mistura binária argônio – dióxido de carbono (25% CO₂ e 75% Ar) é indicada para a soldagem de aço-carbono e aço de baixa liga em qualquer espessura, usando os processos de soldagem MAG com transferência por curto-circuito e arame tubular com transferência por spray. As principais vantagens na aplicação desta mistura residem na excelente estabilidade do arco; na alta penetração e na baixa geração de respingos.

2.4 - Materiais empregados na construção de rotores de turbinas hidráulicas e consumíveis usados nos reparos de perfis erodidos pela cavitação.

Por ser a cavitação um fenômeno que invariavelmente ocorre nas turbinas hidráulicas, existe a necessidade de se reparar os perfis danificados pela erosão, para que a unidade geradora volte a funcionar de forma conveniente e com o máximo rendimento. Em vista disso, os materiais empregados nesta etapa de reparo, devem conter propriedades físico-químicas capazes de resistir ao máximo ao efeito cavitativo, evitando assim que as máquinas tenham que ser paradas para este tipo de manutenção, sendo, portanto a intenção, torná-las bem menos freqüentes.

Como o material de base de alguns rotores das turbinas hidráulicas são aço ao carbono, e geralmente o dano causado pela cavitação promove a perda de grande parte de

material, o reparo deve ser executado com materiais que resistam melhor aos efeitos da cavitação. Assim se faz necessário a deposição de materiais com propriedades intermediárias entre as do metal de base e o revestimento resistente à cavitação (aços inoxidáveis ao cobalto). Para isso, geralmente aplica-se uma camada de aço inoxidável austenítico numa camada denominada de “amanteigamento”. Uma das vantagens destes aços é o fato deles poderem ser operados em todas as posições de soldagem e também apresentando características mecânicas e metalúrgicas que os transformam em uma opção importante na junção de materiais com características bem diferentes. São poucas as informações disponíveis na literatura sobre a quantidade, tamanho, forma e composição química da microestrutura do metal de solda depositado por estes eletrodos e também de seus teores de ferrita delta, pois são informações de domínio de cada empresa e não são divulgadas (RODRIGUES et al, 2003).

Depois de depositadas as devidas camadas de amanteigamento, é usual o uso de materiais mecanicamente mais resistentes ao fenômeno de cavitação. O custo do material de revestimento é bastante expressivo, e, por isso deve somente ser empregado na camada mais externa dos reparos, e para esta finalidade, faz-se o uso de aços inoxidáveis austeníticos enriquecidos com cobalto, pelo fato de que este elemento promover a resistência à erosão cavitacional.

Com relação aos metais de base usados na construção dos perfis de rotores de turbinas hidráulicas, pode-se citar o aço ao carbono ASTM A-36 como um aço de médio carbono que é usado, por exemplo, nos rotores da usina de Ilha Solteira SP. Algumas propriedades e a composição química deste material são mostradas na tabela 2.1.

Tabela 2.1: Composição química e propriedades mecânicas do aço ASTM A-36 (% em peso).
(KARIMI, 1986).

Elementos/ Propriedades	Aço ASTM A-36
C	0,25 (máx)
Mn	0,85-1,35
P	0,04 (máx)
S	0,05 (máx)
Si	0,15 – 0,40
Cu	0,20
Limite de escoamento (MPa)	250 mín.
Limite de tração (MPa)	400-550

2.5 - O efeito do cobalto (Co) nos revestimentos resistentes à cavitação empregados na recuperação dos perfis de rotores que sofreram ataque cavitacional.

O cobalto (Co) exerce um papel fundamental nas propriedades de resistência à cavitação, e por este motivo está presente em todas as ligas que se permitem a realizar este papel, sendo que, por exemplo, em alguns casos seu percentual está entre 10 e 11% como no caso das ligas de aço inoxidável com cobalto (BARELA, 2005).

As ligas de aço inoxidável com cobalto passaram a ser aplicadas por soldagem especialmente em revestimentos. O revestimento por soldagem convencional é executado por processos oxí-combustível, arco elétrico com proteção gasosa (GMAW ou *Gas Metal Arc Welding*), arco elétrico com eletrodo revestido (SMAW ou *Shielded Metal Arc Welding*) e arco elétrico com arame tubular (FCAW ou *Flux Cored arc Welding*) e mais recentemente passou a ser utilizado o processo de plasma com arco transferido (PTA ou *Plasma Transferred Arc*) (KHAN, 1996).

O fator responsável pelo grande emprego das ligas de aço inoxidável com cobalto em revestimentos que necessitam de notável resistência como é o caso das turbinas hidráulicas, residem na questão da energia de falha de empilhamento ou *Stacking Faults Energy* (SFE) (PROCOPIAK, 2000). A energia de falha de empilhamento é um dos principais fatores com relação à influência a resistência à cavitação, sendo que valores muito baixos de SFE resultam em uma menor mobilidade de deslocamento, em uma distribuição mais homogênea de discordâncias, sendo assim, existe uma menor tendência à formação de células de discordâncias, maior resistência à tração, sendo que a suscetibilidade à formação da martensita induzida por deformação é maior. Quanto mais baixa for a energia de falha de empilhamento, maior é a distância entre duas discordâncias parciais e maior vai ser a área de falha de empilhamento. E esta discordância prolongada é muito difícil de mover o que conduz a um endurecimento a tensão. (PROCOPIAK, 2000).

Assim sendo, cobalto promove nas ligas de aço inoxidável em que está presente uma estrutura cristalina cúbica de face centrada (CFC) instável com baixa energia de falhas de empilhamento, e esta instabilidade surge pelo fato de que o cobalto puro exibe a martensita (CFC). Significativas quantidades de Ni são adicionadas para estabilizar a estrutura CFC, assim como melhorar a ductibilidade durante o serviço (OTTERLOO, 1996). As ligas a base de cobalto conseguem um substancial aumento nas propriedades mecânicas obtidas pelo

trabalho a frio da transformação da martensita CFC para a fase HC. Este processo de deformação cria barreiras ou bloqueios intragranulares ao deslizamento, denominadas falhas de empilhamento, que também contribuem para o aumento do endurecimento (OTTERLOO, 1996). A figura 2.8 mostra um exemplo das falhas de empilhamento observadas em ligas com a presença de cobalto.

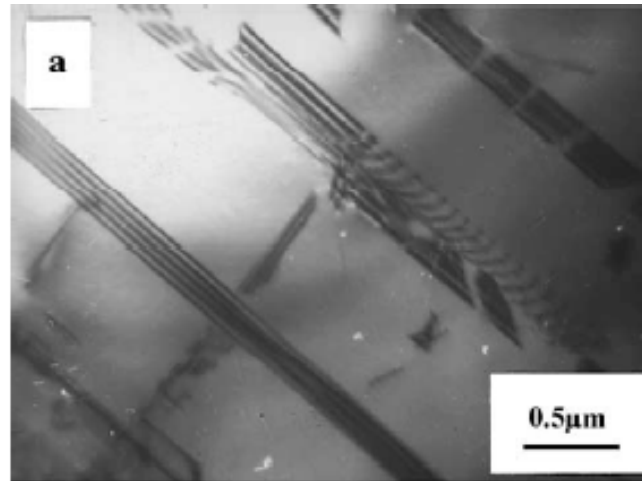


Figura 2.8: Exemplo típico de falha de empilhamento em aço inoxidável austenítico com cobalto em solução sólida, observado por microscopia eletrônica de transmissão. (HOU, 2005)

2.6 - Efeito do acabamento superficial na resistência à cavitação.

Outro aspecto de grande importância a ser avaliado quando se trata de resistência à cavitação, é o acabamento superficial. Quanto melhor for este acabamento, melhores serão os resultados no que diz respeito à cavitação. Esta perda de desempenho é gerada principalmente devido a defeitos superficiais como as porosidades e à presença de inclusões, que geram pontos microscópicos, mas que são suficientes para que o processo de erosão seja iniciado.

Procopiak (2000) estudaram alguns efeitos do acabamento superficial, relacionando-os com o processo cavitativo, onde foram comparadas amostras soldadas com um aço inoxidável

austenítico de liga complexa Hidroloy 914 e uma liga de cobalto Stellite por processo MIG, usando uma primeira camada de amanteigamento com AWS E-309. Com relação aos processos de acabamento, dois diferentes tipos foram usados, sendo o primeiro o esmerilhamento, e também a refusão por TIG diretamente sobre a superfície revestida por MIG. Os resultados mostraram que a dureza do material não está diretamente ligada a sua perda de massa por cavitação, pois o Hidroloy (de menor dureza) apresentou perda de massa menor que a liga de cobalto Stellite. Em se falando de processos de acabamento, o processo por refusão TIG, mostrou melhor resistência à cavitação em ambos os materiais, onde a perda de massa para a superfície esmerilhada representou mais de 1,5 vezes a perda de massa para a superfície refundida. E isto se deve ao fato de que processo de refusão ter gerado uma microestrutura mais refinada do que àquela que se obteve anteriormente com a soldagem MIG, e este refinamento proporciona menores chances de nucleação de um processo de cavitação.

Um outro trabalho foi feito por Boccanera e colaboradores (1998), onde foram empregados consumíveis AWS 309L-16 (em duas camadas de amanteigamento) na forma de arame maciço e eletrodo revestido, e também um revestimento ligado ao cobalto (em duas camadas) na forma de arames tubulares e eletrodos revestidos, sendo que posteriormente fora aplicado um teste acelerado de cavitação por método ultrassônico, seguindo os padrões da norma ASTM G32 (teste acelerado de cavitação pelo método ultrassônico), a fim de estabelecer comparações para as resistências baseadas no acabamento superficial, onde se descobriu que riscos deixados por lixas apresentaram um efeito concentrador de tensões equivalente a um entalhe, sendo regiões sítios preferenciais para a proliferação do processo de erosão. Após dez horas de teste de cavitação, as amostras polidas mostraram que a erosão se iniciava nas maclas geradas pelas deformações dentro de cada grão e linhas deixadas pelo polimento que são zonas de maior encruamento.

2.7 - Efeitos da porosidade na resistência à cavitação.

Outro efeito a ser considerado na resistência ao processo de cavitação é a porosidade do material em questão. Estudos realizados por Boccanera (1998), em consumíveis AWS 309L-16 e outro aço inoxidável austenítico ligado ao cobalto, sob forma de amanteigamento e revestimento respectivamente, mostraram que em função de porosidades, a taxa de erosão inicia-se com valores elevados nos primeiros ciclos (considerando teste acelerado de cavitação segundo a norma ASTM G32) e tendendo a estabilizar-se neste patamar, o que significa que devido a uma alta taxa erosiva inicial, atinge-se logo o regime permanente nestas regiões, significando elevada rugosidade e um amortecimento de impactos provocados pelas implosões e/ou microjatos.

2.8 - Efeitos da diluição na resistência à cavitação.

A diluição tem um importante papel no que diz respeito à resistência a cavitação, pois dado o fato que se emprega geralmente um liga para o amanteigamento, onde suas propriedades não necessariamente são aquelas requeridas para que se tenha boa resistência ao processo cavitativo, o que ocorre é, quanto maior a diluição, maior a probabilidade do reparo não ficar de acordo com o esperado, pois as propriedades do material de revestimento não mais são as originais, já que agora este já contém parte do material de amanteigamento diluído. Isso acarreta inconvenientes com relação principalmente à durabilidade deste reparo, que deve ser a maior possível tendo em vista seus custos.

Em frente a este problema de diluição em revestimentos soldados, Boccanera (1998) estudaram o efeito da diluição em dois diferentes processos de soldagem, e concluíram que os

materiais que foram soldados com arco elétrico com proteção gasosa (GMAW) tiveram de 15 a 25% de diluição contra 25% do obtido com o processo a eletrodo revestido (SMAW). Isso significa que no primeiro caso, a superfície depositada e exposta ao processo de cavitação terá a sua composição química mais próxima do material de aporte resistente.

2.9 - Microestruturas dos aços ao carbono, aços inoxidáveis e aços inoxidáveis com cobalto, tipicamente usados nos reparos de perfis hidráulicos erodidos pela cavitação.

A análise da microestrutura dos materiais é de grande importância, pois dela são derivadas as propriedades mecânicas do metal depositado, bem como a resistência à corrosão – característica muito importante quando se trata do fenômeno de cavitação. Souza (2005) estudaram os diferentes tipos de microestrutura de materiais usados na recuperação de perfis danificados pela cavitação como, por exemplo, o aço inoxidável austenítico AWS E-309 T1 e observou que, quando se tratava de um material que mostrava ter uma estrutura dendrítica, com algumas inclusões globulares possivelmente formadas por óxidos. A figura 2.9 mostra uma interface entre o aço inoxidável AWS E-309 T1 com o aço inoxidável ao cobalto e percebem-se algumas manchas, possivelmente formadas pela segregação dos elementos químicos. Também o autor observou que a estrutura dendrítica do aço inoxidável ao cobalto era muito semelhante à da camada de amanteigamento feita a partir do aço inoxidável AWS E-309 T1. Estudos feitos por Musardo (2005) em amostras não atacadas mostrou um comportamento esperado com inclusões globulares no aço ao carbono AWS E70-S6, com tamanhos variando de 2 a 20 μm .

A figura 2.10 mostra a microestrutura típica do metal de solda depositado por um processo a arco e resfriado a uma taxa intermediária como a da transformação da austenita,

sendo que a estrutura é composta de ferrita de contorno de grão a ferrita acicular. A transformação inicial ocorre durante o contorno dos grãos de austenita colunar formando uma rede de veios ferríticos através da microestrutura. (LINNERT, 1994)

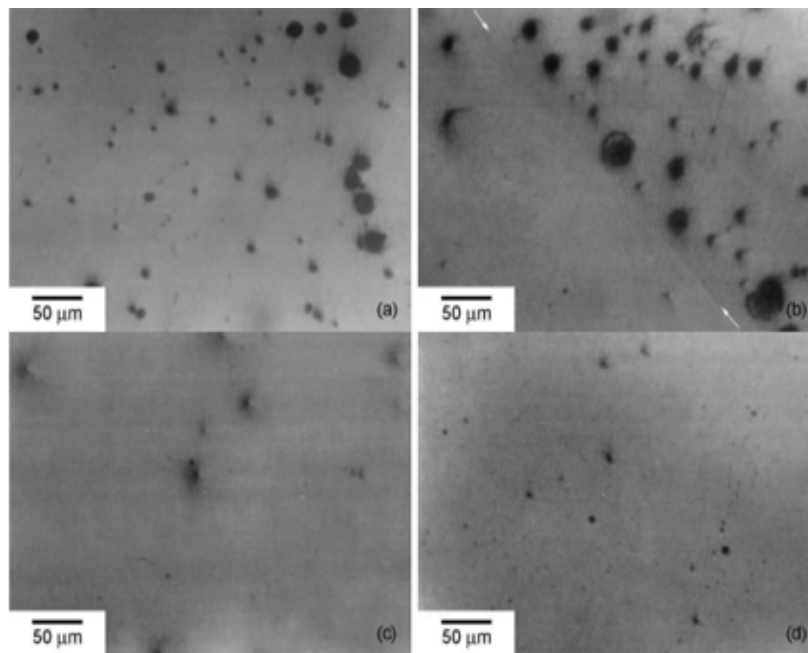


Figura 2.9: Exemplos de inclusões encontradas em aços ao carbono AWS E70-S6 em (a). Interface aço inoxidável E-309T1 / aço-carbono E70-S6 em (b). Inclusões em aço inoxidável E410NiMo em (c) e no aço inoxidável com cobalto em (d). Aumento padrão: 200 vezes. (MUSARDO, 2005)

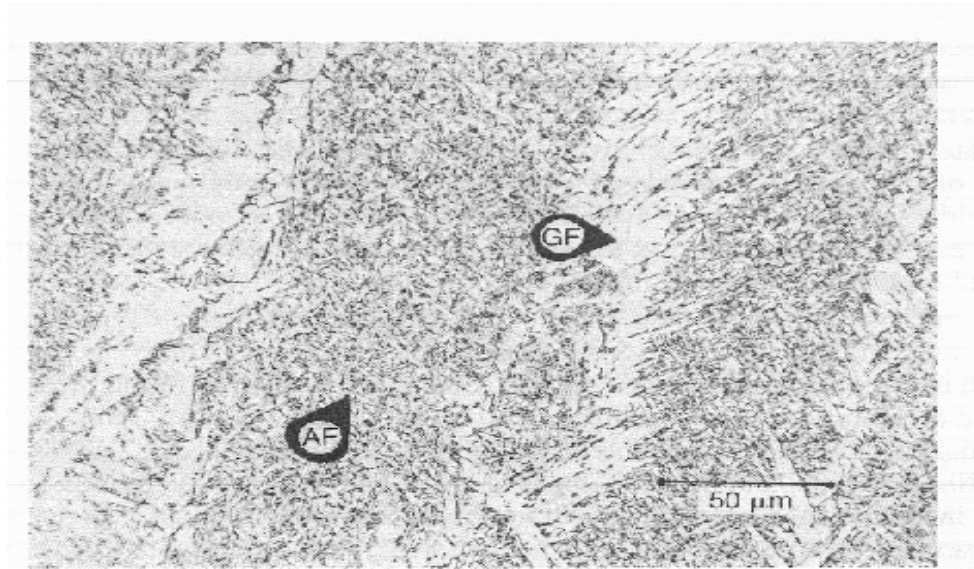


Figura 2.10: Microestrutura típica de um metal de solda depositado por processo a arco. Nota-se o resultado da transformação austenita-ferrita, com a ferrita de contorno de grão (GF) e a ferrita acicular (AF) no metal de solda. (LINNERT, 1994)

A figura 2.11 retrata a microestrutura produzida na zona soldada para um aço de baixo teor de carbono. Naturalmente a taxa de resfriamento foi muito mais lenta que a da figura 2.10. Ferrita poligonal (PF) foi formada nos contornos de grãos da austenita, mas não na quantidade suficiente para formar um feixe. Em função da baixa taxa de resfriamento e do tempo disponível para a difusão, um número muito pequeno de perlita (P) foi formado entre as “agulhas” de ferrita acicular (AF). (LINNERT, 1994)

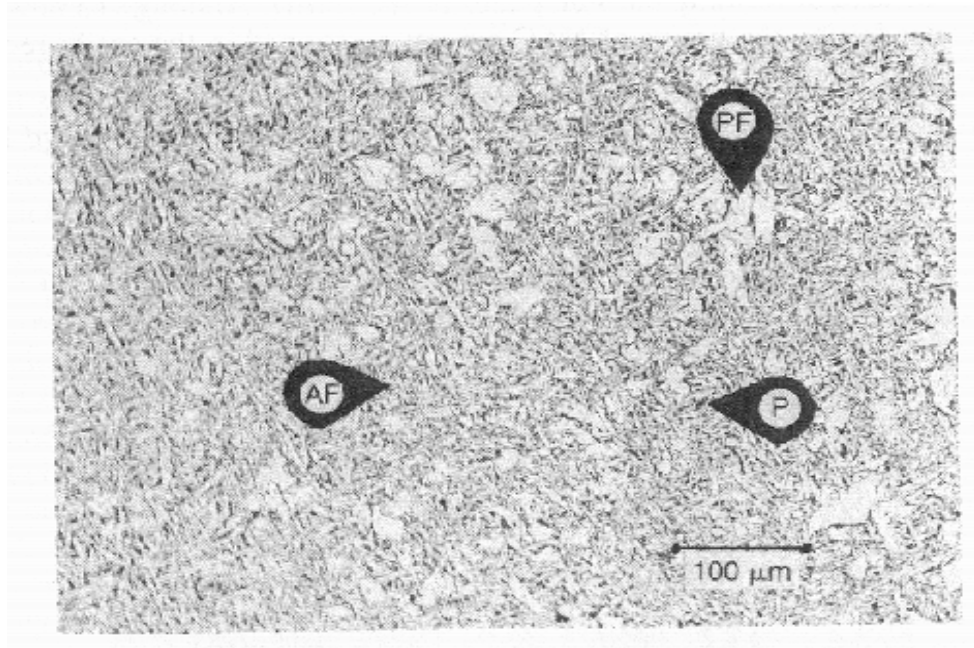


Figura 2.11: Microestrutura produzida na zona soldada pra um aço plano, observado por microscopia óptica. Observa-se em (PF) a ferrita poligonal que é nucleada e formada nos contornos de grãos da austenita, mas não na quantidade suficiente para formar veias. A baixa taxa de resfriamento causa grande precipitação de carbono entre as “agulhas” de ferrita acicular e também permite algumas formas de colônias de perlita (P). (LINNERT, 1994)

2.10 - Tipos de reagentes comumente usados para a identificação de microestruturas

Os reagentes químicos geralmente usados para a revelação de microestruturas nos diferentes tipos de materiais possuem diferentes formulações, que permitem que estes sejam usados com a melhor racionalidade possível. Aços ao carbono, menos resistentes às ações dos reagentes, são facilmente atacados com Nital (ácido nítrico a 2% em álcool etílico), porém, quanto mais elementos de liga, daqueles que conferem dureza e resistência ao material, mais eles necessitam de um reativo químico adequado para a finalidade de revelação

de microestruturas, assim como, existe um uso específico de reagentes para cada tipo de microestrutura que se deseja observar.

Gonçalves (2005) estudaram diferentes gamas de reagentes químicos e sua aplicação em diferentes materiais e, concluiu que, algumas revelações são insuficientes para aquilo que se deseja obter de um determinado material, sendo que, para aços ao carbono a melhor microestrutura foi observada ao uso de um reagente de ação corrosiva considerada baixa, como Picral (solução aquosa saturada de ácido pícrico em álcool etílico) e também Nital (ácido nítrico a 2% em álcool etílico). Para os aços inoxidáveis como os que são utilizados no amantecimento de rotores de turbinas hidráulicas, a melhor visualização de microestruturas pôde ser observada com o uso de Villela (0,5 ml de ácido pícrico, 2,5 ml de ácido clorídrico e 50 ml de álcool etílico) e também de Watertown Arsenal (25 ml de H_2O , 19 ml de ácido clorídrico, 1 ml de ácido pícrico e 0,2 ml de H_2S_2). Já para os aços inoxidáveis enriquecidos ao cobalto (*Cavitalloy*), os mesmos que são empregados no acabamento dos perfis hidráulicos cavitados, foi notória a eficiência de três reagentes sendo um deles composto por 1g de cloreto de ferro, 10 ml de ácido clorídrico e 20 ml de água (SHIN et al, 2003), sendo que outro reagente (20 ml de C_2H_5OH , 1 ml de ácido clorídrico, 1 ml de ácido pícrico e 0,2 ml de H_2S_2 , e por último, o reagente Marble (1g de $CuSO_4$, 5 ml de ácido clorídrico e 5 ml de água) mostraram ótimos resultados para este tipo de material, que dos mencionados, é o que maior resistência à corrosão possui.

2.11 - Microdureza dos materiais empregados na recuperação de turbinas hidráulicas erodidas pela cavitação.

A microdureza dos materiais possui um importante papel no que diz respeito à sua resistência mecânica. E ao se falar em cavitação, o mesmo princípio é válido, pois como dito anteriormente, em virtude das ondas de choques mecânicos, provocadoras do fenômeno de cavitação, são exigidas ligas de alta dureza para resistir a este fenômeno.

Alguns estudos feitos por Musardo (2005), analisando materiais como aço ao carbono AWS E70-S6, aços inoxidáveis austenítico AWS E-309T1, aços inoxidáveis martensítico AWS E-410 e ligas resistentes à cavitação com a presença de cobalto (Co), conseguiram mostrar como segue o comportamento das durezas entre estes materiais. Assim, mostraram que a dureza nas ligas de cobalto são muito próximas às do aço inoxidável martensítico AWS E-410, e que a camada de amantecimento mostrou ser de dureza pouco menor, porém que a dureza na interface entre a liga de cobalto e o aço AWS E-309T1 foi maior devido à formação de carbonetos de cromo em função do efeito da diluição e também do ciclo térmico de soldagem.

Capítulo 3

MATERIAIS E MÉTODOS

3.1 - Materiais para Soldagem

3.1.1 - Metal de Base

Para a construção dos corpos de prova foram utilizados como metal de base amostras extraídas de turbinas hidráulicas, construídas de aço carbono tipo ASTM A-36. Estes corpos de prova foram usinados na forma de pequenas placas, com dimensões nominais 140 x 50 x 15 milímetros, como mostra a Figura 3.1.



Figura 3.1 Corpos de prova obtidos de amostras de turbinas já usinados e prontos para a soldagem. (MUSARDO, 2005)

3.1.2 - Arames para Soldagem

Nas soldagens realizadas foram usados três tipos diferentes de arames para a confecção das amostras analisadas. As camadas de aço-carbono foram depositadas com a utilização de arame sólido conforme especificado pela norma AWS E70S-6, cujo diâmetro nominal corresponde a 1,2mm. Este consumível é usado no preenchimento da maior parte da perda de massa originada pela cavitação, pois possui menor custo entre os materiais usados para a manutenção. A técnica convencional para o reparo de turbinas hidráulicas que sofreram desgaste cavitacional requer a aplicação de camadas de amanteigamento, feitas com a

soldagem de arames tubulares com 1,2 mm de diâmetro, cuja composição química corresponde a um aço inoxidável austenítico conforme especificado na norma AWS E309-T1. Revestimentos resistentes à erosão cavitacional e à corrosão são produzidos com a aplicação de um aço inoxidável austenítico ligado com cobalto. Fornecidos como arames tubulares com 1,3 mm de diâmetro, este consumível é utilizado apenas para o recobrimento das superfícies mais suscetíveis ao desgaste cavitacional devido ao alto custo por quilograma depositado. A Tabela 3.1 apresenta as composições químicas nominais dos arames empregados na preparação das amostras a serem analisadas neste trabalho.

Tabela 3.1. Composição química nominal dos arames de solda (% peso).

Especificação	C	Cr	Ni	Mo	Mn	Si	Co
AWS E70S-6	0,10	-	-	-	1,65	1,0	-
AWS E309-T1	0,06	23,0	12,8	-	1,4	0,8	-
Aço inox Co	0,15	19,5	-	0,28	9,8	1,9	10,8

3.1.3 - Gases

Durante o processo de soldagem das amostras foram usados duas diferentes misturas de gases para proteção, conforme recomendação dos fabricantes dos consumíveis utilizados. O primeiro tipo foi usado na soldagem dos arames de aço-carbono AWS E70S-6 e do aço inoxidável AWS E309-T1, cuja composição química corresponde a 25% dióxido de carbono e 75% de argônio (esta mistura garante respingos mínimos e cordão de solda limpo, bom controle do banho de fusão na vertical e sobrecabeça (POEPCKE, 1997). A proteção do

revestimento feito com o arame de aço inoxidável com cobalto utilizou uma outra mistura, constituída por 2% de dióxido de carbono e 98% de argônio (esta mistura garante uma minimização de mordeduras e boa tenacidade) (POEPCKE, 1997).

3.2 - Processo de Soldagem

Uma máquina de soldagem multiprocesso, com potência nominal de 30 kVA, foi utilizada no processo de deposição dos consumíveis para a confecção das amostras. O processo a arco elétrico com proteção gasosa (GMAW) foi utilizado na elaboração das amostras, sendo realizado manualmente por um operador qualificado para este tipo de serviço. Foram realizadas duas seqüências diferentes de deposição dos cordões de solda, sendo cada seqüência responsável pela obtenção de três diferentes amostras, como mostra a figura 3.2. A primeira delas foi feita depositando-se duas camadas do arame de aço-carbono AWS E70S-6 em cima do metal de base de aço carbono tipo ASTM A-36, seguido de mais duas camadas do aço inoxidável AWS E309-T1, e por fim mais duas camadas do aço inoxidável austenítico ligado com cobalto. A diferença entre as três amostras da mesma seqüência ficou por conta somente da diferença na energia de soldagem, que foi ajustada de tal forma que a amostra número 1 foi soldada num patamar de energia de soldagem considerado baixo, um segundo patamar considerado ideal (para a amostra 2) pois este seguiu os padrões para recuperação de perfis danificados pela erosão cavitacional, até um último nível de energia de soldagem, este sim mais alto que o padrão usado para as recuperações dos perfis (para a amostra 3). A outra seqüência de soldagem foi feita depositando-se duas camadas do arame de aço-carbono AWS E70S-6 em cima do metal de base de aço carbono tipo ASTM A-36, seguido de mais duas

camadas do aço inoxidável austenítico ligado com cobalto, ou seja, sem o amanteigamento feito anteriormente aço inoxidável AWS E309-T1.

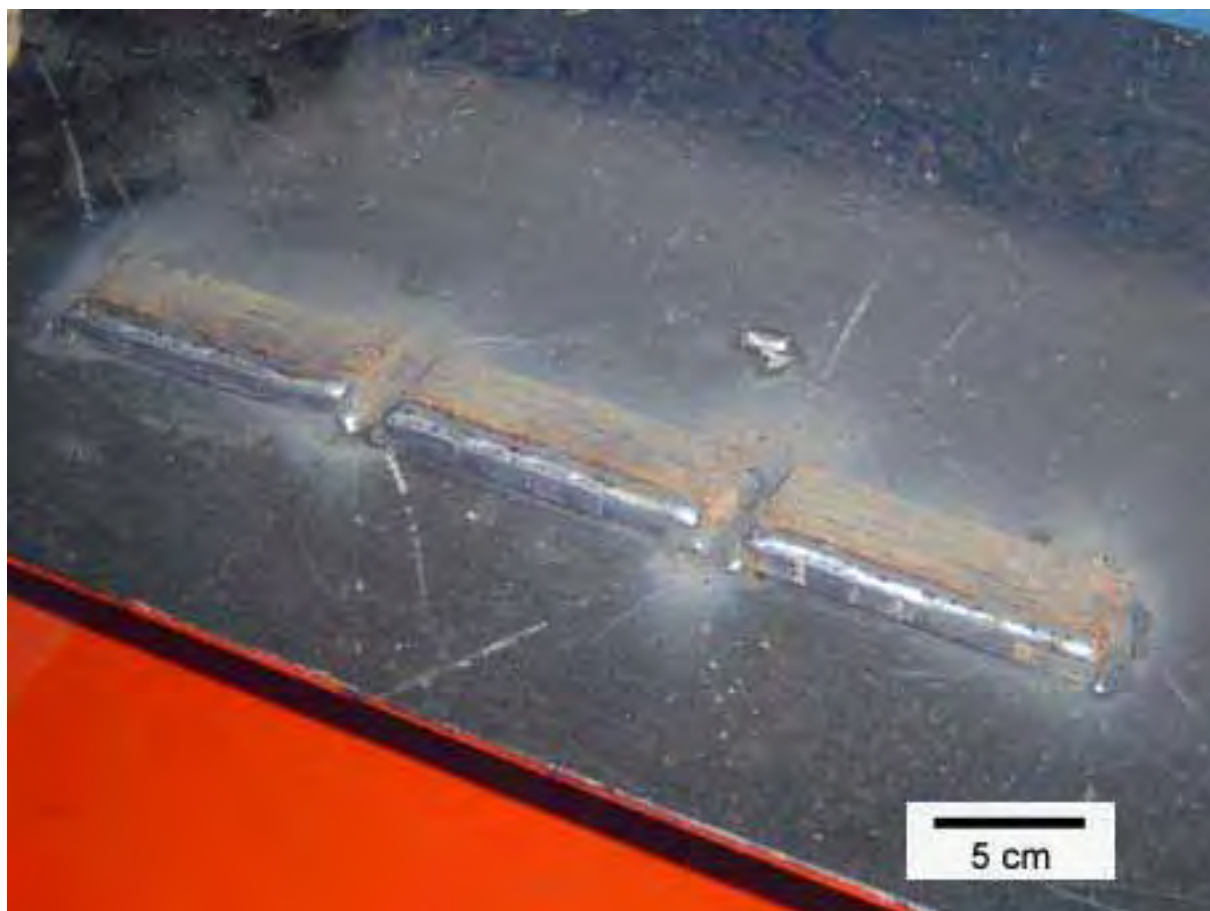


Figura 3.2 Corpos de prova em processo sendo confeccionados. (Musardo, 2005)

À medida que cada cordão de solda era depositado, os tempos foram cronometrados para que se pudesse posteriormente calcular a velocidade média de soldagem, visto que o comprimento nominal da amostra era conhecido, sendo assim possível a realização deste cálculo pela divisão do comprimento do cordão de solda pelo tempo gasto pelo operador para a deposição do cordão. A temperatura interpasses foi fixada em 150°C e um termômetro infravermelho foi utilizado para que este monitoramento fosse feito. Estes dados foram usados posteriormente para o cálculo da energia de soldagem. A figura 3.3 mostra detalhes da fonte e do alimentador usados na preparação das amostras.



Figura 3.3 Equipamentos de soldagem utilizados na confecção das amostras. (MUSARDO, 2005)

A energia de soldagem foi calculada a partir da equação:

$$E = \frac{kVA}{v} \quad E[\text{kJ/mm}] \quad (3.1)$$

Onde k é o coeficiente de rendimento do processo de soldagem utilizado; V e A são a tensão e a corrente ajustadas no equipamento de soldagem e expressos, respectivamente, em volts e ampères e v é a velocidade de soldagem expressa em milímetros por segundo, calculada por

$$v = \frac{\text{comprimentodocordão[mm]}}{\text{tempodesoldagem[seg.]}} \quad (3.2)$$

A figura 3.4 representa esquematicamente a seqüência de deposição feita em laboratório nas amostras estudadas, sendo que nas amostras 1, 2 e 3 o aço inoxidável com cobalto foi depositado sobre uma camada de amanteigamento feita a base de aço inoxidável

AWS E309-T1. Na série de amostras 4, 5 e 6, representadas em (b), a deposição do aço resistente a cavitação foi feita diretamente sobre a camada de aço-carbono AWS E70-S6 depositada.

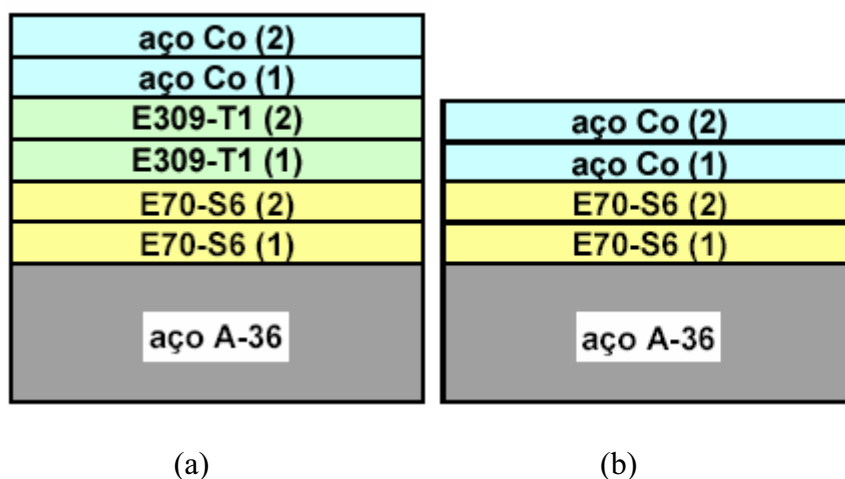


Figura 3.4 Representação esquemática das seqüências de deposição nas duas séries de amostras obtidas em laboratório.

3.3 - Análise Metalográfica

A análise da microestrutura dos revestimentos depositados por soldagem exigiu a preparação de amostras metalográficas. Para o corte das amostras, foi usado um *cut-off* adequado, com disco abrasivo de 250 mm de diâmetro e 1,5 mm de espessura, dotado de um sistema de refrigeração com bombeamento de fluido de corte. As amostras foram seccionadas em pedaços com aproximadamente 5 mm de espessura, cortados transversalmente à direção dos cordões de solda depositados sobre a peça. Posteriormente estas peças foram novamente cortadas, possibilitando a obtenção de uma seção longitudinal à direção de soldagem.

Com o corte finalizado, as amostras foram então embutidas em resina de poliéster transparente e devidamente identificadas, tomando-se o cuidado de adicionar ao redor das amostras algumas esferas de aço para que fosse minimizada a possibilidade de abaulamento. O desbaste da superfície cortada foi conseguida através do lixamento manual, onde as lixas foram fixadas a uma mesa sob água corrente. O processo foi iniciado com uma lixa grosseira, grana número 120. O aspecto da superfície era constantemente monitorado, de modo que ao se conseguir um acabamento uniforme na mesma, era feita a troca para uma lixa com abrasivo mais fino. Esta troca era acompanhada de um giro de 90° na direção de lixamento, facilitando a observação da superfície sob preparação. A seqüência de lixas usadas nesta etapa foi #220, #320, #400, #600, sendo o acabamento final deste desbaste feito com uma lixa de granulação #1200.

Terminado o processo de lixamento, as amostras foram colocadas no aparelho para limpeza ultra-sônica, para que qualquer resíduo que pudesse prejudicar o polimento fosse removido. A realização desta limpeza era rápida e não demorava mais do que um minuto. Foram usadas para o acabamento da superfície politrizes automáticas, funcionando a uma velocidade de 600 rpm. No processo foi usada água corrente para manter o pano de polimento sempre em condições ideais, e alumina com granulometria média de 1 μm foi usada como abrasivo. Importante destacar que para minimizar a ocorrência de artifatos durante o polimento, particularmente a formação de “cometas”, era feito constantemente o giro da amostra em torno do seu próprio eixo. Quando o aspecto visual da amostra não apresentava mais riscos, fez-se a limpeza em água corrente e o secamento sob fluxo de ar aquecido, para que não fossem introduzidas sobre a superfície recém polida manchas de secamento que atrapalhassem a observação da amostra ao microscópio. A figura 3.5 exemplifica uma amostra metalográfica após a sua preparação. A etapa de polimento é de extrema importância, pois posteriormente foi feita a caracterização de inclusões nos cordões depositados de aço-

carbono AWS E70S-6, onde a qualidade da superfície polida é condição principal para que a determinação quantitativa dos parâmetros fosse bem sucedida.

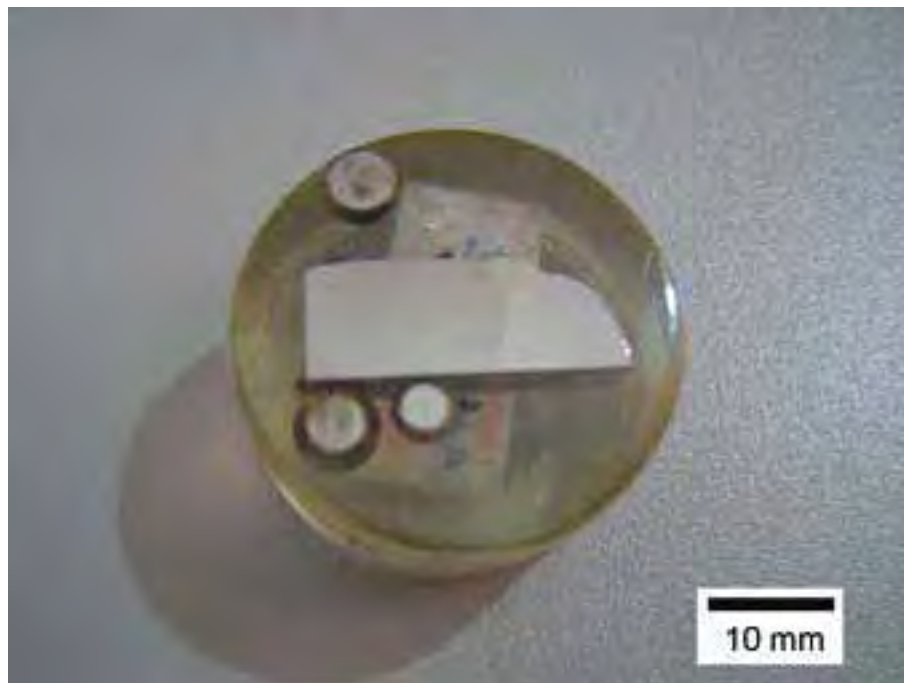


Figura 3.5 - Exemplo de uma das amostras confeccionadas para análise metalográfica.

3.4 - Ataque Químico

Tendo em mãos as amostras devidamente polidas, passou-se à etapa de ataque químico para a revelação da microestrutura das camadas que constituíam as amostras. Um ponto relevante a ser observado foi que, sendo materiais tão diferentes do ponto de vista de resistência à corrosão, o ataque teve que ser feito em várias etapas. Por serem aços ao carbono, tanto o metal de base ASTM A36 como o arame AWS E70S-6 são mais facilmente atacados quando foram empregados reativos simples como o Nital 2% (98 ml de álcool etílico, 5 ml de ácido nítrico). Entretanto, os aços inoxidáveis AWS E309-T1 e com cobalto não sofrem qualquer tipo de revelação com este tipo de reativo químico sendo, portanto, necessário o uso de

reagentes mais agressivos para estas ligas. O reativo Vilella (0,5 ml ácido pícrico, 2,5 ml de ácido clorídrico, 50 ml álcool etílico), foi um dos escolhidos para revelar as estruturas dos aços inoxidáveis nestas amostras. (GONÇALVES, 2005)

Considerando o processo de ataque, primeiramente foi usado o Nital (2%) nos aços ao carbono, mas logo em seguida, a observação ao microscópio teve que ser feita, já que isso seria impossível após o ataque ser feito no aço inoxidável AWS E309-T1 e a liga ao cobalto, pois as estruturas dos aços ao carbono seriam degradadas. Depois dessa etapa concretizada, o ataque com reativo Vilella foi feito e então as observações ao microscópio foram realizadas.

3.5 - Obtenção das Imagens

Para a observação das amostras, foi usado um microscópio metalográfico Neophot 21, ajustado nas seguintes condições: a objetiva usada foi de 12,5X, o fator de aumento que este microscópio possibilita para um ajuste mais refinado nas imagens foi de 16X e a ocular usada de 12,5X. Estas condições resultaram em um aumento na fotografia, que passou a ser conhecido a partir do momento em que fotografada uma escala conhecida. A escala possui 1 mm dividido em 100 partes (10µm cada), e, de posse deste arquivo, pôde-se calcular o aumento real da micrografia. Na sequência as amostras foram colocadas no microscópio metalográfico, a área de interesse era selecionada e o foco ajustado, e posteriormente fotografias foram obtidas das mesmas. Um dispositivo foi acoplado ao microscópio para que uma câmera digital pudesse ser usada para a obtenção dessas imagens. A resolução usada na câmera foi de 3,2 *megapixels*, sempre mantendo os mesmos padrões de zoom e demais ajustes da câmera e do microscópio metalográfico. A área na qual se tinha o interesse de se fotografar era cuidadosamente delimitada pela observação na ocular do microscópio, para que não

houvesse possibilidade da mesma área ser fotografada mais de uma vez, ou então de não se documentar uma determinada área. As fotografias foram obtidas sem que nenhum filtro do microscópio fosse usado. Todas estas condições foram rigorosamente mantidas, garantindo assim que todas as imagens tivessem um mesmo aumento para que nas análises posteriores pudessem ser feitas com o mesmo padrão comparativo.

3.6 - Análise das Imagens

As amostras foram analisadas em microscópio óptico em três diferentes etapas: a primeira consistiu em verificar a presença de inclusões no aço AWS E70S-6. Nesta etapa as amostras permaneceram isentas de ataque químico, pois a revelação da microestrutura atrapalharia as observações de inclusões não metálicas. As fotografias passaram por um tratamento feito em programa computacional para tratamento e edição de imagens, de forma que o resultado fosse uma superfície clara com detalhes escuros (contraste preto e branco). Isso era necessário para que a próxima etapa fosse possível de ser realizada, onde foi preciso usar um tratamento das imagens para a análise quantitativa das inclusões. Este processo pode ser observado na figura 3.6, onde, em (a) pode ser visto a fotografia digital da forma em que foi obtida da própria amostra, já em (b) pode ser observado a fotografia com os “tons de cinza” necessários para que o fundo colorido da imagem pudesse ser retirado, e finalmente na figura 3.7, observa-se a imagem apenas como uma composição de pontos pretos imersos num fundo branco, onde a partir daí o *freeware* Image Tool começou a atuar no sentido de contagem de inclusões não metálicas.

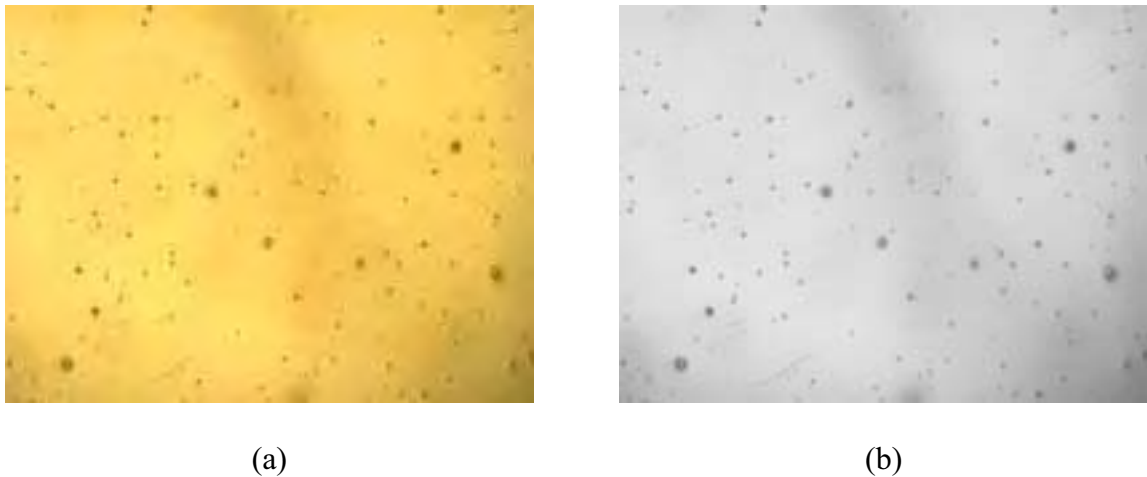


Figura 3.6 – Exemplo de fotografia digital para caracterização das inclusões.



Figura 3.7 – Exemplo de imagem onde as inclusões escuras estão dispersas num fundo claro.

Com a definição das partículas em preto foi possível novamente utilizar as ferramentas existentes no *software* Image Tool, sendo possível coletar o tamanho equivalente (diâmetro de Feret) e a área das inclusões observadas em cada campo fotografado. O diâmetro de Ferret (d) é definido por

$$d = \sqrt{\frac{4 \cdot \text{área da inclusão}}{\pi}} \quad (3.3)$$

A partir dos resultados obtidos pela análise de imagens foi possível determinar vários parâmetros quantitativos sobre a distribuição de inclusões (GRONG, 1992). A fração em área ocupada pelas partículas A_A é definida por:

$$A_A = \frac{\text{área ocupada pelas partículas}}{\text{área total analisada}} \quad (3.4)$$

O número de inclusões por unidade de área N_A e o número de partículas por unidade de volume N_V são determinados, respectivamente, por:

$$N_A = \frac{\text{número total de inclusões observadas na área total analisada}}{\text{área total analisada}} \quad (3.5)$$

$$N_V = \frac{N_A}{\bar{d}} \quad (3.6)$$

Onde $\bar{d}$ é o diâmetro de Ferret médio das inclusões. Assim, a fração volumétrica das inclusões V_V não metálicas foi determinado por:

$$V_V = \frac{\pi}{6} \cdot N_V \cdot (\bar{d})^3 \quad (3.7)$$

O segundo tipo de análise foi feito para que se pudesse quantificar a presença de ferrita delta no aço inoxidável AWS E309-T1. Neste caso, as amostras estavam devidamente atacadas e o procedimento era bem semelhante ao anterior, onde primeiramente se fazia a “limpeza” no fundo da imagem, deixando-a apenas com regiões interdendríticas compostas de pixels brancos ou pretos, permitindo a utilização do *freeware* Image Tool.

3.6.1 - Medidas de Dureza Vickers

A caracterização de micro dureza Vickers feita nas amostras em questão foi realizada em um acessório do microscópio metalográfico Neophot 21 com as mesmas características daquele usado para a obtenção das imagens, porém com a colocação de um mecanismo com identador adequado para a obtenção de microdureza. A carga usada para esta etapa foi constante e de 40 gramas, onde primeiramente foi feita uma calibração no microscópio para esta carga, a fim de garantir que em todas as medidas fossem realizadas de forma idêntica. As medidas de microdureza foram obtidas fazendo-se uma “varredura” na amostra no sentido da camada mais externa (aço inoxidável ao cobalto), até a mais interna (aço carbono tipo ASTM A-36), onde a distância entre cada medida foi, no mínimo, 0,4 mm. O valor das medidas das indentações eram anotados e posteriormente convertidos em dureza Vickers, pela aplicação da fórmula

$$HV = 1,8544 \frac{Q}{L^2} \quad (3.8)$$

onde Q é a carga (kgf) aplicada à amostra e L é o comprimento médio da diagonal referente à impressão de microdureza registrada na amostra, expressa em milímetros. Todas as medidas que foram tomadas em laboratório, posteriormente foram tratadas por técnicas estatísticas adequadas e estão disponibilizadas no capítulo seguinte.

Capítulo 4

RESULTADOS E DISCUSSÃO.

Os resultados apresentados a seguir foram obtidos mediante a utilização da metodologia descrita no capítulo Materiais e Métodos, sendo que inicialmente são apresentados os resultados experimentais obtidos do processo de soldagem das duas seqüências de amostras.

4.1 - Processo de Soldagem

A deposição das camadas por soldagem a arco elétrico com proteção gasosa foi realizado manualmente, tendo sido monitorados os principais parâmetros do processo. As Tabelas 4.1 a 4.6 apresentam os parâmetros de soldagem para as amostras 1 a 3, onde foi o aço inoxidável com cobalto foi aplicado sobre camadas de aço inoxidável AWS E309-T1, e para as amostras 4 a 6, onde não foi empregado o amanteigamento com aço inoxidável austenítico. O cálculo da energia de soldagem E não considerou as perdas, de modo que o rendimento foi igual a 100%.

Tabela 4.1- Parâmetros médios determinados durante a soldagem da amostra 1.

arame	camada	cordões	tempo (s)	tensão (V)	corrente (A)	velocidade (mm/s)	E (kJ/mm)
E70-S6	1	9	15,6	27	150	8,7	0,47
E70-S6	2	9	15,4	27	150	8,9	0,46
E309-T1	1	7	16,8	27	150	8,2	0,50
E309-T1	2	7	18	27	150	7,6	0,53
Aço Co	1	6	21,9	29	183	6,3	0,86
Aço Co	2	6	19,5	29	183	7,0	0,76

Tabela 4.2- Parâmetros médios determinados durante a soldagem da amostra 2.

arame	camada	cordões	tempo (s)	tensão (V)	corrente (A)	velocidade (mm/s)	E (kJ/mm)
E70-S6	1	9	15,4	27	150	8,9	0,46
E70-S6	2	11	19,7	27	150	7,0	0,58
E309-T1	1	7	17,2	27	150	8,0	0,51
E309-T1	2	7	18,2	27	150	7,5	0,54
Aço Co	1	7	23,6	29	148	5,8	0,74
Aço Co	2	6	20,7	29	148	6,6	0,77

Tabela 4.3- Parâmetros médios determinados durante a soldagem da amostra 3.

arame	camada	cordões	tempo (s)	tensão (V)	corrente (A)	velocidade (mm/s)	E (kJ/mm)
E70-S6	1	10	14,4	27	150	9,5	0,43
E70-S6	2	11	19,3	27	150	7,1	0,57
E309-T1	1	7	18,8	27	150	7,3	0,55
E309-T1	2	7	18,3	27	150	7,5	0,55
Aço Co	1	8	24,6	29	98	5,6	0,51
Aço Co	2	7	25,5	29	98	5,4	0,53

Tabela 4.4- Parâmetros médios determinados durante a soldagem da amostra 4.

arame	camada	cordões	tempo (s)	tensão (V)	corrente (A)	velocidade (mm/s)	E (kJ/mm)
E70-S6	1	10	16,8	27	150	8,1	0,50
E70-S6	2	11	19,3	27	150	7,1	0,57
Aço Co	1	7	20,7	29	183	6,6	0,80
Aço Co	2	7	17	29	183	8,0	0,72

Tabela 4.5- Parâmetros médios determinados durante a soldagem da amostra 5.

arame	camada	cordões	tempo (s)	tensão (V)	corrente (A)	velocidade (mm/s)	E (kJ/mm)
E70-S6	1	10	15,7	27	150	8,7	0,47
E70-S6	2	11	19,6	27	150	6,9	0,59
Aço Co	1	7	23,9	29	148	5,7	0,75
Aço Co	2	6	24,8	29	148	5,5	0,78

Tabela 4.6- Parâmetros médios determinados durante a soldagem da amostra 6.

arame	camada	cordões	tempo (s)	tensão (V)	corrente (A)	velocidade (mm/s)	E (kJ/mm)
E70-S6	1	10	15,6	27	150	8,8	0,46
E70-S6	2	10	18,4	27	150	7,4	0,55
Aço Co	1	7	21,1	29	98	6,5	0,52
Aço Co	2	7	27,2	29	98	5,0	0,57

Em ambas as séries de amostras a primeira camada foi revestida com aço carbono AWS E70-S6, sem que fosse prevista qualquer mudança nos parâmetros de soldagem. Apesar de o processamento ter sido feito manualmente, a análise de variância dos resultados

apresentados nas tabelas mostrou que não houve diferenças significativas a um nível de significância de 5% (COSTA NETO, 2002). Comportamento estatisticamente semelhante também foi constatado nas camadas depositadas do aço inoxidável austenítico AWS E309-T1. Entretanto, verificou-se que a redução da energia de soldagem das camadas de aço inoxidável com cobalto nas duas séries de ensaios foi considerada estatisticamente significativa. Deste modo apenas ocorrem mudanças das condições de soldagem durante a deposição do material resistente a cavitação.

4.2 - Análise das Inclusões nas Camadas de Aço AWS E70-S6

Conforme descrito no capítulo anterior foi realizado, após a preparação das amostras, o processo de avaliação da distribuição de inclusões no aço AWS E70S-6. Este estudo ficou restrito somente a este material devido a densidade de inclusões encontrada no aço carbono, já que nos demais materiais a ocorrência de inclusões não foi observada em tal quantidade. As micrografias mostradas nas Figuras 4.1 e 4.2 ilustram exemplos das inclusões observadas nas amostras analisadas por microscopia ótica.

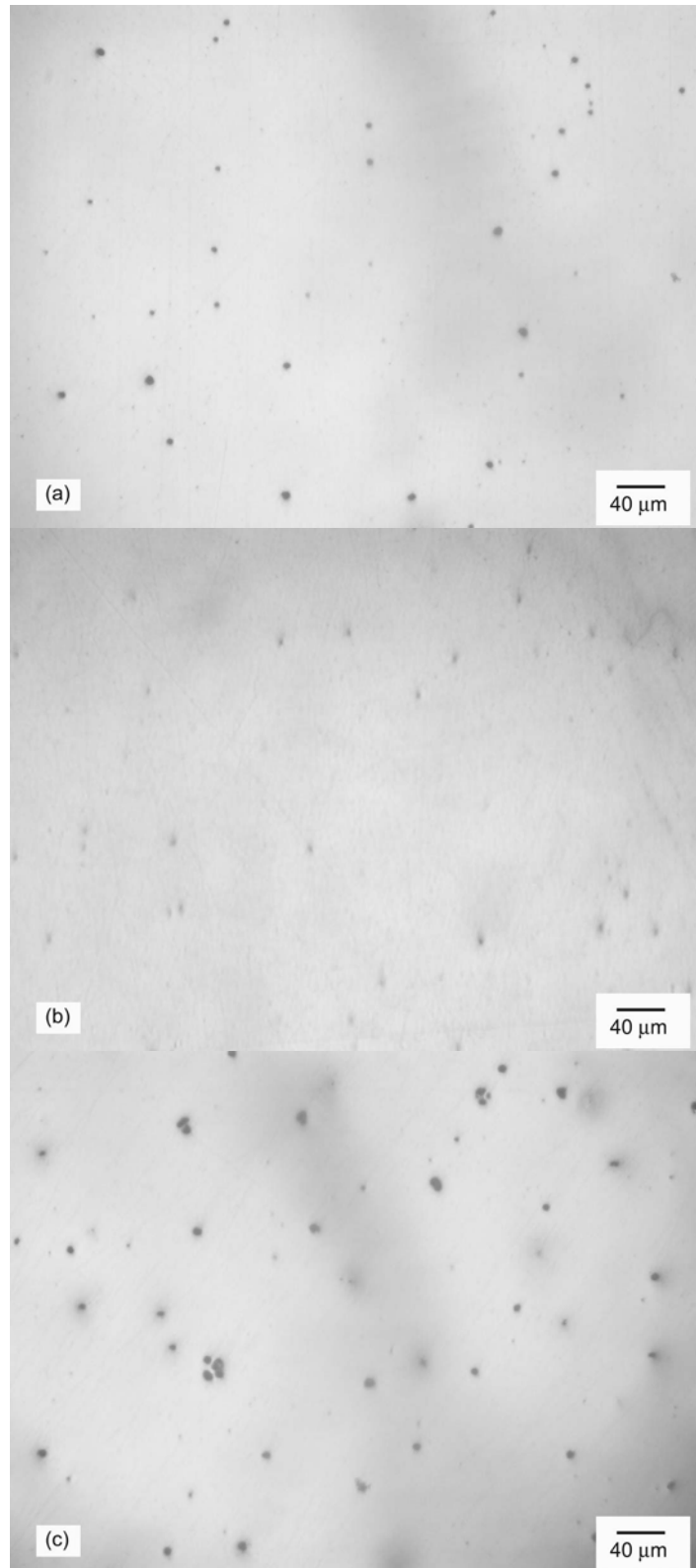


Figura 4.1- Distribuição típica de inclusões não metálicas que foram identificadas na superfície polida das amostras de aço carbono AWS E70-S6 depositado sobre as amostras 1 em (a), 2 em (b) e 3 em (c).

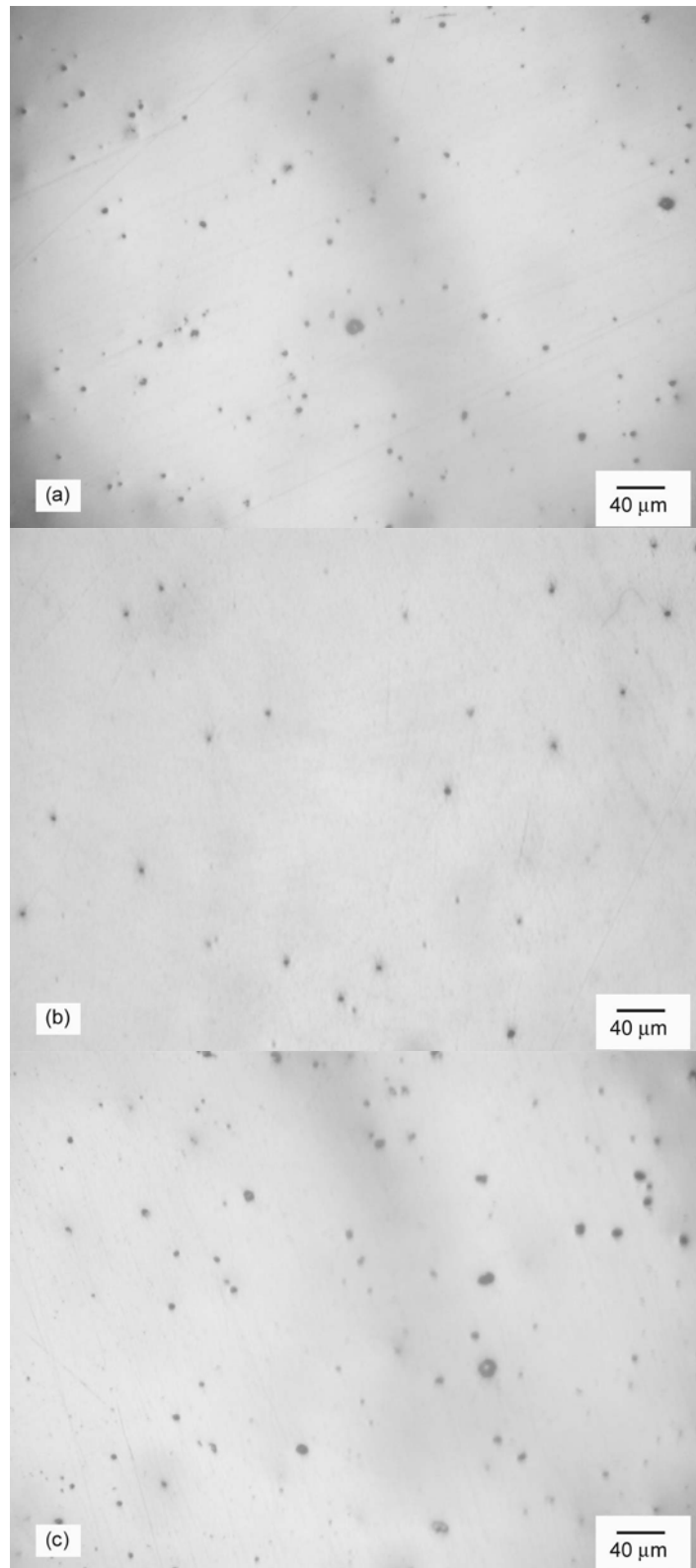
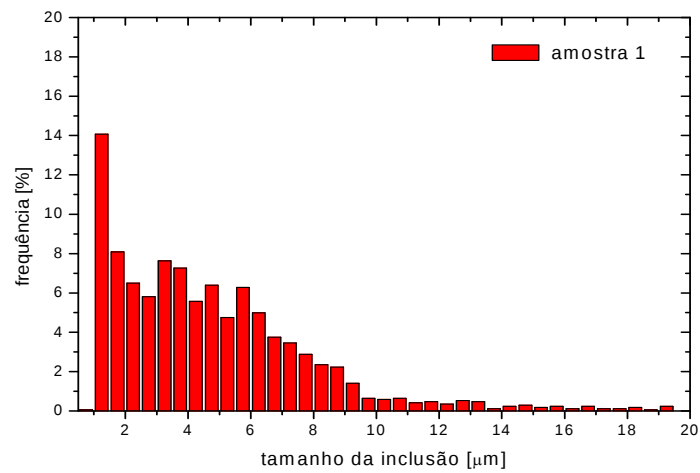
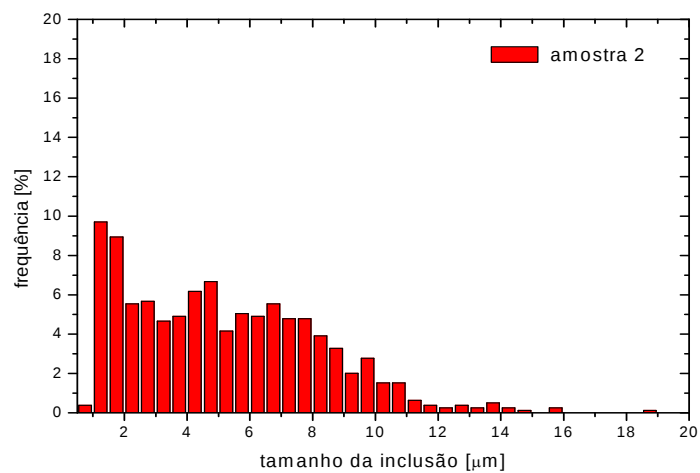


Figura 4.2- Distribuição típica de inclusões não metálicas que foram identificadas na superfície polida das amostras de aço carbono AWS E70-S6 depositado sobre as amostras 4 em (a), 5 em (b) e 6 em (c).

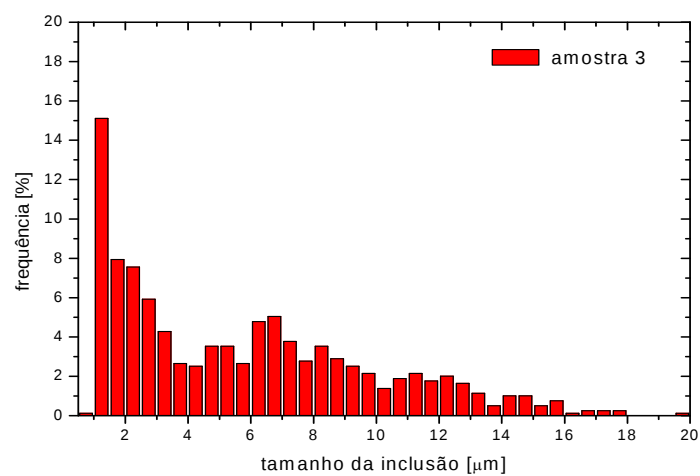
A análise das micrografias por processamento digital permitiu determinar vários parâmetros estatísticos da dispersão das inclusões, como a área A , o diâmetro equivalente d e a quantidade de partículas N encontradas nos diversos campos analisados em cada amostra. A partir destes dados foi possível estabelecer a distribuição de tamanhos dessas partículas, como mostram as Figuras 4.3 e 4.4. A Tabela 4.7 apresenta valores determinados para a média d e o desvio padrão DP do tamanho das inclusões, bem como as densidades planar N_a e volumétrica N_v das partículas, as frações em área A_a e volumétrica V_v e também a energia média de soldagem E , usada na deposição das camadas de aço carbono.



(a)

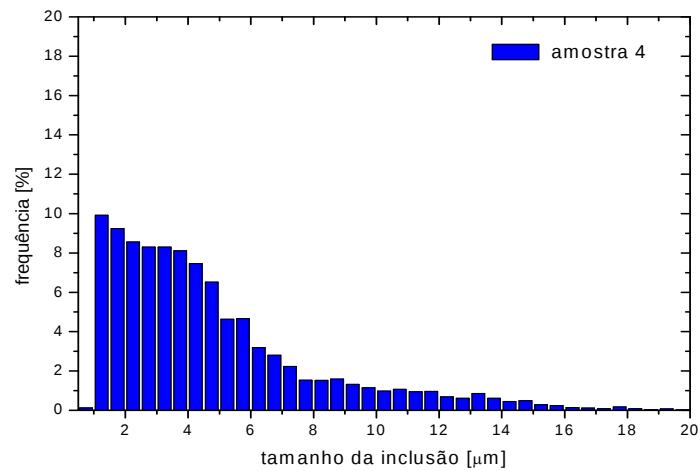


(b)

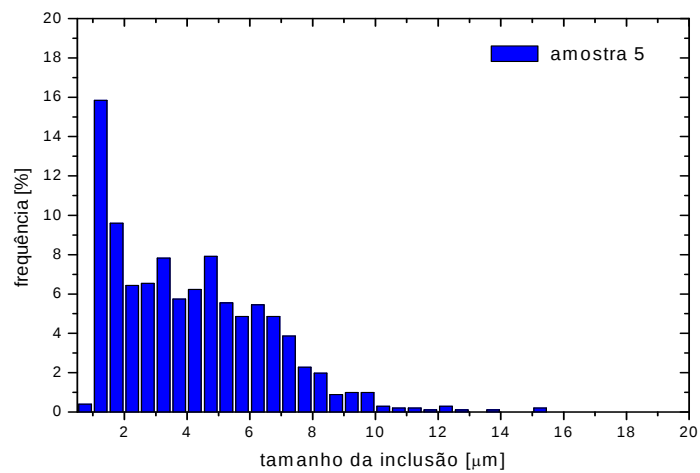


(c)

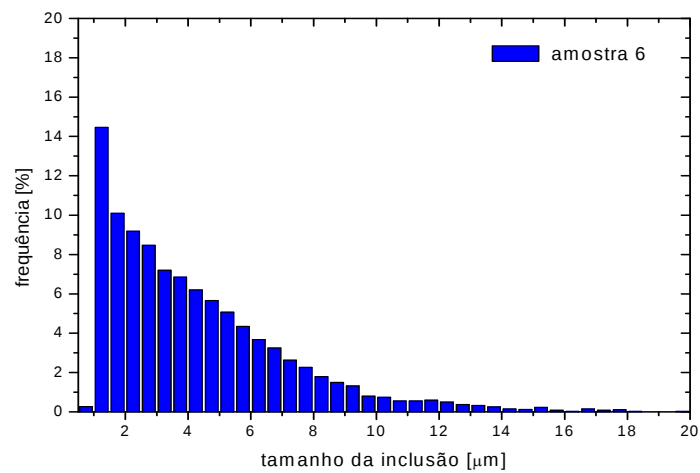
Figura 4.3- Distribuição de frequência dos tamanhos das inclusões medidas sobre as camadas de aço carbono AWS E70-S6 das amostras 1 em (a), 2 em (b) e 3 em (c).



(a)



(b)



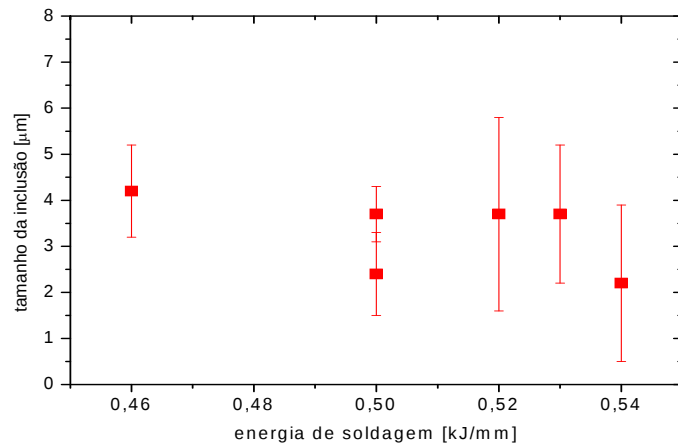
(c)

Figura 4.4- Distribuição de frequência dos tamanhos das inclusões medidas sobre as camadas de aço carbono AWS E70-S6 das amostras 4 em (a), 5 em (b) e 6 em (c).

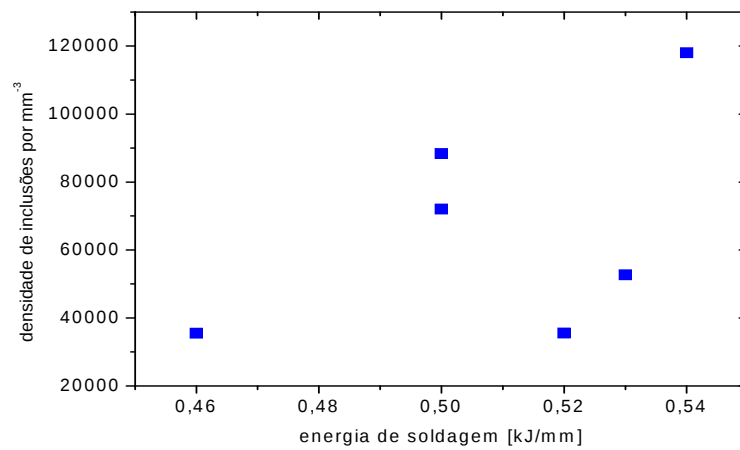
Tabela 4.7- Parâmetros quantitativos determinados sobre as distribuições de inclusões observadas nas camadas de aço carbono AWS E70-S6 depositadas sobre o metal base.

parâmetro	Amostra					
	1	2	3	4	5	6
d [μm]	4,2	3,7	2,4	2,8	2,2	3,7
DP [μm]	1,0	2,1	0,9	1,7	1,5	0,6
Na [mm^{-2}]	148	130	171	334	117	330
Nv [mm^{-3}]	35514	35538	71993	118036	52643	88351
Aa	0,0039	0,0037	0,0076	0,0087	0,0024	0,0073
Vv	0,0014	0,0009	0,0005	0,0014	0,0003	0,0024
E [kJ/mm]	0,46	0,52	0,50	0,54	0,53	0,50

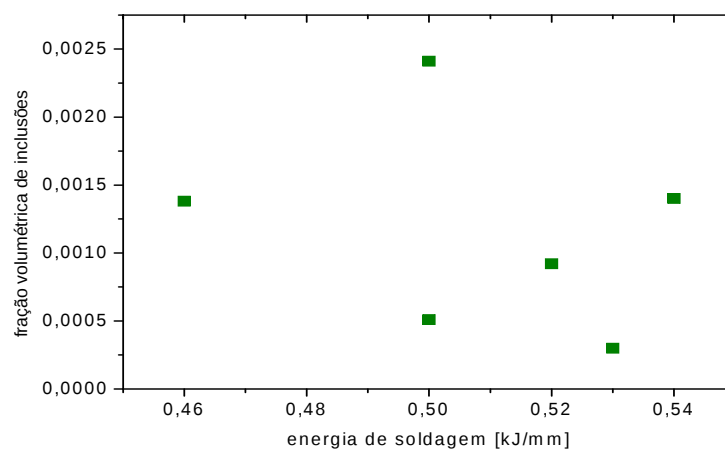
As distribuições de frequência das Figuras 4.3 e 4.4 mostram que a variação dos tamanhos das inclusões pode ser interpretada como uma distribuição do tipo “log-normal” (ATKINSON, 2003), devido à limitação do microscópio ótico em definir partículas menores que $0,5\mu\text{m}$. Assim todas as curvas mostraram assimetria. A formação das inclusões observadas ocorreu devido a grande afinidade química de metais existentes na poça de fusão, principalmente alumínio, silício e manganês, com o oxigênio em solução. Apesar da proteção gasosa ao metal fundido, dado pela mistura argônio-dióxido de carbono durante a soldagem, verificou-se que houve efetivamente a formação de óxidos com morfologia globular em níveis considerados aceitáveis (QUINTANA, 2001). A Figura 4.5 apresenta a variação do tamanho d , da densidade Nv e da fração volumétrica Vv dos resultados mostrados na Tabela 4.7 com a energia de soldagem aplicada.



(a)



(b)



(c)

Figura 4.5- Variação do tamanho médio (a), do número de partículas por unidade de volume (b) e da fração volumétrica (c) das inclusões com a energia de soldagem aplicada.

Os resultados apresentados sugerem que há uma tendência de decréscimo no tamanho médio das inclusões com o aumento da energia de soldagem, mas não houve um comportamento bem definido dos outros parâmetros microestruturais com o processo de soldagem. Desta forma torna-se bem provável que a proteção gasosa da poça de fusão seja a principal responsável pelas características morfológicas da dispersão de óxidos formados nessa região.

4.3 - Presença da Ferrita Delta nas Camadas de Aço Inoxidável AWS E309-T1

Sobre as últimas camadas de aço carbono AWS E70-S6 das amostras 1, 2 e 3 foram depositadas duas camadas de aço inoxidável austenítico AWS E309-T1. A observação dessas amostras por microscopia ótica revelou que havia a presença da ferrita delta na matriz austenítica, como mostram os exemplos da Figura 4.6. O ataque químico realizado sobre a superfície polida revelou este microconstituente através do seu aspecto escuro, que contrastou com a matriz austenítica com aparência clara. A morfologia vermicular da ferrita delta mostrou ser bastante semelhante à descrita por Rodrigues et al. (2003), apesar de eles terem utilizado um reativo metalográfico diferente do que foi empregado neste trabalho.

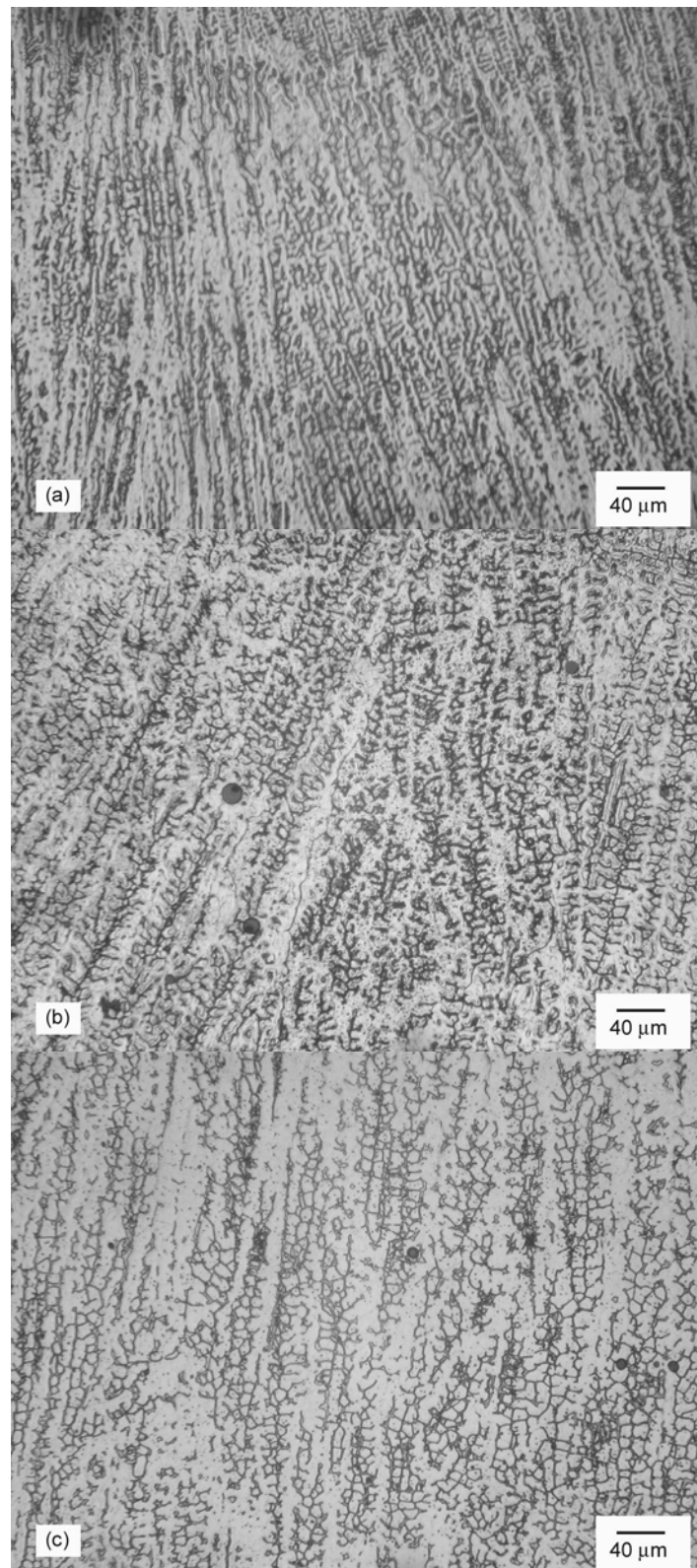


Figura 4.6- Micrografias óticas mostrando a presença de ferrita delta (áreas escuras) em aço inoxidável austenítico depositado sobre as amostras 1 (a), 2 (b) e 3 (c). Ataque: reativo de Villela.

A presença de ferrita delta em aços inoxidáveis austeníticos é considerada indesejável, pois normalmente está relacionada com a perda de resistência a corrosão e mudanças de tenacidade, devido à redução na ductilidade e ao aumento da resistência mecânica. Entretanto, devido a presença de elementos alfacênicos, deve-se sempre esperar que uma parcela de ferrita delta seja formada nos aços inoxidáveis depositados por soldagem. Levando em consideração a composição química nominal do arame AWS E309-T1, empregado na preparação das amostras, estimou-se pelo diagrama de Schaeffler-DeLong (OATES, 1998) que a fração volumétrica de ferrita delta seria entre 15 a 20%. A análise das séries de micrografias tiradas dessa região nas diferentes amostras permitiu estimar, com o auxílio do Image Tool, a fração volumétrica da ferrita delta. Assim, determinou-se em $31,9 \pm 7,4$; $40,2 \pm 12,3$ e $33,2 \pm 7,4$ as porcentagens do constituinte ferrítico nas camadas do aço inoxidável austenítico soldadas respectivamente nas amostras 1, 2 e 3. Estes valores estão acima dos previstos pelo Diagrama de Schaeffler-DeLong, mas é possível que tenha ocorrido sensíveis alterações causadas pelos efeitos da diluição química e do ciclo térmico durante o processo de soldagem (RODRIGUES, 2003). A mistura gasosa usada na proteção, que continha um teor de dióxido de carbono de 25%, poderia também ter contribuído parcialmente para o aumento da quantidade deste microconstituente (CARDOSO, 2003).

4.4 - Microestrutura do Revestimento Resistente a Cavitação

O ataque químico das amostras com o reativo de Villela mostrou evidências do crescimento epitaxial das dendritas do aço inoxidável com cobalto, que foram identificadas nas amostras observadas por microscopia ótica como mostram as micrografias da Figura 4.7. Nota-se um bom ajuste de orientação das dendritas primárias, que se reuniram em feixes paralelos que constituíram grãos com morfologia colunar (MUSARDO, 2005). A zona de ligação entre as camadas de revestimento feitas com arame AWS E309-T1 e de aço inoxidável resistente à cavitação mostrou ser isenta de descontinuidades, como microporosidades ou trincas.

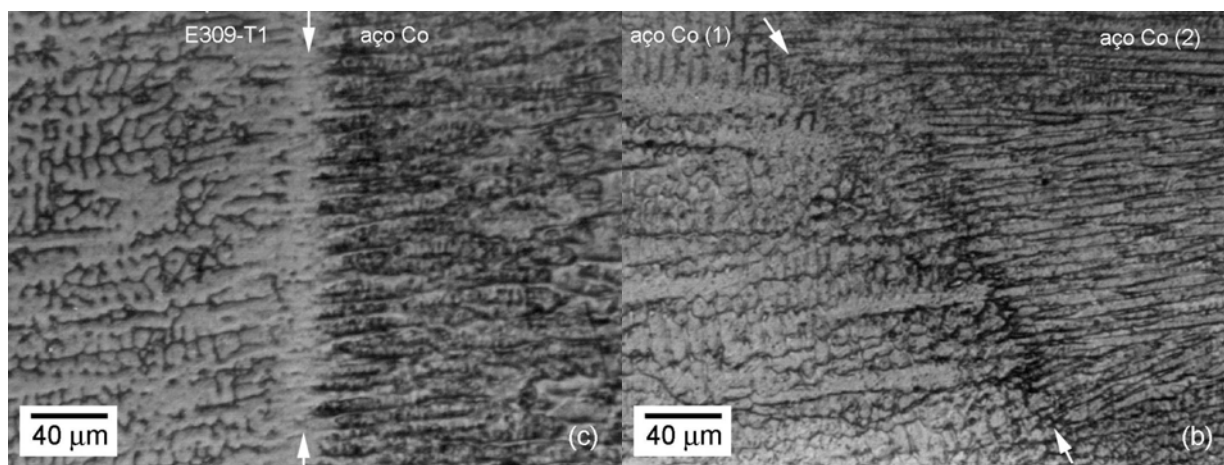


Figura 4.7- Micrografias obtidas por microscopia ótica mostrando a região da linha de fusão entre as camadas do aço AWS E309-T1 e do aço com cobalto em (a) e em (b) está um detalhe da interface entre camadas de aço resistente à cavitação. Ataque: Villela.

A Figura 4.8 apresenta exemplos da estrutura dendrítica observada nas camadas do aço inoxidável com cobalto, onde é possível verificar o agrupamento de dendritas em feixes paralelos. O espaçamento médio entre as dendritas foi determinado através da medição de interceptos lineares em direções ortogonais às dendritas primárias e mudou pouco com a mudança da energia de soldagem aplicada, como pode ser visto nas figuras 4.8 e 4.9. O afastamento médio entre as dendritas primárias variou entre 13,6 a 15,4μm, tendo a sua dispersão sido representada no gráfico pelo desvio padrão das medidas. O comprimento dessas dendritas mostrou ser muito superior à sua largura, muitas vezes alcançando centenas de micrometros.

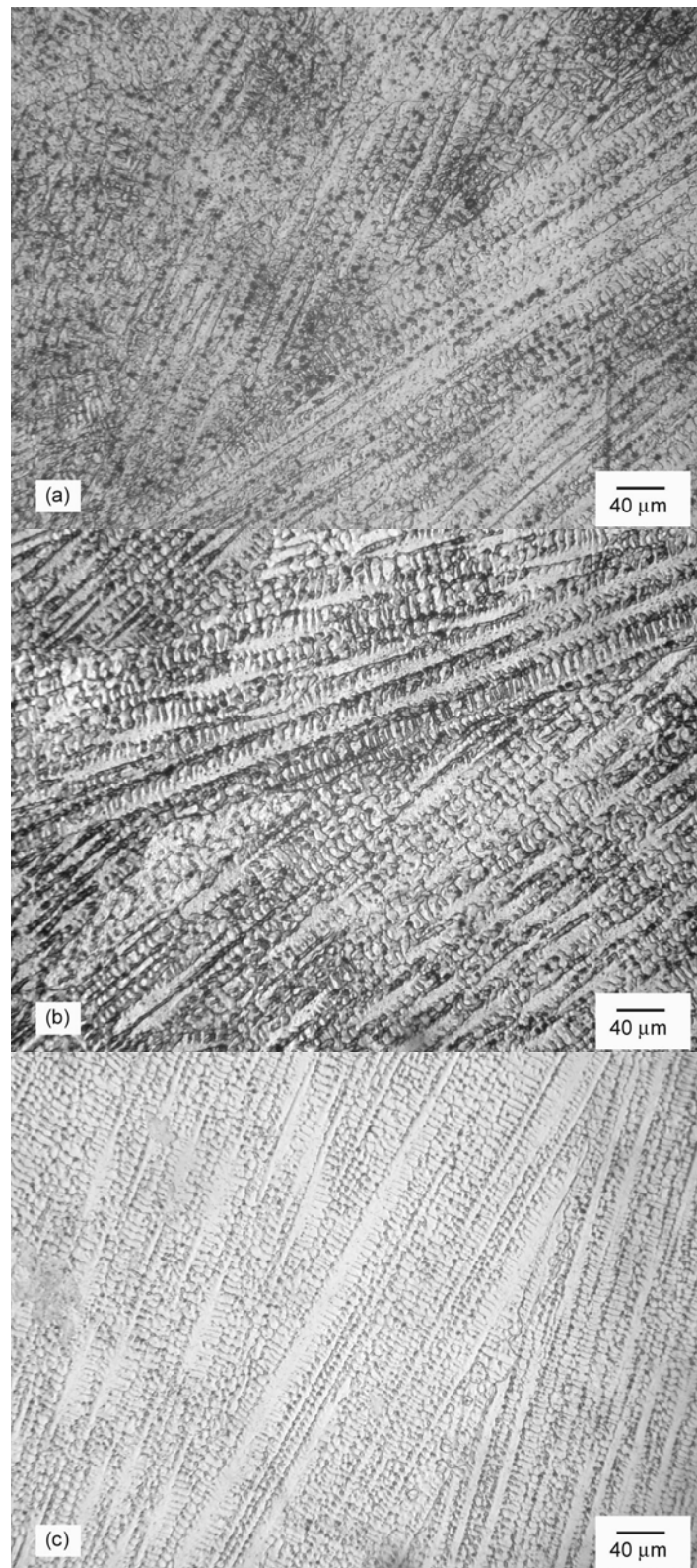


Figura 4.8- Micrografias tiradas por microscopia ótica mostram a estrutura dendrítica observada nas camadas de aço inoxidável com cobalto da amostra 1 (a), 2 (b), 3 (c). Ataque: reativo de Villela.

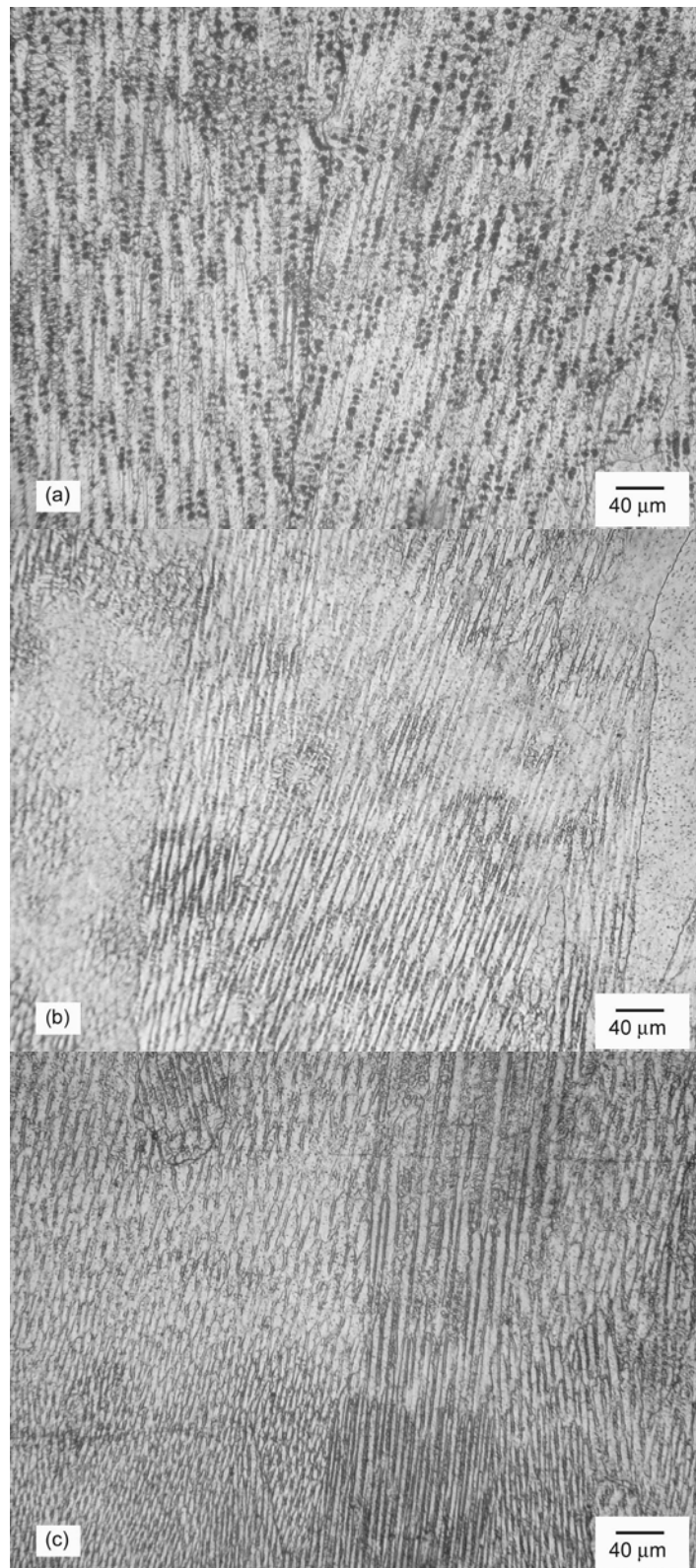
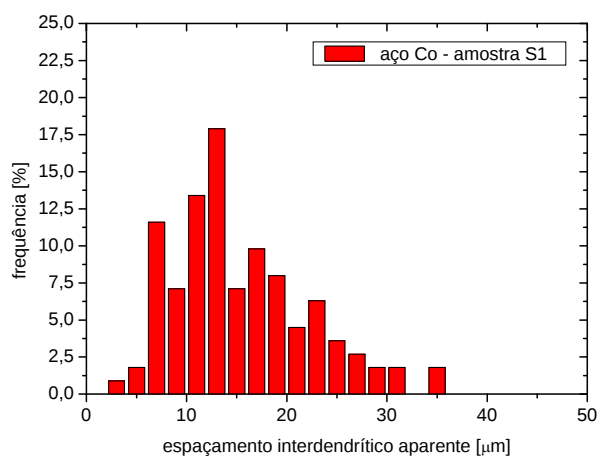
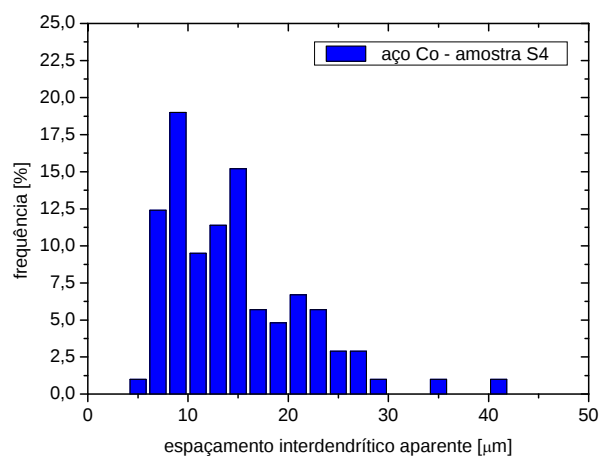


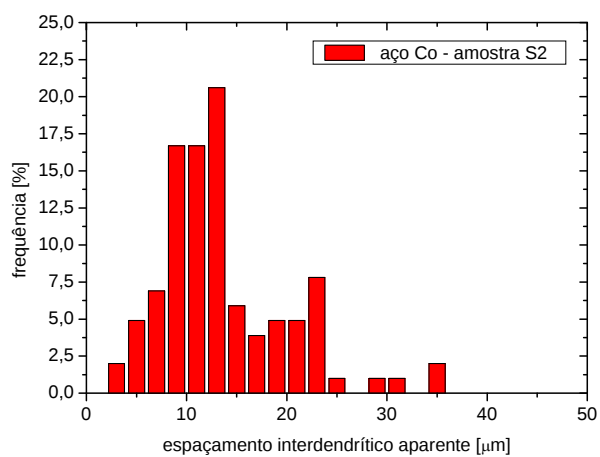
Figura 4.9- Micrografias tiradas por microscopia ótica mostram a estrutura dendrítica observada nas camadas de aço inoxidável com cobalto da amostra 4 (a), 5 (b), 6 (c). Ataque: reativo de Villela.



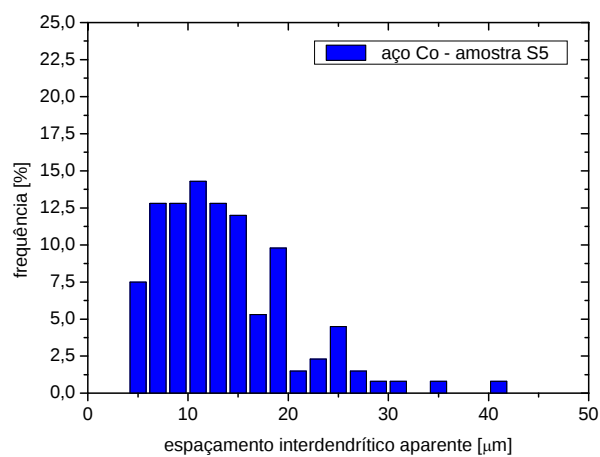
Amostra S1



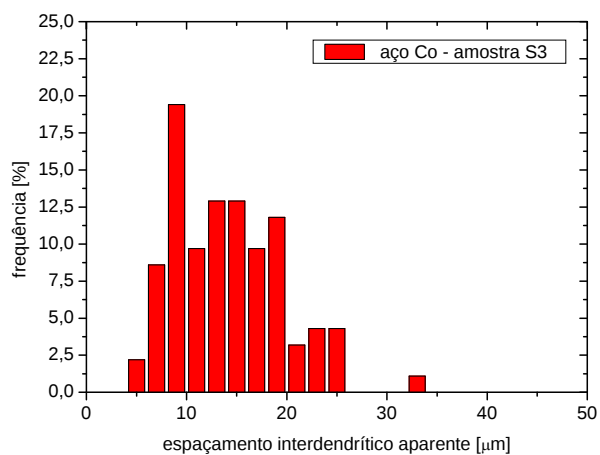
Amostra S4



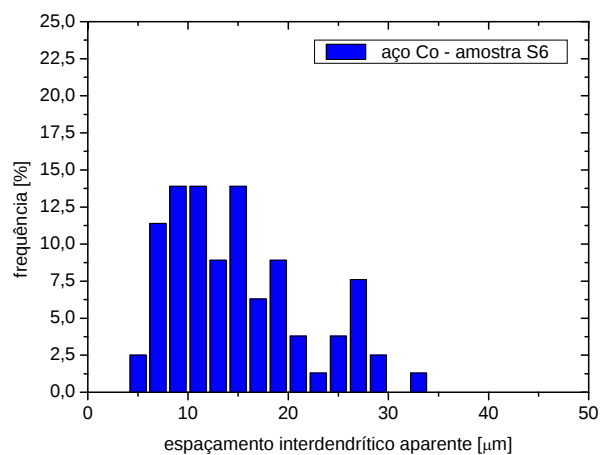
Amostra S2



Amostra S5



Amostra S3



Amostra S6

Figura 4.10 – Histogramas representativos do espaçamento interdendrítico aparente nas duas camadas do aço inoxidável com cobalto para todas as amostras analisadas.

A figura 4.11 mostra o comportamento das duas camadas do aço inoxidável com cobalto com relação ao seu espaçamento interdendrítico aparente que foi medido pelo *freeware* Image Tool, onde as medidas estão em percentual de ocorrência nas amostras.

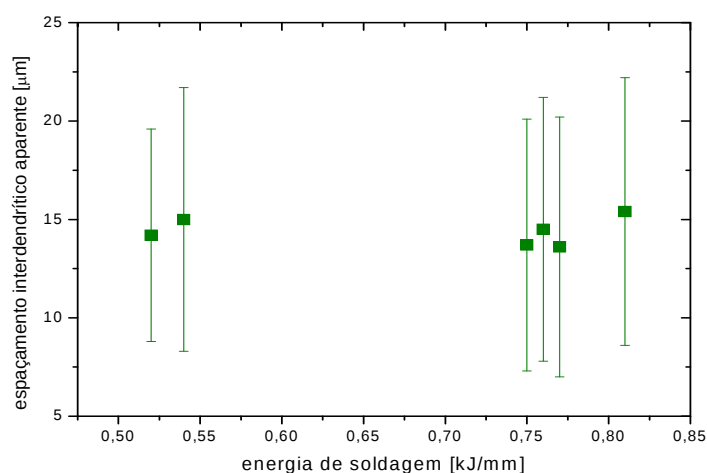


Figura 4.11- Variação do espaçamento interdendrítico do aço inoxidável com cobalto com a energia de soldagem aplicada.

Considerando a importância do revestimento feito com aço resistente à cavitação para o prolongamento das paradas programadas para manutenção das turbinas hidráulicas foram realizadas análises exploratórias com técnicas mais complexas, objetivando a busca de informações sobre a microestrutura do aço inoxidável com cobalto. Difração de raios-X com feixe monocromático do cobre acelerado a 40kV ($\lambda = 0,154\text{nm}$) foi empregada para caracterizar a estrutura cristalina deste revestimento (MUSARDO, 2005). A Figura 4.12 mostra o espectro obtido com uma varredura de 2 graus por minuto, onde se verificou que a camada de aço inoxidável depositada por soldagem possuía uma estrutura cristalina cúbica de faces centradas (CFC) – compatível com a austenita e o cobalto. Este resultado também está em conformidade com ligas metálicas similares usadas para esta mesma finalidade e que foram relatados na literatura (XIAOJUN, 2003, KUZUCU, 1997, CHOI, 1997)

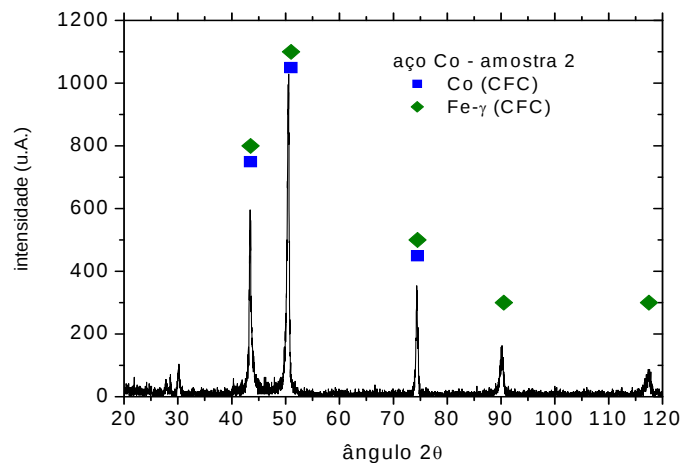


Figura 4.12 – Difração de raios-X da camada de aço inoxidável com cobalto, mostrando uma estrutura cristalina cúbica de face centrada. Radiação Cu K α , 40 kV.

Metais e ligas com estrutura CFC apresentam falhas de empilhamento, defeito cristalino que interfere nos mecanismos de deslizamento das discordâncias. A energia associada às falhas de empilhamento depende da composição química e da temperatura (CHOI, 1997). Assim, quanto menor for a energia da falha de empilhamento mais fácil seria a movimentação da discordâncias através do deslizamento cruzado (*cross slip*) e a ocorrência das transformações de fase induzidas por deformação (*strain induced transformation*) ou maclação no material (KWOK, 2001,TAO, 2003)

O papel do cobalto na composição química do aço inoxidável usado como revestimento é de fundamental importância para a sua resistência à erosão cavitacional. O mecanismo de cavitação ocorre em 4 etapas, das quais a fase inicial (incubação) determina a cinética com a qual a perda de massa irá ocorrer (MARQUES, 2003). Segundo Xiaojun (2003), o cobalto, ao reduzir a energia da falha de empilhamento, contribui para que a energia do processo de cavitação seja absorvida em grande parte para promover a transformação da matriz austenítica para martensítica durante a fase de incubação e reduzindo assim a perda de

massa causada pelo fenômeno. A martensita ϵ formada possui estrutura cristalina hexagonal compacta e é mais dúctil que a martensita α' originada por têmpera.

Durante os ensaios exploratórios amostras do aço com cobalto foram preparadas como lâminas finas, que foram analisadas com o auxílio de um microscópio eletrônico de transmissão (MET) operado a 120kV. A observação feita em maiores ampliações permitiu identificar partículas não visíveis no microscópio ótico, como mostra os exemplos apresentados na Figura 4.13. Constatou-se que estas partículas possuem morfologia globular, cujo tamanho normalmente variou entre 0,2 a 0,8 μ m. Nas Figuras 4.13(c) e 4.13(d) são mostrados os espectros de microanálise feitos por energia dispersiva dos elétrons (EDS), extraídos respectivamente da matriz e de uma inclusão globular vistos na Figura 4.13(b). Os resultados quantitativos obtidos nesses pontos são apresentados na Tabela 4.8, sendo a presença do cobre atribuída ao material do qual foi construído o porta-amostra do MET. A análise química revelou a presença do cobalto e manganês em solução sólida no ferro austenítico, desoxidado com silício. Desses resultados constatou-se que a matriz é constituída principalmente por ferro, e o cobalto forma uma solução sólida com o ferro gama (austenita). As inclusões mostraram a presença de zircônio, um elemento formador de carbonetos e/ou intermetálicos. Devido a espessura das partículas não foi possível obter informações sobre a cristalografia das mesmas por difração de elétrons.

Tabela 4.8- Microanálise EDS dos pontos mostrados na Figura 4.13(b).

	composição química (% peso)								
	Ca	Si	Ti	Cr	Mn	Fe	Co	Cu	Zr
matriz	0,08	0,91	-	18,72	8,88	56,36	10,84	4,21	-
inclusão	-	0,67	0,60	10,89	9,39	30,63	5,81	4,33	37,68

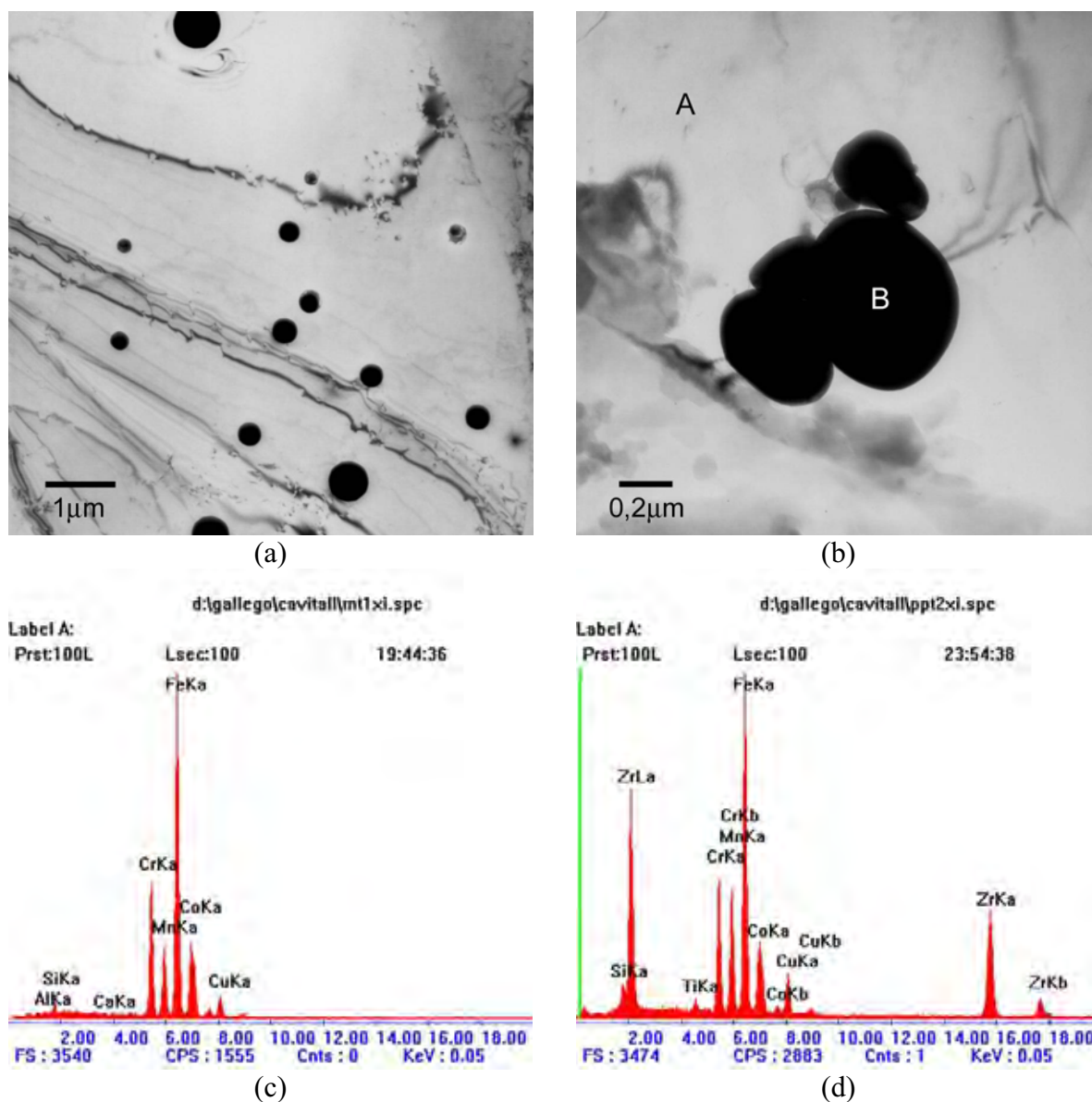


Figura 4.13 - Micrografias MET tiradas em campo claro mostrando partículas globulares existentes no aço inoxidável com cobalto em (a) e (b); em (c) e (d) são mostrados os espectros de microanálise de pontos da matriz (A) e partícula (B) identificados respectivamente sobre a micrografia (b).

Em condições especiais da orientação da amostra em relação ao feixe de elétrons foi possível identificar alguns aspectos peculiares da microestrutura do aço resistente à cavitação, como mostram as micrografias da Figura 4.14. As falhas de empilhamento são visíveis como

franjas paralelas intercaladas com contraste claro-escuro (HOU, 2005) e possuem um aspecto bem distinto do apresentado pelas maclas (TAO, 2003). Discordâncias e falhas de empilhamento também contribuem para incrementar a dureza da matriz e, deste modo, facilitar a propagação de trincas. A Figura 4.14 (b) apresenta uma falha da lâmina fina por clivagem, que se propagou paralelamente a planos $\{100\}$ da matriz austenítica. Nota-se a mudança do plano de hábito em um ângulo de 90 graus com a presença de uma inclusão globular, que facilita desta forma o avanço da falha.

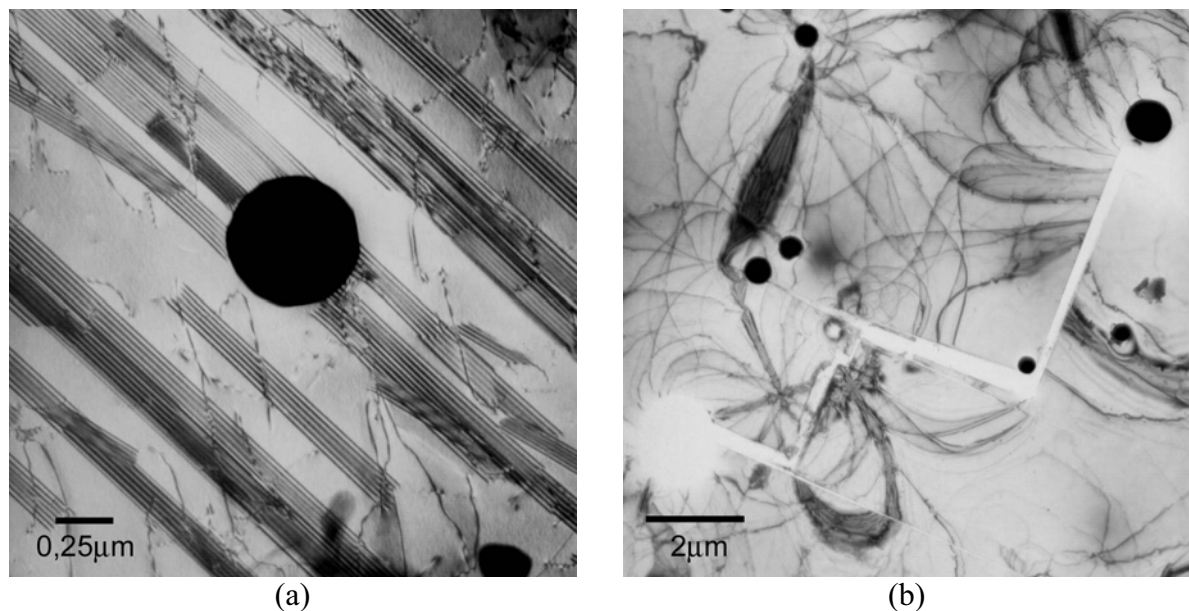


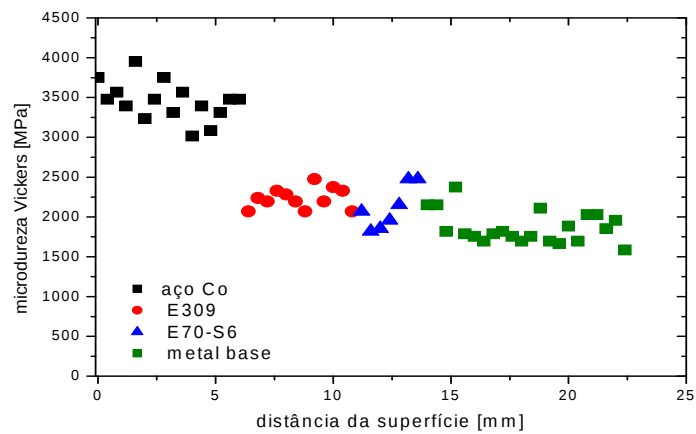
Figura 4.14 - Micrografias MET tiradas de lâminas finas em campo claro mostrando em (a) uma partícula envolvida por falhas de empilhamento e discordâncias e em (b) uma falha por clivagem de planos $\{100\}$ da matriz propagada entre partículas globulares.

4.5 - Medidas de microdureza Vickers

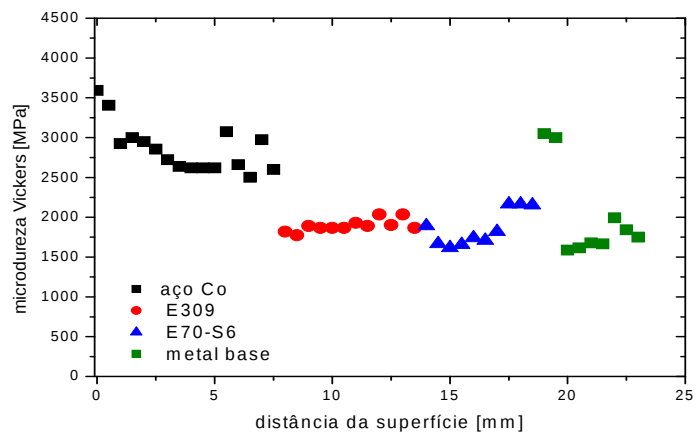
A microdureza dos materiais foi uma das variáveis analisadas no trabalho. Um dos objetivos é a investigação de possíveis diferenças de dureza entre as amostras com

revestimentos semelhantes, sendo feito um trabalho comparativo entre as amostras sem amanteigamento de aço inoxidável AWS E309-T1 e outro para as amostras com o amanteigamento. A variação desta propriedade mecânica nas duas séries de amostras pode ser avaliada qualitativamente através das Figuras 4.15 e 4.16.

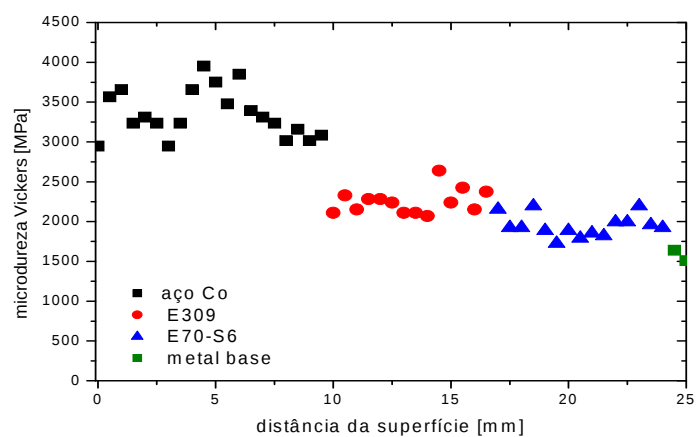
Observando o comportamento da microdureza analisada na série de amostras verificou-se que a propriedade mecânica medida nas camadas de aço inoxidável com cobalto foi sempre superior aos demais revestimentos. Os valores determinados foram considerados elevados, normalmente superiores a 3000MPa, mas em conformidade com os resultados reportados nos estudos realizados por Boccanera (1999). Na série de amostras nos quais foi empregado o amanteigamento com o aço austenítico AWS E309-T1 a dureza observada foi semelhante àquela determinada no aço carbono AWS E70-S6. Entretanto, notou-se um acréscimo acentuado da dureza na região de transição entre a primeira camada de aço carbono com o metal base. Este comportamento foi associado ao reaquecimento desta região com a deposição do metal de solda nas camadas de revestimento seguintes, que provavelmente causou um refinamento da microestrutura e a precipitação de cementita fina que seriam capazes de promover este endurecimento localizado. O fato dos parâmetros de soldagem terem sido fixados durante a deposição das camadas de aço carbono AWS E70-S6 e aço inoxidável AWS E309-T1 favoreceu a manutenção de níveis de dureza semelhantes em todas as amostras analisadas. Entretanto, não foi possível estabelecer uma correlação entre a variação da energia de soldagem aplicada na deposição do revestimento resistente à cavitação com o comportamento da dureza deste material.



(a)

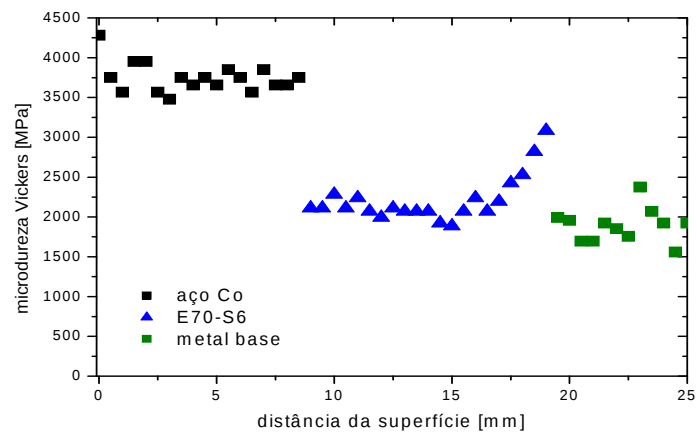


(b)

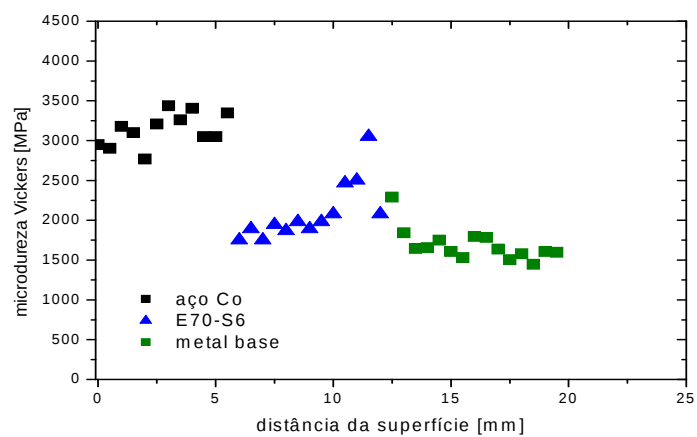


(c)

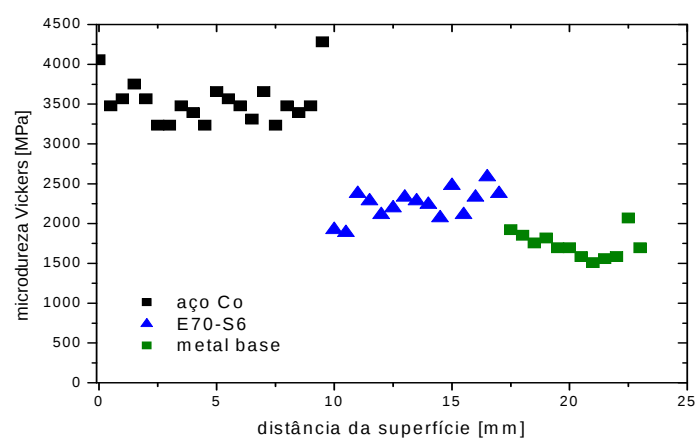
Figura 4.15- Variação da microdureza Vickers em relação às camadas de revestimento depositadas nas amostras 1 (a), 2 (b) e 3 (c). Carga padrão dos ensaios: 40 gramas.



(a)



(b)



(c)

Figura 4.16- Variação da microdureza Vickers em relação às camadas de revestimento depositadas nas amostras 4 (a), 5 (b) e 6 (c). Carga padrão dos ensaios: 40 gramas.

As tabelas 4.9 a 4.13 mostram a estatística de valores de microdureza gerados para todas as amostras, sendo estas separadas por material, conforme depositado nas amostras: aço inoxidável com cobalto, aço inoxidável austenítico AWS E309-T1 e aço-carbono AWS E70-S6.

Tabela 4.9 Estatística de microdureza Vickers feita para as duas camadas do aço inoxidável ao cobalto para as amostras 1, 2 e 3.

	Média (MPa)	Desvio Padrão	Erro padrão
Amostra 1	3440,1	261,1	46,9
Amostra 2	2860,3	305,7	76,4
Amostra 3	3401,5	293,3	45,8

Tabela 4.10 Estatística de microdureza Vickers feita para as duas camadas do aço inoxidável ao cobalto para as amostras 4, 5 e 6.

	Média (MPa)	Desvio Padrão	Erro padrão
Amostra 4	3761,5	290	96,5
Amostra 5	3111,5	177,5	102,3
Amostra 6	3556,9	250,3	79,2

Tabela 4.11 Estatística de microdureza Vickers feita para as duas camadas do aço inoxidável AWS E309-T1 para as amostras 1, 2 e 3.

	Média (MPa)	Desvio Padrão	Erro padrão
Amostra 1	2252	132,2	53,9
Amostra 2	1895,5	76,5	44,1
Amostra 3	2278	244	92,2

Tabela 4.12 Estatística de microdureza Vickers feita para as duas camadas do aço carbono AWS E70S-6 para as amostras 1, 2 e 3.

	Média (MPa)	Desvio Padrão	Erro padrão
Amostra 1	2117	236,9	122,3
Amostra 2	1858	223,4	141,3
Amostra 3	1957	148,1	53,2

Tabela 4.13 Estatística de microdureza Vickers feita para as duas camadas do aço carbono AWS E70S-6 para as amostras 4, 5 e 6.

	Média (MPa)	Desvio Padrão	Erro padrão
Amostra 4	2208	264,3	83,6
Amostra 5	2095	269,3	155,4
Amostra 6	2203	169,9	63,1

Capítulo 5

CONCLUSÕES

Os resultados apresentados e discutidos pelo presente trabalho possibilitaram deduzir as seguintes conclusões sobre a caracterização microestrutural dos revestimentos usados no reparo de turbinas hidráulicas sujeitas à cavitação:

(i) A deposição das camadas de aço carbono AWS E70-S6 e aço inoxidável AWS E309-T1 ocorreu sem significativas variações da energia de soldagem aplicada nas duas séries de amostras que foram investigadas. Tal resultado foi atribuído à habilidade do soldador que realizou o procedimento de soldagem manual e teve efeito direto sobre a semelhança das microestruturas desses revestimentos quando observadas em amostras diferentes. A análise de variância realizada sobre a energia de soldagem aplicada sobre o revestimento resistente à cavitação mostrou que este parâmetro variou significativamente entre as amostras preparadas.

(ii) A proteção dada pela mistura argônio-dióxido de carbono durante a soldagem do aço carbono AWS E70-S6 não foi capaz de impedir a formação de inclusões não metálicas nesta camada de revestimento. A análise por microscopia ótica mostrou que a distribuição destas partículas era heterogênea no metal de solda e apresentavam uma morfologia globular cujo tamanho médio variou entre 2,2 a 4,2 μ m. Inclusões semelhantes foram raramente observadas nas camadas de revestimento que foram feitas com os aços AWS E309-T1 ou com adição de cobalto.

(iii) Foi identificada a presença de ferrita delta nos revestimentos preparados com aço inoxidável austenítico AWS E309-T1. A fração volumétrica deste microconstituente nas

camadas de amanteigamento variou entre 32 a 40%, valores resultantes principalmente do efeito da diluição e que estão em conformidade com a literatura consultada.

(iii) As microestruturas das camadas do revestimento resistente à cavitação eram preponderantemente dendríticas, onde arranjos de alongadas dendritas primárias com espaçamento interdendrítico entre 13 a 15 μ m formavam os feixes que constituíam grãos colunares. A análise por difração de raios-X confirmou que os revestimentos feitos com o arame de aço inoxidável com cobalto possuíam uma estrutura cristalina equivalente à austenita, ou seja, cúbica de face centrada.

(iv) Estudos exploratórios feitos em amostras do revestimento feito com aço inoxidável com cobalto por microscopia eletrônica de transmissão evidenciaram que este elemento de liga estava em solução sólida na matriz austenítica. Partículas globulares com tamanho inferior a 1 μ m e ricas em zircônio foram identificadas na matriz, que apresentou também falhas de empilhamento que contribuíram para o endurecimento do material.

(v) Verificou-se um pequeno acréscimo – aproximadamente 8% - na microdureza Vickers da camada de aço com cobalto resistente à cavitação quando este foi depositado diretamente sobre as camadas de aço carbono AWS E70-S6. Assim o amanteigamento com aço inoxidável AWS E309-T1 pode contribuir para atenuar o gradiente de dureza entre as camadas de acabamento e de preenchimento dos vazios cavitacionais. As variações de microdureza verificadas entre o revestimento preenchido com AWS E70-S6 e o metal base foram atribuídas ao refino da microestrutura do aço carbono, promovida pelo ciclo térmico de soldagem.

Capítulo 6

SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

Para trabalhos que possam vir a ser realizados a partir deste tema, seguem algumas sugestões, onde novos resultados possam ser encontrados.

A utilização da microscopia eletrônica de transmissão foi utilizada somente para efeitos de reconhecimento de materiais, portanto, seu uso mais detalhado contribuirá substancialmente para a análise microscópica dos materiais resistentes à cavitação, como a caracterização de inclusões e outras particularidades dos materiais.

Outra possível ferramenta seria o uso de um teste acelerado de cavitação (por exemplo o teste ultrasônico ASTM G-32), feito a partir das amostras, que contribuiria para que condições mais próximas das encontradas no trabalho dos rotores das turbinas pudessem ser analisadas em laboratório, chegando a conclusões relevantes no que tange o uso destes materiais, na tentativa de protelar o fenômeno cavitativo, e, possibilitando em princípio, um redirecionamento na forma com que estes materiais são depositados nos processos de reparo, tendo em vista que os mesmos estão em constante aprimoramento, portanto, qualquer ganho neste aspecto, é considerado de inestimável importância.

Capítulo 7

REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

ARTONI, M. A. A. **Arquivo fotográfico e dados**. s.n.t. 2004. 1 CD. (Comunicação Particular)

ATKINSON, H. V.; SHI, G. Characterization of inclusions in clean steels: a review including the statistics of extremes methods. **Progress in Materials Science**, Oxford, v. 48, p. 457-520, 2003.

BARELA, R. **Arquivo fotográfico e dados**. s.n.t. 2005. 1 CD. (Comunicação Particular)

BOCCANERA, L.; BARRA, S. R.; BUSCHINELLI, A. J. A.; FREITAS, C., R. R. ; SANTOS, J. V. Influência do Acabamento Superficial, Porosidade e Diluição sobre a Resistência à Cavitação de Revestimentos Soldados.

In: ENCONTRO NACIONAL DE TECNOLOGIA DA SOLDAGEM, 24.; CONGRESSO LATINO-AMERICANO, 9.; IBERO-AMERICANO DE SOLDAGEM, 5., 1998, Fortaleza CE.

CALAINHO, J. A. L.; HORTA, C. A.; GONÇALVES, C.; LOMÔNACO, F. G. Cavitação em Turbinas Hidráulicas do Tipo Francis e Kaplan no Brasil. In: ANAIS DO XV SEMINÁRIO NACIONAL DE PRODUÇÃO E TRANSMISSÃO DE ENERGIA ELÉTRICA , 6p., Foz do Iguaçu, 1999. 1 CD.

CARDOSO, R. L.; PRADO, E. M.; OKIMOTO, P. C.; PAREDES, R. S. C.; PROCOPIAK, L. A. Avaliação da influência de gases proteção contendo diferentes teores de CO₂ nas características dos revestimentos soldados visando o reparo de turbinas erodidas por cavitação. **Soldagem & Inspeção**, São Paulo, v. 8, n. 2, jun., p. 68-74, 2003.

CENTRO BRASILEIRO DE CONSTRUÇÃO EM AÇO. **Construção em aço**. s.n.t. Disponível em: <www.cbca-ibs.org.br>. Acesso em: 05 dez. 2005.

CHIU, K. Y., CHENG, F. T. ; MAN, C. H. **Evolution of surface roughness of some metallic materials in cavitation erosion**. Hong Kong, 2005. p.714-716.

CHOI, J.-Y; JIN, W. Strain induced martensite formation and its effect on strain hardening behavior in the cold drawn 304 austenitic stainless steels. **Scripta Materialia**, Bethesda, Md., EUA, v. 36, n. 1, p. 99-104, 1997.

COSTA NETO, P. L. O. **Estatística**. 2. ed. São Paulo: Edgard Blucher, 2002. p. 149-161.

GONÇALVES T.; SOUZA O. A. B.; MUSARDO G. B. ; GALLEGOS, J.

Aplicação de reagentes químicos no estudo metalográfico dos materiais usados nos reparos das turbinas da usina hidrelétrica de Ilha Solteira

In: **XII CREEM**, 2005, Ilha Solteira. Anais do XII Congresso Nacional dos Estudantes de Engenharia Mecânica. 2005. p. 1-2.

GRONG, O.; KIUKEN, A. O. Microstructure and properties of steel weld metals. **Key Engineering Materials**, v. 69-70, 21-45, 1992.

HOU, Q. Y.; GAO, J. S.; ZHOU, F. Microstructure and wear characteristics of cobalt-based alloy deposited by plasma transferred arc weld surfacing. **Surface & Coatings Technology**, Lausanne, Suica, CH, v. 194, p. 238-243, 2005.

IMAGE tool. s.n.t. [2000?]. (Software livre disponível para download). Disponível em: <<http://ddsdx.uthscsa.edu/dig/itdesc.html>> Acesso em: 10 mar. 2004.

KARIMI, A; MARTIN, J. L. Cavitation erosion of materials. **International Metals Reviews**, Lugar Publicação, v. , n., p.1-26, 1986.

KHAN, M. S. A.; CLYNE, T. W. Microestruture and abrasion resistance of plasma spayed cermet coatings. In: THERMAL spray: pacticalsolutions for engineering problems. Ohio: ASM International, 1996. p. 113 – 122.

KUZUCU, V.; CEYLAN, M.; CELIK, H.; AKSOY, I. Microstructure and phase analysis of Stellite 6 plus 6wt% Mo alloy. **Journal of Materials Processing Technology**, Amsterdam, NL, v. 69, p. 257-263, 1997.

KWOK, C. T.; CHENG, F. T.; MAN, H. C. Laser-fabricated Fe-Ni-Co-Cr-B austenitic alloy on steels. Part I: microstructures and cavitation erosion behavior. **Surface and Coatings Technology**, Lausanne, Suica, CH, v. 145, p. 194-205, 2001.

LEE, M.-W.; KIM, Y.-K.; OH, Y.-M.; KIM, Y.; LEE, S.-H.; HONG, H.-S.; KIM, S.J. Study on the cavitation erosion behavior of hardfacing alloys for nuclear power industry. **Wear**, Lausanne, Suica, CH, v. 255, p. 157-161, 2003.

LINNERT G. E. **Welding Metallurgy** : carbon and Alloy Steels.

South Carolina: Publications Hilton Head Island, 1994. v.1, p. 857-867.

MARQUES, P. V. Proteção de turbinas hidráulicas contra o desgaste cavitacional. **Soldagem & Inspeção**, São Paulo, SP, v. 8, n. 2, p. 47-58, 2003.

MARQUES, P. V.; TREVISAN; R. E. **An SEM-Based Méthod for the Evaluation of the Cavitation Erosion Behavior of Materials**. Campinas: UNICAMP/UFMG , 1998.

MUSARDO, G. B.; ARAÚJO, M. R. V.; BARELA, R.; ARTONI, M. A. A.; VENTRELLA, V. A.; GALLEGU, J. Microestrutura de revestimentos empregados na reabilitação de perfis hidráulicos erodidos pela cavitação. In: CONSOLDA 2005, São Paulo. **Anais do XXXI Congresso Nacional de Soldagem**. São Paulo: Associação Brasileira de Soldagem, 2005. p. 1-10.

MUSARDO, G. B.; ARAÚJO, M. R. V.; YAMAKAMI, W. J.; VENTRELLA, V. A.; GALLEGU, J. Recuperação de turbinas hidráulicas cavitadas por deposição de revestimentos a base de cobalto – aspectos microestruturais. In: ABM 2005, Belo Horizonte. **Anais do 60. Congresso Anual da Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais**. São Paulo: Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais, 2005. p. 2764-2773.

MUSARDO, G. B. – **Arquivo fotográfico e dados**. s.n.t. 2005-2006. (Arquivo pessoal)

OATES, W. R.; SAITTA, A. M. (Eds). Stainless and Heat-Resisting Steels. In: Welding Handbook. 8th. Miami: American Welding Society, 1998. v.4, p. 234-332.

OTTERLOO, J. L. MOL, HOSSON, TH. M. Microestructural Features and Mechanical Properties of a Cobalt-based Laser Coating, **Materials Science** Norwell, Mass., US.

POEPCKE, J.S. Processos mig/mag. In: TATINI, S.Z.I. **Soldagem**. São Paulo: SENAI, 1997. 175-177. (Coleção Tecnologia SENAI).

PORTAL BRASILEIRO DA SOLDAGEM. Disponível em: <www.infosolda.com.br>. Acesso em: 12 jun. 2005.

PROCOPIAK, A.J.; LACTEC N. C. S.; LACTEC A.S.C. ; OLIVEIRA, Z. X.

Efeito dos processos de modificação superficial na resistência à erosão de cavitação.

Curitiba: PIPE/UFPR, 2000. 4p. (Programa de P&D COPEL/ANEL).

QUINTANA, M. A. et al. Inclusion formation in self-shield flux cored arc welds. **Welding Research Supplement**, April, p. 98-105, 2001.

RODRIGUES, C. E. A. L.; FARIAS, J. P.; GUIMARÃES, R. F.; SILVA, C. C. Inclusões e ferrita delta no metal de solda de eletrodos inoxidáveis austeníticos: avaliação de fabricantes disponíveis no mercado brasileiro. CONGRESSO BRASILEIRO DE ENGENHARIA DE

FABRICAÇÃO, 2., 2003, Uberlândia. **Anais do 2º Congresso Brasileiro de Engenharia de Fabricação**, 2003. p.10.

SÍTIO DA WHITE & MARTINS, **Produtos e Serviços** Disponível em: <www.whitemartins.com.br>. Acesso em: 02 jan. 2006.

SHIN, J. C.; DOH, J. M., YOON, J. K; LEE, D. Y. ; KIM, J. S. Effect of Molybdenum on the Microstructure and Resistance of Cobalt-base Stellite hardfacing Alloys. **Surface and Coatings Technology**, Lausanne, Suica, CH, v. 166, p. 117-126, 2003.

SOUZA O. A. B. ; GONÇALVES T.; MUSARDO G. B. ;GALLEGO, J.

Aspectos da microestrutura de peças soldadas conforme o procedimento usado no reparo de turbinas danificadas por cavitação.

In: XII CREEM, 2005, Ilha Solteira. **Anais do XII Congresso Nacional dos Estudantes de Engenharia Mecânica**. 2005. p. 1-2.

TAO, N.; ZHANG, H.; LU, J.; LU, K. Development of nanostructures in metallic materials with low stacking fault energies during surface mechanical attrition treatment. **Materials Transactions**, Sendai, Japao, JP, v. 44, n. 10, p. 1919-1925, 2003.

TECH Escher Wyss S. A. de C. V. **Fotos**. México, Disponível em:

<<http://pelton.vatew.com.mx/>> Acessado em: 21 abr. 2006.

UNIVERSIDADE FEDERAL DE SÃO CARLOS . **Fotos.** São Carlos: UFSC, ano. Disponível em: <<http://labsolda.ufsc.br/reconhecimento/finep.php>>. Acessado em: 18 mai. 2005.

XIAOJUN, Z.; PROCOPIAK, L. A. J.; SOUZA, N. C.; OLIVEIRA, A. S. C. M. Phase transformation during cavitation erosion of a Co stainless steel. **Materials Science and Engineering**, **A358**, Lausanne, Suica, CH, p. 199-204, 2003.