

UNIVERSIDADE FEDERAL DE SANTA CATARINA
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM CIÊNCIAS E ENGENHARIA DOS
MATERIAIS

DESENVOLVIMENTO DE LIGAS PARA REVESTIMENTOS POR PTA RESISTENTES À
CAVITAÇÃO

TESE SUBMETIDA À UNIVERSIDADE FEDERAL DE SANTA CATARINA PARA
OBTENÇÃO DO GRAU DE DOUTOR EM CIÊNCIAS E ENGENHARIA DOS
MATERIAIS

HÉLIO ORMEU RIBEIRO

FLORIANÓPOLIS/SC - NOVEMBRO DE 2007.

Biografia do Autor

Hélio Ormeu Ribeiro nascido em 09/08/1961 no município de Urubici/SC, iniciou e concluiu seus estudos do Ensino Fundamental, antigo 1º grau, na Escola Básica Manuel Dutra Bessa em sua cidade natal. Formou-se no Curso Técnico em Mecânica na ETF/SC em 1981 e em Engenharia Mecânica na UFSC em 1987 sendo que neste mesmo ano ingressou no CEFET-SC como professor onde atua até a presente data. Concluiu em 1991 o Curso de Especialização em Processos Mecânicos promovido pelo Departamento de Engenharia Mecânica da UFSC. Em 2001 concluiu o mestrado no Programa de Pós Graduação de Ciência e Engenharia dos Materiais/UFSC tendo como tema “Soldagem do Aço ASTM A 516 Grau 60 para Vaso de Pressão Sujeito à Corrosão Sob Tensão”. Em 2007 concluiu o doutorado com a presente tese.

DESENVOLVIMENTO DE LIGAS PARA REVESTIMENTOS POR PTA RESISTENTES À
CAVITAÇÃO

HÉLIO ORMEU RIBEIRO

ESTA TESE FOI JULGADA PARA A OBTENÇÃO DO TÍTULO DE DOUTOR EM
CIÊNCIAS E ENGENHARIA DE MATERIAIS

ESPECIALIDADE CIÊNCIA E ENGENHARIA DE MATERIAIS E APROVADA EM
SUA FORMA FINAL PELO PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM CIÊNCIA E
ENGENHARIA DE MATERIAIS

Prof^o Augusto José A. Buschinelli, Dr. Ing – Orientador.

Prof^a. Ana Sofia Clímaco Monteiro de Oliveira, Ph D – Coorientadora

Prof^a. Ana Maria Maliska, Dr^a.Eng - Coordenadora do Curso

BANCA EXAMINADORA

Prof^o Carlos Augusto da Silva de Oliveira, Dr. Eng.

Prof^o Pedro Amedeo N. Bernardini, Dr Eng.

Prof^o Jair Carlos Dutra, Dr. Eng.

Prof^o Ramón Cortéz Paredes, Dr Eng.

Prof^o Theophilo Moura Maciel, Dr. Eng

Prof^o Carlos Enrique Niño Bohórquez, Dr. Eng

Um velho índio descreveu certa vez seus conflitos internos.

“Dentro de mim existem dois cachorros, um deles é cruel e mau, o outro é bom e dócil. Eles estão sempre a brigar”.

Quando lhe foi perguntado qual dos dois cachorros iria ganhar a briga, o sábio índio parou refletiu e respondeu:

“Aquele que eu alimentar”.

À
Família Ribeiro & Rocha.
Em especial Vanessa,
Marlici, Hugo, Sara e
meu pai Hélio.

AGRADECIMENTOS

Ao prof^o Augusto José de Almeida Buschinelli e prof^a Ana Sofia Climaco Monteiro de Oliveira pela orientação, estímulo e apoio constante.

Ao Centro Federal de Educação Tecnológica de Santa Catarina (CEFET-SC), pelo apoio no desenvolvimento deste trabalho.

Aos profissionais do Labsolda/UFSC pela colaboração e dedicação dispensadas a esse trabalho em especial o bolsista Thiago Zanoni pelo treinamento no equipamento PTA e colaboração nos depósitos das ligas.

Aos profissionais do Laboratório de Engenharia de Superfície da UFPR em especial o bolsista Douglas Queiroz pelas sugestões, discussões e deposição das ligas.

Aos membros da banca pela disponibilidade e contribuição técnica científico que trazem a esse trabalho.

Aos amigos do CEFET-SC pelo incentivo constante, em especial o prof^o Jânio Rodrigues Lopes e o prof^o Manoel Alfredo Pereira, pelo apoio na confecção de corpos de prova, bem como os professores do Curso de Tecnologia em Automação Industrial do CEFET-SC pela colaboração na construção do misturador de pós.

Ao prof^o Cláudio Roberto Losekann da Universidade Federal de Santa Maria/RS pela amizade, apoio e discussão durante o tempo em que convivemos no CEFET-SC.

A UFSC (Labsolda, Labmat e Laboratório de Cavitação), UFPR (Laboratório de Engenharia de Superfície), CEFET-SC, Lactec pelo apoio financeiro e suporte técnico.

Ao Prof^o. Pedro A. N. Bernardini e a Eng. Vanessa da Cunha Rocha pelo estímulo inicial e apoio constante tanto no mestrado como no doutorado.

Aos amigos da Equipe Andarilha. “Quanto pior melhor”.

A minha família (Ribeiro & Rocha).

A DEUS.

SUMÁRIO

LISTA DE FIGURAS.....	xi
LISTA DE TABELAS.....	xvii
RESUMO.....	xix
ABSTRACT.....	xx
SIMBOLOGIA.....	xxi
1. INTRODUÇÃO.....	01
2. REVISÃO BIBLIOGRAFICA.....	04
2.1. Cavitação.....	04
2.1.1. O fenômeno da erosão por cavitação.....	04
2.1.2. Efeito do acabamento superficial, porosidade, diluição e substrato na resistência a erosão por cavitação.....	10
2.1.3. Correlação entre erosão por cavitação e propriedades mecânicas.....	12
2.1.4. Correlação entre erosão por cavitação e microestrutura.....	14
2.1.4.1 - Avaliação do desempenho a erosão por cavitação mediante a energia de falha de empilhamento – EFE.....	16
2.1.4.2 - Avaliação do desempenho a erosão por cavitação mediante a determinação do Creq e Nieq.....	20

2.1.4.3 - Avaliação do desempenho a erosão por cavitação mediante a determinação das temperaturas Md.....	25
2.1.5. Transformação de fase induzida por deformação.	27
2.2. Plasma a arco transferido PTA.....	31
2.2.1. Princípio de funcionamento.....	31
2.2.2. Vantagens e desvantagens do processo.....	35
2.2.3. Principais parâmetros e variáveis do processo	36
3. OBJETIVOS.....	42
4- PROJETO DA NOVA LIGA.....	43
4.1. Projeto da nova liga experimental resistente a erosão por cavitação.....	45
4.2. Justificativas para a escolha dos elementos de ligas e suas respectivas variações.....	45
4.2.1. Manganês.....	46
4.2.2. Nitrogênio e Carbono.....	48
4.2.3. Silício.....	49
4.2.4. Cromo.....	50
4.3. Avaliação do desempenho teórico a erosão por cavitação das ligas experimentais frente à temperatura Md e ao Nieq-Creq.....	52
4.3.1 - Avaliação frente à temperatura Md.....	52
4.3.2 - Avaliação frente ao Creq+Nieq.....	54
5 - MATERIAIS E MÉTODOS.....	57
5.1 - Materiais.....	57
5.1.1 - Pós-metálico e material do substrato.....	57

5.2 - Infra-estrutura e equipamentos.....	58
5.3 - Elaboração das ligas experimentais.....	61
5.4 - Procedimento da misturas dos pós.....	62
5.5 - Definição dos parâmetros do processo PTA.....	63
5.5.1 - Estudo da escoabilidade dos pós.....	63
5.5.2 - Estudo dos parâmetros de soldagem.....	65
5.5.2.1 - Corrente de soldagem.....	67
5.5.2.2 - Ângulo de convergência do bico constritor.....	69
5.5.2.3 - Taxa de deposição da mistura.....	70
5.5.2.4 - Distância bico peça (DBP)	71
5.5.2.5 - Vazão dos gases de soldagem.....	72
5.5.3 - Definição dos parâmetros de soldagem.....	72
5.6 - Estudo do efeito do teor de Si na qualidade do depósito.....	73
5.7 - Avaliação da superfície dos depósitos.....	75
5.8 - Análise do grau de diluição.....	75
5.9 - Avaliação da dureza dos revestimentos.....	76
5.10 - Análise microestrutural.....	77
5.11 - Análise química.....	77
5.12 - Determinação das fases presentes nos revestimentos.....	77
5.13 - Avaliação da Erosão por Cavitação.....	78
6. RESULTADO E DISCUSSÕES.....	83
6.1 - Procedimento de misturas dos pós.....	83
6.2 - Escoabilidade da misturas dos pós.....	84
6.3 - Acabamento superficial e integridade metalúrgica dos depósitos.....	90

6.4 – Otimização dos parâmetros de soldagem para deposição da bancada	
inversal 300/IMC.....	94
6.4.1 - Otimização da corrente de soldagem.....	94
6.4.2 - Efeito do ângulo de convergência do bico constritor.....	97
6.4.3 - Taxa de deposição da mistura.....	100
6.4.4 - Efeito da distância bico peça.....	100
6.4.5 - Efeito da vazão dos gases de soldagem.....	101
6.5 – Análise da composição química, diluição, dureza, microestrutura e avaliação	
das condições dos revestimentos.....	104
6.5.1 - Análise da composição química dos revestimentos.....	104
6.5.2 - Análise de diluição.....	107
6.5.3 – Avaliação das condições dos revestimentos.....	110
6.5.4 - Avaliação da dureza e dos microconstituintes no estado como soldado	113
6.6 - Avaliação dos revestimentos quanto à erosão por cavitação.....	118
6.7 - Avaliação das fases presentes nos revestimentos depositados.....	125
6.7.1 - Avaliação da liga experimental L01.....	125
6.7.2 - Avaliação da liga experimental L05.....	127
6.7.3 - Avaliação da liga experimental L03*	128
6.7.4 - Análise da evolução das fases da liga L03* durante a cavitação.....	133
7. CONCLUSÕES.....	135
8. RECOMENDAÇÕES PARA TRABALHOS FUTURO.....	138
9. REFERÊNCIAS BIBLIOGRAFICAS.....	139

LISTA DE FIGURAS

Figura 2.1 - Representação esquemática da distribuição de pressão na cavitação.....	04
Figura 2.2 - Formação do microjato de líquido através da bolha assimétrica. (http://www.scs.uiuc.edu , 2007).....	05
Figura 2.3 - Séries de fotografias de Tomita e Shima que mostram o desenvolvimento do microjato de uma bolha, que explode muito perto de uma parede sólida. O intervalo entre as fotos (quadros) é 2 μ s e a largura dos quadros é 1.4mm (Brennen, 1995).....	05
Figura 2.4 - Danos de cavitação em turbina Francis (http://commons.wikimedia.org , 2007).....	06
Figura 2.5 - Estágios do fenômeno de erosão por cavitação.....	08
Figura 2.6 - Comportamento dos materiais a cavitação (Pohl, 1996).....	08
Figura 2.7 - Danos de cavitação nas pás de uma bomba do fluxo construída em liga de alumínio (Brennen, 1995)	09
Figura 2.8 - Taxa de erosão por cavitação de ligas comerciais (método ultra-sônico vibratório ASTM G 32) (Simoneau, 1986; Boy et al, 1997; Hart, 2005; Procopiak, 1995; Rao, 1987).....	10
Figura 2.9 - Conjunção de fatores para obtenção de uma microestrutura adequada resistente a erosão por cavitação.....	15
Figura 2.10 - Esquema do mecanismo de deformação em função da EFE (Simoneau et al, 1987).....	18
Figura 2.11 - Taxa de erosão dos materiais em função do Nieq e Creq (Rao et al, 1987).....	21
Figura 2.12 – Proporção de fases γ , α' e ϵ nas superfícies erodidas segundo Simoneau (1987).....	22

Figura 2.13 - Diagrama de DeLong – diagrama de constituição modificado para metais de solda de aço inoxidável.....	23
Figura 2.14 - Modelo de Venables para a transformação de fase $\gamma \rightarrow \varepsilon \rightarrow \alpha'$ (Porter et al 1982).....	29
Figura 2.15 – Comparação da taxa de erosão, transformação de fase e o endurecimento induzido durante o fenômeno da cavitação de ligas comerciais (Hart 2005).....	30
Figura 2.16 - Desenho esquemático de uma tocha PTAP. (http://www.plasmateam.com , 2007).....	32
Figura 2.17 – Esquema do equipamento de soldagem por PTA.....	33
Figura 2.18 - Corte transversal do bico constritor com ângulo de convergência de 30° e 60° (Vergara, 2005).)	38
Figura 4.1-Fluxograma da proposta tecnológica para a obtenção da uma nova liga resistente a cavitação.....	44
Figura 4.2 - Solubilidade do nitrogênio em ligas de ferro-cromo a 1600 °C segundo Wentrup e Reif (Folkhard, 1984).....	46
Figura 4.3 – Diagrama de transformações de fases em função do conteúdo de Mn (Röthig et al. 1997).	47
Figura 4.4 – Efeito da adição do C+N na erosão por cavitação (Simoneau 1986 e 1987; Boy et al 1997; Hart 2005; Procopiak 1995; Rao 1987).....	49
Figura 4.5 – Diagrama ternário Fe-Cr-Mn a 700°C segundo Krainer-Mirt e Schafmeister-Ergang (Folkhard, 1984).....	51
Figura 5.1 - Bancada de soldagem PTAP - Starweld 300M.....	60
Figura 5.2 – Bancada de soldagem Inversal 300/IMC.....	61
Figura 5.3 - Misturador de pós - CEFET/SC.....	63

Figura 5.4 – Alimentador de pó do equipamento PTAP do Labsolda/UFSC (Vergara, 2005).....	64
Figura 5.5 – Ângulo de empilhamento da liga experimental L01.....	65
Figura 5.6 - Corpos de prova com deposição de uma camada de revestimento das ligas preliminares.....	66
Figura 5.7 - Tela do microcomputador mostrando o software que determina o grau de diluição das ligas experimentais em função da área do depósito (Foto: Lab de Eng. Superfície UFPR).....	75
Figura 5.8 - Esquema para a determinação do perfil da composição química.....	76
Figura 5.9 - Localização da região de extração do corpo de prova para o ensaio de erosão por cavitação.....	78
Figura 5.10 - Teste de cavitação Ultra-sônico. A) ASTM G 32 (método direto). B) Método modificado (indireto).....	79
Figura 5.11 - Bancada de ensaios de cavitação do Labsolda/UFSC.....	80
Figura 5.12 – Equipamento para ensaio de erosão por cavitação no interior da câmara acústica.....	81
Figura 5.13 – Detalhe da amostra imersa em água submetida ao ensaio de cavitação.....	81
Figura 6.1 - Pós-metálicos: antes (a) e após a mistura (b).....	83
Figura 6.2 - Aspecto superficial do cordão depositado na bancada de trabalho Starweld 300M/Deloro Stellite nas condições definidas na tabela 5.6 (taxa de deposição 0,58 kg/h).....	86
Figura 6.3 - Alimentador de Pó projetado e fabricado no Labsolda (Vergara, 2005).....	87
Figura 6.4 - Aspecto superficial do cordão depositado na bancada de trabalho Inversal 300/IMC, nas condições definidas nas tabelas 5.7 e 5.8 com bico constritor de 30° (taxa de deposição das partículas de 0,26 kg/h).....	88

Figura 6.5 - Aspecto superficial do cordão depositado na bancada de trabalho Inversal 300/IMC, nas condições definidas na tabela 5.8 com bico constritor de 30° (taxa de deposição das partículas de 0,48kg/h).....	89
Figura 6.6 - Aspecto superficial do depósito da liga LB depositada segundo os parâmetros da tabela 5.6.....	90
Figura 6.7 - Superfície do cordão de solda executado com metal de adição contendo Si.(17%Cr, 15%Mn, 0,4%N, 4%Si e balanço em Fe).....	91
Figura 6.8 - Superfície do cordão de solda executado com metal de adição sem Si.(17%Cr, 15%Mn, 0,4%N e balanço em Fe).....	91
Figura 6.9 - Seção transversal do cordão de solda.	92
Figura 6.10 - Macrografia do revestimento da liga LB depositada segundo os parâmetros da tabela 5.6 (I=100A; E= 17kJ/cm).....	92
Figura 6.11 - MEV: Microscopia mostrando as ilhas formadas no revestimento da liga LB depositada segundo os parâmetros da tabela 5.6.....	93
Figura 6.12 - MEV do sulco entre a partícula de cromo e a matriz.....	94
Figura 6.13 - Macrografia do revestimento das ligas preliminares depositadas segundo os parâmetros da tabela 5.4 (I=160A; E= 27kJ/cm).....	95
Figura 6.14 - Depósito das ligas experimentais segundo aos parâmetros das tabelas 5.7 e 5.10 com corrente de 160 A.....	96
Figura 6.15 - Micrografia mostrando a presença de partícula não fundida. Depositado segundo os parâmetros das tabelas 5.7 e 5.8 para o CP3.....	97
Figura 6.16 - Esquema da fusão das partículas no arco voltaico (www.plasmateam.com, 2007).....	98
Figura 6.17 - Depósitos das ligas experimentais com bico constritor de 30 segundo os parâmetros das tabelas 5.7 e 5.10.....	99

Figura 6.18 – Aspecto superficial enegrecido dos depósitos de solda com as ligas experimentais.....	102
Figura 6.19 - Influência dos gases de soldagem.....	103
Figura 6.20 - Seção transversal do depósito da liga L03* (0,03%C; 0,35%N; 13,2%Cr; 11,8%Mn; 2,8%Si; bal Fe).....	109
Figura 6.21 - Composição química na seção transversal e na superfície do depósito da liga L03* modificada (0,03%C; 0,35%N; 13,2%Cr; 11,8%Mn; 2,8%Si; bal Fe).....	109
Figura 6.22 - Aspecto superficial do revestimento depositado com a ligas experimentais.....	110
Figura 6.23 - Deformação do corpo de prova depositado com a liga experimental L03 (espessura do substrato = 12,7 mm).....	111
Figura 6.24 - Ensaio com líquido penetrante no corpo de prova depositado com as ligas experimentais.....	111
Figura 6.25 - Perfil de microdureza de três depósitos da liga L03* (0,03%C; 0,35%N; 13,2%Cr; 11,8%Mn; 2,8%Si; bal Fe), efetuados com uma, duas e três camadas respectivamente.	114
Figura 6.26 - Diagrama de Shaeffler.....	115
Figura 6.27 - Perfil de microdureza da liga L03* (0,03%C; 0,35%N; 13,2%Cr; 11,8%Mn; 2,8%Si; bal Fe).....	116
Figura 6.28 - Liga L01 (0,04%C; 0,15%N; 14,2%Cr; 10,9%Mn; 3,3%Si; bal Fe). Matriz austenítica martensita (dureza 440 HV).....	117
Figura 6.29 - Liga L05 (0,04%C; 0,20%N; 15,4%Cr; 18,2%Mn; 3,1%Si; bal Fe). Matriz austenítica com inúmeras ilhas de ferrita eutética - microestrutura AF (dureza 336 HV).....	117

Figura 6.30 - Liga L03* (0,03%C; 0,35%N; 13,2%Cr; 11,8%Mn; 2,8%Si; bal Fe). Matriz austenítica com pequenas ilhas de ferrita eutética - microestrutura AF (dureza 325HV).....	118
Figura 6.31 - Resultados do ensaio de cavitação (perda de massa x tempo) para as ligas preliminares (LA e LB), ligas experimentais (L01, L02, L03, L04 e L05), liga L03* e ligas de referencia (E309L, Cavitec, Stellite6).....	119
Figura 6.32 - Variação da composição química, taxa de erosão por cavitação e período de incubação para as ligas experimentais e L03*.....	121
Figura 6.33 - Comparação da resistência à cavitação da liga L03* e ligas comerciais.....	125
Figura 6.34 - Difratoograma da liga experimental L01 (0,04%C; 0,15%N; 14,2%Cr; 10,9%Mn; 3,3%Si; bal Fe).....	126
Figura 6.35 - Difratoograma da experimental L05 (0,04%C; 0,20%N; 15,4%Cr; 18,2%Mn; 3,1%Si; bal Fe).....	127
Figura 6.36 - Difratoograma da liga experimental L03* (0,03%C; 0,35%N; 13,2%Cr; 11,8%Mn; 2,8%Si; bal Fe).....	129
Figura 6.37 - Comparativo das fases formadas pelos revestimentos L01, L05 e L03*.....	130
Figura 6.38 - Avaliação das fases γ , α' e ϵ para as ligas L01, L05 e L03*.....	132
Figura 6.39 - Difratoograma da liga L03* a (0,03%C; 0,35%N; 13,2%Cr; 11,8%Mn; 2,8%Si; bal Fe) - Evolução das fases.....	133
Figura 6.40 - Evolução das fases formadas para a liga L03*.....	134

LISTA DE TABELAS

Tabela 2.1 - EFE para ligas comerciais.....	19
Tabela 2.2 - Faixa de composição química das ligas da Irecá de Simoneau.....	22
Tabela 2.3 - Creq e Nieq e porcentagem de ferrita de ligas comerciais.....	24
Tabela 2.4 - Temperatura Md de ligas comerciais.....	26
Tabela 4.1 - Variação da composição química nominal pretendida para as ligas experimentais.....	46
Tabela 4.2 - Temperatura Md para as variações máximas e mínimas nominais das composições químicas das ligas experimentais.....	53
Tabela 4.3 - Creq, Nieq e percentual de ferrita para as composições químicas nominais prováveis das ligas experimentais.....	54
Tabela 5.1 - Composição química dos pós-metálicos utilizados na UFSC.....	57
Tabela 5.2 - Composição química dos pós-metálicos utilizados na UFPR.....	58
Tabela 5.3 - Composição química nominal das ligas de adição.....	62
Tabela 5.4 - Composição química nominal da liga L03*	62
Tabela 5.5 - Composição química nominal das ligas preliminares.....	65
Tabela 5.6 - Parâmetros de soldagem para os depósitos das ligas preliminares.....	66
Tabela 5.7 – Parâmetros de deposição fixos em todos os depósitos das ligas experimentais efetuadas na bancada Inversal 300/IMC.....	68
Tabela 5.8 - Parâmetros de deposição para análise da corrente contínua pulsada.....	68
Tabela 5.9 - Parâmetros para a deposição das ligas experimentais para análise do Bico constritor com ângulo de convergência de 30° e 60°.....	69
Tabela 5.10 - Parâmetros para avaliar o desempenho do bico constritor, com ângulo de convergência 30°, em diferentes níveis de corrente contínua constante, na deposição das ligas experimentais.....	70

Tabela 5.11 – Parâmetros de deposição das ligas experimentais para avaliação da taxa de deposição da mistura.....	71
Tabela 5.12 - Parâmetros de deposição das ligas experimentais para avaliar a variação da dbp.....	71
Tabela 5.13 – Parâmetros de deposição das ligas experimentais para análise da influencia dos gases do processo PTA.....	72
Tabela 5.14 - Parâmetros de soldagem para depósito das ligas experimentais na bancada de trabalho Inversal 300/IMC.....	73
Tabela 5.15 - Composição química nominal para avaliação do efeito do silício.....	74
Tabela 5.16 - Parâmetros de soldagem para análise da influência do silício.....	74
Tabela 6.1 - Ângulo de empilhamento e densidade das misturas dos pós.....	84
Tabela 6.2 – Morfologia dos pós.....	85
Tabela 6.3 – Composição química das superfícies dos revestimentos	105
Tabela 6.4 – Diluição dos depósitos da liga L03* pelo método das áreas.....	108
Tabela 6.5 - Geometria dos depósitos e análise das partículas não fundidas.....	112
Tabela 6.6 – Dureza superficial das ligas L0, L05 e L03*	113
Tabela 6.7 – Tempo de ensaio, período de incubação e taxa de erosão das ligas preliminares, ligas experimentais, liga L03* e ligas de referencia.....	120
Tabela 6.8 – Avaliação do C+N, Nieq, Creq e temperatura Md das ligas depositadas.....	123
Tabela 6.9 - Taxa de erosão por cavitação da liga experimental L03* e de ligas Comerciais.....	124
Tabela 6.10 - Fases presentes na liga experimental L01.....	126
Tabela 6.11 - Fases presentes na liga experimental L05.....	128
Tabela 6.12 - Fases presentes na liga experimental L03*.....	129
Tabela 6.13 - Evolução das fases da liga L03*.....	133

RESUMO

A erosão por cavitação deteriora componentes em serviço, tais como partes metálicas de bombas de água, válvulas e, em especial, pás de turbinas hidráulicas, sendo nesse último caso responsável por elevados prejuízos, ligados tanto aos custos da manutenção direta, como sobretudo às enormes perdas devido à interrupção na geração de energia elétrica. As pás de turbinas hidráulicas necessitam, portanto serem protegidas para que apresentem um maior tempo de operação e, um maior intervalo entre as intervenções de manutenção. Atualmente a principal solução consiste no revestimento superficial do substrato, em geral de aço carbono ou baixa-liga, pelo depósito de um material mais nobre por soldagem. Dentre os materiais aplicados para revestimentos incluem-se aços inoxidáveis austeníticos, destacando-se os aços inoxidáveis ao Co, e ligas à base de Co, no entanto esses últimos são mais sensíveis a trincas, difíceis de esmerilhar e de mais alto custo. Nesse contexto este trabalho buscou formular, depositar e avaliar aços inoxidáveis ao Fe-Cr-Mn-Si-N, depositados pelo processo PTA, que tem como uma de suas principais características a grande flexibilidade na formulação e deposição de novas ligas. A resistência à erosão por cavitação avaliada segundo a norma ASTM G 32-85, ao lado da microestrutura caracterizada por microscopia ótica e MEV, da composição química determinada por ASS, da análise das fases presentes nos revestimentos antes e após a erosão por cavitação avaliadas no EDX, da qualidade da superfície dos depósitos avaliados por END, serviram como critérios para avaliar os revestimentos depositados. Verificou-se que os revestimentos apresentaram boa soldabilidade (sem trincas de solidificação, baixa porosidade, boa molhabilidade, bom acabamento superficial), baixo custo de produção e especialmente a liga L03* (0,03%C; 0,35% N; 13,2%Cr; 11,8% Mn; 2,8%Si; bal %Fe), dureza e resistência à erosão por cavitação bem próxima as principais ligas comerciais destinadas a essa função.

ABSTRACT

The cavitation erosion deteriorates various components as water pumps, valves and, in special, the blades of hydraulic turbines, in this case being responsible for high economical losses associated to direct maintenance costs and above all due to the enormous loss of electric power generation. That for turbine blades requires a special surface protection in order to maximize their life-time in service and also to extend the interval between periodical maintenances. Until now the most important solution consists in the hardfacing of the substrate, usually fabricated in carbon steel or low-alloyed steel, by depositing by welding a more noble material. Among the usually applied coating materials are the austenitic stainless steels, particularly high Co-alloyed stainless steels, and Co alloys (stellites), whereby these have as handicap the high susceptibility to weld solidification cracking, the difficult finishing by grinding and the very high cost. In this context this work had the purpose to design and to evaluate Fe-Cr-Mn-Si-N stainless steels, as deposited by PTA, a weld process which has as advantageous characteristic, the flexibility in the selection of the filler metal as power material. The cavitation erosion resistance was evaluated using the vibratory ultrasonic test according ASTM G32-85. The microstructure was analyzed by means of optical, and scanning microscopy; chemical composition was determined by ASS and the nature of phases present in the coatings – before and after cavitation – was estimated by EDX. Besides that the surfacial quality as examined by NDT, the hardness and the feasibility of finishing by grinding, where all criteria of evaluation of the welded coatings. It was verified that the coatings deposited by PTA had good weldability (free from solidification cracks, low porosity, good wetability, good surfacial finishment), low production cost and in particular the alloy L03* (0,03%C; 0,35% N; 13,2%Cr; 11,8% Mn; 2,8%Si; bal %Fe), hardness and cavitation erosion resistance quite near the most resistant commercial alloys.

SIMBOLOGIA

ABNT - Associação Brasileira de Normas Técnicas

ADP - Adicionador de pós

ASS - Espectroscopia de absorção atômica

ASTM G 32-85 - Standard Method of Vibration Cavitation Erosion Test

Cavitec, Stellite, Inox309L - ligas de referência.

CEFET-SC - Centro Federal de Educação Tecnológica de Santa Catarina

CCC - Cúbica de corpo centrada

CFC - Cúbica de face centrada

Creq - Cromo equivalente

DBP - distância bico peça

EDX - Energia dispersiva de raios X

EFE – Energia de falha de empilhamento

END - Ensaio não destrutivo

ETF/SC – Escola Técnica Federal de Santa Catarina

E 308 - Eletrodo de aço inoxidável 308

E 309L - Eletrodo de aço inoxidável 309L

FE – Falha de empilhamento

HC - Hexagonal compacta

HQ 913 - Eletrodo Hidroloy 913

HQ 914 - Eletrodo hidroloy 914

HV - Dureza Vickers

IRECA - Improvement RESistant CAVitation

LA e LB - Ligas preliminares

L01, L02, L03, L04 e L05 - Ligas experimentais.

L03* - Liga experimental modificada

MEV - Microscópio eletrônico de varredura

MIG - Metal Inerte Gás

Md - Temperatura de início de transformação martensítica na deformação

Md 30/50 - temperatura de transformação martensítica (30% de deformação e 50% de transformação).

Ms - Temperatura de início de transformação martensítica no resfriamento

Nieq - Níquel equivalente

PTA - Plasma a Arco transferido

TIG - Tungstênio Inerte Gás

UFSC - Universidade Federal de Santa Catarina

UFPR - Universidade Federal do Paraná

ZTA - Zona termicamente afetada

α - martensita CCC

ϵ - Martensita HC

γ - Austenita

Δm - Perda de massa

1. INTRODUÇÃO

A cavitação deteriora componentes em serviço tais como turbinas hidráulicas, bombas de fluxo, e é responsável por elevados custos na manutenção. Em face dessa preocupação esses componentes necessitam ser protegidos para que apresentem um maior tempo de operação e, conseqüentemente um maior intervalo entre as intervenções de manutenção. Esta preocupação justifica-se não somente pela redução dos custos de reparo ou troca de componentes, mas principalmente, pela perda de faturamento que as paradas de manutenção representam para a empresa.

Na geração de eletricidade em usinas hidroelétricas, por exemplo, um dos problemas que mais causam perda de faturamento é o desgaste das turbinas pela erosão por cavitação e a troca destas é, na maioria das vezes, economicamente inviável. A maneira de contornar esse problema é manter o processo de erosão sob controle, o que é feito pela reposição do material arrancado, devolvendo ao equipamento o formato original. No entanto muitas vezes a quantidade de material de deposição para o revestimento e recuperação de uma turbina pode chegar próximo a uma tonelada. A operação geralmente envolve a retirada total de água do setor, construção de andaimes e contratação de equipes especializadas, acarretando num alto custo de manutenção.

As turbinas da Usina Hidrelétrica de Itaipu, com 740 MW de potência nominal unitária e rotor de 296 toneladas construído em aço ASTM A 643 Gr.A, sofreram intervenções para reparo em 1995 na unidade 2 e em 1996 na unidade 12, onde foram depositados 980 e 950 kg de eletrodos, respectivamente. Levantamentos efetuados pelo CEPEL em 1991 (Centro de Pesquisa de Energia Elétrica da Eletrobrás) mostraram que os dispêndios com reparos de cavitação nas turbinas hidráulicas no Brasil eram da ordem de US\$ 13 milhões, isso considerando apenas despesas com mão-de-obra e materiais.

Além dos custos de reparos, indisponibilidade de máquinas, limitação da flexibilidade operacional do sistema, a cavitação tem sido responsável pela redução da vida útil dos equipamentos expostos ao desgaste por erosão por cavitação.

Ressalta-se ainda que o déficit de geração energética existente no país contribui para uma tendência de agravamento dessa situação pela necessidade de aumentar a oferta de energia que contribui para que máquinas sejam operadas com sobrecarga, provocando mais problemas de cavitação e contribuindo para diminuir a confiabilidade do sistema. Soma-se a isso o fato que mais de 80% das turbinas instaladas no Brasil tem mais de 20 anos, ou seja, projetos antigos com geometrias que favorecem a ocorrência da erosão por cavitação.

Em face ao exposto há uma busca constante por tecnologias e materiais que permitam atingir maior tempo de vida útil para os equipamentos.

Quanto às tecnologias de deposição dos revestimentos vários processos podem ser aplicados, dentre eles o eletrodo revestido e o MIG/MAG. Quanto ao processo PTA – Plasma a Arco Transferido, o mesmo tem um grande potencial comparado a outros processos devido à elevada produtividade, excelente qualidade do depósito, alta estabilidade do plasma, baixas diluição bem como maior flexibilidade na formulação de ligas. O desenvolvimento de fontes de potência micro-controladas para o PTA tem oferecido uma série de recursos, entre os quais a pulsação de corrente, a qual tem trazido benefícios tanto do ponto de vista de processamento, quanto do ponto de vista metalúrgico.

No que diz respeito a materiais, uma das soluções para o controle da erosão por cavitação é o revestimento superficial (*hardfacing*) pela aplicação de revestimentos na superfície do substrato através da soldagem ou aspensão térmica, resultando num aumento da resistência à erosão por cavitação e conseqüentemente na vida útil do equipamento. Dentre os materiais aplicados para revestimentos incluem-se diversas ligas, destacando-se os aços inoxidáveis e ligas à base de cobalto, sendo que estas apresentam desempenho superior, no entanto, são mais

sensíveis a trincas, difíceis de esmerilhar e relativamente de mais alto custo. Por exemplo, eletrodos a base de cobalto são aproximadamente 5 a 6 vezes mais caros do que de aços inoxidáveis duplex.

A pesquisa de novos aços inoxidáveis de baixo custo, isentos de cobalto, para revestir superfícies cavitadas ou sujeitas à cavitação, bem como a busca por uma metodologia de desenvolvimento e deposição de novas ligas, são atividades de relevante interesse especialmente na área hidrelétrica.

Neste sentido esse trabalho tem por objetivo formular, depositar e avaliar aços inoxidáveis ao Fe-Cr-Mn-Si-N, de elevada resistência à erosão por cavitação e baixo custo, que atendam aos requisitos de boa soldabilidade e funcionabilidade, bem como aplicar e avaliar o processo de soldagem PTA na deposição de misturas de pós que formam consumíveis de soldagem ainda não comerciais.

2. REVISÃO BIBLIOGRAFICA

2.1. CAVITAÇÃO

2.1.1. O fenômeno da erosão por cavitação.

O fluxo de água sobre a pá de um rotor de turbina hidráulica (figura 2.1) gera gradientes de pressão ao longo da superfície da mesma. Em regiões da superfície da pá, onde a pressão atinge valores inferiores à pressão de vapor da água, na temperatura de operação da turbina, formam-se bolhas de vapor de água (cavidades). Essas bolhas são conduzidas pelo fluxo até atingirem regiões com pressão superior à pressão de vapor e se condensam instantaneamente. A bolha de água condensada projeta um microjato de água abruptamente sobre a superfície da pá. O martelamento gerado pelo impacto dos microjatos sobre as pás do rotor gera um processo de carregamento cíclico, que se sobrepõe ao carregamento operacional do rotor. Essas regiões sofrem solicitações que causam a perda de material na superfície das pás, denominada de erosão por cavitação.

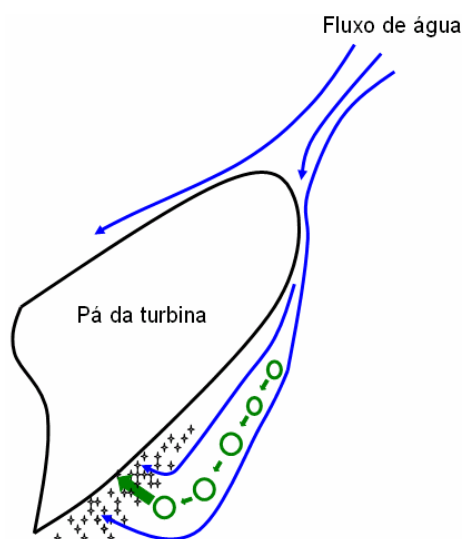


Figura 2.1 - Representação esquemática da formação da bolha de vapor no processo de cavitação.

Esse fenômeno foi observado pela primeira vez por volta de 1894, sendo que a primeira teoria a tentar explicá-lo, fundamentada nos cálculos de Lordy Rayleigh de 1917, foi baseada em ondas de choques provocadas pelo colapso de bolhas perfeitamente esféricas contendo um líquido incompressível. Em 1944 Kornfeld e Suvarov evidenciaram em suas pesquisas a formação de um microjato de líquido através da bolha assimétrica em colapso (figura 2.2 e 2.3), o que foi comprovado experimentalmente por Naudé e Ellis em 1961.



Figura 2.2- Formação do microjato de líquido através da bolha assimétrica. (<http://www.scs.uiuc.edu>, 2007)

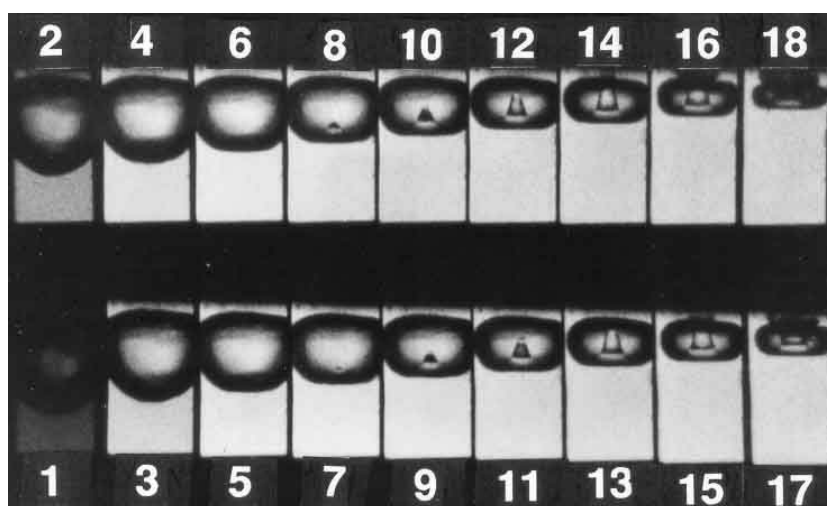


Figura 2.3 - Séries de fotografias de Tomita e Shima que mostram o desenvolvimento do microjato de uma bolha, explodindo perto de uma parede sólida. O intervalo entre as fotos (quadros) é $2\mu\text{s}$, e a largura dos quadros é $1,4\text{mm}$ (Brennen, 1995).

A erosão por cavitação (figura 2.4) ocorre então devido à concentração de energia cinética em uma pequena área sólida próxima ou no próprio local do colapso. Essa concentração de energia é responsável pelas altas tensões localizadas que provocam a degradação da superfície através da fadiga ou por superação da resistência ao cisalhamento.



Figura 2.4 - Danos de cavitação em turbina Francis (<http://commons.wikimedia.org> 2007).

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

Embora os mecanismos dos colapsos ainda não se encontrem totalmente esclarecidos, é admitido que o impacto seja caracterizado por uma pressão da ordem de GigaPascal, com um tempo de duração de microsegundos e superfície de impacto de décimo de milímetro.

Segundo Calainho et al. (1999), alguns dos fatores que levam as turbinas a cavitarem são (individuais ou em conjunto):

- Perda dos perfis das pás rotoras, devido a sucessivas intervenções para reparos, principalmente quando não se dispõe de gabaritos para a reconstituição do perfil;

- Perda dos perfis das palhetas diretrizes;
- Rugosidade excessiva;
- Operação fora das faixas garantidas, isto é, com carga parcial ou com sobrecarga;
- Desconjugação das palhetas diretrizes com as pás rotoras;
- Características da água do reservatório;
- Operação com altura de sucção inferior a mínima prevista;
- Projeto de perfis inadequados;
- Sucção da unidade subestimada;
- Proteção insuficiente da área sujeita a cavitação, prevista nos ensaios de modelo em escala reduzida.

Esses autores ainda descrevem como principais problemas causados pela cavitação os abaixo relacionados:

- Erosão de contornos das pás;
- Vibrações e ruídos excessivos;
- Diminuição da capacidade de vertedouros de usinas hidrelétricas;
- Diminuição da eficiência de turbinas com queda de potência.

A perda de massa do material sólido durante a erosão por cavitação passa por uma fase de incubação em que ocorre a deformação superficial com pouca ou nenhuma perda de massa. Em seguida ocorre a fase chamada de aceleração ou acumulação onde a remoção de massa é incrementada até um valor máximo, o que ocorre devido ao encruamento da superfície e ao desenvolvimento de fissuras que é quando a erosão estende-se sobre toda a área superficial. A terceira fase é de atenuação, após a qual a perda de material torna-se estável e aproximadamente constante que é a chamada fase estacionária. Essa fase ocorre devido à redução da pressão de colapso das bolhas na vizinhança da 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. Os estágios do fenômeno de erosão por cavitação podem ser representados esquematicamente conforme figura a 2.5.

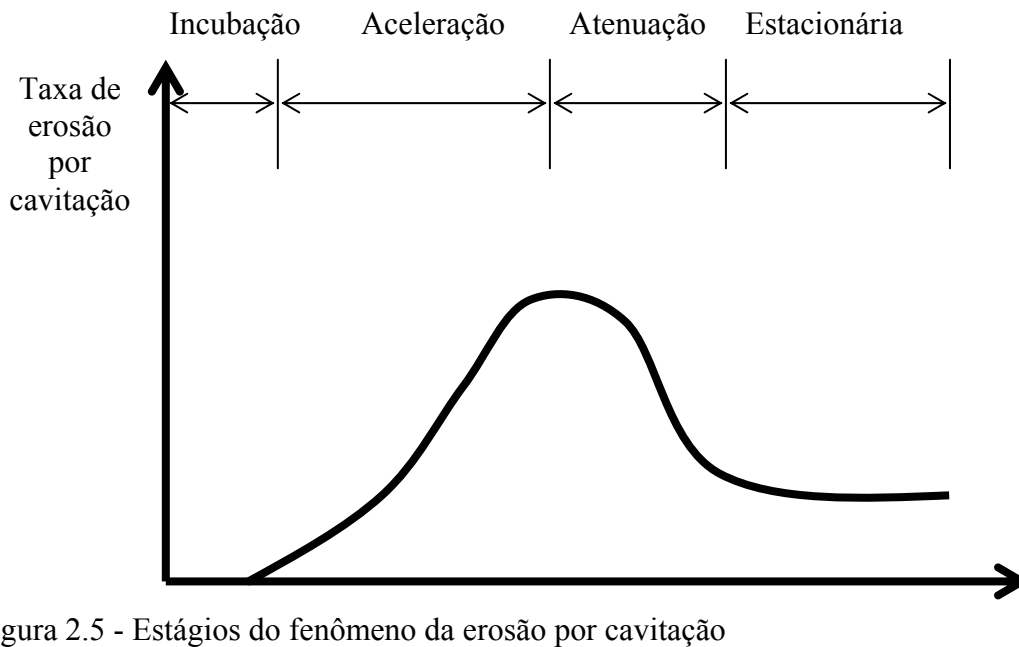


Figura 2.5 - Estágios do fenômeno da erosão por cavitação

Tempo

Para Pohl (1986), as reações dos materiais ao fenômeno da cavitação os classificam em dois grupos, conforme a característica da fratura durante a cavitação: materiais dúcteis, que apresentam deformações e transformações de fase com pequena perda de massa por longos períodos de ensaio e os materiais frágeis que não suportam as solicitações de cavitação, com perda de massa já nos períodos iniciais do processo (figura 2.6).

Materiais Dúcteis		Materiais Frágeis
↓ Deformação Alteração microestrutural (transformação de fase) Fadiga ↓	Período de incubação	↓ Fadiga ↓
Remoção de partículas Formação de cavidades Erosão acelerada	Período de estabilidade	Remoção de partículas Formação de cavidades Erosão acelerada

Figura 2.6 – Comportamento dos materiais a cavitação (Pohl, 1996).

Os materiais dúcteis apresentam uma elevada deformação inicial e um encruamento crescente. Nos locais de maior acúmulo de deformação, contornos de grão e maclas surgem microtrincas de fadiga que dão início à formação das inúmeras cavidades, sendo a velocidade de perda de massa controlada pelo tipo de material e pela sua microestrutura. Nos materiais frágeis a menor capacidade de absorção da energia dos impactos leva a formarem rapidamente núcleos concentradores de tensões, dando lugar à erosão das superfícies e à formação de cavidades, sendo sua profundidade relacionada com os mecanismos de fratura envolvidos.

O fenômeno da cavitação tem sido observado em todo tipo de material sólido. Metais duros ou macios, dúcteis ou frágeis, quimicamente ativos ou inertes, todos têm sido danificados pela cavitação. Materiais metálicos como, por exemplo, o alumínio (figura 2.7), ou não metálicos, como a borracha, plásticos, vidro, quartzo, concreto são susceptíveis a esse dano em maior ou menor intensidade, conforme pode ser observado na figura 2.8, que apresenta a taxa de erosão por cavitação para algumas ligas comerciais, dentre elas o aço 1020, aços inoxidáveis (308, CA6NM, 301), ligas de aços inoxidáveis ao Co (E 725, IRECA, CaviTec) e ligas de Co (Stellites). A tabela 2.3 apresenta a composição química dessas ligas.



Figura 2.7 - Danos de cavitação nas pás de uma bomba de fluxo construída em liga de alumínio (Brennen, 1995).

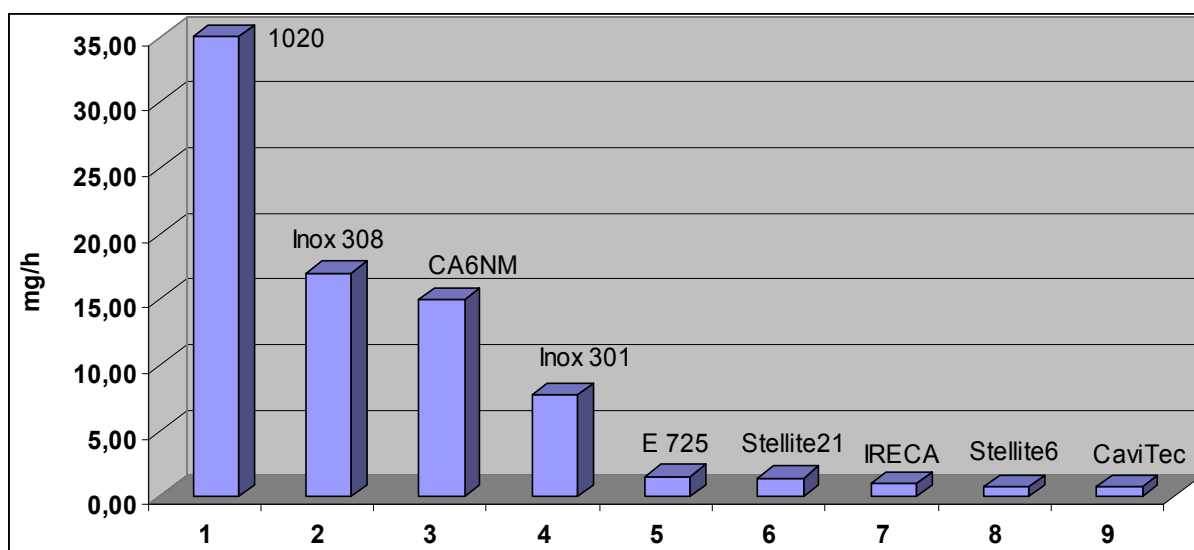


Figura 2.8 - Taxa de erosão por cavitação (perda de massa) de ligas comerciais (método ultrassônico vibratório ASTM G 32) (Adaptado de Simoneau, 1986; Boy et al, 1997; Hart, 2005; Procopiak, 1997; Rao, 1987).

2.1.2. Efeito do acabamento superficial, porosidade, diluição e substrato na resistência à erosão por cavitação.

Buschinelli et al. (1998), após avaliarem a influência que o acabamento superficial, porosidade e a diluição exercem sobre a resistência à cavitação de revestimentos soldados, concluíram que ela depende do acabamento superficial sendo, por exemplo, riscos de lixa sítios de nucleação do processo erosivo. O efeito da porosidade e sua densidade são ainda mais significativos, pois reduzem o tempo de incubação e aumentam a taxa de erosão em regime permanente até quatro vezes em algumas das ligas por eles testadas.

Para Ahmed et al (1990), a influência do acabamento superficial é de tal ordem que há a possibilidade de rastream-se os diferentes períodos que compõem o processo erosivo por meio

da rugosidade (R_a e R_y) apresentada em diferentes tempos de ensaio e, desta forma, definir cada período pela mudança abrupta no aspecto da superfície exposta à cavitação.

Procopiak et al (2000), verificaram que devido aos problemas de soldabilidade dos materiais com alta resistência à erosão por cavitação os ganhos de resistência obtidos em laboratório não refletiram o mesmo desempenho quando aplicados em campo. Essa perda de desempenho é gerada principalmente pelos defeitos superficiais, porosidades e inclusões, que são pontos para iniciação da erosão, diminuindo o desempenho e a resistência. Como forma de diminuir a quantidade e a distribuição dos defeitos os autores efetuaram experiências que consistiram na refusão da superfície pela utilização do processo TIG. A intenção foi de melhorar a ondulação superficial, eliminar e/ou reduzir os defeitos superficiais e ainda obter, no resfriamento pós refusão, um refinamento microestrutural.

No que diz respeito à diluição, Lima et al (1998) observaram que esta tem um importante efeito nos processos onde há fusão do substrato, pois certamente haverá alteração da microestrutura da camada superficial, dependendo do par específico revestimento-substrato. Para eles, por exemplo, em se tratando de revestimentos endurecidos por solução sólida a dureza diminui com o aumento da diluição.

D'Oliveira et al (2000) mostram que o grau de diluição, medido pelo teor de elementos do substrato presentes no revestimento e de elementos do revestimento presentes no substrato, de forma a influenciar o comportamento do componente e as características da zona termicamente afetada (ZTA), estão entre as variáveis que dependem dos parâmetros de processamento usados, bem como procedimentos de processamento que envolvam pré-aquecimento. Buschinelli et al (1998) também verificaram em seu trabalho que o nível de diluição imposta pelo processo de soldagem empregado tem influência significativa na resistência à cavitação dos depósitos.

Para Rebello e Huhne (1987) a influência da diluição do metal de base ou passe anterior no cordão de solda se manifesta por uma diminuição de sua resistência ao impacto da água, caso esse seja constituído de material menos resistente.

Quanto ao material do substrato, o mesmo tem uma forte influência na diluição. Substrato de materiais que possuem um maior coeficiente de transferência de calor, por exemplo, aços carbono são mais indicados do que aços inoxidáveis, pois determinam menores níveis de diluição mantendo-se os demais parâmetros constantes.

Um aporte térmico menor e o bom coeficiente de condutividade térmica do substrato proporcionam uma diluição menor. Para Yaedu (2003) depósitos tendo como substrato o aço carbono resultam em menor tendência ao trincamento e maior resistência ao desgaste.

2.1.3. Correlação entre erosão por cavitação e propriedades mecânicas

Segundo C.McCaul (1996) em 1971 Woodward em seus estudos concluiu que as tentativas de correlacionar resistência à erosão por cavitação com a dureza ou com quaisquer outras propriedades mecânicas que o material possuía antes da cavitação não tinham nenhuma fundamentação.

Também para Rao (1987), Rebello e Huhne (1987), as tentativas de relacionar resistência à cavitação e propriedades dos materiais como, por exemplo, dureza não foram coroadas de pleno êxito. Algumas correlações de dureza e resistência a erosão por cavitação existentes limitaram-se a certos grupos de materiais semelhantes entre si.

Procopiak et al (2000) mostraram também, através de experiências com o Stellite 21 e o Hidroloy 914, que a resistência à erosão por cavitação de um material não está relacionada com a

sua dureza, pois diferentes acabamentos superficiais, embora sendo a dureza dos materiais semelhantes, apresentam resistência à erosão por cavitação distinta.

A erosão por cavitação segundo Karimi (1989) pode ser considerada um tipo de dano com características próprias e que devido ao caráter pulsatório do fenômeno, não pode ser correlacionada com propriedades mecânicas estáticas.

Diversos autores, entre eles Richman (1990), Rao (1997), Filippin e Lira (2001), sugerem que a boa resistência à fadiga de um material esteja relacionada ao principal mecanismo que origina uma baixa remoção de partículas durante a cavitação nas ligas dúcteis. A resistência ao dano cavitacional medida tanto por um tempo de incubação como por uma taxa de perda de massa apresenta segundo os autores, uma boa correlação com a resistência à fadiga (σ_f).

Um rotor de turbina hidráulica é projetado para vida infinita à fadiga. Porém, em função das necessidades de manutenção e de reparo, que com frequência são realizados por processos como a soldagem por arco elétrico, pode-se inserir dano a esses componentes, reduzindo a vida à fadiga. O processo de soldagem insere tensões residuais em cada porção de material que se somam às tensões de trabalho (tensões operacionais), podendo levar essa região da estrutura à falha, mesmo com as cargas operacionais dentro do limite de projeto. O nível de tensão residual é função do tipo de material de base, do processo de soldagem empregado, da velocidade de resfriamento e da geometria e condições de apoio da estrutura. A existência de alguns defeitos superficiais e/ou internos (poros) intensifica a concentração das tensões por se tratarem, também, de variações de geometria (Rao, 1997 e Filippin-Lira, 2001).

2.1.4. Correlação entre erosão por cavitação e microestrutura

A resistência à erosão por cavitação está relacionada à microestrutura do material. Não com a microestrutura original do material, mas com aquela formada pela ação do impacto dos microjatos.

A microestrutura que apresenta o melhor desempenho à cavitação é aquela que apresenta a fase metaestável austenítica γ (CFC), baixa energia de falha de empilhamento (EFE) e refinamento microestrutural. Quando submetidas à cavitação permitem basicamente o deslizamento planar, promovem elevado encruamento (maclas finas) e a formação de martensitas α' (CCC) e ϵ (HC) e com isso incrementa a resistência à erosão por cavitação.

No que diz respeito ao refinamento microestrutural Simoneau (1996) realizou um estudo comparativo da ligas Irecá fundidas x fundidas e refundidas a laser e constatou que o refinamento microestrutural nas ligas refundidas propicia, apesar do surgimento de pequenas trincas superficiais, um incremento de 300% na resistência à cavitação.

Os impactos dos microjatos sobre a superfície provocam as deformações (fadiga cíclica) e geram a energia necessária para a transformação de fase. Quanto mais longo o tempo necessário para essa transformação, maior será o período de incubação, conseqüentemente maior será a resistência à erosão por cavitação. Somente após a transformação de fase é que os impactos devidos à implosão dos microjatos provocarão o desenvolvimento de tensões localizadas requeridas para iniciar a fratura. Essas são características de aços inoxidáveis austeníticos ligados ao cobalto, ligas de cobalto, aços Hadfield e ligas Cr-Mn.

Verifica-se que três fatores (figura 2.9) são fundamentais para produzirem-se materiais com microestrutura adequada para resistir à erosão por cavitação:

- a) **Fase metaestável austenítica γ (CFC)** → para que seja viável a **transformação de fase**
- b) **EFE** → quanto mais baixa, promove o modo de deslizamento planar, que requer grande quantidade de energia de deformação e que, portanto, aumenta o tempo para a **transformação de fase**.
- c) **Metaestabilidade da fase austenítica** → quanto mais estável maior é o tempo para a **transformação de fase** para um mesmo nível de energia de deformação imposta.

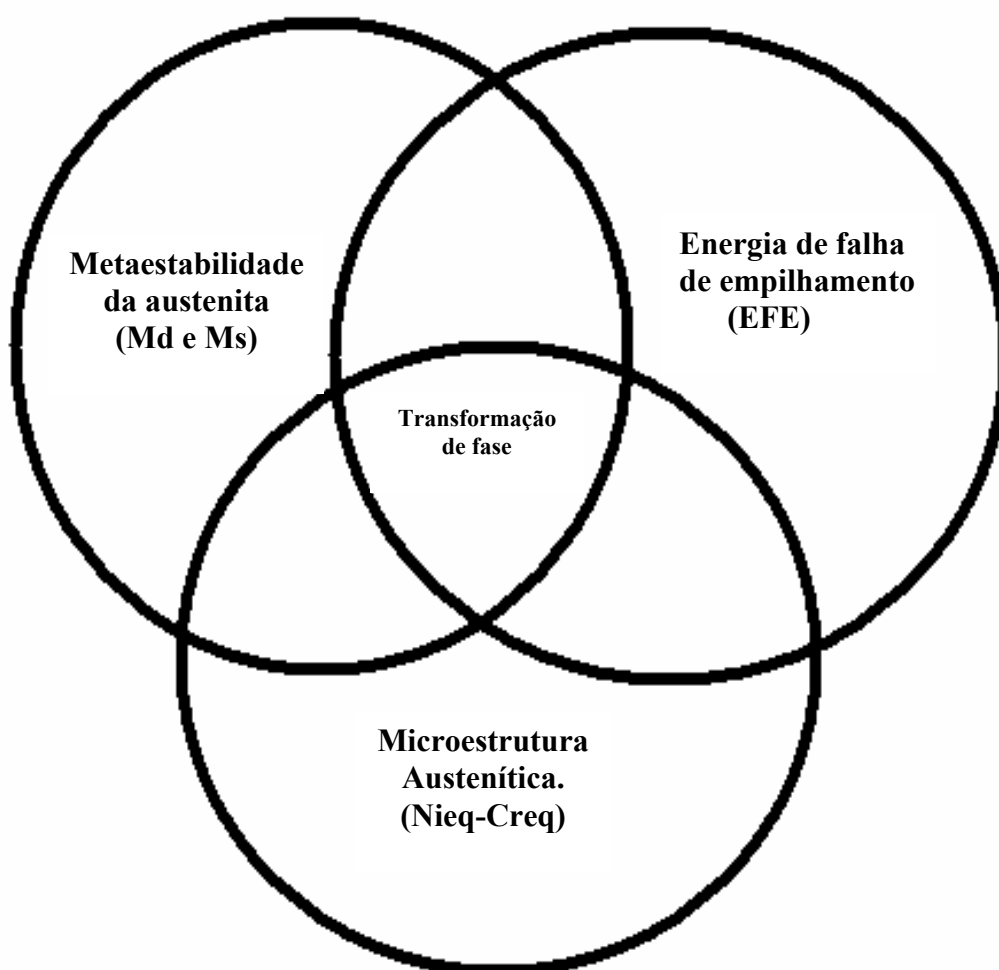


Figura 2.9 - Conjunção de fatores para obtenção de uma microestrutura adequada resistente à erosão por cavitação.

Uma das características fundamentais que um material deve apresentar para ser aplicado em revestimentos resistentes à erosão por cavitação é a possibilidade do mesmo sofrer a

transformação de fase. Conforme mostra a figura 2.9, essa transformação está diretamente relacionada à EFE, a microestrutura austenítica e sua metaestabilidade que pode ser prevista mediante a avaliação do $Nieq-Creq$ e Md . A temperatura Md é aquela acima da qual não haverá transformação de fase promovida por deformação.

2.1.4.1 - Avaliação do desempenho à erosão por cavitação mediante a energia de falha de empilhamento - EFE

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

Um material com baixa energia de falha de empilhamento (EFE) apresenta geralmente discordâncias parciais bem separadas, com maior área de falha de empilhamento. A tensão necessária para recombinar essas discordâncias parciais dependerá da distância de equilíbrio de separação entre elas, as quais dependerão da magnitude da EFE. Nesses materiais ocorre uma distribuição mais homogênea de discordâncias, uma menor tendência à formação de células de discordâncias, o deslizamento cruzado é restrito, uma maior resistência mecânica, baixa taxa de fluência, e a uma maior suscetibilidade à formação de martensita induzida por deformação, como no caso de aços inoxidáveis austeníticos (Procopiak, 2000).

Já em materiais com mais alta EFE uma menor tensão é necessária para recombinar as discordâncias parciais, já que a separação entre elas é pequena e é maior a facilidade para realizar deslizamento cruzado (*cross-slip*) de discordâncias.

A adição de átomos de soluto num metal puro tende a alterar a EFE uma vez que restringe a mobilidade das discordâncias, o que influenciará na distribuição de discordâncias após a deformação. Por exemplo, nos aços inoxidáveis austeníticos do sistema Fe-Cr-Ni, um aumento na concentração de Cr causa um abaixamento da EFE, enquanto que um incremento de Ni aumenta a energia.

Com base nos estudos microestruturais das ligas a base de cobalto, sujeitas à cavitação Woodward em 1972, postulou o conceito da energia de falha de empilhamento (EFE) como fator chave na resistência a cavitação de uma liga (C.McCaul, 1986). Diversos outros pesquisadores, dentre eles Pohl (1996), em seus artigos reconheceram também que a EFE é um dos fatores principais quanto à influência a resistência à erosão de cavitação.

Richman e colaboradores (1990) pesquisaram nessa direção, procurando uma correlação entre as propriedades cíclicas e os parâmetros microestruturais, determinando que a EFE é o parâmetro estrutural que regula o comportamento à erosão por cavitação dos materiais.

Simoneau et al (1987) verificaram também que os materiais com maior resistência à erosão por cavitação são aqueles que apresentam uma microestrutura com baixa energia de falha de empilhamento. Observaram que para ligas CFC a resistência à cavitação está relacionada à EFE e as propriedades de fadiga do material. Em seus estudos sobre as ligas Ireca (Improved Resistance Cavitation) mostram a correlação entre a EFE e os efeitos da deformação nesses materiais (figura 2.10). Por esse gráfico verifica-se que à medida que a EFE diminui, dificulta-se o deslizamento cruzado, o que propicia a formação de maclas bem como a formação de martensita ϵ e α' .

Hart et al (2005) e Karimi (1989) afirmam que a baixa EFE em conjunção com o encruamento causado pela cavitação promove o deslizamento planar, maclas de deformação e transformações martensíticas, o que segundo Simoneau et al (1987) são essenciais para o incremento da resistência à fadiga e, conseqüentemente, da resistência à cavitação.

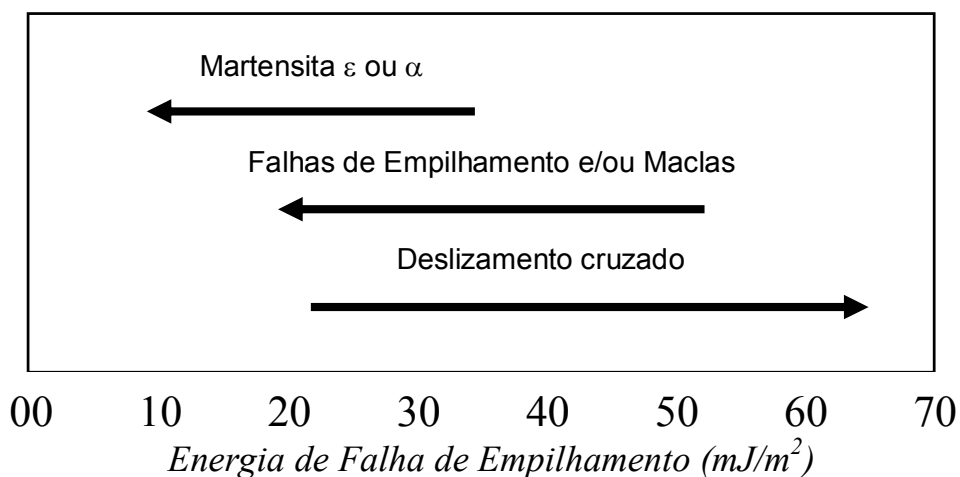


Figura 2.10 – Esquema do mecanismo de deformação em função da EFE (Simoneau et al, 1987).

Diversos autores procuraram formular equações que determinassem a EFE. Em seus estudos Kwok et al. (1998) apresentaram as formulações empíricas (equações 2.1 a 2.3) de Pickerig, Rhodes & Thompson, Schramm & Reed.

Energia de Falha de Empilhamento – EFE (mJ/m ²)	Autor (ano)	Equação
$EFE\ 1 = 25,7 + 2[Ni] + 410[C] - 0,9[Cr] - 77[N] - 13[Si] - 1,2[Mn]$	Pickerig (1984)	2.1
$EFE\ 2 = 1,2 + 1,4 [Ni] + 0,6[Cr] + 17,7[Mn] - 44,7[Si]$	Rhodes & Thompson (1977)	2.2
$EFE\ 3 = - 53 + 6,2[Ni] + 0,7[Cr] + 3,2[Mn] + 9,3[Mo]$	Schramm & Reed 1975	2.3

A tabela 2.1 apresenta os valores de EFE para diversas ligas comerciais calculadas segundo as equações acima.

Tabela 2.1 - EFE para ligas comerciais

Liga	C	N	Cr	Mn	Si	Co	Fe	Ni	Mo	Cu	Nb	EFE 1	EFE 2	EFE 3
IRECA ^(1e2)	0,30	0,10	17,0	10,0	3,0	10,0	59,6	0,0	0,0	0,0	0,0	74,7	54,3	-9,1
CaviTec® ⁽³⁾	0,20	0,20	17,0	10,0	3,0	9,0	60,6	0,0	0,0	0,0	0,0	26,0	54,3	-9,1
Conargem E 725 ⁽⁴⁾	0,20	0,00	17,0	10,0	3,0	9,0	60,8	0,0	0,0	0,0	0,0	41,4	54,3	-9,1
Hidroloy® 913 ^(1e2)	0,20	0,20	17,0	10,0	3,0	10,0	59,6	0,0	0,0	0,0	0,0	26,0	54,3	-9,1
Hidroloy® 914 ^(1e2)	0,22	0,30	17,0	10,0	4,6	10,0	55,9	2,0	0,0	0,0	0,0	9,7	-14,4	3,3
NOREM® Powder ⁽²⁾	0,22	0,22	25,3	12,2	5,1	0,0	47,0	8,2	1,8	0,0	0,0	11,7	15,8	71,3
NOREM® wire ⁽²⁾	1,19	0,11	25,3	6,0	4,1	0,0	57,5	4,6	1,2	0,0	0,0	431,1	-54,3	23,6
Inox 301 ⁽¹⁾	0,10	0,00	17,0	1,0	0,5	0,0	73,9	7,5	0,0	0,0	0,0	58,7	17,3	8,6
Inox 347L ⁽⁵⁾	0,06	0,00	18,2	0,8	0,8	0,0	69,9	9,7	0,2	0,0	0,3	42,0	4,1	24,3
Inox 308L ⁽⁵⁾	0,03	0,00	19,4	0,9	0,8	0,0	68,7	9,9	0,3	0,0	0,0	28,9	6,9	27,6
Inox 308 ⁽¹⁾	0,06	0,00	20,0	1,5	0,5	0,0	68,4	9,5	0,0	0,0	0,0	43,0	30,7	24,7
Inox 316L ⁽⁵⁾	0,05	0,00	16,2	0,9	0,7	0,0	68,5	11,2	2,5	0,0	0,0	43,8	11,2	53,9
F 255 ⁽⁵⁾	0,05	0,18	26,1	1,0	0,4	0,0	60,1	6,7	3,8	1,7	0,0	15,9	26,1	45,4
CA6NM ⁽¹⁾	0,04	0,00	13,0	0,5	0,5	0,0	81,3	4,0	0,7	0,0	0,0	31,3	1,1	-11,0
X-Cavalloy(6)	0,10	0,25	18,0	15,5	0,5	0,0	65,2	0,5	0,0	0,0	0,0	7,2	264,7	12,3
Stellite®6 ⁽¹⁾	1,10	0,00	28,0	0,5	0,3	70,1	0,0	0,0	0,0	0,0	0,0	447,0	13,4	-31,8
Stellite®21 ⁽¹⁾	0,25	0,00	28,0	0,5	0,3	63,0	0,0	3,0	5,0	0,0	0,0	104,5	17,6	33,3

Observando os resultados apresentados na tabela 2.1 verifica-se uma grande discrepância entre os valores calculados pelas três equações o que dificulta uma análise ou mesma a possibilidade de se verificar a tendência da EFE para as ligas sendo, portanto desaconselhável o uso de tais equações para orientar tomadas de decisão no que diz respeito a EFE.

2.1.4.2 - Avaliação do desempenho à erosão por cavitação mediante a determinação do Creq e Nieq

A microestrutura de um aço inoxidável pode ser determinada pela avaliação do Nieq e Creq. Um baixo Creq e alto Nieq, por exemplo, significam forte influência de elementos gamagêneos, tais como o Ni, N, C, Mn e Co, que garantem a formação de uma estrutura austenítica fundamental para materiais resistentes à erosão por cavitação. O Creq e o Nieq são, portanto, importantes tanto na definição de uma nova liga, bem como para avaliar ligas comerciais que se desejam aplicar em locais sujeitos a esse fenômeno.

Rao (1987) foi um dos pesquisadores que observou que o desempenho à cavitação pode ser previsto mediante a avaliação do Creq e Nieq. Verificou que é possível estimar o comportamento à cavitação de uma importante variedade de materiais. Seus estudos estão resumidos na figura 2.11. Além de Rao outros pesquisadores disponibilizam na literatura fórmulas para determinar o Creq e Nieq, a saber:

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

Rao (1987) trabalhou com as expressões de Creq e Nieq correspondentes a DeLong, incorporando ao Nieq os efeitos do Cu e Co através dos coeficientes 0,44 e 0,41, respectivamente (equações 2.4 e 2.5). Observou que valores entre 0,4 e 0,7 da relação $[\text{Creq}/(\text{Creq}+\text{Nieq})]$ asseguram uma boa resistência à cavitação do material. Para ele o melhor desempenho dos metais de solda de aço inoxidável ocorre quando a relação se aproxima de 0,7. Baixos valores dessa relação indicam materiais completamente austeníticos, geralmente ligas com alto teor de Ni, que é um elemento que tende a aumentar consideravelmente a EFE. Esses aços apresentam após deformação à temperatura ambiente, distribuição de discordâncias que se aproxima da celular, características de materiais com alta EFE, não ocorrendo a formação de

martensita ϵ ou α' (Padilha, 1994). Altos valores indicam materiais martensíticos e logo susceptíveis de uma rápida cavitação conforme discutido no item 2.1.1.

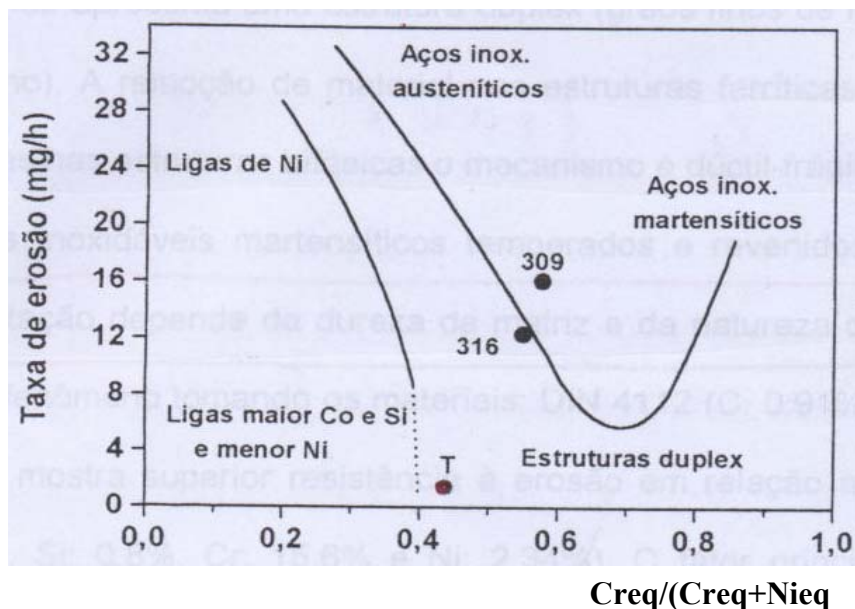


Figura 2.11 – Taxa de erosão dos materiais em função do Nieq e Creq (Rao et al, 1987).

$$C_{req} = \%Cr + \%Mo + 1,5\%Si + 0,5\%Nb \quad (\text{equação 2.4})$$

$$N_{ieq} = \%Ni + 30 (\%N + \%C) + 0,5 \%Mn + 0,44\%Cu + 0,41\%Co \quad (\text{equação 2.5})$$

b) Expressões de Simoneau (1989) para metal de solda.

Quando do desenvolvimento dos aços inoxidáveis austeníticos ao Co (Ireca), Simoneau trabalhou com as expressões de DeLong, mas trocou o coeficiente do Co por 0,7 e não contemplou o efeito do Cu (equações 2.6 e 2.7).

$$C_{req} = Cr + 1,5 Si \quad (\text{equação 2.6})$$

$$N_{ieq} = Ni + 30 (N + C) + 0,5 Mn + 0,7 Co \quad (\text{equação 2.7})$$

O autor traçou curvas para estimar o conteúdo de martensitas ϵ e α' em aços inoxidáveis austeníticos ao Co e ligas de Co, bem como para ligas comerciais (figura 2.12), a partir do $C_{req} + N_{ieq}$. A tabela 2.2 mostra as faixas de valores de composição química que o autor utilizou para as ligas Ireca. O mesmo também estendeu sua análise com auxílio dessas curvas para ligas

comerciais, tais como ASTM A-27, AISI 308, 301, 304, 301N, Stellite 6 e Stellite 21 dentre outras.

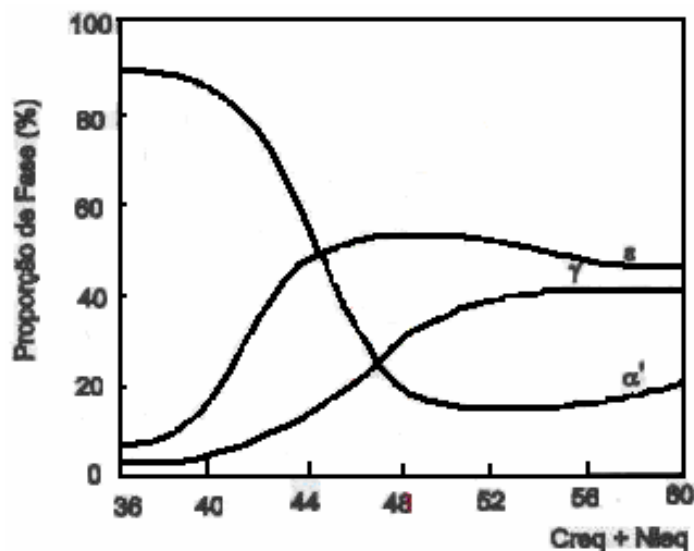


Figura 2.12 – Proporção das fases γ , α' e ϵ nas superfícies erodidas segundo Simoneau (1987).

Tabela 2.2 - Faixa de composição química das ligas Ireca de Simoneau.

Elemento de liga	Peso (%)
C	0,06 - 0,78
N	0,01 - 0,27
Mn	0 – 10,0
Co	8,0 - 12,0
Si	0 – 4,0
Cr	15,0 – 28,0
Mo	0 – 2,4

A tabela 2.3 apresenta os valores de C_{req} e Ni_{eq} segundo as equações 2.4 a 2.7 de Simoneau e DeLong (Rao), bem como a previsão do percentual de ferrita a ser formada,

observada no diagrama de DeLong (figura 2.13) para ligas comerciais comumente usadas no recobrimento de superfícies sujeitas à cavitação.

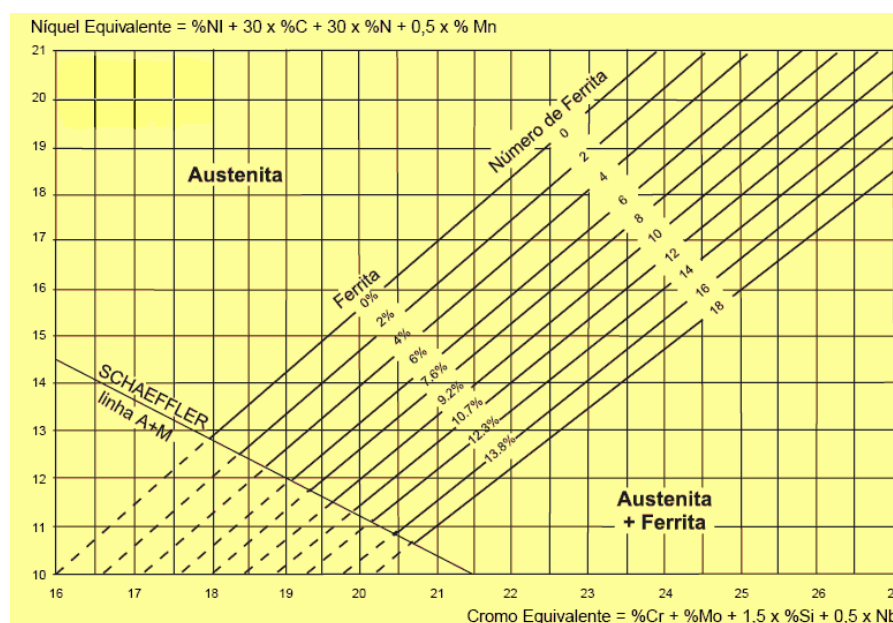


Figura 2.13 - Diagrama de DeLong – diagrama de constituição modificado para metais de solda de aço inoxidável.

As ligas indicadas na tabela 2.3 apresentam uma variação de ferrita de zero a 15%. Deve-se, no entanto evitar o alto conteúdo de ferrita, uma vez que as estruturas CCC são sensíveis às elevadas taxas de deformação e apresentam elevada EFE, formando estruturas celulares de discordâncias produzidas por deslizamento cruzado que ocorre para deformações muito pequenas. Nesses materiais, as discordâncias vencem facilmente os obstáculos formando-se bandas de deslizamento e grandes zonas plásticas nas pontas das trincas. Eles apresentam também fratura frágil transgranular quando submetidos aos impulsos da cavitação, tornando-os pobre em resistência à erosão por cavitação.

Algumas observações devem ser feitas a respeito dos resultados apresentados na tabela 2.3:

- a) IRECA – Liga desenvolvida pela Hydro Quebec patentada como Hydroloy® 913 pela Stody Company. Devido à dificuldade em soldar e esmerilhar a Stody desistiu da

patente. Após pesquisas e alterações nos teores de C e N pela Castolin Eutetic Corporation essa liga foi patenteada com o nome de CaviTec®.

b) Hydroloy® 914 liga desenvolvida e patenteada pela Stoodly Company.

c) NOREM® liga desenvolvida e patenteada pelo Electric Power Research Institute (EPRI).

Tabela 2.3: Creq, Nieq e porcentagem de ferrita de ligas comerciais.

Liga	Composição											De Long + Rao (1987) e/ou Schaeffler				Simoneau (1989)		
	C	N	Cr	Mn	Si	Co	Fe	Ni	Mo	Cu	Nb	Creq	Nieq	Creq/(Cr eq+Nieq)	% Ferrita DeLong	Creq	Nieq	Creq+Nieq
IRECA (1e2)	0,30	0,10	17,0	10,0	3,0	10,0	59,6	0,0	0,0	0,0	0,0	21,50	21,10	0,50	0,0	21,50	24,00	45,50
CaviTec® (3)	0,20	0,20	17,0	10,0	3,0	9,0	60,6	0,0	0,0	0,0	0,0	21,50	20,69	0,51	0,0	21,50	23,30	44,80
Conargem E 725(4)	0,20	0,00	17,0	10,0	3,0	9,0	60,8	0,0	0,0	0,0	0,0	21,50	14,69	0,59	7,5	21,50	17,30	38,80
Hydroloy® 913(1e2)	0,20	0,20	17,0	10,0	3,0	10,0	59,6	0,0	0,0	0,0	0,0	21,50	21,10	0,50	0,0	21,50	24,00	45,50
Hydroloy® 914(1e2)	0,22	0,30	17,0	10,0	4,6	10,0	55,9	2,0	0,0	0,0	0,0	23,90	26,70	0,47	0,0	23,90	27,60	51,50
NOREM® Powder(2)	0,22	0,22	25,3	12,2	5,1	0,0	46,9	8,2	1,8	0,0	0,0	34,75	27,50	0,56	Extrapol	32,95	19,30	52,25
NOREM® wire(2)	1,19	0,11	25,3	6,0	4,1	0,0	57,5	4,6	1,2	0,0	0,0	32,65	46,60	0,41	Extrapol	31,45	42,00	73,45
Inox 301(1)	0,10	0,00	17,0	1,0	0,5	0,0	73,9	7,5	0,0	0,0	0,0	17,75	11,00	0,62	3,5	17,75	3,50	21,25
Inox 347L(5)	0,06	0,00	18,2	0,8	0,8	0,0	69,9	9,7	0,2	0,0	0,3	19,75	11,90	0,62	8,0	19,40	2,20	21,60
Inox 308L(5)	0,03	0,00	19,4	0,9	0,8	0,0	68,7	9,9	0,3	0,0	0,0	20,90	11,25	0,65	15,0	20,60	1,35	21,95
Inox 308 (1)	0,06	0,00	20,0	1,5	0,5	0,0	68,4	9,5	0,0	0,0	0,0	20,75	12,05	0,63	11,0	20,75	2,55	23,30
Inox 316L(5)	0,05	0,00	16,2	0,9	0,7	0,0	68,4	11,2	2,5	0,0	0,0	19,75	13,15	0,60	5,0	17,25	1,95	19,20
F 255(5)	0,05	0,18	26,1	1,0	0,4	0,0	60,1	6,7	3,8	1,7	0,0	30,50	14,85	0,67	Extrapol	26,70	7,40	34,10
CA6NM(1)	0,04	0,00	13,0	0,5	0,5	0,0	81,3	4,0	0,7	0,0	0,0	14,45	5,45	0,73	Extrapol	13,75	1,45	15,20
X-Cavalloy(6)	0,10	0,25	18,0	15,5	0,5	0,0	65,5	0,5	0,0	0,0	0,0	18,75	18,75	0,50	0,0	18,75	18,25	37,00
Stellite®6 (1)	1,10	0,00	28,0	0,5	0,3	70,1	0,0	0,0	0,0	0,0	0,0	NA	NA	NA	NA	NA	NA	NA
Stellite®21 (1)	0,25	0,00	28,0	0,5	0,3	62,9	0,0	3,0	5,0	0,0	0,0	NA	NA	NA	NA	NA	NA	NA

(1)Simoneau (1986); (2)Boy et al (1997); 3)Hart (2005); (4)Procopiak 1995;

(5)Rao(1987); McCaul (1986). NA - Não Aplicável (ligas ao Co).

2.1.4.3 - Avaliação do desempenho à erosão por cavitação mediante a determinação das temperaturas Md.

A facilidade ou dificuldade da transformação de uma microestrutura austenítica em martensítica, é fundamental para avaliar um material frente ao fenômeno da cavitação. Desse modo a composição química do aço tem efeito determinante, pois depende em muito da composição a possibilidade de ocorrer transformação decorrente do resfriamento ou da deformação a frio.

As temperaturas Ms e Md são freqüentemente usadas para descrever a estabilidade da austenita, ou seja, a resistência à transformação de fase da austenita tanto por temperatura como por tensão/deformação. Abaixo de Ms ocorre a transformação de fase espontaneamente e acima de Md obtém-se a estabilidade mecânica de γ .

Desse modo, uma das características importantes em uma liga austenítica resistente a erosão por cavitação é a determinação da temperatura Md, que representa a temperatura acima da qual nenhuma transformação ocorrerá por deformação. Quanto menor for a temperatura Md, desde que ainda possibilite a transformação de fase, mais estável será a microestrutura, mais longo o tempo necessário para a transformação microestrutural, maior será o período de incubação, conseqüentemente maior será a resistência à erosão por cavitação.

Procopiak (1997) fez uma estimativa dessa temperatura, para alguns aços inoxidáveis resistentes à cavitação, através das equações (2.8 e 2.9) extraídas de Hull em 1973 e também utilizados por Rao (1987), modificadas pela adição do efeito do Co com o fator multiplicativo 3.

Outras equações para determinar os valores de Md estão disponíveis nas bibliografias dentre essas, pode-se citar as equações de Angel de 1954 (equação 2.10) e a de Ohara de 2002 (equação 2.11) sendo que esta leva em consideração, além dos elementos químicos, o tamanho de grão austenítico presente (d =tamanho de grão ASTM) (Rocha, 2006).

$$M_{d30} = 497 - 462(C+N) - 9,2Si - 8,1Mn - 13,7Cr - 20Ni - 18,5Mo - 3Co \quad \text{Equação 2.8}$$

$$M_{d30} = 497 - 462(C+N) - 9,2Si - 8,1Mn - 13,7Cr - 20Ni - 18,5Mo \quad \text{Equação 2.9}$$

$$M_{d30}(^{\circ}C) = 413 - 462(C+N) - 9,2Si - 8,1Mn - 13,7Cr - 9,5Ni - 18,5Mo \quad \text{Equação 2.10}$$

$$M_{d30}(^{\circ}C) = 551 - 462(C+N) - 9,2Si - 8,1Mn - 13,7Cr - 29(Ni+Cu) - 18,5Mo - 68Nb - 1,42(d-8) \quad \text{Equação 2.11}$$

M_{d30} é a temperatura na qual 50% da austenita transforma-se em martensita com redução de 30% de área em tração e indica a estabilidade do aço austenítico.

A tabela 2.4 apresenta os valores de M_{d30} calculados pelas equações de Procopiak, Rao e Angel para as ligas comerciais.

Tabela 2.4 - Temperatura M_{d30} de ligas comerciais.

Liga	Composição											Temperaturas M_{d30} ($^{\circ}C$)		
	C	N	Cr	Mn	Si	Co	Fe	Ni	Mo	Cu	Nb	Procopiak	Rao	Angel
IRECA (1e2)	0,30	0,10	17,0	10,0	3,0	10,0	59,6	0,0	0,0	0,0	0,0	-59	-29	-113
CaviTec® (3)	0,20	0,20	17,0	10,0	3,0	9,0	60,6	0,0	0,0	0,0	0,0	-56	-29	-113
Conargem E 725(4)	0,20	0,00	17,0	10,0	3,0	9,0	60,8	0,0	0,0	0,0	0,0	36	63	-21
Hidroloy® 913(1e2)	0,20	0,20	17,0	10,0	3,0	10,0	59,6	0,0	0,0	0,0	0,0	-59	-29	-113
Hidroloy® 914(1e2)	0,22	0,30	17,0	10,0	4,6	10,0	55,9	2,0	0,0	0,0	0,0	-169	-139	-202
NOREM® Powder(2)	0,22	0,22	25,3	12,2	5,1	0,0	46,9	8,2	1,8	0,0	0,0	-396	-396	-394
NOREM® wire(2)	1,19	0,11	25,3	6,0	4,1	0,0	57,5	4,6	1,2	0,0	0,0	-651	-651	-686
Inox 301(1)	0,10	0,00	17,0	1,0	0,5	0,0	73,9	7,5	0,0	0,0	0,0	55	55	50
Inox 347L(5)	0,06	0,00	18,2	0,8	0,8	0,0	69,9	9,7	0,2	0,0	0,3	8	8	26
Inox 308L(5)	0,03	0,00	19,4	0,9	0,8	0,0	68,7	9,9	0,3	0,0	0,0	-1	-1	19
Inox 308 (1)	0,06	0,00	20,0	1,5	0,5	0,0	68,4	9,5	0,0	0,0	0,0	-11	-11	4
Inox 316L(5)	0,05	0,00	16,2	0,9	0,7	0,0	68,4	11,2	2,5	0,0	0,0	-32	-32	2
F 255(5)	0,05	0,18	26,1	1,0	0,4	0,0	60,1	6,7	3,8	1,7	0,0	-183	-183	-197
CA6NM(1)	0,04	0,00	13,0	0,5	0,5	0,0	81,3	4,0	0,7	0,0	0,0	199	199	157
X-Cavalloy(6)	0,10	0,25	18,0	15,5	0,5	0,0	65,5	0,5	0,0	0,0	0,0	-51	-51	-130
Stellite®6 (1)	1,10	0,00	28,0	0,5	0,3	70,1	0,0	0,0	0,0	0,0	0,0	NA	NA	NA
Stellite®21 (1)	0,25	0,00	28,0	0,5	0,3	62,9	0,0	3,0	5,0	0,0	0,0	NA	NA	NA

NA - Não Aplicável (ligas ao Co).

Em sua pesquisa Procopiak estimou que as ligas comerciais (Hidroloy® 913 e Conargem E 725), por ele depositadas, apresentaram temperaturas diferentes de início de transformação martensítica, sendo M_{d30} (HQ913) = -43°C e M_d (E725) = -3°C , ou seja, a liga HQ913 foi mais estável que a E725 o que significou que possui uma maior dificuldade em transformar-se de fase e conseqüentemente resultou numa maior resistência a erosão por cavitação.

Dois comentários fazem-se necessários quanto aos valores apresentados na tabela 2.4. O primeiro é que algumas ligas apresentam valores de M_{d30} abaixo do zero absoluto, o que fisicamente não é possível. Rao (1987) em sua pesquisa também obteve para alguns materiais temperaturas mais baixas de que -273°C e, segundo o autor o significado físico pode ser que as transformações induzidas por deformação não ocorrem ou que concentrações elevadas de martensita não são produzidas. O segundo comentário é o fato que os valores relatados por Procopiak (1997), para as ligas HQ 913 ($M_{d30} = -43^{\circ}\text{C}$) e E 725 ($M_{d30} = -3^{\circ}\text{C}$) não coincidem com os valores mostrados na tabela 2.2 ($M_{d30} = -59^{\circ}\text{C}$ e $M_{d30} = 36^{\circ}\text{C}$ respectivamente). Isso ocorre devido ao fato que os valores de M_{d30} das ligas apresentadas nessa tabela foram obtidos a partir das composições químicas fornecidas pelos fabricantes, enquanto que, os valores de Procopiak, foram a partir da composição química dos revestimentos por ele depositados.

Deve-se mencionar que as várias fórmulas para a temperatura M_{d30} freqüentemente geram diferentes resultados assim, a previsão da transformação por essas fórmulas é simplesmente uma abordagem empírica que por vezes permitam prever o comportamento dos materiais e às vezes não.

2.1.5. Transformação de fase induzida por deformação.

A transformação de fase pode ser dividida em dois tipos principais:

a) transformação da fase austenita γ em martensita cúbica α' .

A fase originalmente cúbica de face centrada – CFC, austenítica γ , transforma-se em martensítica cúbica de corpo centrado α' devido à deformação da rede cristalina, normalmente a baixas temperaturas ou a elevados níveis de deformação (Schumann, 1989).

b) transformação da fase austenita γ em martensita hexagonal ϵ .

A martensita ϵ se forma em plaquetas muito finas e alongadas situadas nos planos octaédricos da austenita, sendo sua estrutura cristalina hexagonal compacta HC. Em aços manganês até 80% de fase ϵ pode ser formada (Schumann, 1989).

Essa característica mais refinada da martensita ϵ favorece a resistência à erosão por cavitação, pois o refinamento microestrutural é um fator que também deve ser levado em conta, uma vez que, quanto mais fina a microestrutura, mais elevada é a sua resistência à cavitação, pois diminui a extensão da falha de empilhamento, reduz a quantidade de transformação de fase e prolonga o período de incubação. É essa a razão pela qual a superfície refundida tem uma resistência mais elevada à erosão por cavitação. Esse fato foi verificado por Simoneau (1989) e, posteriormente por Procopiak (1997).

A transformação da fase austenítica “ γ ” em martensítica ϵ e/ou α' ocorre com pequena variação volumétrica (Padilha, 1994):

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

Esse fato mostra ser mais fácil formar fase ϵ na erosão por cavitação, uma vez que esse fenômeno impõe tensões geralmente compressivas na superfície do material devido à implosão dos microjatos contra a mesma.

Venables em 1962 propôs um modelo para mostrar como seria possível essa transformação da fase nos aços inoxidáveis, ou seja, $\gamma \rightarrow \epsilon \rightarrow \alpha'$ (figura 2.14).

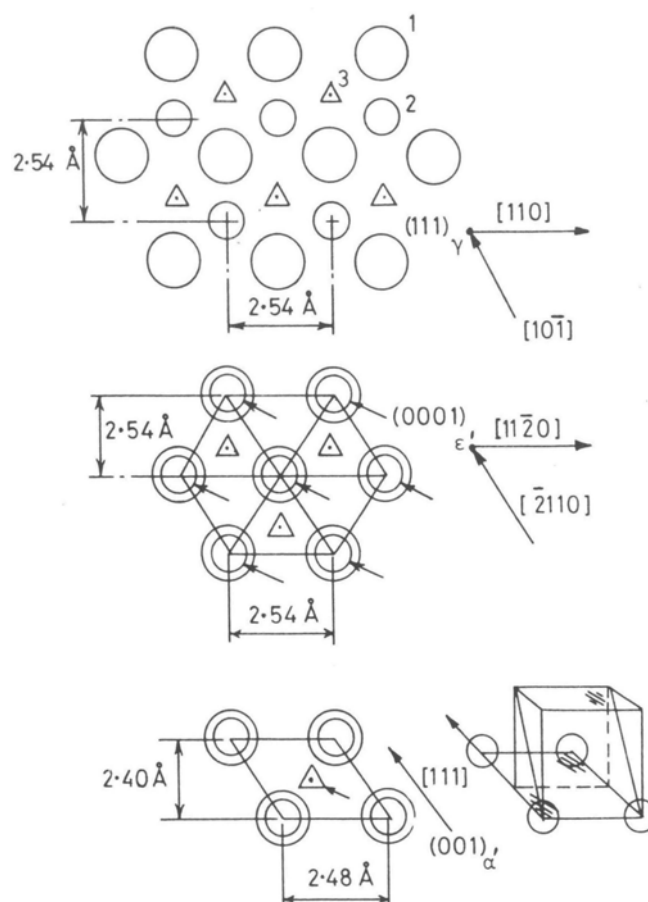


Figura 2.14 - Modelo de Venables para a transformação de fase $\gamma \rightarrow \epsilon \rightarrow \alpha'$ (Porter et al 1982).

O volume de fases a serem formadas é um dos fatores responsáveis pelo comportamento à erosão por cavitação dos revestimentos. Isto é, a demora na nucleação da martensita α' ou ϵ nos revestimentos austeníticos mostra que o aumento da estabilidade da austenita atua melhorando o comportamento do revestimento.

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

A transformação de fase é, portanto, o comportamento fundamental dos materiais resistentes à erosão por cavitação, uma vez que longos tempos para a transformação resultam em maior tempo de incubação e maior resistência à erosão por cavitação.

A figura 2.15 faz uma comparação entre taxa de erosão, transformação de fase e o endurecimento induzido durante o fenômeno da cavitação de ligas comerciais.

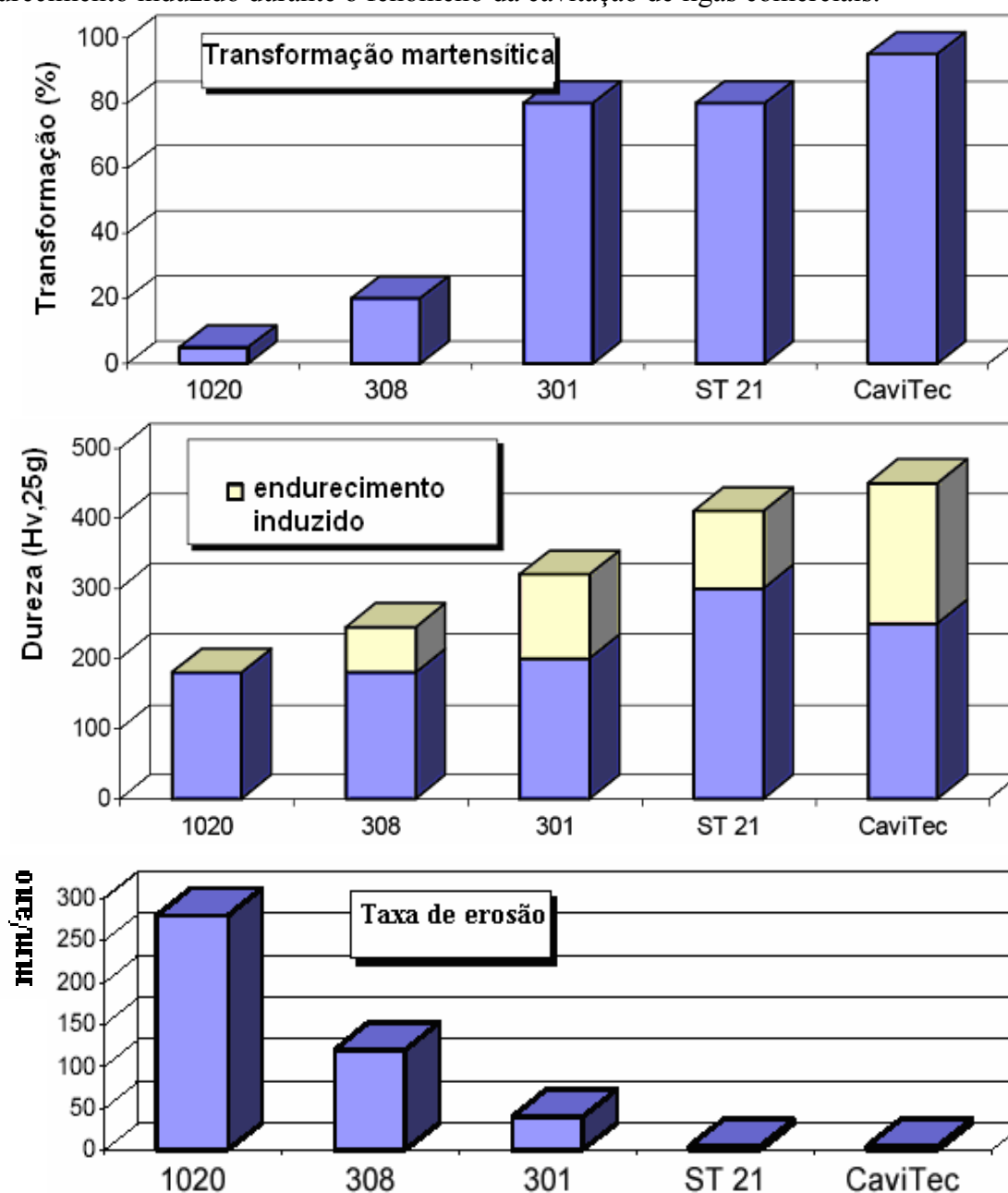


Figura 2.15 – Comparação da taxa de erosão, transformação de fase e o endurecimento induzido durante o fenômeno da cavitação de ligas comerciais (Hart 2005).

Pela figura verifica-se que os materiais mais resistentes à erosão por cavitação como, por exemplo, o Stellite 21 (ST 21) e o Cavitec, são aqueles que têm um maior percentual e transformação da fase austenítica para a martensítica. Como consequência, ocorre um maior endurecimento; um período de incubação mais longo, devido ao tempo necessário para que ocorra a formação da martensita; e uma diminuição na taxa de erosão por cavitação.

2.2. PLASMA A ARCO TRANSFERIDO – PTA

2.2.1. Princípio de funcionamento

O processo de revestimento por plasma com arco transferido (PTA), é um processo de soldagem a arco elétrico. Esse processo é uma modificação da soldagem a arco de tungstênio sob gás inerte (TIG), uma vez que ambos empregam um arco elétrico (plasma), produzido por um eletrodo de tungstênio não consumível como fonte primária de calor. Os processos diferem pelo fato de o processo de soldagem PTA utilizar um bocal de constrição do arco, três sistemas de gás (figura 2.16) e dois arcos ajustáveis independentemente. O arco não transferido, chamado arco piloto, é utilizado para iniciar e estabilizar o arco principal entre o eletrodo de tungstênio e a peça. Quando o arco principal é formado, o arco-piloto é extinto e somente volta a ser estabelecido quando o arco principal é extinto.

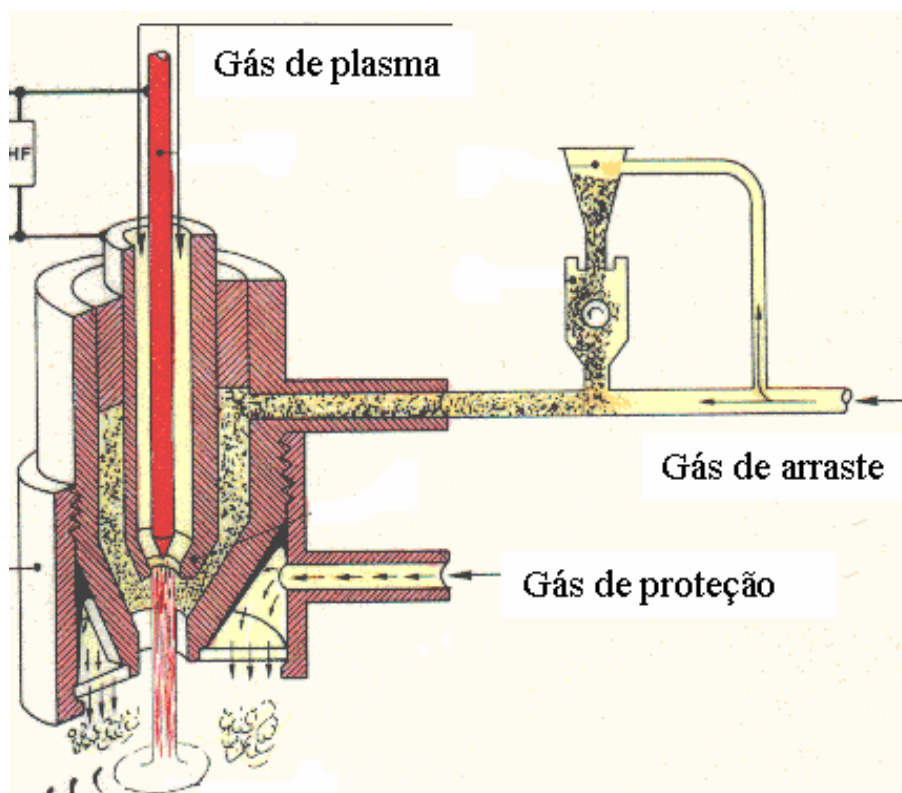


Figura 2.16 - Desenho esquemático de uma tocha PTAP (<http://www.plasmateam.com>, 2007).

O gás ionizado é forçado a passar através do bocal de cobre resfriado à água com um orifício de restrição na extremidade. O aumento da velocidade do plasma é consequência direta da constrição do bocal de cobre. O arco voltagem colimado pelo bocal constritor proporciona o aumento da densidade de energia e direcionalidade (Metals Handbook, 1998). A configuração do bocal inibe a abertura do arco voltagem por contato. O arco é essencialmente esférico na sua seção transversal, e pequenas variações no comprimento do arco não produzem grandes variações na área projetada. É menos influenciado por campos magnéticos e correntes de ar do meio externo que podem eventualmente ocasionar porosidade no material depositado.

No PTA o material a ser depositado é transportado de um alimentador de pó à tocha com o auxílio de um fluxo de gás, normalmente o argônio, o qual é direcionado a tocha plasma (figura 2.16). O processo pode ser manual ou automático, sendo que para cada situação existe um tipo de tocha específico.

Além de ser uma das tecnologias mais avançadas na área de soldagem para revestimentos com ligas comerciais, tem excelente viabilidade no estudo para desenvolvimento de novos metais de adição conforme pode ser observado nos vários trabalhos publicados, dentre eles o de Liu (2006) e Menon (1996 a, b) e dos pesquisadores do Laboratório de Superfícies da UFPR D'Oliveira, A. S. C. M et al (2006) - D'Oliveira (2007).

Os itens básicos de um equipamento PTA são (figura 2.17):

- Fonte de energia e Unidade de controle de plasma;
- Tocha de soldagem;
- Sistema de suprimento de gás;
- Sistema de alimentação de pó;

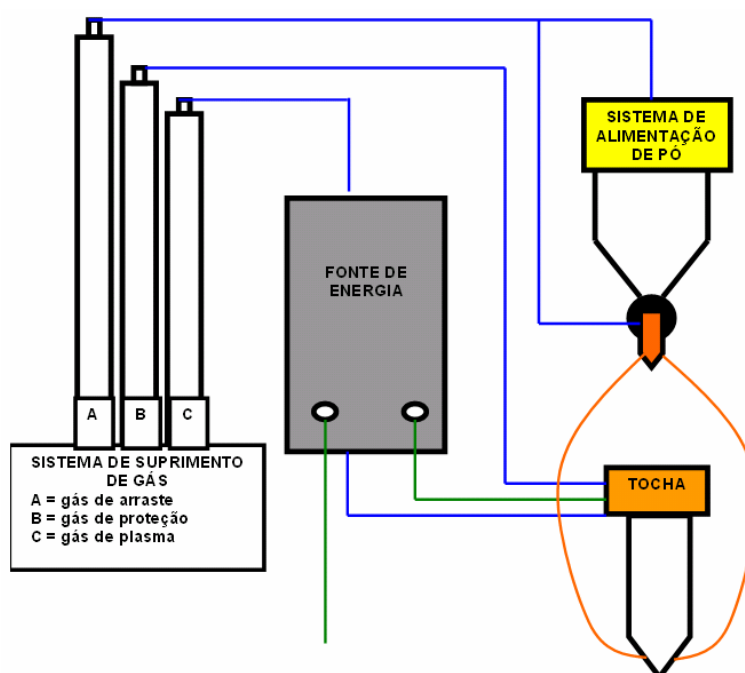


Figura 2.17. Esquema do equipamento para soldagem PTA.

a) Fonte de energia e Unidade de controle de plasma

Fornece a energia para o sistema de soldagem. Essa unidade também regula o fluxo dos gases, a iniciação do arco, a corrente de soldagem, as rampas de subida e descida de corrente, dentre outros parâmetros. A unidade de controle de plasma controla separadamente os fluxos de gás de plasma e de proteção, além de incorporar o circuito de alta frequência do arco piloto.

b) Tocha de soldagem

Tem como função fixar o eletrodo e direcionar o arco. Possui um conjunto de pinça para a fixação do eletrodo, canais para a passagem dos gases e da água de refrigeração. Possui ainda um bico de cobre com o orifício para a constrição do arco e um bocal de cerâmica para a isolação e proteção do soldador.

O orifício de passagem de gás e do arco varia de acordo com a corrente elétrica empregada, e seu diâmetro influencia a intensidade e a concentração do arco. A tocha é resfriada por um fluxo de água para evitar o superaquecimento, aumentando a vida útil de seus componentes.

As principais diferenças construtivas entre a tocha TIG e a tocha PTA consistem nos canais para a alimentação de pó e na necessidade da utilização de um fluxo adicional de gás para o transporte do mesmo na tocha (figura 2.16).

c) Sistema de suprimento de gás

O equipamento PTA incorpora 3 sistemas de gás. Esses gases devem ser quimicamente inertes para reduzir o desgaste do eletrodo e proteger a solda da atmosfera.

O suprimento de gás mais interno é chamado de gás plasma, e é quase sempre o argônio. O gás de plasma ajuda a gerar o feixe de plasma e protege o eletrodo de tungstênio.

O gás mais externo, também chamado gás de proteção, provê uma cobertura inerte sobre a poça fundida para protegê-la da oxidação e contaminação do meio. Geralmente se emprega como gás de proteção argônio, hélio ou mistura desses gases, pode-se ainda adicionar hidrogênio ao argônio (Metals Handbook, 1998).

O terceiro sistema de escoamento de gás, chamado de gás de arraste, é utilizado para carregar o material consumível durante a aplicação do revestimento. O gás de arraste pode ser o argônio, hélio, ou uma mistura de argônio e hidrogênio. O metal de adição, na forma de pó, é alimentado ao feixe de plasma fundindo-se junto com a superfície do substrato.

d) Sistema de alimentação de pós

É o sistema responsável pelo transporte dos pós desde o silo de armazenagem até a poça de fusão (figura 2.17)

2.2.2 – Vantagens e desvantagens do processo

Entre algumas vantagens e desvantagens proporcionadas pelo processo PTA, destacam-se:

Vantagens:

- Estabilidade do arco, mesmo com correntes baixas;
- Maior velocidade de deposição, devido à maior concentração de energia;
- Os depósitos obtidos são homogêneos e densos, com excelente união metalúrgica entre o metal de adição e o metal base;
- Possibilidade de se obter baixa diluição;
- O eletrodo está confinado no bocal de constrição, sendo impossível seu contato com a peça a ser revestida bem como com o pó de alimentação; esse arranjo dá maior vida ao eletrodo e

elimina a possibilidade de inclusão de tungstênio no revestimento, bem como a contaminação do eletrodo pelo pó;

- O arco-piloto do processo por plasma permite sua visualização pelo soldador, através das lentes de proteção, facilitando o posicionamento preciso da tocha de soldagem na abertura do arco.

Outra característica importante do arco-piloto é a de permitir a abertura instantânea do arco de soldagem, mesmo com baixa intensidade de corrente;

- Maior flexibilidade na formulação de novas ligas.

Desvantagens:

- Equipamento de maior complexidade, o que gera maior custo de manutenção;

- O equipamento é relativamente caro em relação aos processos convencionais de soldagem e necessita de uma instalação permanente;

- O consumo de gás argônio é um pouco maior que nos demais processos convencionais de soldagem;

- Requer do operador maior conhecimento do processo, quando comparado com os demais processos convencionais de soldagem em função do número de parâmetros e variáveis a serem controlados.

- A tocha é mais complexa, o eletrodo requer configuração e posicionamento precisos, havendo também necessidade de seleção correta do diâmetro do bocal de constrição e da vazão do gás de plasma, arraste e de proteção.

2.2.3. Principais parâmetros e variáveis do processo

Os principais parâmetros a serem selecionados e controlados nesse processo de deposição são: corrente de soldagem, orifício constritor (diâmetro, comprimento e ângulo de convergência),

recuo do eletrodo, ângulo da ponta do eletrodo, velocidade de soldagem, distância bico peça, características e taxa de alimentação da mistura, vazão e gases utilizados.

Deve-se ressaltar que para o PTA muito desses parâmetros são controlados de forma independente, diferentemente do que acontece com outros processos onde há uma dependência entre alguns parâmetros como, por exemplo, no processo MIG entre corrente de soldagem e velocidade de alimentação do arame. Essa individualidade no controle dos parâmetros do PTA permite uma maior liberdade do processo ao mesmo que impõe um estudo minucioso dos mesmos.

a) Corrente de soldagem

A intensidade de corrente é a principal variável quando se considera o aporte de calor ao substrato. Ela controla a penetração e o acabamento do revestimento dentre outros aspectos.

Correntes excessivas podem eventualmente cortar o material e, em função da alta temperatura do arco voltaico, reduzir a vida útil dos bocais, gerar elevada ZTA e diluição excessiva. Em baixas correntes o principal problema é a falta de fusão do metal de aporte e substrato.

Além da possibilidade de utilizar a corrente constante, outra opção importante é a corrente contínua pulsada, tanto do ponto de vista de estabilidade do processo, quanto do ponto de vista metalúrgico.

b) Orifício constritor (bocal): diâmetro, comprimento e ângulo de convergência dos canais condutores dos pós.

Os bocais têm grande influência na qualidade dos revestimentos. Seu diâmetro e o comprimento do orifício são fatores que determinam o grau de constrição do plasma, sendo

uma maior constrição alcançada com diâmetros menores e comprimentos maiores. Uma maior constrição proporciona uma maior liberdade na variação da distância tocha-peça. O PTA utiliza, em geral, orifícios de diâmetro maior, de modo que a coluna do arco tenha um diâmetro maior, com conseqüente menor constrição do arco e densidade de energia, transmitindo uma menor quantidade de calor ao substrato, o que contribui para a obtenção de baixas diluições e cordões mais largos (Vergara, 1999).

Para Vergara (2005), o bico constritor e o gás de arraste apresentam uma grande influência sobre o formato do arco plasma e como conseqüência, na geometria da interface do depósito e no grau de diluição. Seus resultados indicaram que o bico constritor com um ângulo de convergência de 60° apresentou melhor desempenho em relação ao bico de 30° (figura 2.18).

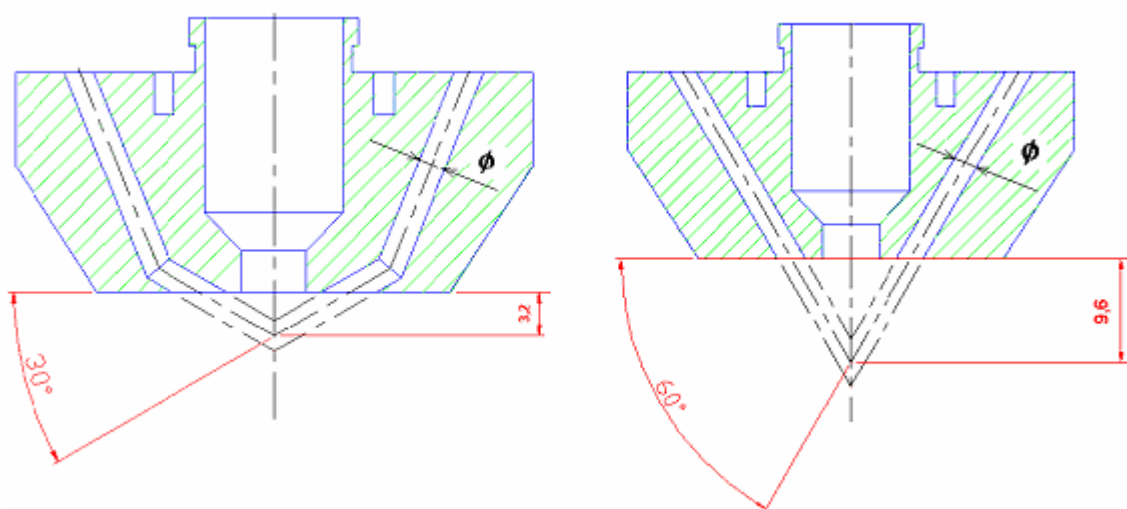


Figura 2.18 – Corte transversal do bico constritor com ângulo de convergência de 30° e 60° (Vergara, 2005).

c) Recuo do eletrodo

O recuo do eletrodo corresponde à distância da ponta do eletrodo à face inferior do bocal do plasma. Esse parâmetro também determina o grau de constrição do arco e, conseqüentemente, a penetração e largura do cordão no revestimento. Um pequeno recuo do eletrodo, conjugado a

um orifício constritor de maior diâmetro, diminui o grau de constrição, aumentando a relação largura/penetração, diminuindo a diluição e aumentando a área revestida.

d) Ângulo da ponta do eletrodo

O ângulo da ponta do eletrodo não influencia significativamente na penetração dos cordões de solda, mas sim na abertura e estabilidade do arco principal (Diaz, 1999). A ponta do eletrodo tem influência no comportamento do plasma e deve ser reafiada ao menor sinal de mudança no comportamento do mesmo.

e) Velocidade de soldagem

A velocidade de soldagem está relacionada com a quantidade de calor transferida à peça por unidade de comprimento. É uma variável que tem influência significativa na qualidade dos revestimentos. Mantidos os outros parâmetros, a variação da velocidade de soldagem influi diretamente no formato da poça de fusão, microestrutura, tamanho da ZTA e oxidação superficial do cordão (Santos, 2003).

f) Distância bico-peça

Devido à constrição do bocal, o arco plasma apresenta um formato cilíndrico ao invés de uma forma cônica típica do TIG. Por isso é menos sensível a variações da distância bico-peça, permitindo a utilização de comprimentos de arco de até 15 mm, além de produzir depósitos homogêneos mesmo com mudanças no comprimento do arco.

g) Características e taxa de alimentação do pó

Quanto às características dos pós, o seu tamanho tem um limite inferior em torno de 35 a 40 μm e sua morfologia apresenta uma influência sobre a escoabilidade. São preferidas partículas esféricas sobre partículas de forma irregular, uma vez que estas resultam numa alimentação deficiente (<http://www.plasmateam.com>, 2007).

No que diz respeito à taxa de alimentação desses pós, Santos (2003) diz que a taxa determinada através do ajuste da rotação do parafuso transportador do sistema de alimentação do pó, é função da característica de pó, corrente de soldagem, utilização ou não de tecimento e gás de proteção. Ela influencia significativamente na qualidade superficial, ocorrência de defeitos no depósito, tais como porosidade e falta de fusão e na geometria do cordão. Para os demais parâmetros fixos, por exemplo, a diluição diminui e o reforço do cordão aumenta com para maiores taxa de alimentação.

h) Gases e vazão utilizados

O equipamento de PTA emprega 3 fluxos de gás: proteção, plasma e arraste. Geralmente utiliza-se o argônio ou argônio com adições de hélio e/ou hidrogênio.

h.1) Gás do plasma

O argônio é normalmente o gás preferido para o gás de plasma porque promove uma proteção efetiva, apresenta uma menor taxa de erosão do eletrodo e do bocal e um menor custo que o hélio.

Uma vazão maior ocasiona uma maior penetração e maior quantidade de partículas expulsoas o que no caso de revestimentos não é interessante. À medida que a vazão é elevada, há um aumento na relação penetração/largura do cordão devido principalmente à maior penetração (Bracarense, 2005). Vazões excessivas causam penetração excessiva, imperfeições superficiais,

tais como poros, enquanto que vazões insuficientes causam a instabilidade do arco, poros e desgaste do eletrodo.

h2) Gás de proteção

Nas aplicações em soldagem e deposição por plasma, o gás de proteção é freqüentemente o mesmo utilizado como gás de plasma devido à praticidade, custo e a não necessidade de equipamentos para mistura de gases. Para o processo PTA, existe uma faixa de vazão adequada para cada faixa de corrente e velocidade de soldagem utilizada. Dentro desta faixa, uma vazão menor tenderá a proporcionar uma maior diluição, maior largura e menor altura do cordão, devido à menor taxa de resfriamento, o contrário ocorrendo para vazões maiores.

h.3) Gás de arraste do pó

Sua vazão determina a quantidade de pó lançada no interior do arco voltaico. O gás transportador de pó normalmente utilizado no PTA é o Argônio. A taxa de alimentação de pó é determinada pela característica de pó, corrente de soldagem e utilização ou não de tecimento. Essa taxa tem influência significativa na qualidade do depósito, sendo que, para os demais parâmetros fixos, a diluição diminui e a altura do cordão aumenta para maiores taxas de alimentação. A qualidade superficial e a ocorrência de defeitos, tais como porosidade e falta de fusão também são influenciados por ela.

3. OBJETIVOS

Os trabalhos publicados a respeito da recuperação de regiões que sofrem erosão por cavitação, em sua grande maioria, citam o cobalto como um dos elementos fundamentais nas ligas para revestir esses locais, no entanto, algumas ligas a base desse elemento como, por exemplo, o Stellite, são de alto custo, difíceis de esmerilhar e sensíveis a trincas.

A partir do exposto este trabalho teve por objetivos:

1º) Formular, depositar e avaliar aços inoxidáveis ao Fe-Cr-Mn-Si-N, de elevada resistência à erosão por cavitação e baixo custo, que também atendam aos requisitos de boa soldabilidade (evitar trincas de solidificação, baixa porosidade, boa molhabilidade, bom acabamento superficial) e funcionalidade (dureza baixa para permitir esmerilhamento).

2º) Aplicar e avaliar o processo de soldagem PTA na deposição de misturas de pós que formam consumíveis de soldagem ainda não comerciais. Esse processo apresenta grande flexibilidade na formulação de ligas, menor diluição, excelente qualidade do depósito, refino microestrutural, baixa distorção, dentre outras características. Essas peculiaridades tornam esse processo uma ferramenta importante no desenvolvimento de novos consumíveis.

4- PROJETO DA NOVA LIGA

Até meados da década de 90 as áreas sujeitas à cavitação em turbinas hidráulicas eram recuperadas por soldagem com eletrodos de aços inoxidáveis austeníticos tradicionais tipo E308 e E309. A relativa baixa resistência desses aços à erosão por cavitação foi responsável pelo desenvolvimento de aços inoxidáveis ao Co (Cavitec, Hidroloy) de mais alta resistência, porém de alto custo. Ligas à base de cobalto (Stellites) também foram desenvolvidas, porém são também de alto custo e apresentam maior susceptibilidade a trincas ainda acrescida da dificuldade no acabamento final por esmerilhamento (Hart, 2005 e Menon et al, 1996). Apesar do custo elevado, o uso desses aços inoxidáveis ao Co e ligas de Co é justificado pelo ganho de disponibilidade/produtividade, pelo considerável incremento no tempo entre reparos (Eletrosul, 1992).

Apesar do comprovado bom desempenho na proteção contra cavitação, comparativamente aos usuais E308 e E309 (Simoneau 1986 e Boccanera, 1999), os consumíveis disponíveis no mercado brasileiro são importados e de custo elevado, também por ainda manterem em sua composição teor relativamente alto de Co (cerca de 10% em peso).

Diante desse cenário justifica-se buscar desenvolver e nacionalizar novos aços resistentes à erosão por cavitação. Nesse contexto esse trabalho propõe uma inovação tecnológica através da elaboração, deposição e comprovação das propriedades de resistência à cavitação de uma liga austenítica de baixo custo à base de Fe-Mn-Cr-Si e N.

A elaboração ou proposta da composição química da nova liga foi gerada pelo interrelacionamento dos conhecimentos metalúrgicos apresentados na revisão bibliográfica. Esses conhecimentos subsidiaram o projeto das novas ligas experimentais (figura 4.1) obtidas a partir da mistura de pós-metálicos e depositadas em um substrato pelo processo de soldagem PTA.

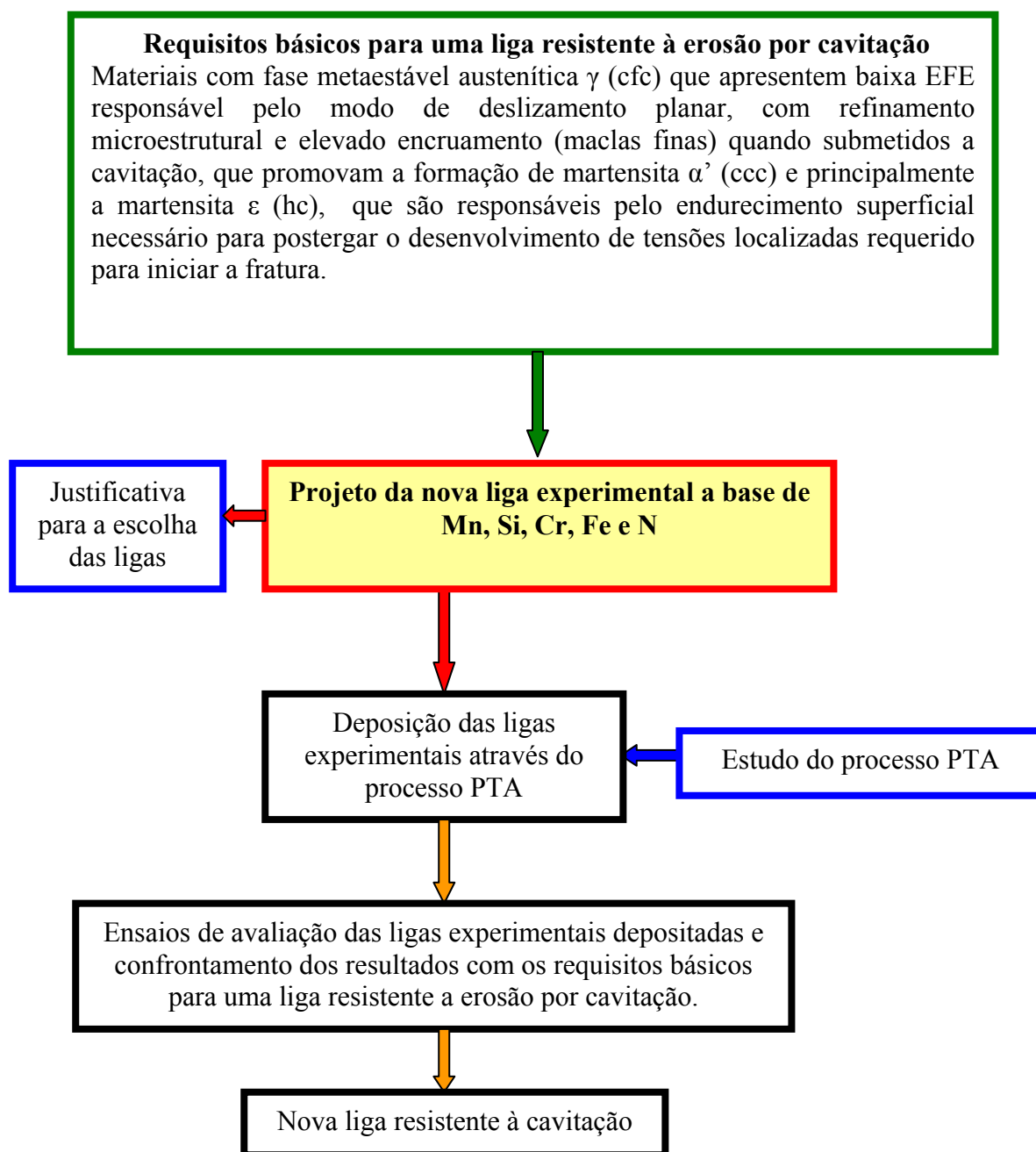


Figura 4.1-Fluxograma da proposta tecnológica para a obtenção da uma nova liga resistente à cavitação.

4.1. Projeto da nova liga experimental resistente à erosão por cavitação.

A partir dos estudos realizados e dos pré-requisitos básicos para uma liga resistente à cavitação, procurou-se desenvolver ligas experimentais que gerassem a microestrutura adequada para materiais destinados a revestir superfícies sujeitas a esse fenômeno. Definiram-se então as faixas de variação para os elementos Fe, Si, Mn, N, C e Cr apresentada na tabela 4.1.

Tabela 4.1 – Faixas de composição química nominal pretendida para as ligas experimentais e custo dos pós.

Elemento químico	Variação (%)	Custo (R\$/kg) e (US\$/kg)*
N+C	≈ 0,35	(desprezível)
Si	2,5 a 4,0	(4,00) e (2,20)
Cr	12,0 a 17,0	(35,00) e (19,50)
Mn	10,0 a 25,0	(8,50) e (4,70)
Fe	Balanço	(6,50) e (3,60)

(*) Novembro de 2007. Cotação: 1,80R\$ = 1US\$.

O custo de produção dessas ligas no âmbito experimental como se observa pelos valores apresentados na tabela 4.1 foram baixos. Se for produzido 1 kg de metal de adição, considerando os maiores percentuais da tabela (4,0%Si, 17,0%Cr, 25%Mn, bal Fe), o custo será de aproximadamente R\$ 12,00 (US\$ 6,70) o que por sua vez fica bem abaixo do preço, por exemplo, das ligas Stellites que no mercado custam cerca de R\$ 200,00/kg (US\$ 110,00/kg).

4.2. Justificativas para a escolha dos elementos de ligas e suas respectivas variações

Outros elementos de liga poderiam ser incorporados à liga experimental aqui sugerida, dentre eles o Ni, Cu e o próprio Co, no entanto numa primeira etapa optou-se pela formulação de uma liga simples, de baixo custo, que atendesse aos requisitos básicos necessários.

4.2.1 – Manganês

Essa proposta procura eliminar o Co e incluir um elevado conteúdo de Mn, adicionando ainda outros elementos como N, Si e Cr de modo que a nova liga apresente efeito similar às ligas comerciais resistentes a cavitação.

O Co, além do efeito austenitizante, apresenta a formação de martensita ϵ (hc) quando o material é submetido à cavitação, sendo o processo de formação dessa microestrutura o responsável pela elevada resistência à erosão por cavitação das ligas de Co.

Além de substituir o Co, o Mn incrementa a solubilidade do N (figura 4.2), aumenta a resistência à trinca de solidificação e é um substituto parcial do Ni (Folkhard, 1984). Atuando com o N contribui para estabilizar a austenita, ampliar o campo γ e para diminuir a energia de falha de empilhamento (EFE) (C.McCaul, 1986).

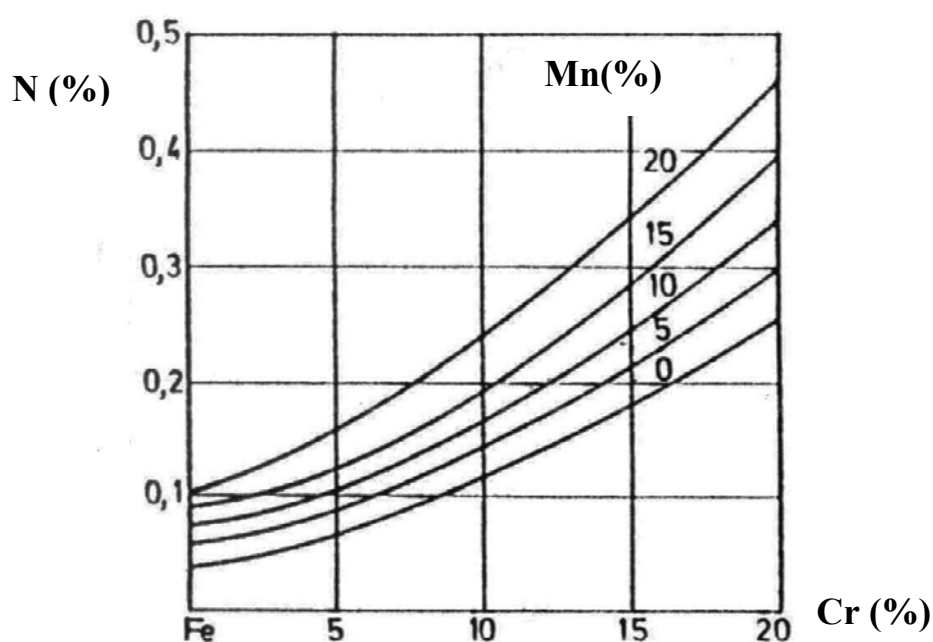


Figura 4.2 – Solubilidade do nitrogênio em ligas de ferro-cromo a 1600 °C segundo Wentrup e Reif (Folkhard, 1984).

Substituindo o Ni pelo Mn nos aços austeníticos produz-se um aumento em torno de três vezes, na resistência à cavitação. Se a substituição do Ni for pelo Co, o aumento será em torno de dez vezes (Simoneau, 1986). Seguindo essa linha de raciocínio poderia ser estimado que a quantidade de Mn necessária para substituir o Co e provocar o mesmo efeito é cerca de 3,3 vezes.

As ligas propostas possuirão elevado conteúdo de Mn uma vez que o mesmo regula a presença das martensitas ϵ e α' . Quanto mais elevado o conteúdo de Mn, mais incentivada é a transformação $\gamma \Rightarrow \epsilon$. Essas transformações foram observadas por Röthig et al. em 1997, quando mostra o efeito do conteúdo do Mn sobre transformações e a EFE (figura 4.3). O valor mínimo de EFE (10 mJ/m^2) foi atingido para aproximadamente 12% de Mn, enquanto que para outros valores a EFE aumenta.

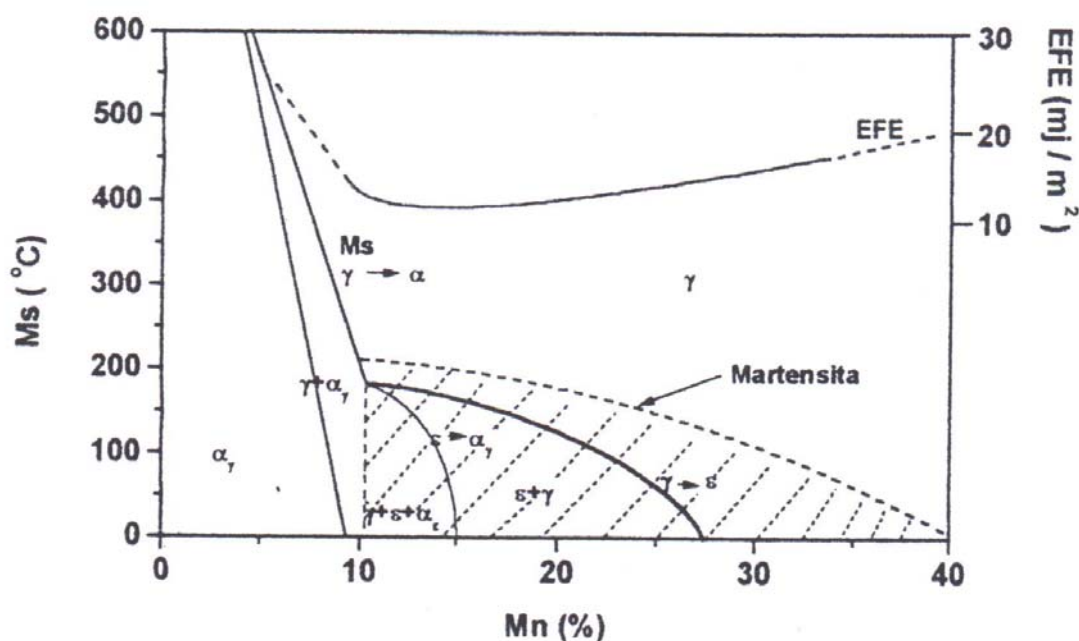


Figura 4.3 – Diagrama de transformações de fases em função do conteúdo de Mn (Röthig et al. 1997).

Diante do levantamento de Simoneau em que as ligas Cavitec, Ireca, Hidroloy, por exemplo, possuíam entre 9,0% e 10,0% de Co, dever-se-ia adicionar cerca de 30% de Mn. Porém, deseja-se que os elementos presentes na liga contribuam com a menor EFE e neste sentido pelo diagrama de Röthig (figura 4.3), verifica-se que um teor de Mn de 25% assegura-se essa condição. A proposta então, para atender o acima exposto, foi que as ligas experimentais depositadas obtivessem um teor de Mn entre 10,0% e 25,0% .

4.2.2 – Nitrogênio e Carbono

Scharamm e Red (1975), citados por Simoneau et al (1987), mediram a EFE para várias ligas de aço inoxidável comercial e verificaram que o Ni e C tendem a aumentar EFE. Para Simoneau et al (1987), o C e N atuam combinados e seu nível deve ser $C+N \approx 0,35$, já que para valores acima, a taxa de erosão permanece constante (figura 4.4). Nessa combinação, segundo esse autor, o C pode ser substituído pelo N melhorando a ductilidade e resistência à corrosão. O N aumenta levemente a EFE para teores de até 0,20 % e induz uma forte diminuição dessa energia para teores maiores. A proposta contempla trabalhar com o conteúdo de C+N em torno de 0,35%, no entanto foi adicionado intencionalmente somente N, uma vez que ele reduz significativamente a EFE. O fato de na mistura ter sido adicionado somente N não implicou na ausência de C, pois esse pode vir do substrato devido à diluição ou das impurezas contidas nos pós. Observa-se pela figura 4.4 que limites superiores ao indicado de 0,35% não contribui para a melhoria da resistência à erosão por cavitação.

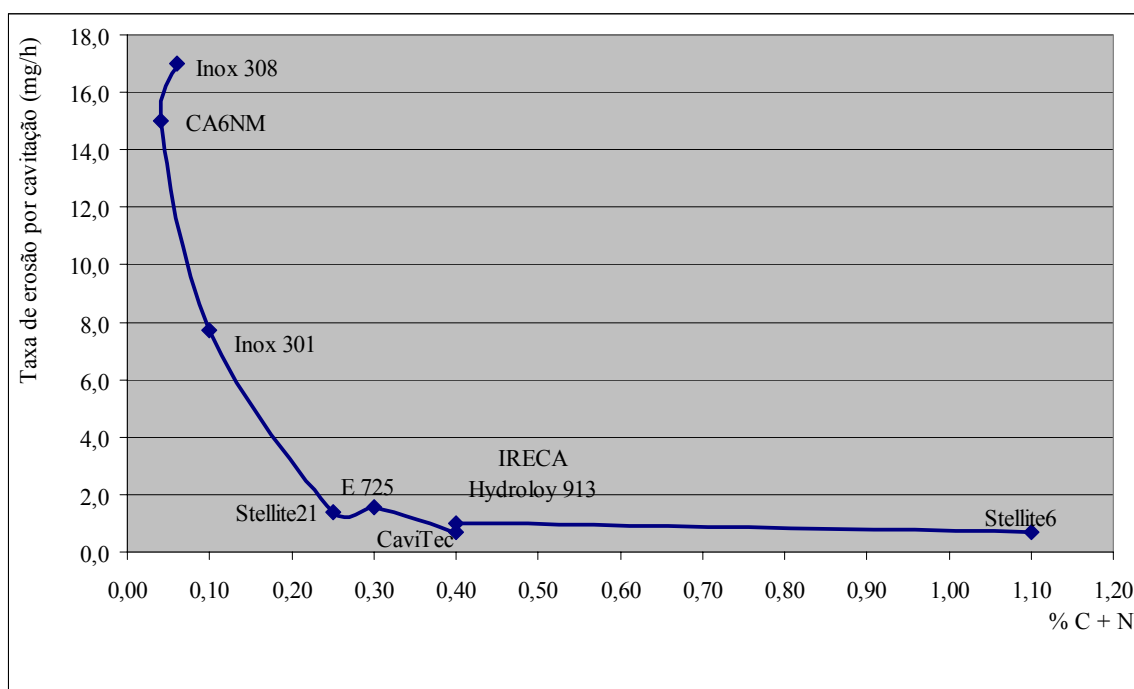


Figura 4.4 – Efeito da adição do C+N na erosão por cavitação (Simoneau 1986 e 1987; Boy et al 1997; Hart 2005; Procopiak 1995; Rao 1987)

4.2.3 - Silício

No caso do Si, Reed et al (1988) mostram dados de sua forte influência na EFE, chegando a diminuir em 4.7 mJ/m^2 por cada incremento de 1 % em peso. O autor analisou ainda a dependência da EFE com a composição química e verificou a influência positiva desse elemento na transformação $\gamma \Rightarrow \epsilon$. Tal fato também já tinha sido verificado por Simoneau e colaboradores, em 1987, quando estudaram os aços inoxidáveis austeníticos ao Co com baixa EFE, observando que a formação da martensita ϵ e uma posterior transformação $\epsilon \Rightarrow \alpha'$ estariam vinculadas principalmente aos elevados teores de Co, Mn e Si. Verificaram ainda que os elementos mais favoráveis à resistência a erosão por cavitação em ordem decrescente são o C, N, Co e Si.

Folkhard (1984) indica que o conteúdo de Si não pode ser elevado uma vez que materiais com solidificação primária austenítica com alto teor desse elemento podem formar fases de baixo

ponto de fusão, afetando a resistência à fissuração. Menon (1996) verificou trincas durante a soldagem de corpos de prova de alto teor de Si (7,1%), gerando ligas de baixa ductilidade e alta dureza. Para evitar que a liga se torne muito frágil, em função de um alto conteúdo de Si, o autor recomenda adicionar junto ao Si o Ni numa razão entre Si:Ni de 1:1 até 4:1.

Apesar do Ni bem como o Cu serem elementos gamagêneos e estabilizarem a austenita, os mesmos não foram incluídos nas ligas experimentais porque, segundo Rao (1987), Menon (1986) e (Gonzalez, 2003), eles diminuem a resistência à erosão por cavitação uma vez que aumentam a EFE. O Ni, além de aumentar a EFE, tende a formar um maior volume de martensita α' . A eliminação desse elemento contribui para a solubilidade do N. Simoneau et al (1986) verificaram que o Ni é indesejável e sugerem, para diminuir a EFE a substituição do mesmo e a redução do teor de Cr pela inclusão de Co, Mn, C, N e Si, pois assim, obter-se-ia um aço com alta resistência à erosão por cavitação, resultado da formação de um revestimento que apresentará uma estrutura refinada, deslizamento planar e alta resistência à fadiga causada pelo impacto da cavitação.

Neste trabalho optou-se por valores de Si entre 2,5 e 4,0% para que se somem os efeitos benéficos de redução da EFE sem, no entanto, perder a ductilidade, evitando dessa forma a necessidade de adicionar-se Ni.

4.2.4 – Cromo

Menon et al (1996 a), utilizando depósitos com PTA, verificaram que o Cr bem como o Co e o Mo são benéficos na diminuição da EFE, porém de modo menos pronunciado. Scharamm e Red (1975), segundo Simoneau et al (1987), mediram a EFE para várias ligas de aço inoxidável comercial e verificaram que o Cr, Co, Si, Mn e N tendem a diminuí-la. Observa-se desse modo que a adição de altos teores de cromo tende a ser benéfica.

No que diz respeito à microestrutura a ser formada, segundo o diagrama ternário Fe-Cr-Mn, apresentado por Folkhard (1984), (figura 4.5), para teores de Cr até 15% e Mn acima de 12%, ocorre somente a formação de fase austenita γ que, do ponto de vista de resistência à erosão por cavitação, é a microestrutura adequada, pois possibilita a transformação de fase. Para teores de Mn acima de 12% e de Cr entre 15% e aproximadamente 27% formam-se as fases austenítica γ e sigma σ . A fase sigma é dura e frágil, bem como não permite transformação de fase durante a cavitação, logo não contribui na melhoria da resistência a esse fenômeno. A formação dessa fase, no entanto só ocorreria dentro das condições de equilíbrio, ou seja, com um resfriamento lento. Devido a maiores velocidades de resfriamento na soldagem, a possibilidade de formação dessa fase é menor mesmo que os teores de Cr estejam acima de 15%, assim a figura 4.5 serve apenas como um indicativo de limite superior.

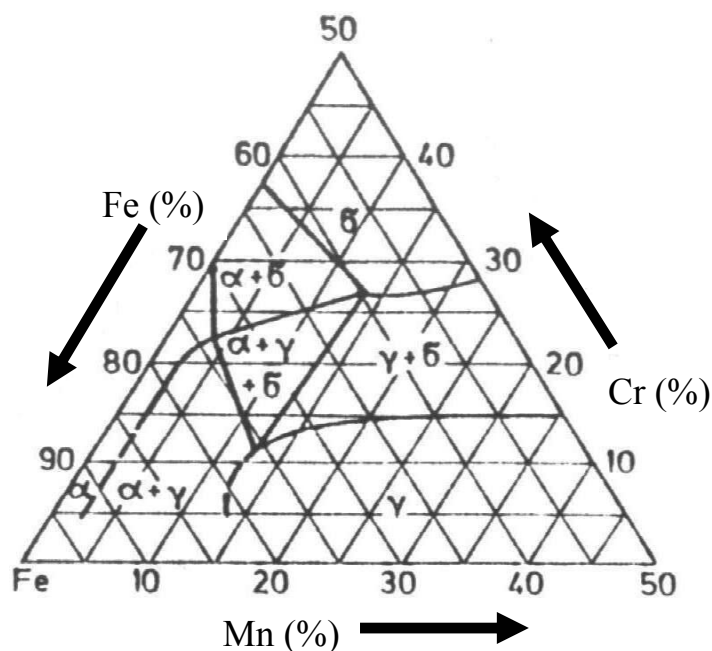


Figura 4.5 – Diagrama ternário Fe-Cr-Mn a 700°C segundo Krainer-Mirt e Schafmeister-Ergang (Folkhard, 1984).

Optou-se por adotar na formulação da liga um valor máximo de Cr igual a 17%, se tomado como base o observado na formulação das diversas ligas comerciais resistentes à cavitação, porém sem extrapolar em muito o percentual indicado, no diagrama de equilíbrio da figura 4.5, para evitar a formação da fase sigma. Outro ponto a ser considerado é que esse elemento é ferritizante e, portanto um teor alto apesar de diminuir a EFE, não contribui na formação da estrutura austenítica.

Quanto ao limite inferior, em função do local de trabalho que a liga estará submetida, geralmente passível de corrosão devido à água e aos compostos a ela agregados e por se desejar obter uma liga de aço inoxidável, limitou-se o teor de Cr a um mínimo de 12%.

4.3 - Avaliação do desempenho teórico da erosão por cavitação das ligas experimentais frente à temperatura Md e ao Nieq-Creq.

4.3.1 - Avaliação frente à temperatura Md

A tabela 4.2 apresenta a temperatura M_{d30} segundo Procopiak (equação 2.8), Rao (equação 2.9) e Angel (equação 2.10), para as variações máximas e mínimas possíveis de combinações de composições das ligas experimentais a serem depositadas, respeitando os limites da tabela 4.1.

Tabela 4.2 – Temperatura M_{d30} para as variações máximas e mínimas nominais das composições químicas das ligas experimentais.

Variações máximas e mínimas	Composição química					Temperatura M_{d30} (°C)		
	N	Cr	Mn	Si	Fe	Procopiak	Rao	Angel
1	0,35	12,0	10,0	2,5	bal	67	67	-17
2	0,35	12,0	10,0	4,0	bal	53	53	-31
3	0,35	17,0	25,0	2,5	bal	-123	-123	-207
4	0,35	17,0	25,0	4,0	bal	-137	-137	-221
5	0,35	17,0	10,0	2,5	bal	-2	-2	-86
6	0,35	12,0	25,0	4,0	bal	-68	-68	-152
7	0,35	12,0	25,0	2,5	bal	-55	-55	-139
8	0,35	17,0	10,0	4,0	bal	-15	-15	-99

Procopiak: equação 2.5, Rao: equação 2.6, Angel: equação 2.7.

Pelos resultados apresentados para a temperatura M_{d30} verifica-se que as ligas, exceção para as variações máximas e mínimas 1 e 2, possuem uma maior estabilidade em termos de transformações martensíticas, sendo a mais estável (condição 4), aquela que apresenta composição química próxima aos limites máximos previstos pela tabela 4.1. Significa que a transformação de fase ocorrerá num tempo maior, com necessidade de absorção de uma quantidade maior de energia proveniente dos impactos dos micros jatos, aumentando com isso o período de incubação e conseqüentemente a resistência a erosão por cavitação.

4.3.2 - Avaliação frente ao Creq+Nieq

A tabela 4.3 apresenta os valores de Creq e Nieq, segundo Rao e DeLong (equações 2.4 e 2.5) e Simoneau (equações 2.6 e 2.7) bem como o conteúdo provável de ferrita para as variações máximas e mínimas possíveis de combinações de composições das ligas experimentais a serem depositadas, respeitando os limites da tabela 4.1.

Tabela 4.3 - Creq, Nieq e percentual de ferrita para as composições químicas nominais prováveis das ligas experimentais.

Variações possíveis	Composição química					DeLong + Rao (1987)				Simoneau (1989)		
	N	Cr	Mn	Si	Fe	Creq	Nieq	Creq/(Creq+Nieq)	% Ferrita	Creq	Nieq	Creq+Nieq
1	0,35	12,0	10,0	2,5	bal	15,8	15,5	0,50	0,0	15,8	15,5	31,3
2	0,35	12,0	10,0	4,0	bal	18,0	15,5	0,54	0,0	18,0	15,5	33,5
3	0,35	17,0	25,0	2,5	bal	20,8	23,0	0,47	0,0	20,8	23,0	43,8
4	0,35	17,0	25,0	4,0	bal	23,0	23,0	0,50	0,0	23,0	23,0	46,0
5	0,35	17,0	10,0	2,5	bal	20,8	15,5	0,57	4,0	20,8	15,5	36,3
6	0,35	12,0	25,0	4,0	bal	18,0	23,0	0,44	0,0	18,0	23,0	41,0
7	0,35	12,0	25,0	2,5	bal	15,8	23,0	0,41	0,0	15,8	23,0	38,8
8	0,35	17,0	10,0	4,0	bal	23,0	15,5	0,60	10,7	23,0	15,5	38,5

DeLong + Rao: equação 2.1 e 2.2;

Simoneau: equação 2.3 e 2.4

Avaliando os limites das composições químicas das ligas a serem processadas, mediante o estudo do Creq e Nieq realizado por Rao (1987), capítulo 2 item 2.1.4.2, verificou-se que os valores da relação $[\text{Creq}/(\text{Creq}+\text{Nieq})]$ ficou entre 0,41 e 0,60, o que assegura uma boa resistência à cavitação do material já que esses valores estão entre os limites de 0,4 e 0,7 proposto pelo mesmo autor.

O percentual de ferrita mostrado na tabela 4.3 e determinado através do diagrama de DeLong, ficou entre zero a 10,7%. O surgimento da ferrita se deu quando a composição da liga foi em direção a um menor conteúdo de Mn e ao maior de Cr, ou seja, numa condição de maior quantidade de elementos ferritizantes e menor de austenitizantes. O ideal é ausência dessa microestrutura ferrítica uma vez que a mesma é prejudicial à resistência à erosão por cavitação.

Se for feita uma análise das ligas experimentais sugeridas, tomando-se como base o estudo de Simoneau (1989), que traçou curvas para estimar o conteúdo das martensitas ϵ e α' em ligas austeníticas ao Co, bem como para ligas comerciais a partir do $C_{req}+Ni_{eq}$, descritas no capítulo 2 item 2.1.4.2 (figura 2.12), nota-se que o ideal é que o material do depósito possuísse uma variação da soma $[C_{req}+Ni_{eq}]$ entre 42,0 e 46,0 uma vez que nesta faixa se obtém um maior percentual das fases martensíticas ϵ e α' . Pela tabela 4.3 essa condição é atendida (condição 4) com a composição química da liga experimental próximo aos limites superiores da tabela 4.1.

Analisando simultaneamente os estudos de Rao (1987) e Simoneau (1989), observa-se a necessidade de um equilíbrio entre a relação $[C_{req}/(C_{req}+Ni_{eq})]$ e a soma $[C_{req}+Ni_{eq}]$. Valores baixos da primeira relação significam microestruturas completamente austeníticas de difícil transformação ou altamente estáveis. Tal fato pode ser verificado pela análise das figuras 2.11 e 2.12, bem como resultados de M_{d30} apresentados na tabela 4.2. Deve-se observar, porém que as ligas experimentais sugeridas não apresentam Ni que é um elemento que aumenta a EFE, propicia a formação de arranjo celular e dificulta a transformação da austenita em martensita. Assim uma maior estabilidade da austenita, sem a presença de Ni, pode vir a ser interessante do ponto de vista da erosão por cavitação.

Alto valor da relação $[C_{req}/(C_{req}+Ni_{eq})]$ implica na obtenção de uma estrutura puramente martensítica, que seria danosa para materiais destinados a revestir superfícies sujeitas à cavitação.

Em função das discussões feitas neste capítulo, admite-se que as ligas propostas, possíveis de serem formadas (tabela 4.2), devem possuir uma grande estabilidade em termos de transformações auténica/martensítica, ou seja, temperaturas M_{d30} muito baixas. A relação de $[C_{req}/(C_{req}+N_{req})]$ (tabela 4.3) esta dentro dos limites de 0,4 e 0,7. Procurando-se a formulação de ligas experimentais próximas ao limite superior sugerido pela tabela 4.1, a possibilidade de formar ferrita será mínima bem como a relação $C_{req}+N_{req}$ se aproximará dos valores ideais, ou seja, entre 42,0 e 46,0.

Mediante o exposto constata-se ser viável a produção uma liga de baixo custo à base de Fe-Cr-Mn-Si-N, que possua as características pertinentes de uma liga resistente à erosão por cavitação.

5. MATERIAIS E MÉTODOS

5.1 – Materiais

Para a confecção dos corpos de prova pelo processo PTA utilizaram-se metais de adição obtidos mediante a mistura de pós de metais puros, ligas binárias e ternárias. Essas misturas foram depositadas na posição plana, sobre corpos de prova com as dimensões de 150x100x12,7mm, retirados de barras de aço ABNT 1020 e 1045. Os depósitos foram realizados no Labsolda/UFSC e no laboratório de Engenharia de Superfície da UFPR.

5.1.1 - Pós-metálicos e material do substrato.

A composição química dos pós-metálicos contendo Cr, Si, Fe, Mn e N utilizados nos depósitos na UFSC e UFPR estão apresentados nas tabelas 5.1 e 5.2 respectivamente.

Tabela 5.1 – Composição química dos pós-metálicos utilizados na UFSC.

Elemento Químico	C(%)	N(%)	Mn(%)	Cr(%)	Si(%)	S(%)	Al(%)	P(%)	Fe(%)
Pó de Cr				99,4	0,15				
Pó de FeSi	0,09		0,10		75,38	0,003	0,95	0,01	23,37
Pó de Mn	0,15		99,18						0,15
Pó de Fe									99,85
Pó de FeCrN	0,09	6,05		61,8	0,65				31,41

OBS: Composições químicas informadas pelo fornecedor Var Insumos Ltda/SP

Tabela 5.2 - Composição química dos pós-metálicos utilizados na UFPR

Elemento Químico	C(%)	N(%)	Mn(%)	Cr(%)	Si(%)	S(%)	Al(%)	Fe(%)
Pó de Cr		0,07		99,44	0,11	0,01	0,05	0,14
Pó de FeSi	0,10				75,00		0,50	24,40
Pó de Mn	0,01		99,18		0,03	0,02		0,10
Pó de Fe	0,10				0,01	0,01		99,85
Pó de CrN		21,22		78,78				

OBS: Composições químicas informadas pelo fornecedor Var Insumos Ltda/SP

5.2 - Infra-estrutura e equipamentos

A infra-estrutura experimental disponível para a execução desse trabalho foi disponibilizada pela UFSC, UFPR, CEFET-SC e laboratórios particulares e consistiu dos seguintes equipamentos:

- a) Bancada de soldagem Inversal 300/IMC.
- b) Bancada de soldagem Starweld 300M/Deloro Stellite.
- c) Microscópio Óptico Olympus.
- d) Microdurômetro Vickers Shimadzu.
- d) Microscópio eletrônico de varredura (MEV) Philips XL30.
- e) Equipamento ultra-sônico para ensaio acelerado de cavitação, EC Telsonic USS 500.
- f) Difratorômetro de Raios X Philips X'Pert.
- g) Balanças eletrônicas.
- h) Fornos e/ou estufas para secagem dos pós.
- i) Dispositivos misturadores de pós.

- j) Goniômetro.
- k) Termômetro infravermelho, para medição à distância.
- l) Espectômetro de absorção atômica.

Os depósitos foram realizados na UFSC e na UFPR. O objetivo de se utilizar as duas bancadas foi o de desenvolver a pesquisa em duas frentes de trabalho. Uma com os conhecimentos e experiência dos pesquisadores da UFPR na formulação e deposição de ligas pelo PTA em uma bancada comercial a Starweld 300M/Deloro Stellite. A outra frente de trabalho junto com os pesquisadores da UFSC em uma bancada experimental Inversal 300/IMC desenvolvida pelos mesmos.

A bancada Starweld 300M/Deloro Stellite, constou dos seguintes equipamentos (figura 5.1):

- a) Fonte de soldagem Starweld 300M/Deloro Stellite
- b) Tocha PTA modelo 600/Deloro Stellite
- c) Sistema de deslocamento da tocha
- d) Alimentador de pós
- e) Sistemas de controle
- f) Medidores de vazão dos gases
 - * Gás de plasma: faixa de operação de 0,5 a 5,0 l/min e resolução de 0,2 l/min
 - * Gás de arraste: faixa de operação de 0,5 a 5,0 l/min e resolução de 0,2 l/min.
 - * Gás de proteção: faixa de operação de 3,0 a 30,0 l/min resolução de 1,0 l/min.



Figura 5.1 - Bancada de soldagem PTA - Starweld 300M

A bancada de ensaios Inversal 300/IMC constou dos seguintes equipamentos (figura 5.2):

- a) Central de soldagem Inversal 300/IMC (fonte de energia para soldagem multiprocesso)
- b) Módulo Plasma
- c) Medidor de vazão dos gases
 - * Gás de plasma: medidor digital (massivo) com faixa de operação de 0,1 a 5,0 l/min e incerteza de medição de 1% fundo de escala + 2% valor lido.
 - * Gás de arraste: faixa de operação de zero a 6,0 l/min com resolução de 0,5 l/min e válvula de controle de pressão de 3,0 bar.
 - * Gás de proteção: faixa de operação de 3,0 a 20,0 l/min resolução de 1,0 l/min.
- d) Alimentador de pó (ADP)
- e) Software de controle de da corrente, vazão de gás de plasma, velocidade de soldagem e taxa de deposição de pó.

f) Sistema de deslocamento da tocha de soldagem Tartilope V2

g) Tocha de soldagem Plasma marca Thermal Dynamics modelo PWM-300



Figura 5.2 – Bancada de soldagem Inversal 300/IMC

5.3 - Elaboração das ligas experimentais

Em função dos estudos feitos na proposta descrita no capítulo 4 procurou-se elaborar misturas de pós que viessem a atender as faixas de composições químicas prevista pela tabela 4.1 e que contivessem em sua formulação os máximos valores de Cr, N e Si. Quanto ao Mn as ligas foram formuladas com valores variando de 15% a 25%. As misturas de pós inicialmente formuladas estão relacionadas na tabela 5.3.

Tabela 5.3 – Composição química nominal das ligas de adição

Liga	Composição (%)				
	N	Cr	Mn	Si	Fe
L01	0,4	17,0	15,0	4,0	63,6 (bal)
L02	0,4	17,0	17,5	4,0	61,1 (bal)
L03	0,4	17,0	20,0	4,0	58,6 (bal)
L04	0,4	17,0	22,5	4,0	56,1 (bal)
L05	0,4	17,0	25,0	4,0	53,6 (bal)

Em função dos resultados obtidos durante a pesquisa observou-se que menos de 50% de N foi incorporado ao metal do revestimento. Foi então elaborada uma nova mistura semelhante à liga L03, porém com 1% de N (tabela 5.4).

Tabela 5.4 - Composição química nominal da liga L03*

Liga	Composição (%)				
	N	Cr	Mn	Si	Fe
L03*	1,0	17,0	20,0	4,0	58,0 (bal)

5.4 - Procedimento de mistura dos pós

A mistura dos pós foi obtida de dois modos bastante similares. No primeiro obtiveram-se os componentes básicos dos metais de adição a partir de sua pesagem numa balança eletrônica marca CG-Libror210 com capacidade de 210 gramas e resolução de 0,0001g. Posteriormente os pós foram colocados em um misturador tipo Y de rotação variável (figura 5.3) onde

permaneceram durante 2,5 horas na rotação de 20 rpm. Após a mistura as ligas experimentais foram colocadas em um recipiente aberto e levadas a uma estufa na temperatura de $130 \pm 10^\circ\text{C}$ onde permaneceram por pelo menos 36 horas.

O segundo modo de mistura bastante similar ao primeiro constou inicialmente da pesagem dos pós numa balança eletrônica marca Gehaka com capacidade de 210 gramas e resolução de 0,0001g. Posteriormente os mesmos foram levados a um misturador onde permaneceram durante 60 minutos a uma rotação de aproximadamente 50 rpm. Após a mistura os pós que compõem cada liga foram colocados em um recipiente aberto e levados a uma estufa a uma temperatura entre $130^\circ\text{C} \pm 10^\circ\text{C}$ onde permaneceram por pelo menos 36 horas.

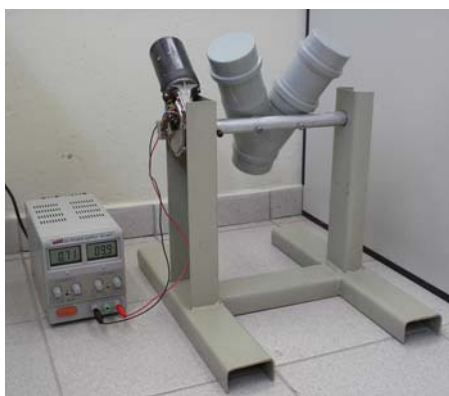


Figura 5.3 - Misturador de pós - CEFET/SC

5.5 – Definição dos parâmetros do processo PTA

5.5.1 – Estudo da escoabilidade dos pós

Para efetuar os depósitos um dos fatores de extrema importância foi avaliar a facilidade do alimentador (figura 5.4) permitir o escoamento dos pós e para isso foi determinado a morfologia dos mesmos, bem como o ângulo de empilhamento e a densidade da mistura.

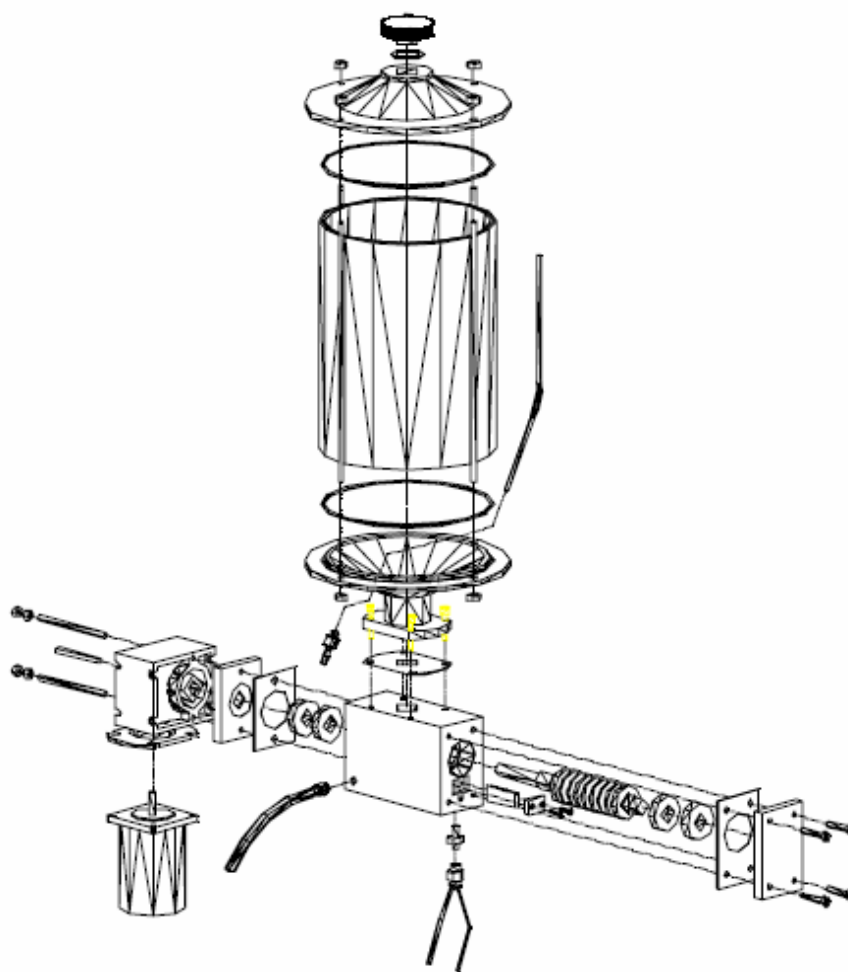


Figura 5.4 – Alimentador de pó do equipamento PTA do Labsolda/UFSC (Vergara, 2005).

O ângulo de empilhamento da mistura foi verificado com auxílio de um goniômetro de 360° (figura 5.5). A densidade foi determinada a partir da medida da massa da mistura dos pós contida num volume pré definido, e a morfologia dos pós (forma e tamanho) foi observada no MEV.



Figura 5.5 – Ângulo de empilhamento da liga experimental.

5.5.2 – Estudo dos parâmetros de soldagem

Depósitos preliminares de uma única camada com as ligas descritas na tabela 5.5, sem a adição de N e C, foram executados com os parâmetros descritos na tabela 5.6 sobre o substrato de aço ABNT 1045 (figura 5.6) para avaliar o acabamento superficial, porosidade, geometria e integridade metalúrgica.

Tabela 5.5 – Composição química nominal das ligas preliminares

Liga	Composição (%)			
	Cr	Mn	Si	Fe
LA	17,0	15,0	3,0	Balanço
LB	17,0	25,0	3,0	Balanço



Figura 5.6 – Corpos de prova com deposição de uma camada de revestimento das ligas preliminares.

Tabela 5.6 – Parâmetros de soldagem para os depósitos das ligas preliminares

Parâmetros		
Bancada	Starweld 300M/Deloro Stellite	
Vazão do gás de arraste	2,0 l/min	
Vazão do gás de plasma	2,0 l/min	
Vazão do gás de proteção	15,0 l/min	
Velocidade soldagem	10 cm/min	
Taxa de deposição	0,58 kg/h	
Eletrodo de tungstênio	Ø 4,8 mm	
Substrato	ABNT 1045 (150x100x12,7mm)	
Número de camadas	1 camada	
Temperatura de deposição dos passes	≤ 100 °C	
Tensão média	28,0 V	
Distância bico peça	10 mm	
Recuo do eletrodo	3,1 mm	
Ângulo da ponta do eletrodo	30°	
Ângulo de ataque	90°	
Ângulo do bico constritor	45°	
Diâmetro do bico constritor	4,5 mm	
Gás de proteção, arraste e plasma.	Argônio com 99,99% de pureza	
Corrente de soldagem	-100A	-160A
Energia	17,0 kJ/cm	27,0 kJ/cm

Os depósitos preliminares indicaram a necessidade de estudar alguns parâmetros de soldagem do processo PTA, para avaliar a influência dos mesmos no que diz respeito à geometria, acabamento, porosidade, e integridade metalúrgica.

Para facilitar o estudo desses parâmetros optou-se por fazer os depósitos das ligas experimentais na bancada Inversal 300/IMC, uma vez que a mesma apresentava um número maior de parâmetros de soldagem, bem como uma maior independência entre os mesmos como, por exemplo, a possibilidade de utilizar bicos constritores com diferentes ângulos de convergência.

Foram analisados os seguintes parâmetros: tipo e intensidade de corrente, vazão dos gases de arraste, plasma e proteção, bico constritor da tocha de soldagem, distância bico peça, velocidade de alimentação da mistura.

Os depósitos foram efetuados em um substrato de aço carbono uma vez que o bom coeficiente de condutividade térmica dos aços carbono proporciona uma diluição mais baixa, bem como menor tendência ao trincamento em comparação, por exemplo, com as ligas AISI 304 e AISI 410 (Yaedu, 2003).

5.5.2.1 – Corrente de soldagem

a) Corrente contínua constante

Depósitos preliminares segundo os parâmetros da tabela 5.6 foram feitos com o intuito de verificar a influência da variação da corrente contínua constante na integridade metalúrgica, geometria, acabamento superficial e formação de poros nas ligas estudadas.

b) Corrente contínua pulsada

Para analisar a influência da corrente continua pulsada sobre os depósitos das ligas experimentais foram efetuadas deposições segundo os parâmetros das tabelas 5.7 e 5.8. Observou-se a integridade metalúrgica, geometria, acabamento superficial e formação de poros.

Tabela 5.7 – Parâmetros de deposição fixos em todos os depósitos das ligas experimentais efetuadas na bancada Inversal 300/IMC.

Parâmetros fixos da banca Inversal 300/IMC	
Eletrodo de tungstênio	Ø 4,8 mm
Substrato	ABNT 1020 (150 x 100 x 12,7 mm)
Temperatura de interpasse	≤ 100 °C
Recuo do eletrodo	2,4 mm
Ângulo da ponta do eletrodo	30°
Ângulo de ataque	90°
Diâmetro do bico constritor	Ø 4,8 mm
Gás de proteção, plasma e arraste	Argônio com 99,99% de pureza
Vazão do gás de arraste	2,0 l/min
Vazão do gás de plasma	2,0 l/min
Vazão do gás de proteção	15,0 l/min

Tabela 5.8 – Parâmetros de deposição das ligas experimentais para análise da corrente contínua pulsada

Parâmetros						
Velocidade soldagem		10 cm/min				
Taxa de deposição		0,26 kg/h				
Número de camadas		1 camada				
Tensão média		26,0 V				
Distância bico peça		10 mm				
Ângulo de convergência do bico constritor		60°				
CP	Imédia(A)	Ip(A)	Ib(A)	tb(s)	tp(s)	Energia (kJ/cm)
Cps2	-166	-210	-120	0,35	0,35	26,0
Cps3	-166	-210	-120	0,25	0,25	26,0

5.5.2.2 – Ângulo de convergência do bico constritor

Com intuito de verificar a relação entre ângulo de convergência do bico constritor, integridade metalúrgica, formação de poros e outros possíveis defeitos de deposição sobre os depósitos das ligas experimentais, foram efetuados depósitos conforme os parâmetros estabelecidos pelas tabelas 5.7 e 5.9 utilizando bicos constritores com ângulo de convergência de 30° e 60° (figura 2.18).

Tabela 5.9 – Parâmetros e variáveis para a deposição das ligas experimentais para análise da influência do ângulo de convergência dos canais de alimentação de pó.

Parâmetros	
Velocidade soldagem	7,0 cm/min
Taxa de deposição	0,26 kg/h e 0,48 kg/h
Número de camadas	1 camada
Corrente de soldagem	- 160 A
Distância bico peça	10 mm
Tensão média	32,0 V
Energia média	44,0 kJ/cm
Ângulo de convergência do bico constritor	30° e 60°

Em função dos resultados obtidos optou-se pelo uso do bico constritor de 30°. Novas deposições segundo os parâmetros estabelecidos nas tabelas 5.7 e 5.10 no sentido de avaliar o desempenho do bocal de 30° com o uso de corrente contínua constante foram realizados.

Tabela 5.10 - Parâmetros para avaliar a o desempenho do bico constritor, com ângulo de convergência 30°, em diferentes níveis de corrente contínua constante, na deposição das ligas experimentais.

Parâmetros				
Corrente (A)	-100	-120	-140	-160
Energia média (kJ/cm)	29,3	35,6	39,4	45,8
Velocidade soldagem	6,4 cm/min			
Taxa de deposição	0,26 kg/h			
Número de camadas	1 camada			
Distância bico peça	10 mm			
Tensão média	31,0 V			
Ângulo do bico constritor	30°			

5.5.2.3 – Taxa de deposição da mistura

Com intuito de verificar a relação entre a taxa de deposição integridade metalúrgica, porosidade e acabamento superficial, fez-se depósitos variando a velocidades do fuso alimentador de pós. As velocidades analisadas foram: 16rpm (90 ADP), 21rpm (120 ADP) e 29rpm (160 ADP). Os depósitos foram efetuados sobre o substrato de aço 1020 segundo os parâmetros das tabelas 5.7 e 5.11.

Tabela 5.11 – Parâmetros de deposição das ligas experimentais para avaliação da influência da taxa de deposição da mistura

Parâmetros								
Velocidade do fuso		16 rpm (90 ADP); 21 rpm (120ADP) e 29 rpm (160 ADP)						
Velocidade soldagem		7,0 cm/min						
Número de camadas		1 camada						
Tensão média		33,4 V						
Distância bico peça		10 mm						
Ângulo do bico constritor		30°						
Rotação do fuso (rpm)	Taxa de deposição (kg/h)	Imédia(A)	Ip(A)	Ib(A)	tb(s)	tp(s)	U (V)	Energia (kJ/cm)
29	0,48	-185	-260	-80	0,25	0,25	33,1	52,5
21	0,35	-181	-260	-80	0,25	0,25	33,4	51,8
16	0,26	-179	-260	-80	0,25	0,25	33,0	51,2

5.5.2.4 – Distância bico peça (DBP)

Objetivando avaliar a influência da DBP fizeram-se depósitos no substrato de aço 1020 com os parâmetros descritos nas tabelas 5.7 e 5.12.

Tabela 5.12 - Parâmetros de deposição das ligas experimentais para avaliar a influência da DBP.

Parâmetros	
Distância bico peça (dbp)	10mm e 12,7mm
Velocidade de soldagem	7,0 cm/min
Taxa de deposição	0,26 kg/h
Número de camadas	1 camada
Tensão média	33 V
Ângulo do bico constritor	30°
Corrente de soldagem	-155 A
Energia média	44 kJ/cm

5.5.2.5 – Vazão dos gases de soldagem

Com o objetivo de avaliar a influência da vazão dos gases arraste, plasma e proteção sobre os depósitos experimentais, foram executados depósitos com os parâmetros descritos nas tabelas 5.7 e 5.13.

Tabela 5.13 – Parâmetros de deposição das ligas experimentais para análise da influencia dos gases do processo PTA.

Parâmetros			
Velocidade soldagem		6,4 cm/min	
Taxa de deposição		0,24 kg/h	
Número de camadas		1 camada	
Corrente de soldagem		-155 A	
Tensão média		33,0 V	
Distância bico peça		10 mm	
Ângulo do bico constritor		30°	
Energia média		48,0 kJ/cm	
Avaliação	Gás de proteção (l/min)	Gás de plasma (l/min)	Gás de arraste (l/min)
A	12,5 - 15,0 - 20,0	2,0	2,0
B	15	1,5 - 2,0 - 2,4	2,0
C	15	2,0	Zero - 1,0 - 1,5 - 2,0

5.5.3 – Definição dos parâmetros de soldagem

A partir do momento em que se obtiveram soldas isentas de defeitos e com bom acabamento superficial, os parâmetros de soldagem para essa condição, foram fixados como padrão e utilizados para fazer os depósitos das ligas experimentais. Os mesmos estão descritos na tabela 5.14.

Tabela 5.14 – Parâmetros de soldagem para depósito das ligas experimentais na bancada de trabalho Inversal 300/IMC.

Parâmetros	
Vazão do gás de arraste	2,0 l/min
Vazão do gás de plasma	2,0 l/min
Vazão do gás de proteção	15,0 l/min
Taxa de alimentação	0,38 kg/h
Taxa de deposição	0,27 kg/h
Distância bico peça	10,0 mm
Im	-173 A
Ib	-80 A
Ip	-260 A
tb	0,25 s
tp	0,25 s
Tensão média	33,0 V
Velocidade de soldagem	6,4 cm/min
Energia média	53,5 kJ/cm
Número de camadas	3
Eletrodo de Tungstênio	Ø 4,8 mm
Substrato	ABNT 1020 (150 X 100 x 12,7 mm)
Temperatura de interpasse	≤ 100 °C
Recuo do eletrodo	2,4 mm
Ângulo de ataque	90°
Ângulo do bico constritor	30°
Ângulo da ponta do eletrodo	30°
Diâmetro do bico constritor	Ø 4,8 mm
Gás de proteção, arraste e plasma	Argônio com 99,99% de pureza

5.6 - Estudo do efeito do teor de Si na qualidade do depósito

Para determinar a influência do Si na formação da escória vítrea, poros e acabamento superficial constatados nos depósitos preliminares (item 5.5.2) foram executados depósitos das

misturas de pós descritas na tabela 5.15, em passe único, na posição plana, em substrato de aço ABNT 1020. Para depositá-las foram utilizados os parâmetros de soldagem descritos na tabela 5.16.

Tabela 5.15 – Composição química nominal para avaliação do efeito do silício.

Liga	Composição (%)				
	Cr	Mn	Si	N	Fe
Mistura com Si	17,0	15,0	4,0	0,40	Balanço
Mistura sem Si	17,0	15,0	----	0,40	Balanço

Tabela 5.16 - Parâmetros de soldagem para análise da influência do silício

Parâmetros	
Bancada	Inversal 300/IMC
Vazão do gás de arraste	2,4 l/min
Vazão do gás de plasma	2,2 l/min
Vazão do gás de proteção	15,0 l/min
Velocidade soldagem	10,0 cm/min
Taxa de deposição	0,28 kg/h
Eletrodo de tungstênio	3,2 mm
Substrato	ABNT 1020 (100 x 150 x 12,5 mm)
Número de camadas	1 camada
Temperatura de interpasse	≤ 100 °C
Tensão média	28,7 V
Distância bico peça	10 mm
Recuo do eletrodo	2,4 mm
Ângulo da ponta do eletrodo	15°
Ângulo de ataque	90°
Ângulo do bico constritor	60°
Diâmetro do bico constritor	4,8 mm
Corrente	CC- 150 A
Energia média	25,8 kJ/cm
Gás de proteção, arraste e plasma	Argônio com 99,99 de pureza

5.7 – Avaliação da superfície dos depósitos

Para detectar descontinuidades, que prejudicam a resistência a cavitação, na superfície e na secção transversal do revestimento dos corpos de prova foi realizado exame visual bem como, ensaio com líquidos penetrantes.

5.8 – Análise do grau de diluição

Nesta pesquisa a diluição foi verificada somente para a liga que apresentou o melhor desempenho em termos de resistência à cavitação, ou seja, a L03*. Nela foram feitos dois tipos de análise: primeiramente fez-se a verificação da diluição através de um software, analisando imagens macrográficas obtidas por um estereoscópio na secção transversal e num segundo momento levantou-se um perfil da composição química, na secção transversal da amostra.

Pelas imagens macrográficas obtidas da secção transversal dos corpos de prova pelo estereoscópio foi avaliado o grau de diluição medindo-se as áreas A e B como mostra a figura

5.7.

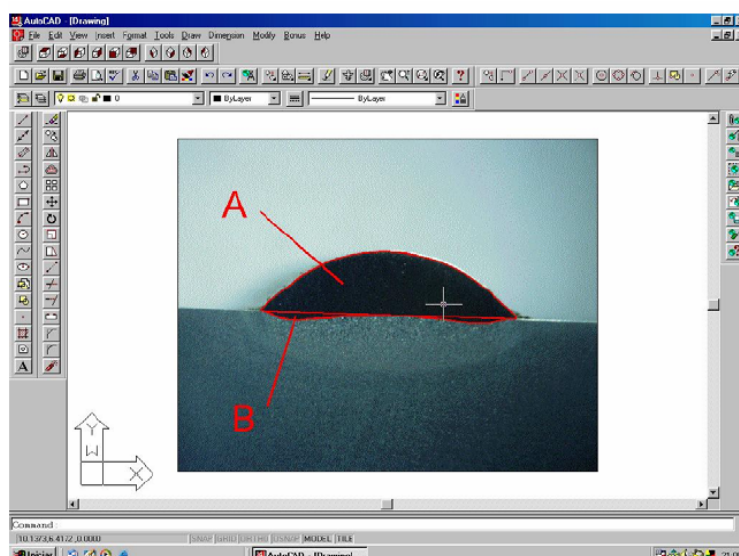


Figura 5.7 – Tela do microcomputador mostrando o software que determina o grau de diluição das ligas experimentais em função da área do depósito (Foto: Lab de Eng. Superfície UFPR).

O método de determinação da diluição por análise de áreas não permite avaliar na região diluída a composição química local bem como, o efeito dessa sobre as propriedades do material. Nesse sentido foi também feito um levantamento do perfil da composição química na seção transversal do depósito através do EDX, em áreas de 1mm^2 conforme mostrado na figura 5.8.

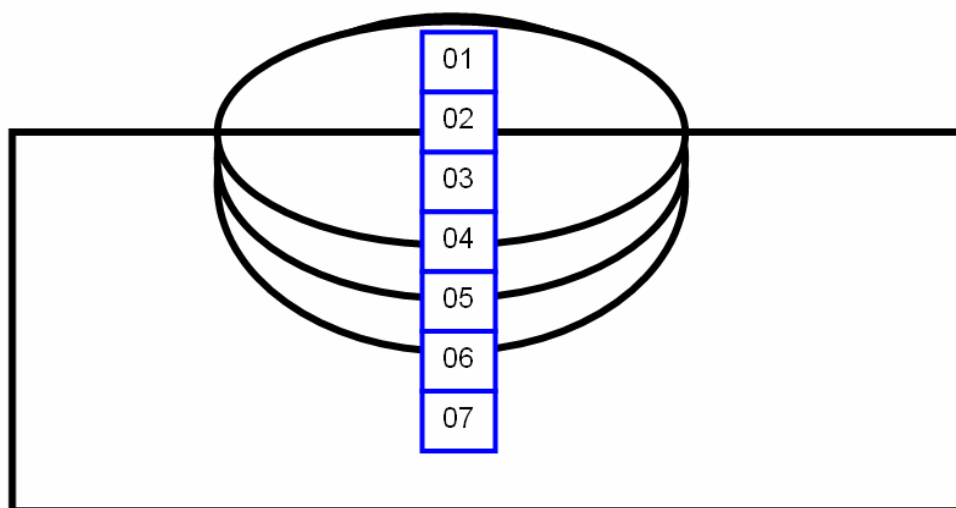


Figura 5.8 – Esquema para a determinação do perfil da composição química.

5.9 – Avaliação da dureza dos revestimentos

Nesta pesquisa foi avaliada a dureza da superfície das ligas L01, L05 e L03*, sendo que para essa última também foi traçado o perfil de dureza, na seção transversal, por ter sido essa a liga que apresentou o melhor desempenho em termos de resistência a cavitação.

Essa propriedade foi avaliada para verificar a viabilidade de esmerilhamento dos depósitos bem como, no caso da liga L03*, as condições da região de ligação do metal do substrato e do revestimento. A microdureza Vickers (HV 0,2) foi determinada no microdurômetro da marca HVM 2000 da Shimadzu.

5.10 - Análise microestrutural

Análises microestruturais foram executadas por microscopia ótica, sendo os corpos de prova embutidos, lixados até a granulometria 1000 e posteriormente polidos com pasta de alumina de 1 μm . As microestruturas foram reveladas com o reagente composto de 5ml de HCl, 1,0g de ácido pícrico, 100ml de álcool etílico, sendo o tempo de ataque de 15 segundos. As microestruturas foram observadas com um aumento de até 500 vezes. Foram ainda feitas análises na superfície dos corpos de prova e na seção transversal, sendo que nessa seção também foi avaliado a presença de trincas junto à interface metal de base/revestimento.

Através do Microscópio Eletrônico de Varredura (MEV) observaram-se detalhes da superfície dos corpos de provas, bem como a morfologia dos pós. Verificou-se também utilizando a técnica EDX a composição química de determinadas estruturas formadas e a diluição do revestimento. Para tal utilizou-se o equipamento XL 40 e 41 fabricado pela Philips.

5.11 – Análise química

A determinação da composição química dos revestimentos depositados pelo processo PTA foi feita via espectroscopia de absorção atômica (AAS) no Laboratório Tork Controle Tecnológico de Materiais Ltda de São Paulo/SP.

5.12 – Determinação das fases presentes nos revestimentos

Com o objetivo de estimar as fases presentes bem como a sua evolução devido a exposição à cavitação, em especial a transformação da fase γ em martensita ϵ e α' , foram feitas análises por difração de Raios X no equipamento Philips X'Pert.

Para determinar o volume das fases formadas de martensita ϵ e α' a partir da austenita γ , baseados nos resultados de ensaio de raios X foram aplicadas as equações de Lysak (equações 5.1 a 5.6), que estudou as transformações martensíticas dos aços Fe-Cr-Mn:

$$\text{Volume } \epsilon_1 = I_{\epsilon(101)} / (0,67 \cdot I_{\alpha(110)} + 1,97 \cdot I_{\gamma(200)} + I_{\epsilon(101)}) \quad (\text{equação 5.1})$$

$$\text{Volume } \gamma_1 = 1,97 \cdot \text{vol } \epsilon \cdot I_{\gamma(200)} / I_{\epsilon(101)} \quad (\text{equação 5.2})$$

$$\text{Volume } \alpha_1 = 0,67 \cdot \text{vol } \epsilon \cdot I_{\alpha'(110)} / I_{\epsilon(101)} \quad (\text{equação 5.3})$$

$$\text{Volume } \epsilon_2 = I_{\epsilon(101)} / (0,67 \cdot I_{\alpha(110)} + 0,89 \cdot I_{\gamma(111)} + I_{\epsilon(101)}) \quad (\text{equação 5.4})$$

$$\text{Volume } \gamma_2 = 0,89 \cdot \text{vol } \epsilon \cdot I_{\gamma(111)} / I_{\epsilon(101)} \quad (\text{equação 5.5})$$

$$\text{Volume } \alpha_2 = 0,67 \cdot \text{vol } \epsilon \cdot I_{\alpha(110)} / I_{\epsilon(101)} \quad (\text{equação 5.6})$$

I é a intensidade do pico da radiação difratada nos respectivos planos.

5.13 – Avaliação da Erosão por Cavitação

Após a deposição os corpos de prova para o ensaio de cavitação foram retirados por corte mecânico e tiveram suas superfícies posteriormente usinadas (figura 5.9). As superfícies a serem expostas a cavitação foram lixadas até a lixa 1000 e posteriormente polidas com alumina $1\mu\text{m}$.

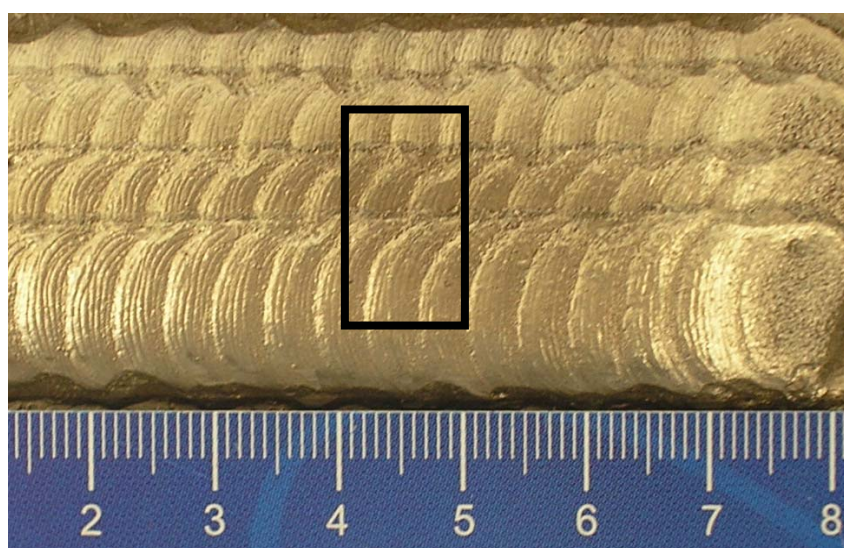


Figura 5.9 – Localização da região de extração do corpo de prova para o ensaio de erosão por cavitação.

Os corpos de prova foram submetidos ao ensaio Ultra-sônico Vibratório obedecendo à norma ASTM G32-92. Existem duas variantes desse ensaio: o método direto e o método indireto (figura 5.10).

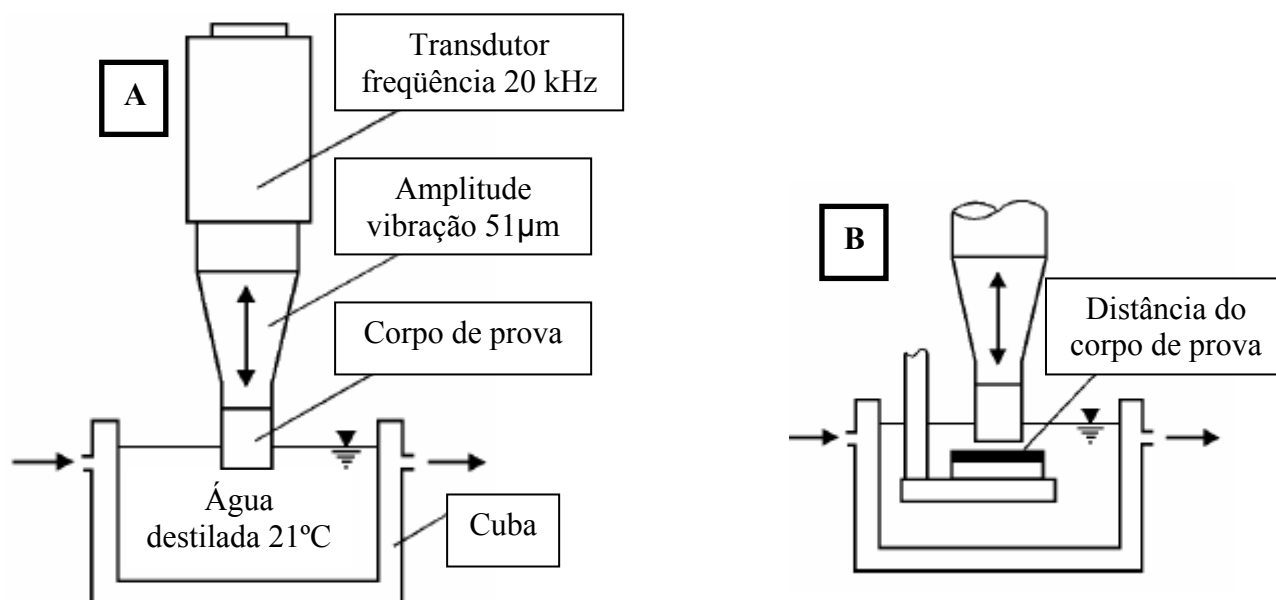


Figura 5.10 – Teste de cavitação Ultra-sônico ASTM G 32. A) método direto e B) Método modificado (indireto).

A taxa de erosão medida pelo método indireto é cerca de 40% a 60% do método direto (Pohl et al 1995, Boccanera, 1999). O ensaio ultra-sônico vibratório foi executado num gerador ultrasônico KLN Ultraschall GmbH tipo 500 que produz uma oscilação axial da ponta do sonotrodo pelo chamado efeito piezoelétrico a uma frequência de aproximadamente 20 kHz. Sendo a amplitude de vibração, na ponta do sonotrodo de 0,05 mm, sob temperatura de ensaio de $21 \pm 1^\circ\text{C}$. Os ensaios de erosão por cavitação realizados nesse trabalho foram executados no Laboratório de Cavitação da UFSC, no equipamento (figura 5.11 a 5.13), acima descrito

utilizando o método indireto. Uma das vantagens de se utilizar esse método é que a preparação dos corpos de prova para serem avaliados pelo mesmo é bem mais simples.

Os materiais utilizados como referencia nesse trabalho foram o Stelite 6, aço inoxidável 309L e o Cavitec.



Figura 5.11 - Bancada de ensaios de cavitação do Labsolda/UFSC.



Figura 5.12 – Equipamento para ensaio de erosão por cavitação no interior da câmara acústica.



Figura 5.13 – Detalhe da amostra imersa em água submetida ao ensaio de cavitação.

A perda de massa em função do tempo $\Delta m = f(t)$ foi medida para intervalos pré-determinados no ensaio. Os intervalos médios iniciais foram de 2 horas até o limite de 10 horas e após esse limite os mesmos foram estendidos para 4 horas.

Após a obtenção dos resultados de perda de massa com o tempo, estes foram plotados em um gráfico gerando uma curva “Perda de massa x Tempo”. A tangente à região dessa curva, que representa a erosão em regime permanente, forneceu a máxima taxa de erosão, já a sua interseção com o eixo “x” determinou o período de incubação. Desse modo o ensaio permitiu determinar o período de incubação e taxa de erosão que caracterizou o revestimento quanto à resistência a erosão por cavitação.

6. RESULTADOS E DISCUSSÕES

6.1 - Procedimento de misturas dos pós

O procedimento de mistura e secagem dos pós para formulação das ligas experimentais foi eficiente nos dois procedimentos descritos no item 5.4, uma vez que resultou em um produto homogêneo bem como não houve a formação de torrões característicos de umidade presente na mistura (figura 6.1).

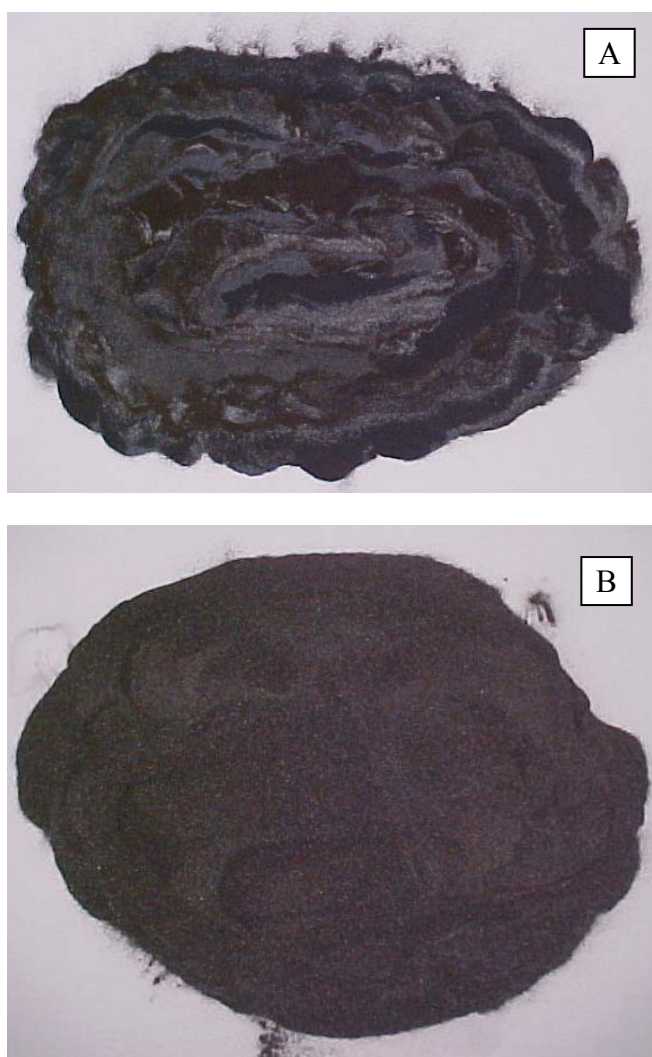


Figura 6.1 – Pós-metálicos: antes (a) e após a mistura (b).

6.2 – Escoabilidade da misturas dos pós

A alimentação dos pós depende diretamente da escoabilidade do mesmo o que por sua vez varia com a massa específica, ângulo de empilhamento e a sua morfologia (forma e tamanho).

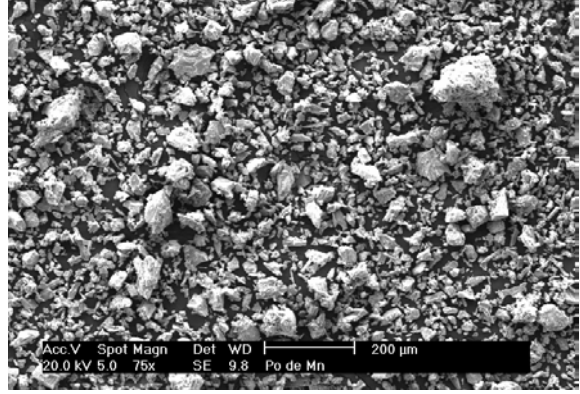
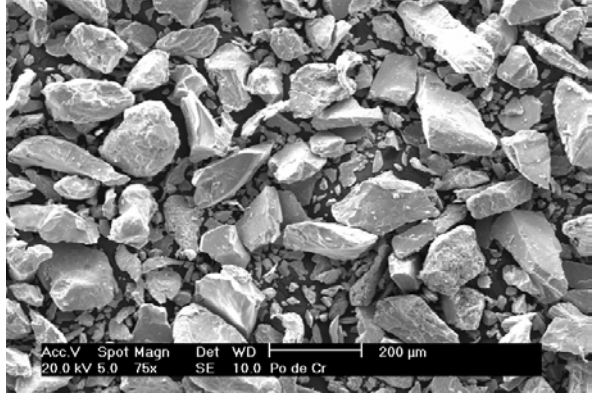
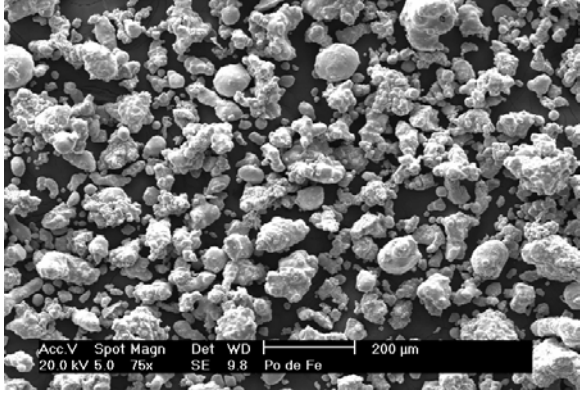
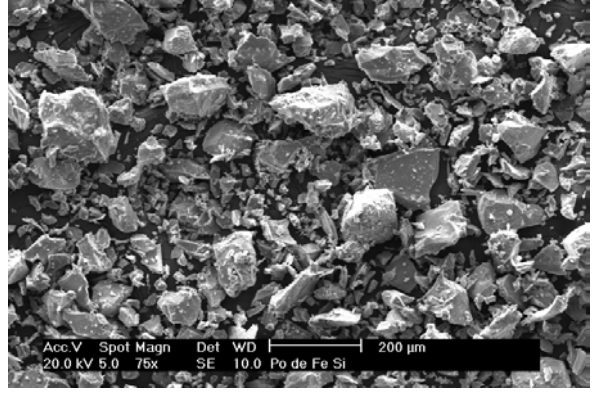
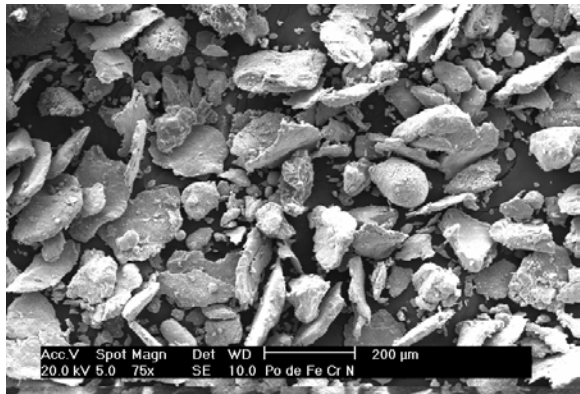
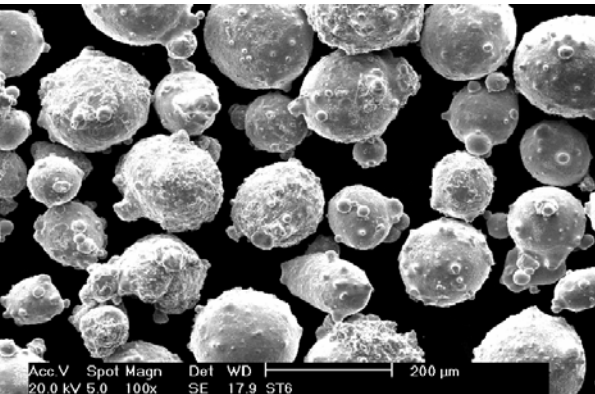
O estudo relativo ao ângulo de empilhamento das misturas das ligas experimentais apresentou um ângulo médio de 36° bem como uma massa específica média de 3,50 g/cm³ (tabela 6.1).

Tabela 6.1 – Ângulo de empilhamento e massa específica das misturas dos pós.

Liga	Ângulo de empilhamento	Massa específica (g/cm ³)
L01	38°	3,49
L02	37°	3,44
L03	35°	3,47
L04	36°	3,54
L05	35°	3,54
L03*	36°	3,54
Stellite6	28°	4,54

Pela morfologia apresentada pelos pós (tabela 6.2) observa-se que a sua obtenção foi através da trituração mecânica da matéria prima, o que gerou uma geometria irregular com cantos pontiagudos, exceção para o pó de Fe e o Stellite 6. Quanto à granulometria observou-se uma variação bastante significativa entre os tamanhos das partículas de pós. A geometria muito irregular dificulta o fluxo dos pós através do sistema de alimentação e para tamanho de partícula muito pequena, como as que se observa para o pó de Mn, poderia ocorrer o entupimento da canalização e com isso impedir o suprimento do mesmo na poça de fusão.

Tabela 6.2 – Morfologia dos pós

<p>Pó de Manganês (Mn)</p> 	<p>Pó de Cromo (Cr)</p> 
<p>Pó de Ferro (Fe)</p>	<p>Pó de Ferro - Silício (Fe-Si)</p>
	
<p>Pó de Ferro – Cromo – Nitrogênio (FeCrN)</p>	<p>Pó de Stellite 6</p>
	

O Stellite 6 que foi a liga que serviu como referencia a esse trabalho, apresentou uma massa específica (tabela 6.1) 25% maior, bem como uma geometria esférica bem definida uma vez que o mesmo foi obtido por atomização (tabela 6.2).

O sistema de alimentação de pós no processo PTA tem uma importância fundamental, influenciando diretamente na geometria, possíveis discontinuidades, acabamento superficial e nas características metalúrgicas do depósito. Assim faz-se necessário antes de qualquer deposição avaliar as condições de alimentação do sistema. Um sistema altamente eficiente no transporte ou arraste de um determinado pó pode mostrar-se ineficiente para outro.

Diante do exposto as discussões a respeito da alimentação da mistura dos pós que se faz nesse trabalho dizem respeito às características dos pós e dos sistemas utilizados no mesmo, não devendo ser tomadas como referencia para deposições em outras condições.

Observou-se que o sistema de alimentação de pós da bancada de trabalho Starweld 300M/Deloro Stellite teve uma construção que permitiu uma boa escoabilidade para as misturas de pós das ligas preliminares utilizadas, uma vez que o fluxo dos pós foi contínuo, gerando depósitos com aspecto superficial e geometria adequada, sem poros ou defeitos superficiais aparentes, conforme se observa na figura 6.2. Observou-se apenas a formação de pequena quantidade de escória no pé do depósito, porém, sua origem como se verá posteriormente não estava relacionada à eficiência do sistema de alimentação em transportar a mistura, mas com a composição química das ligas depositadas.

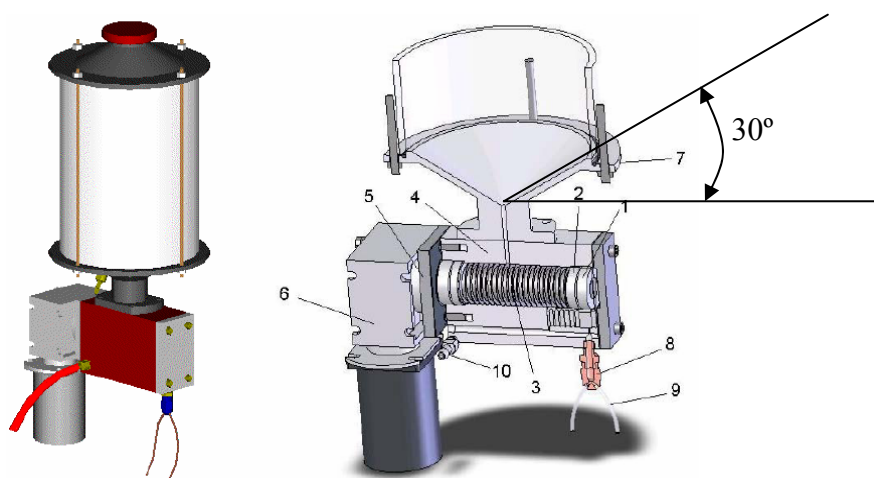


(Figura 6.2 - Aspecto superficial do cordão depositado na bancada de trabalho Starweld 300M/Deloro Stellite nas condições definidas nas tabelas 5.6 (taxa de deposição 0,58 kg/h).

Quanto ao sistema de alimentação de pós da bancada de trabalho Inversal 300/IMC verificou-se que sua concepção e construção foram otimizadas para as ligas Stellites. Para alimentar as misturas dos pós das ligas experimentais fez-se necessário promover modificações no reservatório de pós do sistema de alimentação da bancada, uma vez que esse mostrou-se deficiente, tendo como causa primeira a sua configuração.

O ângulo de empilhamento médio das misturas das ligas experimentais foi 36° , portanto maior do que o ângulo de escoabilidade do reservatório da bancada de trabalho, que era de 30° conforme pode ser visto na figura 6.3, o que causava a partir de um determinado momento a interrupção no fornecimento da mistura. Verificou-se que o reservatório estava adequado para o escoamento das ligas Stellites, uma vez que essas ligas apresentam um ângulo empilhamento de 28° . Houve então a necessidade de readaptar o reservatório de modo que ele assegurasse um ângulo de escoabilidade maior do que 36° , para garantir o fornecimento da mistura sem interrupção durante a execução do depósito.

Um novo reservatório foi construído com um ângulo de escoabilidade de 60° , sendo sua eficiência comprovada pelos depósitos subseqüentes.



1-Vedação, 2-Rolamento, 3-Fuso transportador, 4- Corpo, 5-Tampa, 6-Motor 7-Base reservatório, 8-Divisor, 9-Mangueiras flexíveis, 10-Entrada gás de transporte.

Figura 6.3 - Alimentador de Pó projetado e fabricado no Labsolda (Vergara, 2005)

Outra condição apresentada pela bancada de trabalho Inversal 300/IMC foi a irregularidade no transporte dos pós a partir do reservatório até a tocha, através do fuso transportador e mangueiras. O fluxo do pó não se deu de forma contínua, mas sim oscilatória em alguns momentos a quantidade de pó alimentado era maior e em outro menor, resultando em pequenas variações no aspecto superficial do depósito (figura 6.4). Tal fato ocorreu em função da morfologia e densidade dos pós bem como da forma construtiva do alimentador e dos canais de alimentação do bico constritor da tocha.

Além desses fatores a necessidade de uma baixa taxa de deposição dos pós, conforme será discutido posteriormente, exigiu uma baixa rotação do fuso transportador. A relação baixa rotação, passo do fuso do transportador e partícula com morfologia inadequada contribuiu para um transporte deficiente dos pós e resultou numa alimentação que se deu de modo cíclico, gerando depósitos em corrente contínua constante que pareciam ter sido produzidos com corrente contínua pulsada (figura 6.4).

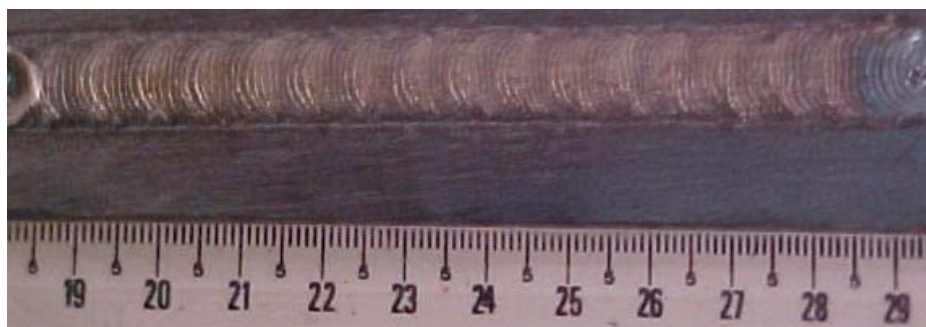


Figura 6.4 - Aspecto superficial do cordão depositado na bancada de trabalho Inversal 300/IMC, nas condições definidas nas tabelas 5.7 e 5.9 com bico constritor de 30° (taxa de deposição 0,26 kg/h).

Para solucionar ou amenizar o problema da alimentação cíclica das misturas das ligas experimentais e proporcionar um acabamento superficial adequado, aumentou-se à taxa de alimentação e conseqüentemente a de deposição da mistura. Os resultados mostraram-se

bastantes satisfatórios em termos de acabamento superficial conforme pode ser visto na figura 6.5, porém verificou-se na seção transversal, por análise metalográfica, a presença de inúmeras partículas no interior do depósito. Conclui-se que o aumento da taxa de alimentação aumentou a taxa de deposição e diminuiu o efeito da rugosidade superficial.

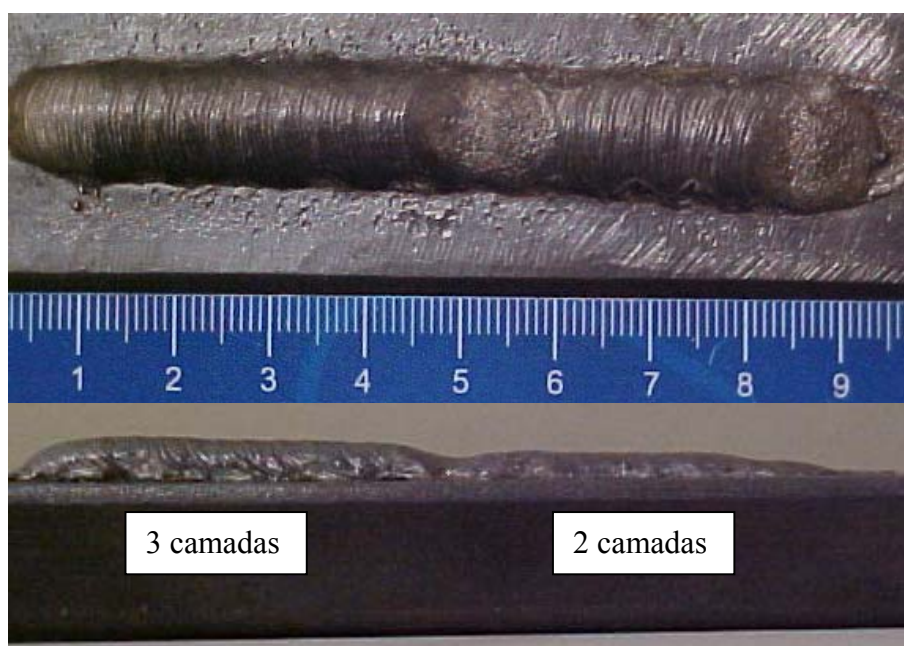


Figura 6.5 - Aspecto superficial do cordão depositado na bancada de trabalho Inversal 300/IMC, nas condições definidas nas tabelas 5.7 e 5.9 com bico constritor de 30° (taxa de deposição 0,48kg/h).

A massa específica das ligas experimentais apresentadas na tabela 6.1 muito próximas umas das outras, o ângulo de empilhamento e morfologia também bastantes semelhante, fez com que a escoabilidade de todas as misturas dos pós tivesse comportamento semelhante.

A deposição do Stellite, na bancada de trabalho Inversal 300/IMC, não apresentou problema de escoabilidade. O fato de o Stellite possuir geometria esférica bem definida, aliada a uma maior densidade, proporcionou uma melhor escoabilidade através do sistema de

alimentação. A alimentação do Stellite foi contínua e sem variações, proporcionando depósitos com excelente acabamento superficial.

6.3 – Acabamento superficial e integridade metalúrgica dos depósitos

Depósitos preliminares das ligas descritas na tabela 5.5, sem adição de elementos intersticiais, foram executados com os parâmetros de soldagem definidos na tabela 5.6 na bancada de trabalho Starweld 300M/Deloro Stellite

A deposição resultou em um revestimento que apresentou a formação de uma escória vítrea (figura 6.6), e defeitos internos (partículas) na raiz do revestimento (figura 6.10), porém os depósitos se apresentaram isentos de poros e trincas.



Figura 6.6 – Aspecto superficial dos depósitos das ligas preliminares depositadas segundo os parâmetros da tabela 5.6.

A escória vítrea surgiu devido à presença do alto teor de Si adicionado na liga, fato comprovado por um levantamento experimental, através da deposição de ligas com a formulação descritas na tabela 5.15 e com os parâmetros de soldagem da tabela 5.16. Verificou-se que ligas com adição de Si formaram escória nas laterais dos depósitos. Abaixo dessa escória formaram-se pequenos poros oxidados, de difícil limpeza (figura 6.7).

Por sua vez as ligas isentas de Si não formaram escória, porém apresentaram grande quantidade de poros, oxidação e baixa molhabilidade nos depósitos (figura 6.8 e 6.9).



Figura 6.7 - Superfície do cordão de solda executado com metal de adição contendo Si.(17%Cr, 15%Mn, 0,4%N, 4%Si e balanço em Fe).



Figura 6.8 - Superfície do cordão de solda executado com metal de adição sem Si.(17%Cr, 15%Mn, 0,4%N e balanço em Fe).

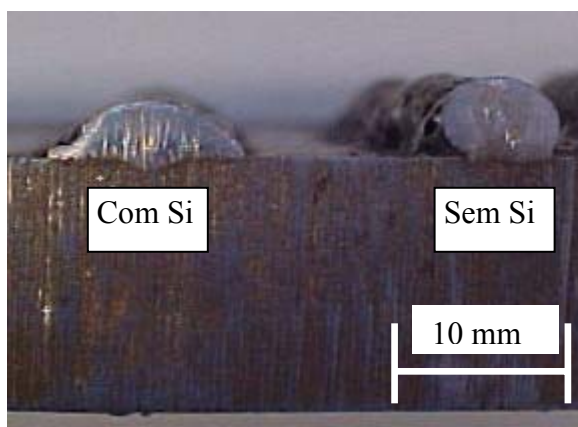


Figura 6.9 - Seção transversal do cordão de solda.

Quanto às partículas reveladas pela micrografia da seção transversal (figura 6.10) observou-se por análise no EDX que as mesmas eram de Fe ou Cr. Posicionavam-se no fundo do cordão devido a maior massa específica em relação à massa fundida. Verificou-se ainda que a maior parte delas possuíam um tamanho próximo ao tamanho das partículas dos pós da mistura ($100 \pm 30 \mu\text{m}$).



Figura 6.10 - Macrografia dos revestimentos das ligas preliminares depositadas segundo os parâmetros da tabela 5.6 (I=100A; E= 17kJ/cm).

A caracterização dessas partículas no MEV (figura 6.11) mostrou outro fato bastante interessante, que foi a formação de um sulco em torno da partícula não fundida de Cr (figuras 6.11 e 6.12a-b). Esses sulcos surgiram provavelmente durante o resfriamento do depósito em função das tensões trativas entre a partícula de Cr e a matriz, geradas pela diferença da contração térmica desses materiais.

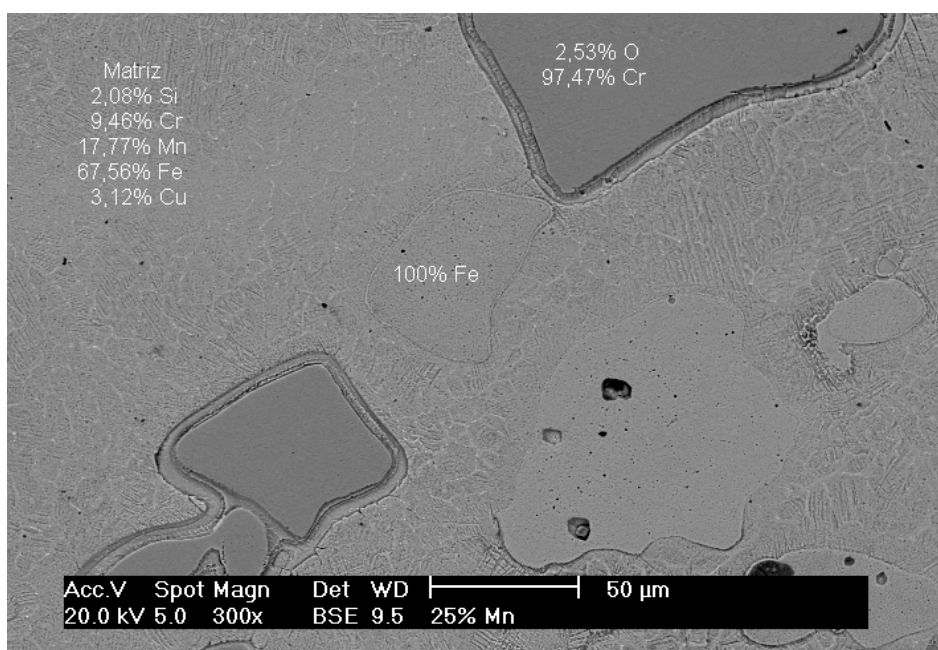


Figura 6.11 – MEV: Microscopia mostrando as partículas formadas nos revestimentos das ligas preliminares depositadas segundo os parâmetros da tabela 5.6.

A análise química no EDX e a morfologia apresentada pelas partículas levam a concluir que elas não se formaram durante a soldagem, mas sim são frutos de partículas de pós que não se fundiram ou em outras palavras as partículas são de fato pós não fundidos. O fato das mesmas não terem se soltadas ou aparecido cavidades nos depósitos durante o lixamento e polimento pode ter sido devido a sua geometria irregular, que favoreceu o ancoramento mecânico das mesmas impedindo o seu destacamento.

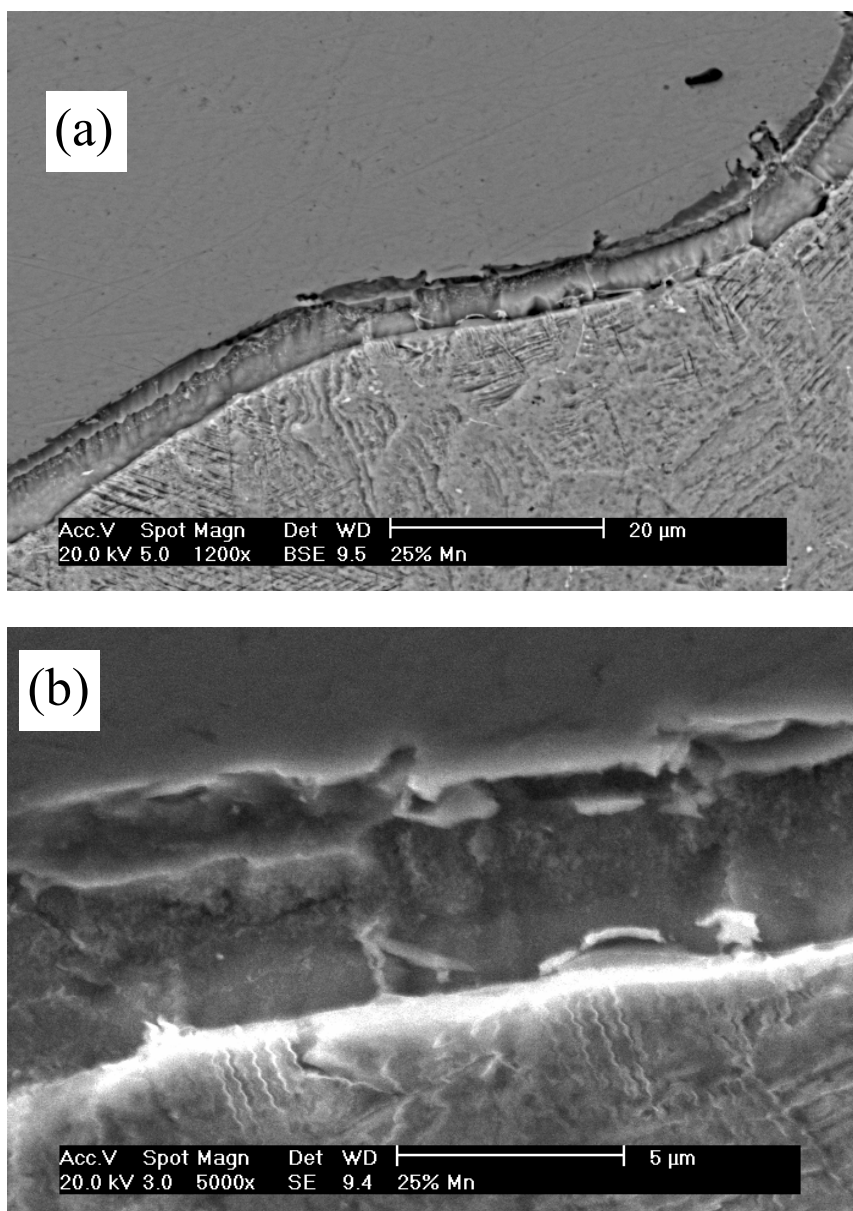


Figura 6.12 – MEV do sulco entre a partícula de cromo e a matriz.

6.4 -Otimização dos parâmetros de soldagem para deposição na bancada Inversal 300/ IMC

6.4.1 - Otimização da corrente de soldagem

A) Corrente continua constante

A intensidade de corrente é uma das principais variáveis quando se considera o aporte de calor no substrato. Quando se trabalhou com baixos valores da corrente de soldagem, o calor

gerado foi insuficiente para fundir todo o pó injetado, ocorrendo a presença de partículas não fundidas, como nos depósitos preliminares efetuados na bancada de trabalho Starweld 300M/Deloro Stellite (figura 6.10).

Quando se trabalhou com valores de corrente muito alta, as partículas pequenas foram volatilizadas no arco plasma e o rendimento de deposição diminuiu.

Para eliminar as partículas não fundidas dos depósitos preliminares procurou-se incrementar a energia de soldagem através do aumento da corrente de 100A para 160A mantidos os demais parâmetros fixos (tabela 5.6) o que resultou, em um aumento do nível da energia de 17 kJ/cm para 27 kJ/cm.

O aumento da energia não foi o suficiente para eliminar as partículas não fundidas, mas reduziu em média aproximadamente 65% a sua quantidade (figuras 6.13).

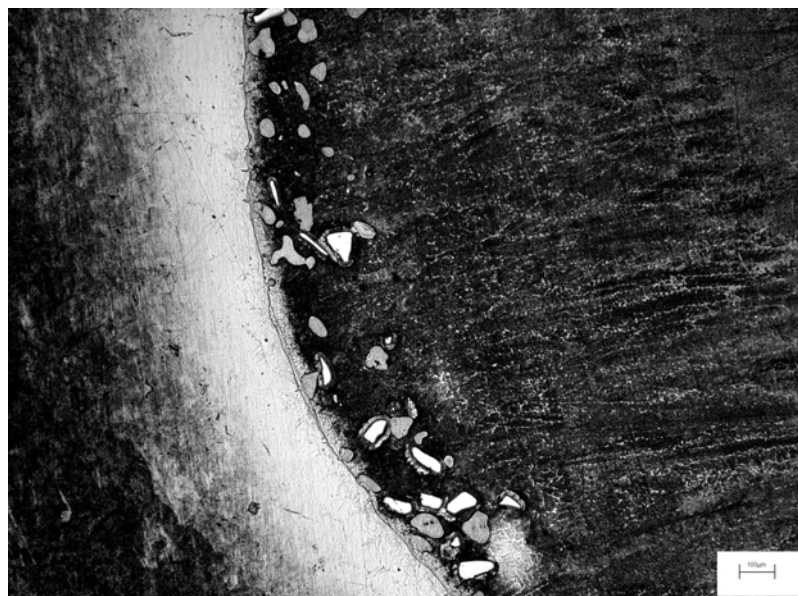


Figura 6.13 - Macrografia dos revestimentos das ligas preliminares depositadas segundo os parâmetros da tabela 5.6 (I=160A; E= 27kJ/cm).

O aumento da energia de soldagem através do aumento da corrente para a eliminação dessas partículas mostrou ser eficiente porém, a alta corrente produziu grande penetração e diluição excessiva conforme se observa na figura 6.14.

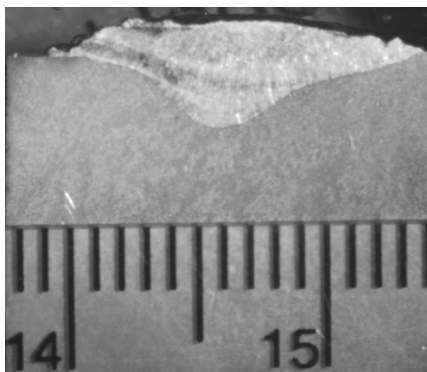


Figura 6.14 - Depósito da liga experimental segundo aos parâmetros das tabelas 5.7 e 5.10 com corrente de -160 A.

B) Corrente contínua pulsada

Comparado o número de partículas não fundidas dos corpos de prova soldados com corrente contínua constante e contínua pulsada, nesse último, soldado de acordo com os parâmetros definidos nas tabelas 5.7 e 5.8, observou-se que os depósitos registraram em torno de 3% de partículas não fundidas, quando comparados aos depósitos preliminares (figura 6.10). Isso se explica pela agitação da poça fundida que impediu que essas partículas, mesmo sendo mais densas que o líquido, se precipitassem para a raiz da solda onde a extração de calor é maior e o líquido se solidifica rapidamente, aprisionando a partícula de pó. Ainda com a agitação térmica houve a possibilidade das partículas não fundidas pelo arco voltaico se liquefazem na massa líquida agitada a sua volta. As poucas partículas não fundidas que se observou não estavam posicionadas no fundo do depósito, mas sim ficaram presas no meio da massa conforme mostra a figura 6.15.

Outro fato constatado foi que a variação nos tempos de pulsos da corrente de base e pico de 0,25 e 0,35 segundos pouco influenciaram no número de partículas não fundidas resultantes.



Figura 6.15 – Micrografia mostrando a presença de partícula não fundida. Depositado segundo os parâmetros das tabelas 5.7 e 5.8 para o CP3.

6.4.2 - Efeito do ângulo de convergência do bico constritor

Pela análise dos resultados apresentados com a deposição das ligas experimentais de acordo com os parâmetros estipulados nas tabelas 5.7 e 5.9 para o bico constritor com um ângulo de convergência de 30° e 60° (figura 5.8), verificou-se que no bico de 60° a partícula de pó era inserida praticamente na poça de fusão. O tempo de contato era muito reduzido com o arco voltaico sendo, portanto necessário contar com o calor da massa líquida para sua fusão completa. Quando se utilizava esse bocal mesmo com o uso de grandes energias verificava-se sempre a existência de partículas de Cr não fundidas. Como o Cr possui uma temperatura de fusão em torno de 1890°C, que é bem mais alta dos que o ponto de fusão dos aços inoxidáveis austeníticos, entendeu-se que as partículas que não eram fundidas pelo arco e que adentravam a poça de fusão não conseguiam absorver calor suficiente da massa líquida para poderem se fundir e ali eram então aprisionadas.

Os depósitos com o bico constritor com canal de convergência de 30° não apresentaram partículas não fundidas. Tal fato se explica em função do local de chegada das partículas. Nesse bocal elas incidem praticamente no início do arco plasma (figura 6.16) e devido às altas temperaturas desenvolvidas pelo mesmo tendem a chegar fundida na poça de fusão.

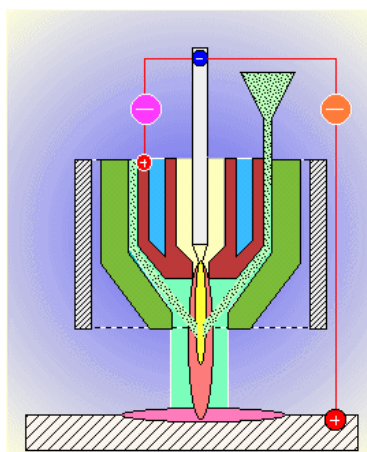


Figura 6.16 – Esquema da fusão das partículas no arco voltaico (www.plasmateam.com, 2007)

Os experimentos realizados segundo os parâmetros descritos nas tabelas 5.7 e 5.10 comprovaram o bom desempenho do bico constritor de 30°. Observando a seção transversal das amostras depositadas com 140 e 160A não se verificou a existência de partículas não fundidas nos depósitos, porém surgiram poros nas superfícies devido às altas correntes empregadas (figura 6.17).

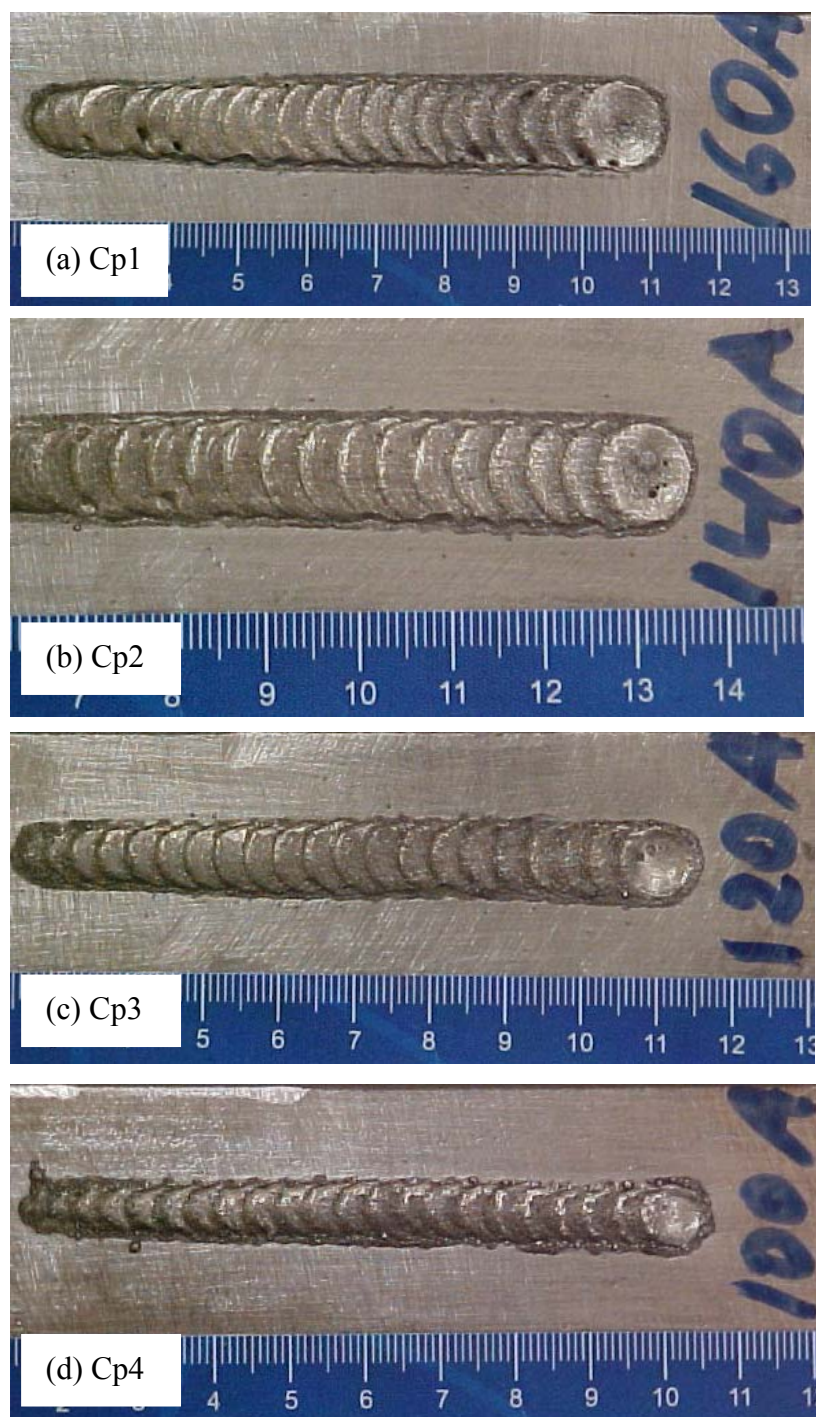


Figura 6.17 – Depósitos das ligas experimentais com bico constritor de 30 segundo os parâmetros das tabelas 5.7 e 5.10.

Para depósitos com correntes menores (100A e 120 A), como se manteve a mesma taxa de alimentação houve a formação de uma grande quantidade de partícula sobre a superfície do substrato, que foram removidas facilmente por escovamento (figura 6.17 c, d). Isso significa que para essas correntes a quantidade de partículas não fundidas no arco voltaico foi muito grande e resultou num rendimento de deposição menor do que para maiores correntes.

6.4.3 – Taxa de deposição da mistura

Os depósitos efetuados sobre o substrato de aço 1020, com o uso de corrente contínua pulsada, com os parâmetros das tabelas 5.7 e 5.11 nas taxas de deposição de 0,26, 0,35 e 0,48 kg/h resultaram em depósitos com bom acabamento e sem porosidades. A eliminação da porosidade pode ser resultado da agitação térmica provocada pela corrente pulsada, que propicia uma maior facilidade de fuga dos gases durante a deposição. Na taxa de 0,26 kg/h também não se verificou a formação de partículas não fundidas, porém para 0,35 e 0,48 kg/h verificou-se a presença de 3 e 5% respectivamente de partículas não fundidas, em relação aos depósitos preliminares (figura 6.10).

Verifica-se que para os demais parâmetros de soldagem fixos, na medida em que a taxa de deposição se torna maior, a quantidade de pós que atravessa o arco voltaico também aumenta e como a energia se mantém constante, ocorre um aumento de partículas não fundidas.

6.4.4 - Efeito da distância bico-peça

À distância bico-peça é uma variável que tem uma influência significativa sobre a qualidade dos revestimentos e sua variação apresenta um efeito significativo sobre o grau de

diluição dos depósitos. Para poder obter uma boa eficiência na deposição à distância bico-peça está limitada a um valor entre 10 a 15 mm uma vez que para valores acima desta faixa a eficiência do gás de proteção é reduzida significativamente. Vergara 2005, observou que valores superiores a esta faixa comprometem também a abertura do arco principal.

Os testes realizados com os parâmetros das tabelas 5.7 e 5.12 em que a distância bico-peça (DBP) foi de 10 mm e 12,7 mm, tiveram por objetivo verificar a influência desse parâmetro no número de partículas não fundidas. A princípio imaginou-se que a dbp maior pudesse favorecer a fusão das partículas uma vez que elas passariam mais tempo no arco. Tal fato não se confirmou sendo que para ambas as situações o número de partículas não fundidas foi praticamente o mesmo.

6.4.5 - Efeito da vazão dos gases de soldagem

Para a avaliação do efeito dos gases de proteção, arraste e plasma foram executados depósitos efetuados conforme os parâmetros de deposição descritos nas tabelas 5.7 e 5.13.

a) Gás de proteção

Para as vazões do gás de proteção de 12,5; 15,0 e 20,0 l/min foi verificada a formação de um depósito negro conforme mostrado no lado esquerdo da figura 6.18. Esse depósito pode ter sido devido a queima de elementos químicos do metal de adição pelo arco voltaico em especial do Mn. Um dos grandes problemas causados pelos pós não fundidos na superfície do substrato foi a necessidade de limpeza e o baixo rendimento de deposição.

Não se verificou alteração significativa na quantidade do pó negro, partículas não fundidas, porosidade bem como no acabamento superficial, com as variações testadas para o gás de proteção. Desse modo optou-se pelo uso de um valor intermediário, ou seja, 15 l/min, uma

vez que baixas vazões propiciam uma maior diluição, já que a poça de fusão resfria mais lentamente e altas vazões encarecem e geram turbulência no depósito.

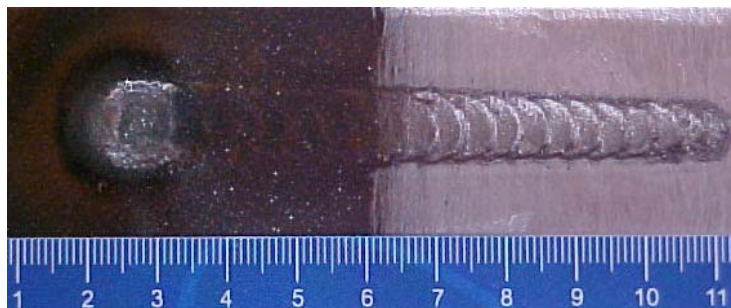


Figura 6.18 – Aspecto superficial enegrecido dos depósitos de solda com as ligas experimentais.

b) Gás de plasma

A vazão do gás de plasma está estreitamente relacionada com o comportamento da poça de fusão, qualidade e aspecto do depósito e velocidade de soldagem bem como com a estabilidade e a quantidade de partículas expulsas da coluna do arco, desgaste do eletrodo e a penetração do cordão. Vazão de gás de plasma muito elevada produz uma turbulência dentro do arco plasma, ao mesmo tempo em que aumenta a velocidade do jato plasma e, como consequência, aumenta a força do jato plasma sobre a poça fundida. Vazões excessivas causam ainda penetração excessiva, imperfeições superficiais, promovem a formação de poros e óxidos nos depósitos. Vazões insuficientes também são causa de poros, tornam o arco instável e facilitam o desgaste do eletrodo.

Para o gás de plasma se analisou variação da vazão de 1,5; 2,0 e 2,4 l/min. Na menor vazão observou-se a formação de poros/cavidades no cordão de solda (figura 6.19 d) bem como uma grande instabilidade do arco plasma. As vazões de 2,0 l/min e 2,4 l/min não diferiram muito no aspecto do acabamento superficial, não apresentaram formação de cavidades bem como, o arco plasma se mostrou bastante estável.



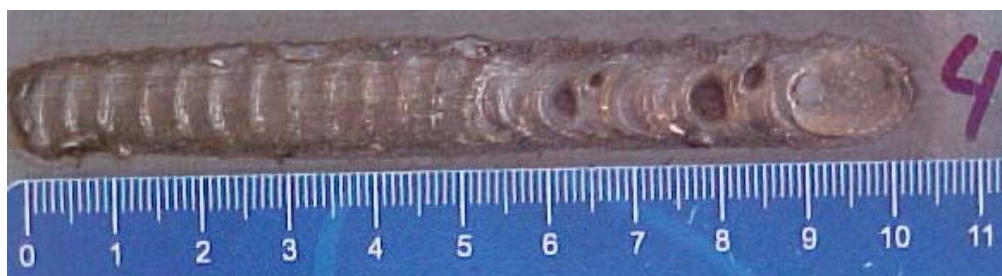
(a) Gás de proteção 15,0 l/min; gás de arraste 2,0 l/min; gás de plasma 2,0 l/min.



(b) Gás de proteção 15,0 l/min; gás de arraste 1,5 l/min; gás de plasma 2,0 l/min



(c) Gás de proteção 15,0 l/min; gás de arraste 1,0 l/min; gás de plasma 2,0 l/min



(d) Gás de proteção 15,0 l/min; gás de arraste 2,0 l/min; gás de plasma 1,5 l/min

Figura 6.19 - Influência dos gases de soldagem

c) Gás de arraste

Sua vazão determina a quantidade e a velocidade do pó lançado no interior do arco voltaico. Verificou-se o efeito da vazão do gás de arraste/alimentação para variações de zero, 1,0; 1,5 e 2,0 l/min e constatou-se que a falta do gás de arraste impossibilita a alimentação do pó. A alimentação só pela força da gravidade não foi o suficiente devido as suas características de escoabilidade. Baixas vazões (1,0 e 1,5 l/min) geram um acabamento superficial ruim e em alguns pontos do depósito surgem poros/cavidades, ocasionadas pela falta de metal de adição (figura 6.19 b, c).

O valor ideal para a vazão do gás de arraste foi de 2,0 l/min, pois nessa condição se obteve um depósito sem cavidades e com acabamento superficial adequado. Valores acima de 2,0 l/min não foram testados uma vez que segundo Vergara (2005), quando a vazão de gás de transporte é muito elevada, o pó é transportado fora da coluna do arco plasma o que provoca falta de fusão das partículas devido à alta velocidade com que elas passam pelo arco, resultando num desperdício de pó.

6.5 – Análise da composição química, diluição, dureza, microestrutura e avaliação das condições dos revestimentos.

6.5.1 - Análise da composição química dos revestimentos

A determinação da composição química da superfície dos revestimentos, onde foram efetuados os ensaios de erosão por cavitação, foi realizada pelo método de absorção atômica, sendo os resultados apresentados na tabela 6.3.

Tabela 6.3 – Composição química da superfície dos revestimentos

Liga	C	N	Cr	Mn	Si	Fe	C+N
LB	0,17	0,03	10,0	17,0	2,0	71,8	0,20
L01	0,04	0,15	14,2	10,9	3,3	71,6	0,19
L02	0,04	0,17	15,5	12,9	3,2	68,4	0,21
L03	0,07	0,17	14,5	15,7	3,3	66,4	0,24
L04	0,05	0,18	14,7	17,5	3,2	64,6	0,23
L05	0,04	0,20	15,4	18,2	3,1	63,2	0,24
L03*	0,03	0,35	13,2	11,8	2,8	71,8	0,38

Confrontando esses resultados com a composição química nominal da mistura de adição (tabelas 5.3 e 5.4) verifica-se que houve uma diminuição do percentual de todos os elementos depositados com exceção do ferro e do carbono.

No que diz respeito ao Mn, verificou-se uma queda bastante drástica entre o teor da mistura (15% a 25%) e o revestimento. Outro ponto a ressaltar foi que quanto maior o teor de Mn no metal de adição, maior foi a perda no metal do revestimento. A possível causa pode ter sido a interação desse elemento com o arco voltaico, pois segundo Vergara 2005 quando se trabalha com valores de corrente muito altos, as partículas pequenas como se verificou para o Mn (tabela 6.2) são volatilizados no arco plasma e o rendimento de deposição diminui. Apesar dos teores de Mn no metal depositado não atingirem os percentuais mais altos desejados (20,0%, 22,5% e 25%), não se formularam e depositaram novas ligas, procurando por essas condições, uma vez que se verificou através dos ensaios, que esses teores não contribuiriam para a melhoria da resistência a cavitação conforme será discutido.

O surgimento do carbono no revestimento, mesmo que em menores teores, pode ter se dado em função da presença desse elemento na composição dos pós que formaram a mistura dos

pós de adição ou devido a diluição e difusão atômica desse elemento do substrato de aço 1020 para o revestimento. Apesar de o depósito ser realizado em três camadas, a alta energia de soldagem propiciou uma pequena diluição na última camada e facilitou a movimentação desses átomos intersticiais pelo reticulado cristalino, devido ao alto ciclo térmico imposto durante a soldagem.

No caso das ligas preliminares a mistura dos pós continha uma quantidade de C residual proveniente dos pós que lhe deram origem (tabela 5.2), no entanto o teor desse elemento na superfície do metal do depósito foi bastante alto. A razão para esse aumento foi a utilização, como material do substrato, do aço ABNT 1045 bem como a deposição do revestimento em um único passe o que proporcionou uma maior diluição e conseqüentemente um maior teor desse elemento na superfície do revestimento.

O aumento do teor de ferro evidentemente deu-se em função do decréscimo dos teores dos demais elementos.

O decréscimo do Si, cujo teor nominal do metal de adição era de 3,0% para as ligas preliminares e de 4,0% para as ligas experimentais, deu-se em função de reações químicas com outros elementos, que resultou na formação da escória vítrea conforme discutido no item 6.3.

Observou-se que a quantidade de escória formada em todos os depósitos foi muito semelhante e que a queda do teor de Si nas amostras foi em média de 0,8%. O Si tem forte influência na diminuição da energia de falha de empilhamento, diminuindo em cerca de 4,7 mJ/m² por cada incremento de 1% em peso (Reed, 1988), porém em teores elevados (cerca de 7%) podem causar baixa ductilidade e alta dureza, sendo necessário a introdução de Ni para promover uma melhora na ductilidade no entanto, o Ni é danoso em termos de resistência a cavitação (Menon, 1986 a, b).

A mistura de pós possuía um teor de cromo de 17% enquanto que o revestimento teve o teor desse elemento variando de 14,2% a 15,5% exceção para a liga LB que foi de 10,0%. A

queda do percentual de Cr, principalmente com relação à liga LB, explica-se pela presença das partículas não fundidas no revestimento, que fez com que o esse elemento contribuísse com um percentual mais baixo na matriz, bem como pela volatilização no arco voltaico das partículas muito pequenas desse elemento presentes na liga de deposição (tabela 6.2).

Quanto ao N verifica-se que a introdução desse elemento via associação com outros elementos como, por exemplo, através do pó de Fe-Cr-N foi viável. Observa-se que dos 0,4% de N do metal de adição, menos de 50% foram incorporados ao revestimento, exceção para as ligas L03* e LB. O baixo teor de N registrado para liga LB se deu em razão da não introdução desse elemento na liga de adição. Um dos motivos da perda de N pode ser a alta energia de soldagem que facilitou a sua difusão para fora do revestimento. Observou-se que na medida em que aumenta o teor de Mn também aumentou o teor de N na liga. O que é justificável, pois além de substituir o Co o Mn incrementa a solubilidade do N (figura 4.2), aumenta a resistência à trinca a quente e é um substituto parcial do Ni (Folkhard, 1984).

A quantidade de N em todas as deposições ficou muito abaixo do esperado na soma de elementos intersticiais ($C+N \geq 0,35$). O teor de intersticiais deveria ficar acima de 0,35% para ser efetivo em termos de resistência a cavitação. No caso da liga L03* apesar do teor de Mn ter decrescido, o teor de N cresceu. Deve-se, no entanto lembrar que para essa liga o teor de N do metal de adição foi de 1,0%, contra 0,4% para as demais ligas.

6.5.2 - Análise de diluição

A diluição foi avaliada uma vez que ela tem um importante efeito nos processos onde há fusão do substrato, pois provoca alteração na composição química e conseqüentemente na microestrutura, dependendo do par revestimento-substrato e, portanto pode influenciar de forma significativa na resistência à cavitação dos depósitos (Lima et al, 1998 e D'Oliveira et al, 2000).

Foi analisada apenas a diluição do depósito da liga L03* (figura 6.20) uma vez que foi a liga que apresentou o melhor desempenho em termos de resistência a cavitação, conforme se verá no item 6.6. A diluição foi medida pelo método das áreas apresentou os resultados mostrados na tabela 6.4.

Tabela 6.4 – Diluição dos depósitos das misturas pelo método das áreas.

Passe	diluição [%]
primeiro	39,0
segundo	15,0
terceiro	6,0

Verificou-se uma forte diluição no primeiro e segundo passe devido a grande penetração imposta pela alta energia de deposição logo, em termos de liga resistente a cavitação as primeiras camadas foram bastante prejudicadas.

Isso já se previa em função da penetração observada na figura 6.20. Caso a análise ou os ensaios, de resistência à cavitação, microestrutura, dureza bem como os demais ensaios fossem efetuados sobre a primeira camada, ou mesmo sobre a segunda, a diluição teria um efeito bastante pronunciado sobre os resultados. Essa constatação indicou a necessidade de se produzir revestimentos com mais de dois passes para que não houvesse interferência do substrato na avaliação do mesmo. Analisando a tabela 6.4 verifica-se que no terceiro passe ocorreu uma redução significativa do percentual de diluição (6,0%), verificou-se que a deposição dessa camada foi eficiente na redução da diluição.

A variação da composição química medida pela quantidade de elementos do substrato presentes no revestimento e de elementos do revestimento presentes no substrato (D'Oliveira, 2000), avaliada no EDX através da variação do Si, Cr e Mn, em áreas de 1mm² (figura 6.20 e 6.21) mostrou, a partir do substrato em direção a superfície do depósito nas áreas 01 e 02 que correspondem ao substrato, a presença de percentuais residuais dos elementos Cr, Mn e Si. A

presença de Mn e Si era esperada uma vez que o aço ABNT 1020 pode conter esses elementos na sua composição. Quanto a presença de cromo nessas regiões o mesmo pode ter sido registrado em função do uso do método de determinação da composição química aplicado, ou seja, o EDX que é uma técnica semi-quantitativa.

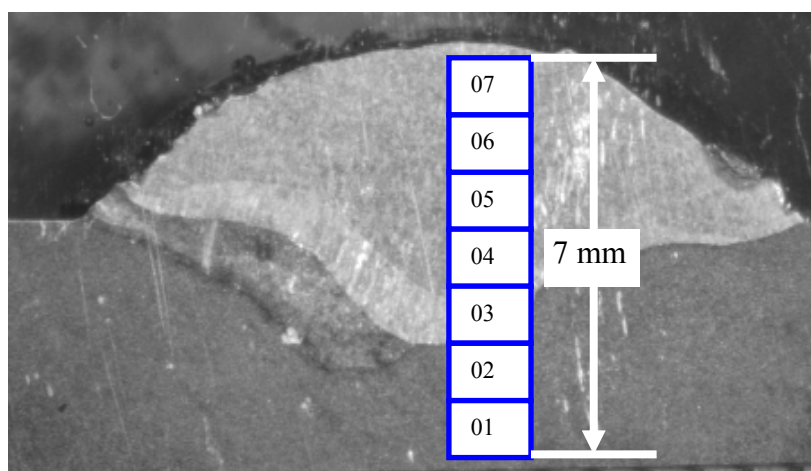


Figura 6.20 – Seção transversal do depósito do revestimento L03* (0,03%C; 0,35%N; 13,2%Cr; 11,8%Mn; 2,8%Si; bal Fe).

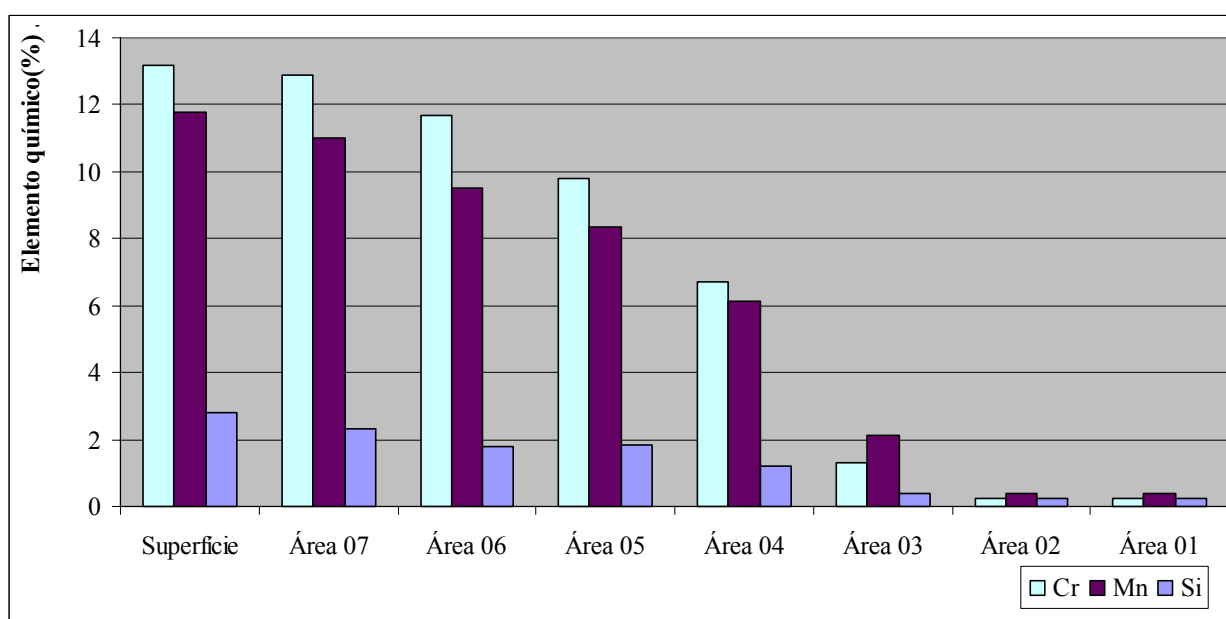


Figura 6.21 - Composição química na seção transversal e na superfície do depósito da liga L03* modificada (0,03%C; 0,35%N; 13,2%Cr; 11,8%Mn; 2,8%Si; bal Fe)

A variação desses elementos foi bastante significativa nas áreas 03, 04, 05 e 06 evidenciando a forte diluição nessas regiões.

Observou-se que não houve uma grande variação entre a composição química da superfície e da área 07. Essa observação foi coerente com a avaliação da diluição do terceiro passe, pelo método das áreas e, com isso concluiu-se que a mesma não produziu interferência significativa nos resultados apresentados pelos ensaios de erosão por cavitação que foram realizados na superfície do depósito.

6.5.3 – Avaliação das condições dos revestimentos.

Após os estudos sobre as condições de soldagem PTA para simples deposição as ligas experimentais foram depositadas em 3 camadas segundo os parâmetros definidos na tabela 5.14. A cada camada depositada era realizado um esmerilhamento, para eliminar eventuais partículas de pó incrustadas e possibilitar um relevo adequado para os passes subseqüentes.

Pelo ensaio visual verificou-se que os depósitos se apresentaram com acabamento superficial adequado, isentos de defeitos como poros e trincas. A figura 6.22 apresenta o aspecto da superfície do corpo de prova depositado com as ligas experimentais.



Figura 6.22 - Aspecto superficial do revestimento depositado com as ligas experimentais

Observou-se, no entanto uma deformação significativa do corpo de prova o que mostra que a energia média de deposição de 53,5 kJ/cm, imposta na soldagem, foi extremamente alta, gerando um nível de tensão bastante elevado (figura 6.23).



Figura 6.23 - Deformação do corpo de prova depositado com as ligas experimentais (espessura do substrato = 12,7 mm)

Pelo exame da superfície através do ensaio com líquido penetrante (figura 6.24), não se verificou a presença de defeitos como poros, trincas ou outros que pudessem interferir nos resultados dos ensaios a que foram submetidos os revestimentos.



Figura 6.24 - Ensaio com líquido penetrante no corpo de prova depositado com as ligas experimentais.

No ensaio macrográfico, observando-se a seção transversal, constatou-se uma penetração relativamente alta, como pode ser visto na figura 6.20 e comprovado pela tabela 6.5, que mostra os resultados da geometria dos depósitos. Nessa tabela também se faz uma análise das partículas

não fundidas das ligas depositadas. A alta energia e baixa taxa de deposição empregada foram as causas dessa grande penetração e conseqüentemente alta diluição dos primeiros passes. O reforço médio de 4,6 mm para as ligas experimentais só pode se obtido mediante os 3 passes de deposição.

Tabela 6.5 – Geometria dos depósitos e análise das partículas não fundidas.

Liga	Nº de partículas não fundidas na seção transversal	Percentual de partículas não fundidas na seção transversal (%)	Nº de partículas na área cavitada (176,7mm ²)	% da área das partículas nas áreas cavitadas	Reforço (mm)	Penetração (mm)
LB	136	100,0	NV	NV	2,0	2,0
LA	47	34,7	NV	NV	2,2	1,7
L01	2	1,5	8	0,04	4,5	2,5
L02	2	1,5	7	0,03	5,5	3,5
L03	3	2,2	0	0,00	4,5	2,5
L04	3	2,2	23	0,10	4,2	2,8
L05	2	1,5	9	0,04	5,0	3,0
L03*	3	2,2	3	0,01	4,2	2,5

NV = não verificado

O percentual de partículas não fundidas na seção transversal apresentado na tabela 6.5 foi determinado tomando-se como referencia o número de partículas não fundidas encontrado nos depósitos da liga preliminar LB. Pela tabela verifica-se que o percentual de partículas não fundidas na seção transversal dos depósitos das ligas experimentais é bastante pequeno chegando ao máximo de 2,2%. Quando se trata da área ocupada pelas partículas na área a ser cavitada, elas representam no máximo 0,10% o que a principio admite-se não ser significativo.

A presença dessas partículas nas ligas experimentais, geralmente localizadas no meio do deposito ou mais próximo à superfície, indica a possibilidade de que elas tenham atravessado o

arco plasma sem se fundir e caído em regiões da poça de fusão que estavam prestes a se solidificar o que impossibilitou sua solubilização.

6.5.4 - Análise da dureza e dos microconstituintes no estado como soldado

A viabilidade de esmerilhamento dos revestimentos e as condições da região de ligação do metal do substrato com o revestimento foram verificadas indiretamente através da microdureza Vickers (HV 0,2), na superfície e na secção transversal dos depósitos.

A dureza superficial dos depósitos da ligas L01, L05 e L03* está apresentada na tabela 6.6.

Tabela 6.6 – Dureza superficial das ligas L01, L05 e L03*.

Liga	Dureza superficial média (HV 0,2)
L01	440
L05	336
L03*	325

Os ensaios de microdureza avaliaram também o perfil do depósito da liga L03* em duas situações: a primeira avaliação foi realizada na seção transversal de três depósitos com 1, 2 e 3 camadas sem esmerilhamento para observar o comportamento de cada camada (figura 6.25).

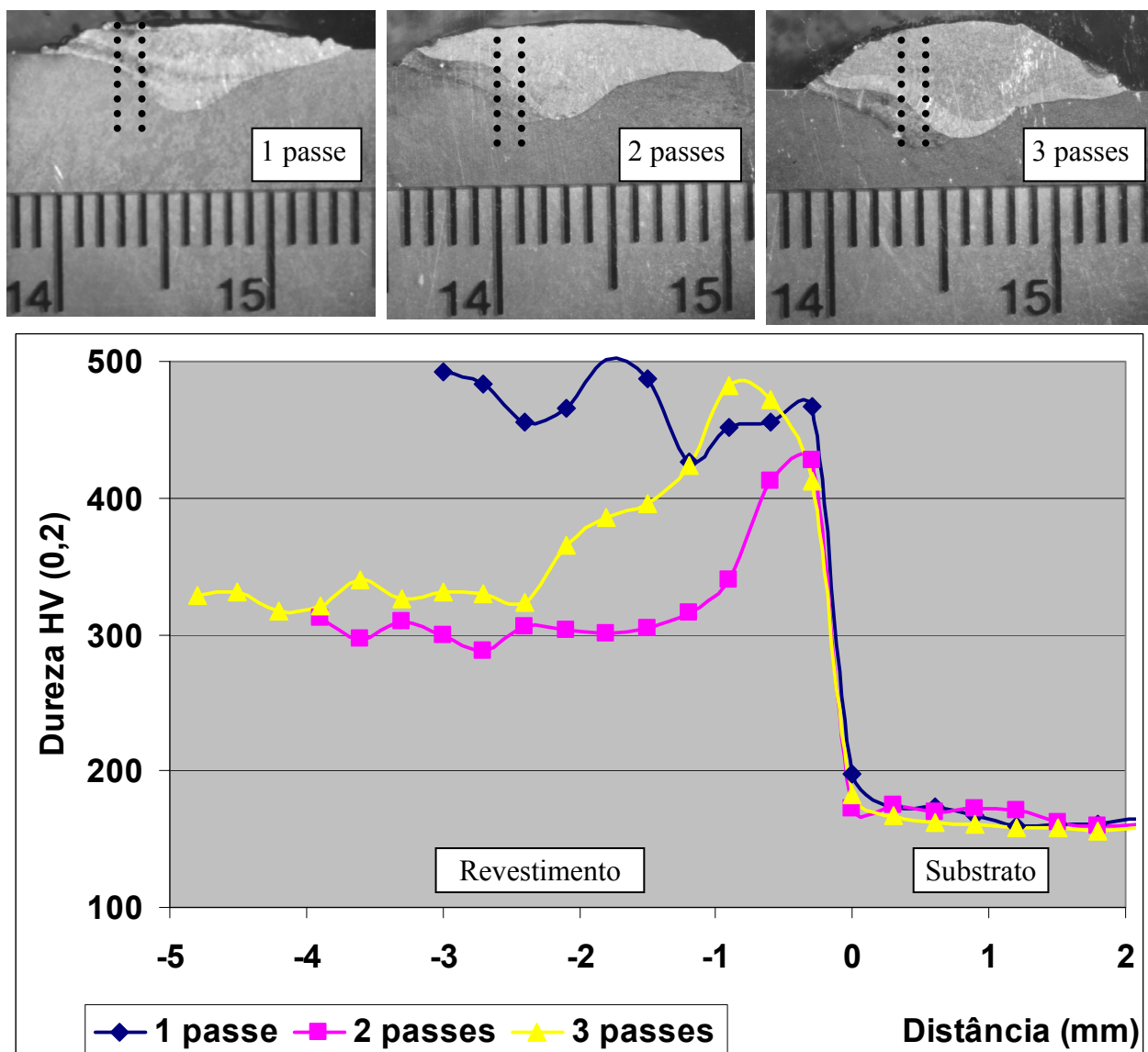


Figura 6.25 - Perfil de microdureza de três depósitos da liga L03* (0,03%C; 0,35%N; 13,2%Cr; 11,8%Mn; 2,8%Si; bal Fe), efetuados com uma, duas e três camadas respectivamente.

O primeiro depósito mostra uma camada bastante endurecida provocada pelo efeito da forte diluição, cerca de 39%. Pela análise da região 3 da figura 6.20 e 6.25, que equivale também a posição de um primeiro passe do revestimento, observa-se uma redução acentuada dos teores de Si, Cr e Mn, que são elementos que tem forte efeito sobre os valores de C_{req} (equações 2.4 e 2.6) e N_{req} (equações 2.5 e 2.7) nessa liga. Considerando para a região 3, da figura 6.20 (figura 6.25 com 3 passes), os teores de 1,3%Cr, 0,4%Si e 2,1%Mn, 0,11%C e o balanço em Fe,

obtidos pela análise no EDX, os valores de Creq e Nieq seriam 1,9% e 4,3% respectivamente e segundo o diagrama de Schaeffler (figura 6.26), indicaria a formação de um aço martensítico nessa região próxima ao substrato o que justifica a alta dureza.

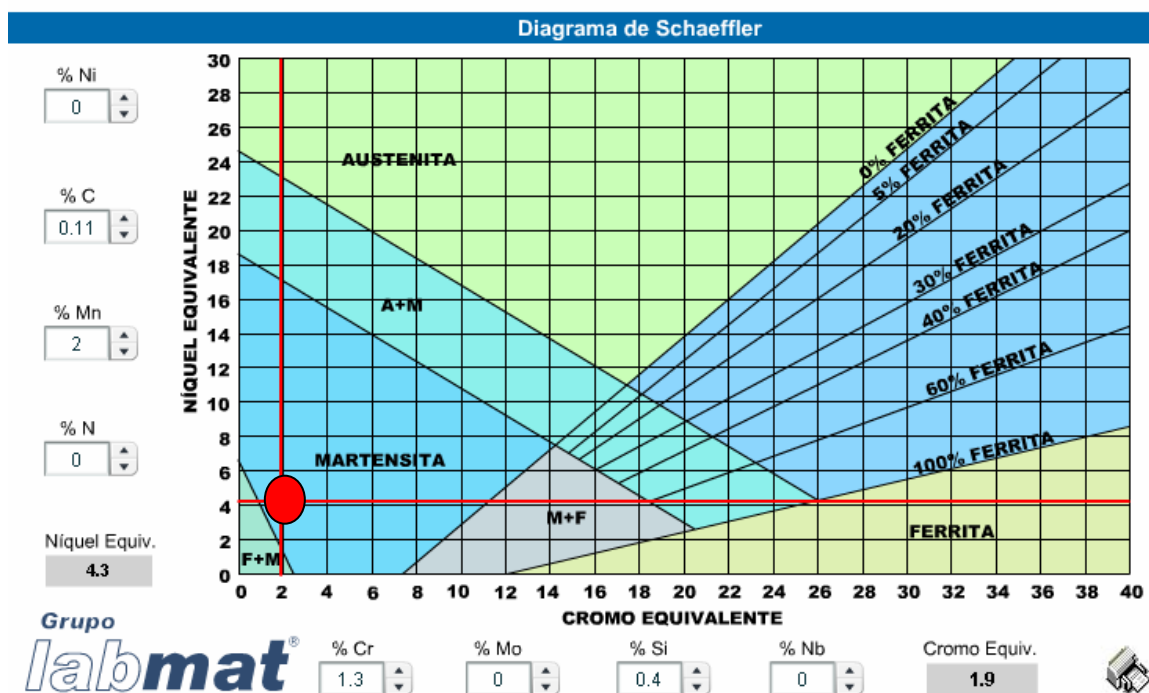


Figura 6.26 - Diagrama de Schaeffler. (<http://www.labmat.com.br/diagrama.html>, 2007)

Nos depósitos multipasses principalmente o terceiro passe, a diluição foi de 6,0%, e não teve praticamente interferência na composição química da liga resultante, que foi formada basicamente por uma matriz austenítica com ferrita (figura 6.30), daí a razão da dureza menor nas regiões mais distantes do substrato.

A segunda avaliação da microdureza foi feita na seção transversal da amostra que foi submetida à cavitação e que, portanto após cada depósito sofreu esmerilhamento da superfície. Os resultados dessa avaliação estão apresentados na figura 6.27. Verificou-se que a microdureza não apresentou grandes variações resultando numa média de 325 HV. O esmerilhamento reduziu a espessura da camada do primeiro passe, que foi refundida e diluída no segundo passe de forma que a influência da diluição do primeiro passe na dureza do depósito foi eliminada.

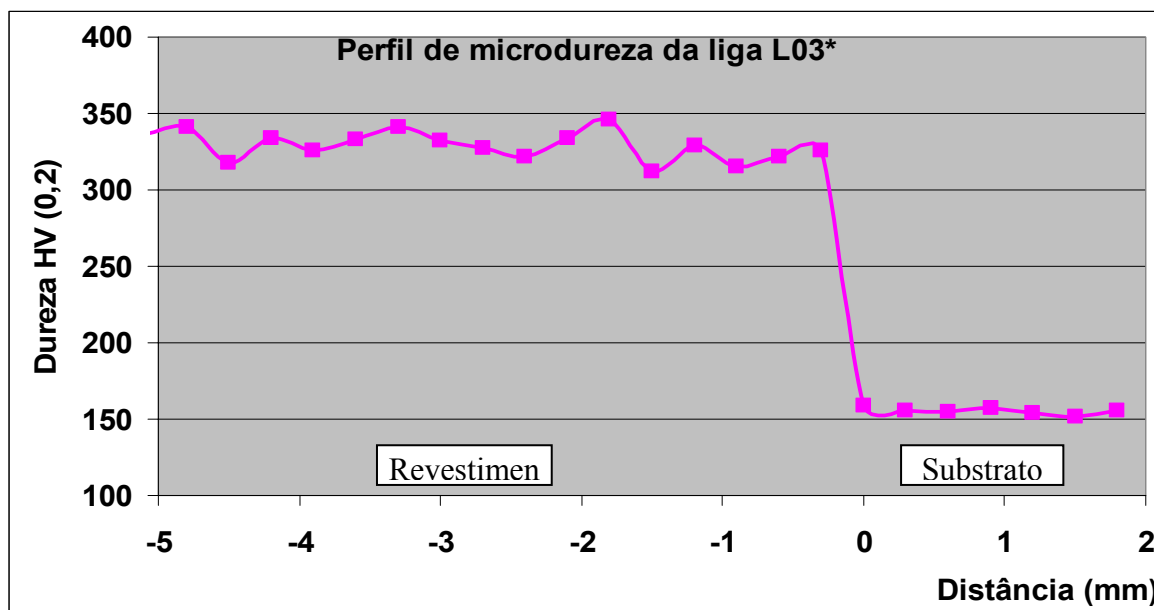


Figura 6.27 - Perfil de microdureza da liga L03* (0,03%C; 0,35%N; 13,2%Cr; 11,8%Mn; 2,8%Si; bal Fe).

A dureza da liga experimental L03* (325 HV) não representou dificuldade em termos de esmerilhamento e reconstituição do contorno da superfície após o depósito, apesar de que a empresa Eletrosul Centrais Elétricas S.A., por exemplo, recomenda que a dureza superficial não seja superior a 27 HRC ou 275 HV. Os depósitos após o esmerilhamento da superfície também não apresentaram poros ou trincas.

As análises microestruturais foram feitas nas ligas L01, L05 e L03*, nas regiões a serem cavitadas, sendo os resultados apresentados nas figuras 6.28 a 6.30.

Na liga L01 (figura 6.28) a microestrutura foi composta de austenita e martensita. Sabe-se, no entanto que é uma microestrutura inadequada em termos de resistência à cavitação, e o fato de antes mesmo da cavitação uma grande quantidade de martensita já estar formada diminuiu drasticamente o período de incubação.

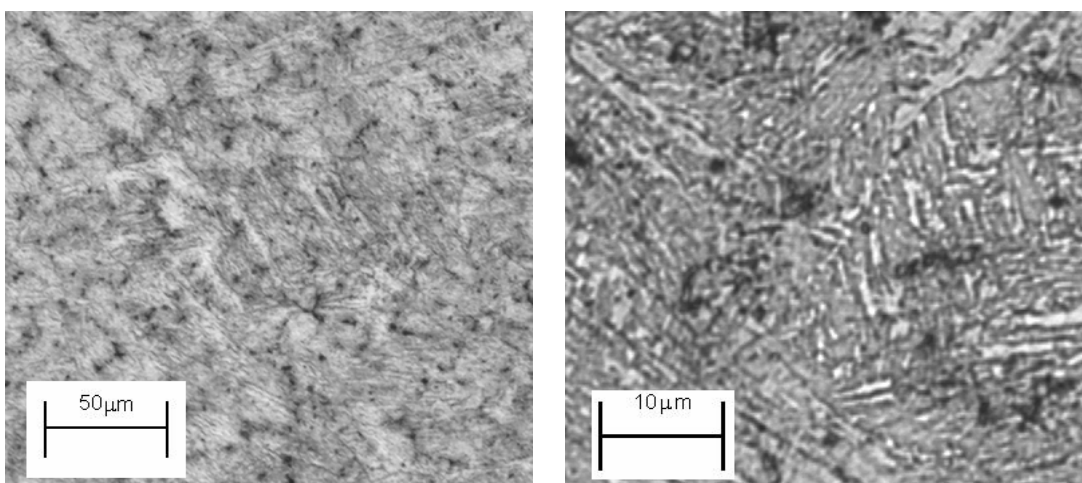


Figura 6.28 - Liga L01 (0,04%C; 0,15%N; 14,2%Cr; 10,9%Mn; 3,3%Si; bal Fe). Matriz austenítica martensítica (dureza 440 HV)

A análise microestrutural da liga L05 (figura 6.29) mostra que a mesma foi formada por uma matriz austenítica com ferrita eutética. A relação $C_{req}/N_{req}=1,2$ para essa liga indica que a mesma teve uma solidificação em austenita primária, com formação de ferrita interdendrítica em reação eutética ao final da solidificação (Padilha, 1994).

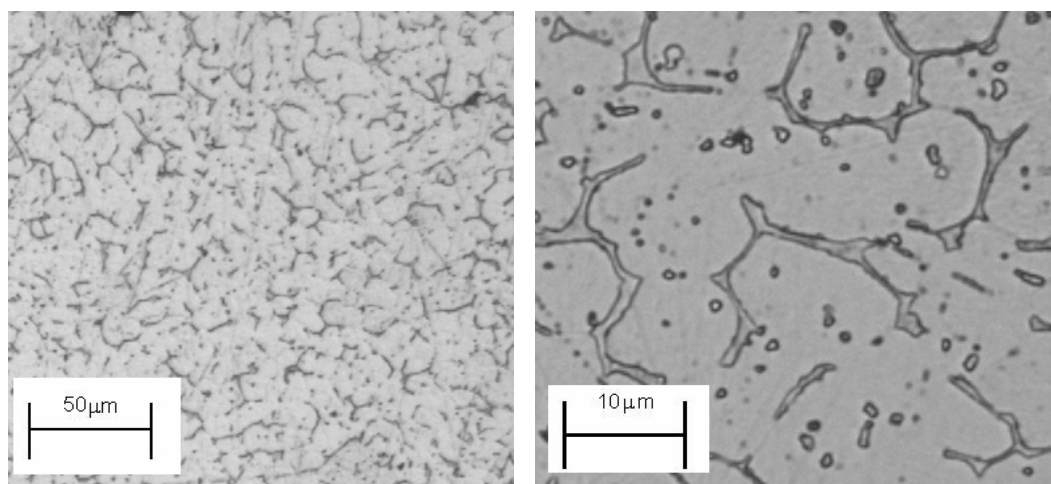


Figura 6.29 - Liga L05 (0,04%C; 0,20%N; 15,4%Cr; 18,2%Mn; 3,1%Si; bal Fe). Matriz austenítica com ferrita eutética - microestrutura AF (dureza 336 HV).

A microestrutura da liga L03* (figura 6.30) apresenta uma matriz austenítica com a presença de ferrita. Pela relação $C_{req}/N_{req}=1,0$ dessa liga também indica que a mesma teve uma solidificação em austenita primária, com formação de ferrita interdendrítica em reação eutética ao final da solidificação.

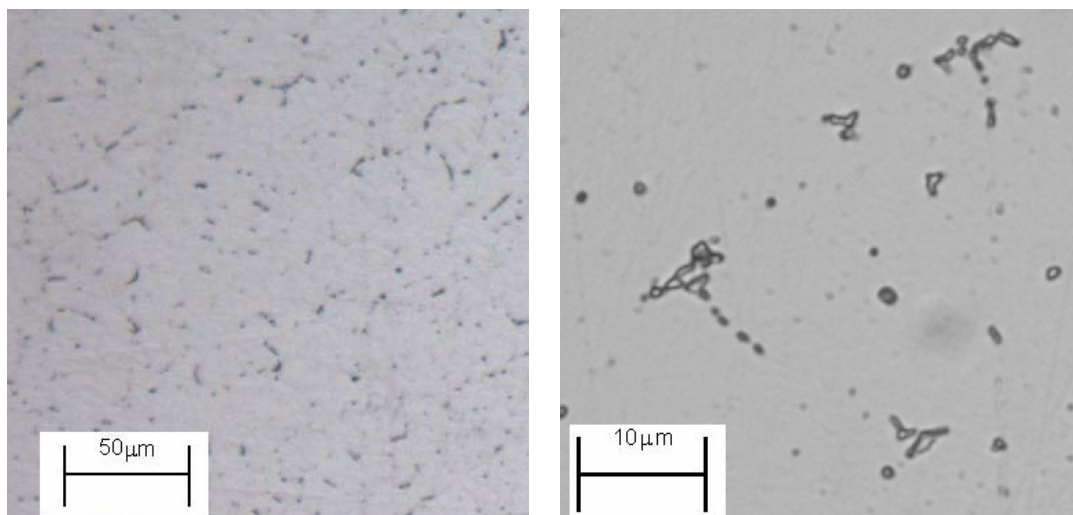


Figura 6.30 - Liga L03* (0,03%C; 0,35%N; 13,2%Cr; 11,8%Mn; 2,8%Si; bal Fe). Matriz austenítica com ferrita eutética - microestrutura AF (dureza 325HV).

6.6 – Avaliação dos revestimentos quanto à erosão por cavitação

Os ensaios de erosão por cavitação foram realizados em corpos de prova retirados dos depósitos das ligas preliminares LA e LB, ligas experimentais L01, L02, L03, L04 e L05 e da liga L03* cujas composições químicas foram apresentadas na tabela 6.3. A composição química da liga LA não foi determinada uma vez que a mesma apresentou, como se verá a seguir, uma baixa resistência à cavitação, bem como devido ao alto custo do ensaio ASS para avaliar a composição química dos revestimentos.

Os resultados de erosão por cavitação são mostrados na figura 6.31 e tabela 6.7 juntamente com a erosão por cavitação de depósitos com a liga Stellite6, Cavitec e aço inoxidável E 309L que tiveram como objetivo ser referencia a essa pesquisa.

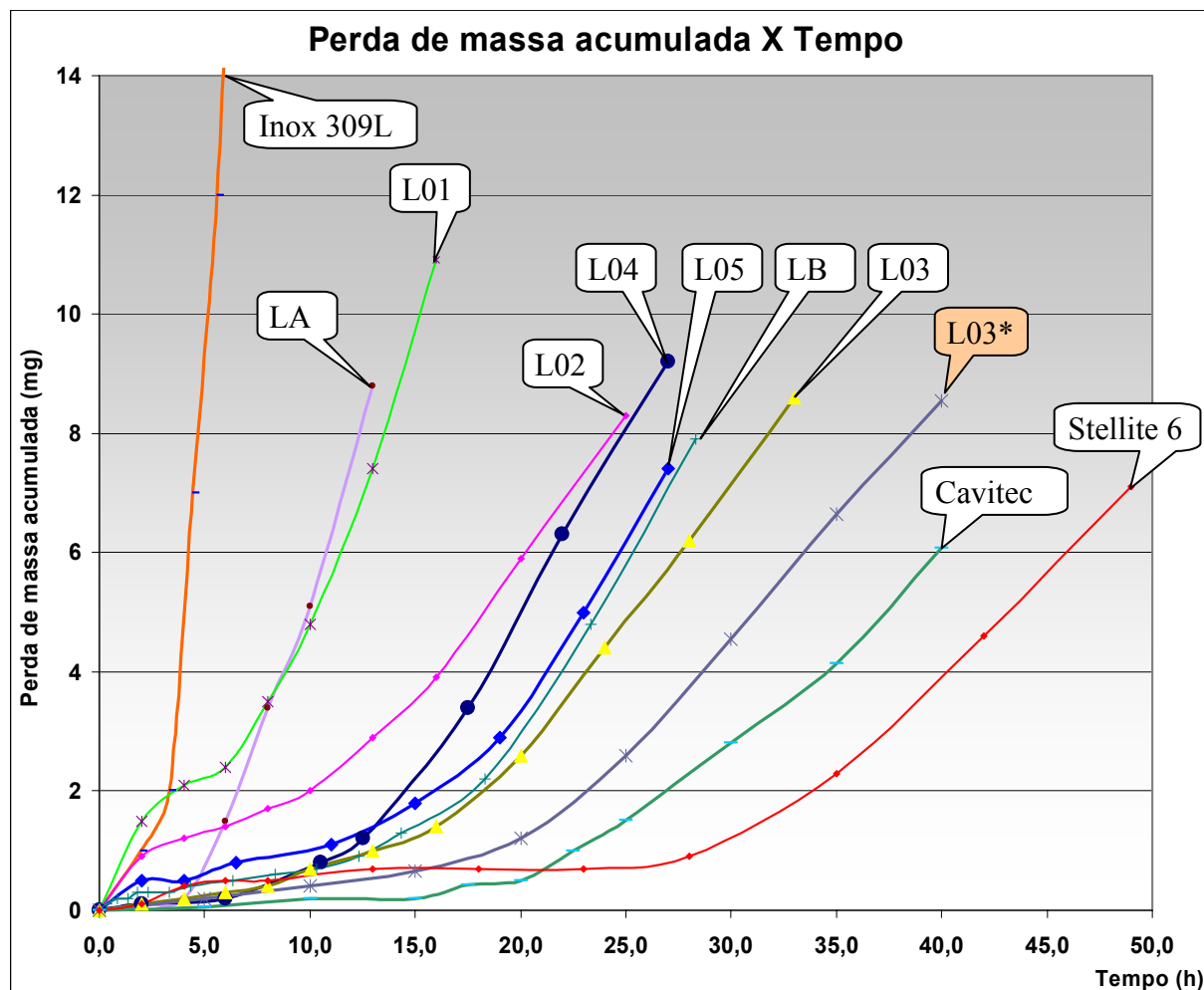


Figura 6.31 – Resultados do ensaio de cavitação (perda de massa x tempo) para as ligas preliminares (LA e LB), ligas experimentais (L01, L02, L03, L04 e L05), liga L03* e ligas de referencia (E309L, Cavitec, Stellite6).

Tabela 6.7 – Tempo de ensaio, período de incubação e taxa de erosão das ligas preliminares, ligas experimentais, liga L03* e ligas de referencia.

Corpo de prova	Tempo de ensaio (h)	Período de incubação (h)	Taxa de Erosão (mg/h) Método Indireto	Taxa de erosão estimada (mg/h) Método Direto (1)
E309L	5,6	3,0	6,43	16,1
LA	13,0	4,6	1,04	2,6
L01	16,0	5,3	1,01	2,5
L02	25,0	8,0	0,49	1,2
L04	27,0	11,9	0,61	1,5
LB	27,3	14,5	0,57	1,4
L05	27,0	13,8	0,56	1,4
L03	33,0	14,6	0,47	1,2
L03*	40,0	18,6	0,40	1,0
Cavitec	40,0	21,4	0,33	0,8
Stellite 6	49,0	28,3	0,34	0,8

(1) método indireto = estipulado 40% do método direto (Pohl et al 1995, Boccanera, 1999)

Essa tabela apresenta os resultados em ordem crescente de resistência à erosão por cavitação, através da avaliação simultânea do período de incubação e a taxa de erosão. Dentre os depósitos efetuados o revestimento que obteve a melhor resposta em termos de erosão por cavitação foi o obtido com a liga L03* (0,03%C; 0,35%N; 13,2%Cr; 11,8%Mn; 2,8%Si; bal Fe) com um período de incubação de 18,6 horas e uma taxa de erosão de 0,40 mg/h.

Os resultados apresentados na figura 6.31 e tabela 6.7 em conjunto com a composição química da superfície dos revestimentos (tabela 6.3), foram processados e geraram a figura 6.32 que mostra a variação da composição química superficial, taxa de erosão por cavitação e período de incubação para as ligas experimentais (L01 a L05) e L03*.

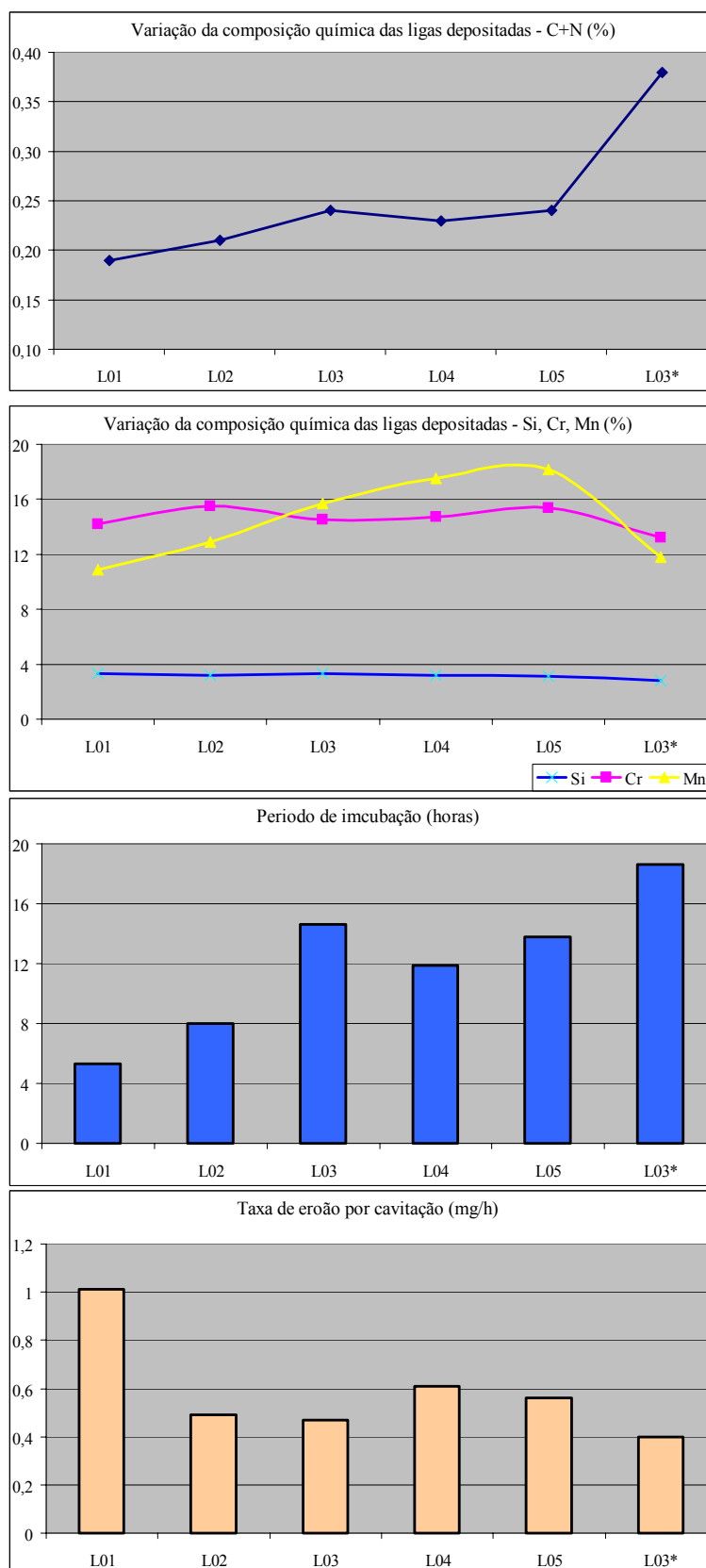


Figura 6.32 - Variação da composição química, taxa de erosão por cavitação e período de incubação para as ligas experimentais e L03*.

Através dessa figura observou-se que a adição crescente de Mn não foi benéfica para a resistência à cavitação. A liga L03, por exemplo, com teor de 15,7% Mn respondeu de forma mais eficaz do que as ligas L04 e L05 com 17,5% e 18,2% Mn respectivamente. Esse resultado confirma com o estudo realizado por Röthing et al (1997), apresentado no diagrama de transformação de fase (figura 4.3) que mostrou que os teores de Mn entre 11 e 16% apresentaram menor EFE e conseqüentemente maior resistência à cavitação. Esses fatos mostraram que o acréscimo de Mn acima desses percentuais não contribuíram para melhoria na resistência a cavitação.

Verificou-se também para essas ligas que na medida em que se obteve um maior teor de átomos intersticiais C+N, em especial o N, maior foi a resistência à erosão por cavitação. Tal fato também foi verificado por Simoneau et al em 1987, que ressaltaram, no entanto que a adição de intersticiais acima de 0,35% era inócua (figura 4.4). Essa constatação levou a elaboração de uma nova liga de adição chamada L03* com 1% N no metal de adição. O objetivo era introduzir uma quantidade maior desse elemento no depósito, haja vista que o mesmo é bastante efetivo em termos na redução da EFE a partir 0,20% segundo Simoneau et al (1987) o que se traduz numa melhoria da resistência à erosão por cavitação.

A formulação e posterior deposição dessa liga foram coroadas de pleno êxito, pois resultou num revestimento com 0,35% de N o que significa aproximadamente 100% a mais de N do que a liga L03 que apresentava 0,17%N no seu revestimento. Foi também a liga L03* a que respondeu melhor em termos de resistência a cavitação de todas as ligas elaboradas e depositadas. Essa liga (0,03%C e 0,35%N), por exemplo, teve uma redução de 2,5 vezes na taxa de erosão por cavitação e um acréscimo de 3,5 vezes no período de incubação em relação a liga L01 (0,04%C e 0,15%N) de composição química semelhante, exceto pelo teor de N.

Alem das observações anteriores analisando-se simultaneamente a relação C+N (tabela 6.3), resultados de erosão por cavitação (figura 6.31 e tabela 6.7), composição química

superficial, C_{req} - N_{ieq} e temperatura M_d , (tabela 6.8), tem-se um melhor entendimento do comportamento das ligas depositadas em termos de resistência a cavitação:

A liga L03* apresentou percentuais mais baixos dos teores de Cr e Si em relação as demais ligas experimentais o que pode ter contribuído para um aumento a EFE dessa liga. No entanto o incremento do N nessa liga pode ter sido mais efetivo em diminuir a EFE, tornando a primeira constatação menos significativa.

Verifica-se que o teor de Mn próximo de 11,8% para a liga L03* foi ao encontro com a indicação de Rothing et al (1977) que mostram que esse teor esta dentro da condição em que se obtém a menor EFE (figura 4.3).

As ligas depositadas apresentam à relação $C_{req}/(C_{req}+N_{ieq})$ (tabela 6.8) com valores dentro da recomendação de Rao (1987), ou seja, entre 0,4 e 0,7 o que segundo o autor significa ligas com boa resistência a erosão por cavitação.

Tabela 6.8 – Avaliação do C+N, N_{ieq} , C_{req} e temperatura M_d30 das ligas depositadas.

Liga	Composição						DeLong + Rao			Simoneau	Procopiak	Rao	Angel
	C	N	Cr	Mn	Si	Fe	C_{req}	N_{ieq}	$C_{req}/(C_{req}+N_{ieq})$	$C_{req} + N_{ieq}$	M_d30 °C	M_d30 °C	M_d30 °C
LB	0,17	0,03	10,0	17,0	2,0	bal	13,00	14,50	0,47	27,5	112	112	28
L01	0,04	0,15	14,2	10,9	3,3	bal	19,15	11,15	0,63	30,3	96	96	12
L02	0,04	0,17	15,5	12,9	3,2	bal	20,30	12,75	0,61	33,0	54	54	-30
L03	0,07	0,17	14,5	15,7	3,3	bal	19,45	15,05	0,56	34,5	30	30	-54
L04	0,05	0,18	14,7	17,5	3,2	bal	19,50	15,65	0,55	35,1	18	18	-66
L05	0,04	0,20	15,4	18,2	3,1	bal	20,05	16,30	0,55	36,3	-1	-1	-85
L03*	0,03	0,35	13,2	11,8	2,8	bal	17,40	17,30	0,50	34,7	19	19	-65

Os valores da relação $C_{req}+N_{ieq}$ das ligas depositadas em especial da L03* que foi de 34,7 está fora da recomendação de Simoneau et al (1987), que dizem que quando essa relação esta entre 42 e 46 as ligas proporcionam a formação de uma maior quantidade martensita ϵ e α' durante a cavitação (figura 2.12). Ressalta-se, no entanto que as ligas de Simoneau possuíam

Co e Mo na sua composição (tabela 2.1) o que não acontece para as ligas experimentais. Esses elementos contribuem para o aumento do $Nieq$ e $Creq$ respectivamente e conseqüentemente tendem a gerar maior valor na relação $Nieq+Creq$ para as ligas que Simoneau propôs.

No que diz respeito às temperaturas $Md30$ (tabela 6.8) as mesmas foram relativamente altas se comparadas com as ligas comerciais Irecá, Cavitec, Hidroloy dentre outras (tabela 2.4), logo não resultaram em ligas de alta estabilidade. Tal fato pode indicar a necessidade de um estudo dos fatores multiplicativos nas equações 2.8 a 2.10 sugeridas por Procopiak, Rao e Angel uma vez que, o teor dos elementos nas ligas depositadas está diferente dos teores convencionais estudados por esses autores. Apesar das ligas experimentais em especial a L03* apresentar temperatura $Md30$ mais alta indicando menor estabilidade, o tempo de incubação dessa liga de 18,6 horas e sua taxa de erosão de 0,40 mg/h foram bem próximo das ligas mais estáveis como o Cavitec, cujo tempo de incubação foi de 21,4 horas e taxa de cavitação de 0,33 mg/h.

A tabela 6.9 e a figura 6.33 apresentam a comparação da resistência à cavitação da liga L03* com materiais comerciais.

Tabela 6.9 - Taxa de erosão por cavitação da liga experimental L03* e de ligas comerciais.

Liga	Taxa de Cavitação - Método direto (mg/h)
Aço 1020	35,0
Inox 308	17,0
CA6NM	15,0
Inox 301	7,7
Conargem E725	1,5
Stellite 21	1,4
Irecá	1,0
L03*	1,0
Stellite 6	0,8
Cavitec	0,8

Referência: Simoneau, 1986; Boy et al, 1997; Hart, 2005; Procopiak, 1995; Rao, 1987.

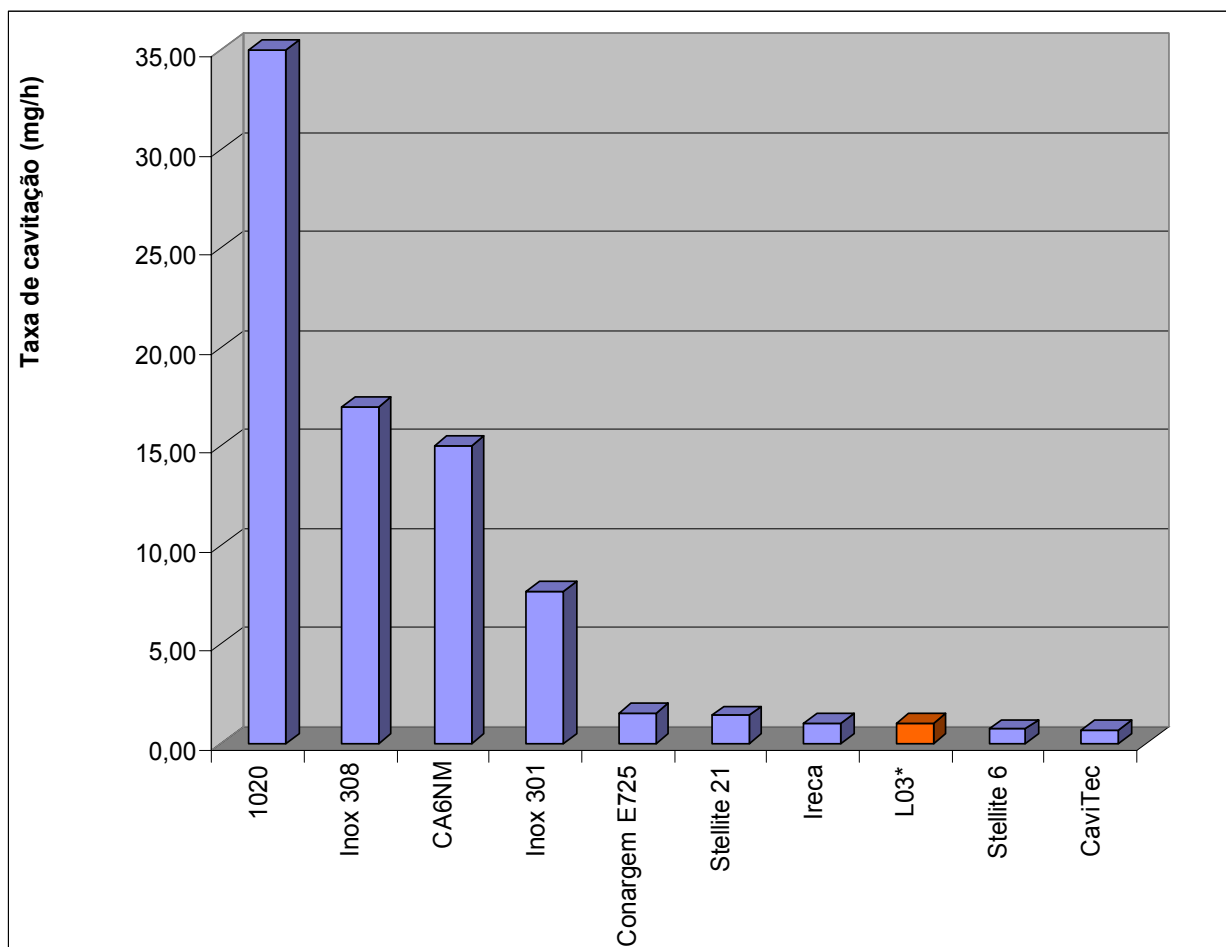


Figura 6.33 – Comparação da resistência à cavitação da liga L03* e ligas comerciais.

Pela análise da tabela 6.9 e figura 6.33 verifica-se o bom desempenho da liga L03* no revestimento de superfícies submetidas à cavitação, pois sua resposta em termos de resistência a esse fenômeno se compara com as melhores ligas comerciais destinadas a essa função tais como as ligas Ireca, Stellite 6 e Cavitec.

6.7 – Avaliação das fases presentes nos revestimentos antes e após a cavitação

6.7.1 - Avaliação da liga experimental L01

A figura 6.34 e a tabela 6.10 apresentam, respectivamente, o difratograma e o percentual de fases formadas para a liga experimental L01.

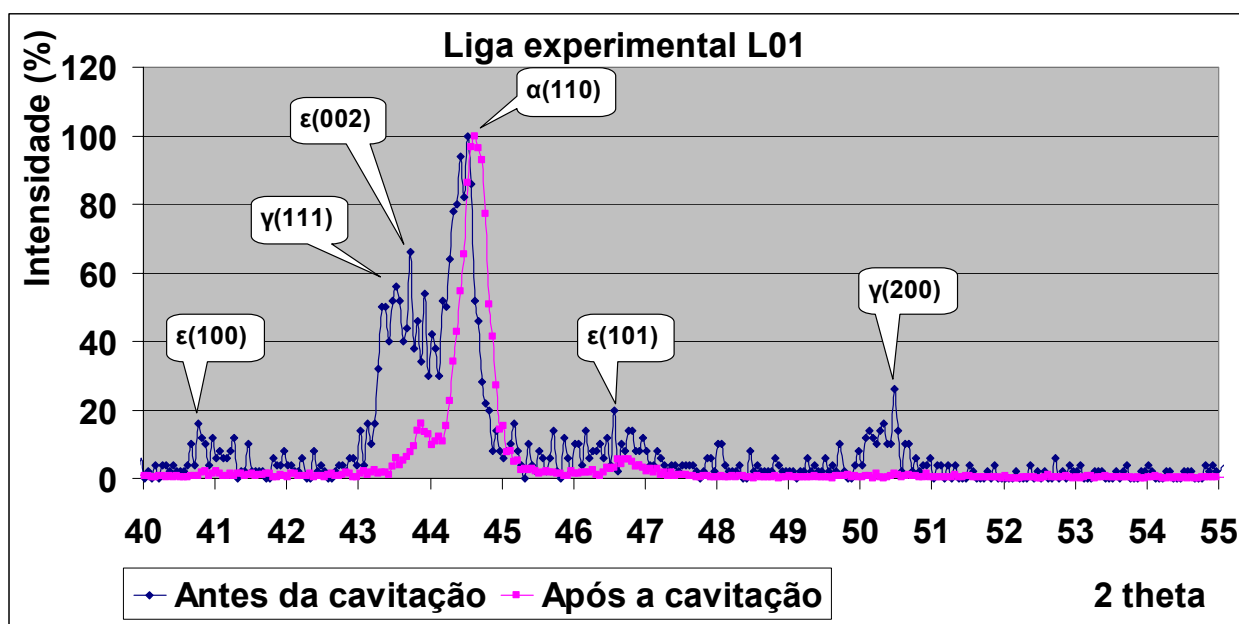


Figura 6.34 - Difratoograma da liga experimental L01 (0,04%C; 0,15%N; 14,2%Cr; 10,9%Mn; 3,3%Si; bal Fe).

Tabela 6.10 - Fases presentes na liga experimental L01.

Fase	Antes da cavitação (%)	Após a cavitação (%)
γ	35,9	3,5
ϵ	14,7	7,4
α'	49,4	89,1
Total	100,0	100,0

Há dois fatos bastante marcantes na análise dessa liga:

O primeiro foi que a liga possui uma grande quantidade de martensita formada antes da cavitação o que já pode ser verificado pela análise metalográfica e pela dureza (figura 6.28), e posteriormente comprovado pelo difratograma (figura 6.34).

A presença dessa grande quantidade de martensita antes mesmo de iniciar a cavitação reduziu significativamente o tempo de incubação (tabela 6.7). A liga também apresentou a taxa

mais elevada de erosão por cavitação, fato que se deve a formação basicamente de martensita do tipo α' , que é menos resistente a cavitação do que a martensita ϵ uma vez que possui um tamanho de agulhas maior e é menos tenaz o que favorecendo a arrancamento do material e propiciando uma erosão mais acentuada.

O segundo fato a ressaltar foi a grande quantidade de martensita α' formada após a cavitação, cerca de 89,1%. Isso se justifica pelo baixo percentual de Mn, cerca de 10,9%, já que esse elemento é forte formador de martensita ϵ quando em altos percentuais. A formação dessa grande quantidade de martensita α' já era previsto pelo diagrama de Röhling et al (1997) para ligas com baixo teor de Mn (figura 4.3).

6.7.2 - Avaliação da liga experimental L05

A figura 6.35 e a tabela 6.11 apresentam respectivamente o difratograma e o percentual de fases formadas para a liga experimental L05.

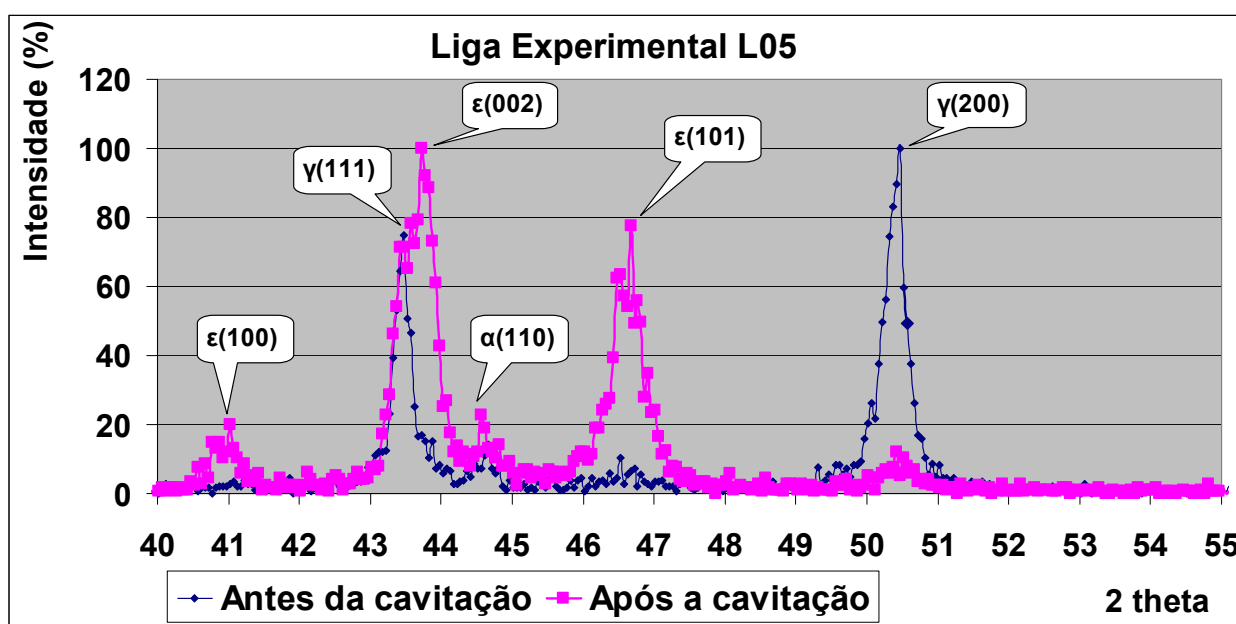


Figura 6.35 - Difratograma da experimental L05 (0,04%C; 0,20%N; 15,4%Cr; 18,2%Mn; 3,1%Si; bal Fe).

Tabela 6.11 - Fases presentes na liga experimental L05.

Fase	Antes da cavitação (%)	Após a cavitação (%)
γ	87,7	25,7
ε	6,1	63,9
ferrita + α'	6,2	10,4
Total	100,0	100,0

O alto percentual de martensita “ ε ” formado após a cavitação se deu em função do revestimento apresentar em torno de 18% Mn, pois aços com alto Mn tendem a formar principalmente esse tipo de martensita. Segundo o diagrama de Röthing et al (1997) (figura 4.3) ligas com Mn acima de 15% formam basicamente martensita ε quando da transformação de fase. A transformação de austenita em martensita ε foi uma das razões para a liga apresentar um bom desempenho em termos de resistência à cavitação.

6.7.3 - Avaliação da liga experimental L03*

A figura 6.36 e a tabela 6.12 apresentam, respectivamente, o difratograma e o percentual de fases formadas para a liga experimental L03*.

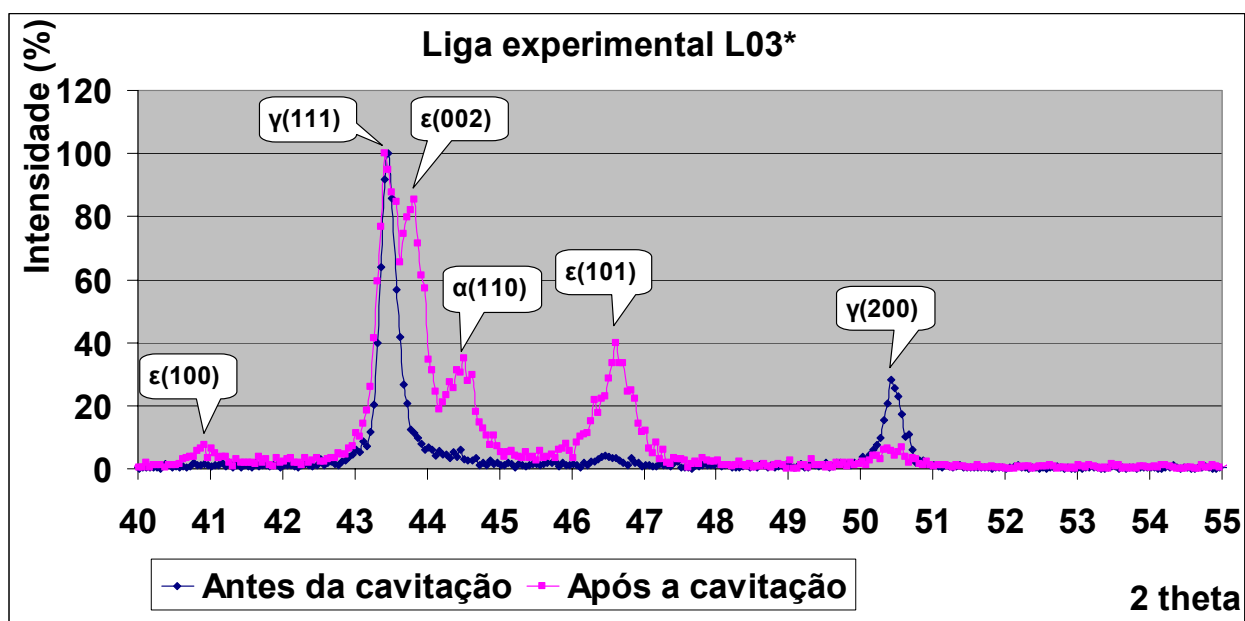


Figura 6.36 - Difratograma da liga experimental L03* (0,03%C; 0,35%N; 13,2%Cr; 11,8%Mn; 2,8%Si; bal Fe).

Tabela 6.12 - Fases presentes na liga experimental L03*.

Fase	Antes da cavitação (%)	Após a cavitação (%)
γ	95,5	35,6
ϵ	2,4	40,0
ferrita + α'	2,0	24,4
Total	100,0	100,0

As baixas quantidades de martensita ϵ e α' presentes na liga L03* e na L05 antes da cavitação podem ter sido geradas por transformação da austenita pela deformação associada ao modo de preparação da superfície para cavitação, que foi inicialmente usinada, posteriormente lixada e polida.

Conforme verificado no exame metalográfico as ligas L03* e L05 também apresentam uma pequena fração de ferrita eutética.

Após a cavitação observou-se na liga L03* uma microestrutura mista de γ , ϵ e α' . O diagrama de Rothing (figura 4.3) para um teor de Mn 11,8% já previa a formação dessas microestruturas. O menor percentual de Mn fez com que a quantidade de martensita “ ϵ ” formada durante a cavitação fosse menor. No entanto a resposta melhor a resistência a cavitação esta provavelmente na menor EFE, em função da presença de um maior quantidade de átomos intersticiais na liga, cerca de 0,38% C+N (tabela 6.3). Como o N diminui a EFE, sua presença dificultou a possibilidade de deslizamento cruzado, a transformação de fase, prolongou o tempo de incubação e diminuiu a taxa de erosão por cavitação da liga.

A figura 6.37 apresenta um quadro comparativo das fases formadas pelos três revestimentos anteriormente analisados.

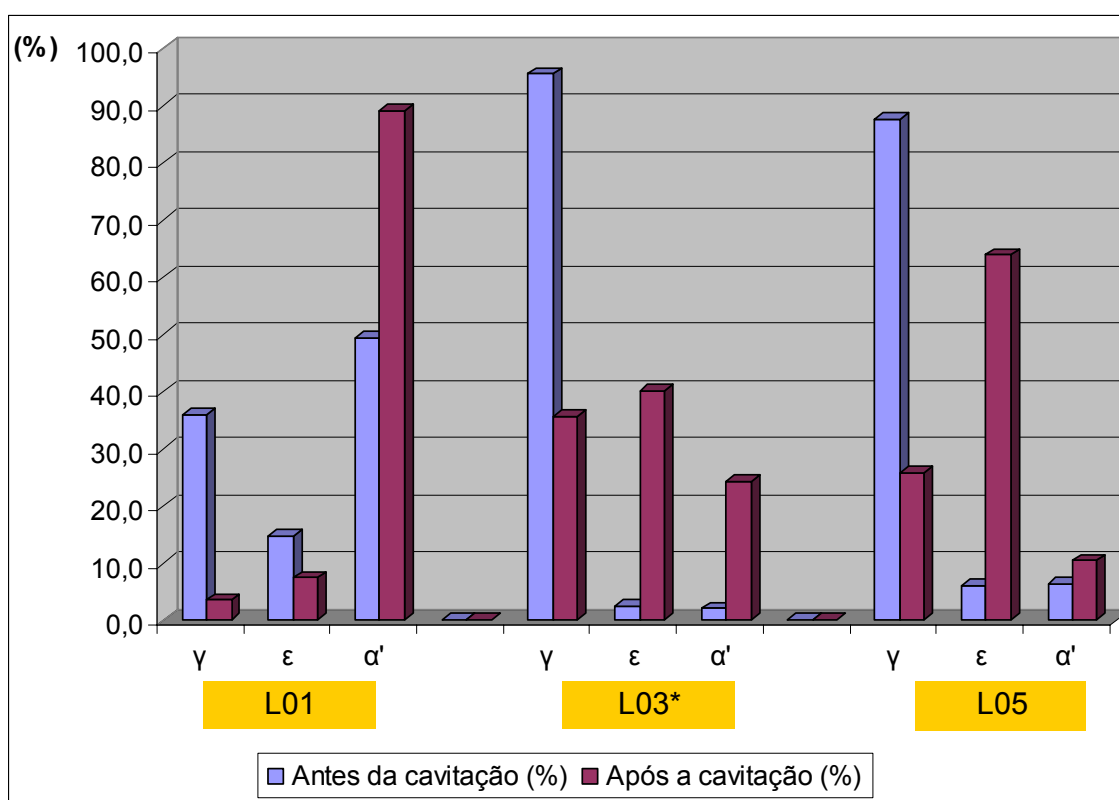


Figura 6.37 - Comparativo das fases formadas pelos revestimentos L01, L03* e L05.

Através da relação $C_{req} + N_{ieq}$ das ligas L01, L05 e L03* da tabela 6.8 traçou-se o gráfico da figura 6.38 onde se verifica que na medida em que cresce a relação $C_{req} + N_{ieq}$, diminui o percentual de martensita α' , aumenta a martensita ϵ bem como ocorre um acréscimo inicial e posterior decréscimo do teor de γ . Essa mesma tendência foi verificada nas ligas que Simoneau et al (1987) estudaram (figura 2.12). Entre a presente pesquisa e a de Simoneau et al verifica-se duas diferenças: a primeira foi que para as ligas L01, L05 e L03* há uma pequena queda do percentual de austenita na medida em que ocorre um aumento na relação $C_{req} + N_{ieq}$ e a segunda foi no valor dessa relação que propicia a proporção de fase mais adequada para resistir à cavitação.

Enquanto que para Simoneau a relação $C_{req} + N_{ieq}$ compreendida entre 42 a 46 formava a proporção de fases mais adequada para resistir à cavitação, para as ligas L01, L05 e L03* esta condição ficou entre 34 e 36. A diferença deve-se provavelmente ao fato que as ligas de Simoneau possuíam Co e Mo na sua composição (tabela 2.2) e esses elementos contribuem para o aumento da relação $N_{ieq} + C_{req}$. Uma vez que as ligas L01, L05 e L03* não possuíam nenhum desses elementos, é possível que essa tenha sido a causa da redução da relação $C_{req} + N_{ieq}$ que apresentou a proporção de fase mais adequada, para resistir à cavitação, para essas ligas.

Evidentemente que não se pode tomar essa relação como único parâmetro para avaliar a resistência à cavitação de um material, pois também outros fatores dentre eles EFE, temperaturas M_d influenciam nessa propriedade.

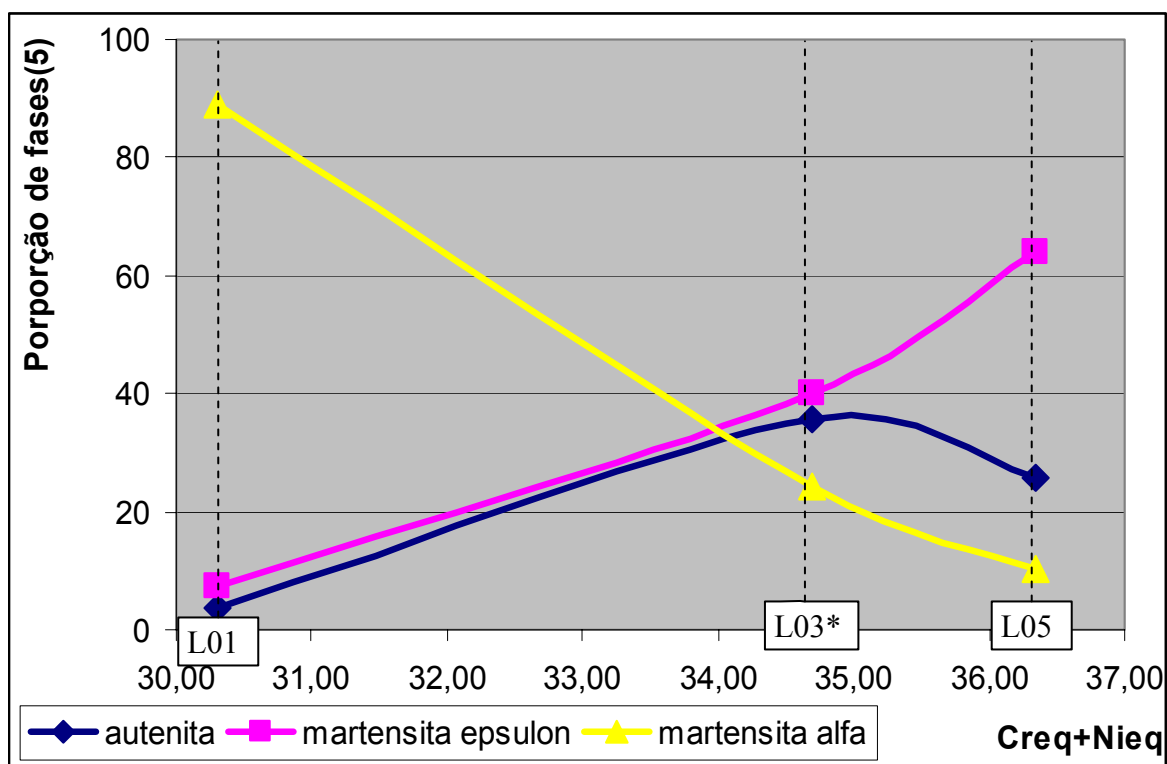


Figura 6.38 – Avaliação das fases γ , α' e ϵ para as ligas L01, L05 e L03*.

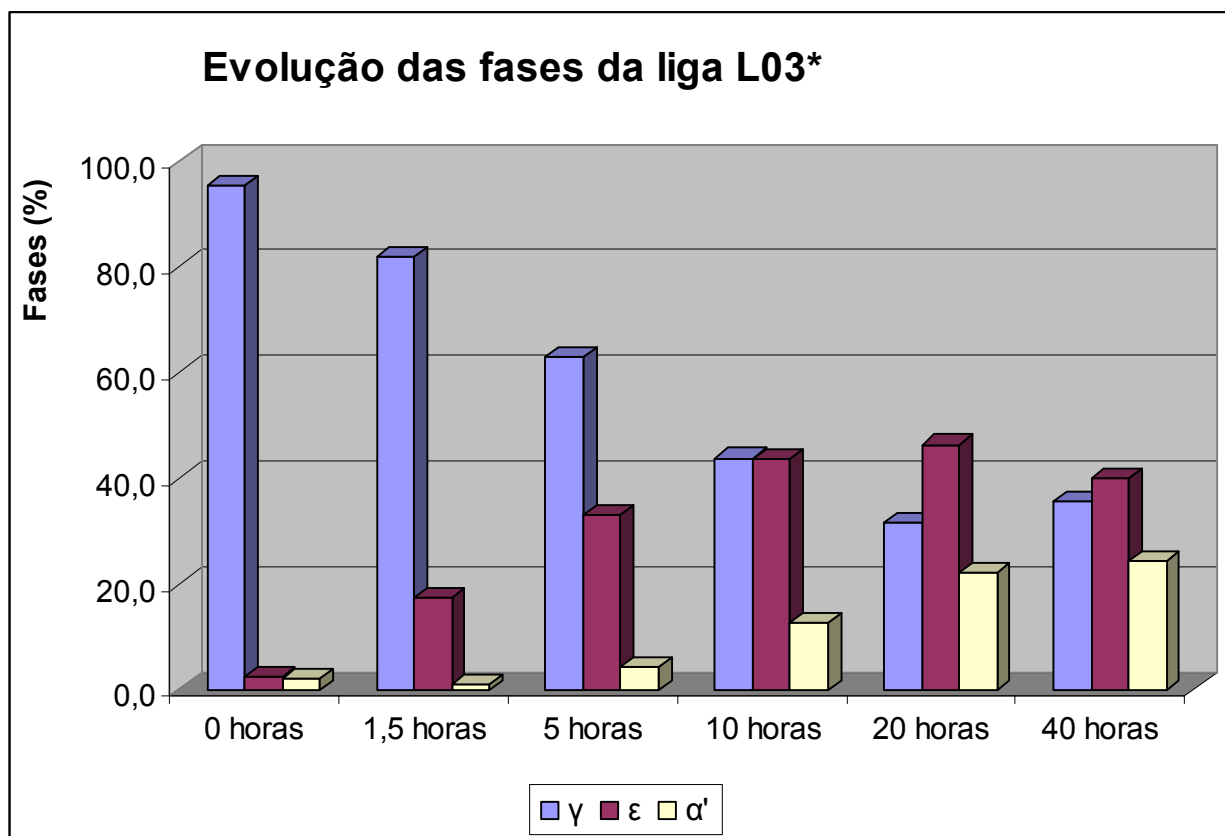


Figura 6.40 – Evolução das fases formadas para a liga L03*.

Pela análise das figuras 6.39 e 6.40 assim como pela tabela 6.13, nota-se inicialmente que a microestrutura antes da cavitação era formada basicamente por austenita, fato também verificado na análise microestrutural (figura 6.30). Na medida em que foi sendo cavitada a amostra teve um aumento gradual de martensita ϵ , com um leve acréscimo da martensita α' caracterizando uma transformação $\gamma \rightarrow \epsilon$. Após a quase completa transformação em martensita ϵ foi que surgiu com mais intensidade a transformação em martensita α' ou seja $\gamma \rightarrow \alpha'$.

A partir de 20 horas não se registrou uma grande variação dos percentuais de martensita formada. A razão para essa constatação está no fato do período de incubação da liga ser de 18,6 horas.

7. CONCLUSÕES

A partir da análise bibliográfica e dos resultados apresentados nessa pesquisa concluiu-se que:

A) Quanto à formulação, deposição e avaliação das ligas de aço inoxidável ao Fe-Cr-Mn-Si-N:

1) Quanto à formulação:

* A formulação teórica da composição química (proposta de uma nova liga) dos revestimentos das ligas de aço inoxidáveis ao Fe-Cr-Mn-Si-N mostrou-se adequada, uma vez que depósitos obtidos a partir dessa formulação apresentaram boa resistência à erosão por cavitação, soldabilidade e funcionabilidade.

2) Quanto à deposição:

* Mostrou-se eficiente, pois produziu revestimentos com condições adequadas para serem avaliados pelos ensaios a que foram submetidos.

* A composição química do metal depositado ficou dentro do esperado pela formulação teórica.

* A redução dos percentuais de Cr, Si, N e Mn no metal depositado em relação ao metal de adição se deveu a presença de partículas não fundidas, formação de escória, diluição, volatilização das menores e partículas que se desviaram ou atravessaram a coluna de plasma.

* A introdução de N associado ao Fe-Cr-N na forma de pó foi bem sucedida.

3) Quanto a avaliação dos depósitos frente à resistência a erosão por cavitação, custo, soldabilidade e funcionabilidade:

* Resistência à erosão por cavitação:

As ligas depositadas mostraram-se adequadas uma vez que avaliando os resultados de resistência à erosão por cavitação os mesmos estão próximos das

principais ligas comerciais destinadas a essa função, especialmente a liga com 0,03%C, 0,35% N, 13,2%Cr, 11,8% Mn, 2,8%Si, bal Fe (L03*).

* Custo:

O custo de produção dessas ligas no âmbito experimental foi extremamente baixo. Comparando com as ligas Stellite, por exemplo, o custo de produção foi de aproximadamente 6%.

* Soldabilidade:

As ligas depositadas apresentaram boa soldabilidade resultando em depósitos com boa integridade metalúrgica, sem trincas, baixa porosidade, boa molhabilidade e acabamento superficial adequado.

* Funcionabilidade:

Quanto ao aspecto funcionabilidade, a liga experimental L03*, de melhor desempenho a erosão por cavitação, apresentou uma dureza média de 325 HV, semelhante a dureza apresentada por algumas ligas comerciais destinadas a revestir superfícies sujeita ao fenômeno de erosão por cavitação. Não se verificou dificuldade no seu esmerilhamento.

B) Quanto à aplicação e avaliação do processo de soldagem PTA:

1) Quanto à aplicação:

- * O processo de soldagem PTA foi bem sucedido na deposição das misturas do pós uma vez que, os depósitos se apresentaram isentos de defeitos.

2) Quanto à avaliação frente a escoabilidade e parâmetros de soldagem:

* Escoabilidade:

A escoabilidade da misturas dos pós está relacionada com a forma construtiva do sistema de alimentação, bem como com as características da mistura: densidade aparente, morfologia (forma e tamanho) e ângulo de empilhamento. O conhecimento da escoabilidade da mistura é de fundamental importância para garantir a alimentação da mesma, bem como gerar um depósito com geometria adequada, sem defeitos, bom acabamento superficial e com características metalúrgicas adequadas.

* Parâmetros de soldagem:

O fato dos parâmetros de soldagem do PTA serem controlados de forma individual, diferentemente do que acontece em outros processos de soldagem em que há uma dependência entre alguns parâmetros, aumenta o grau de liberdade do processo, no entanto impõe um estudo minucioso e um controle rigoroso dos mesmos.

Face ao exposto no âmbito experimental algumas ligas mostraram resultados excelentes quanto aos requisitos avaliados, em especial a liga com 0,03%C; 0,35% N; 13,2%Cr; 11,8% Mn; 2,8%Si; bal Fe (liga L03*).

8. RECOMENDAÇÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

- 8.1 - Avaliar a influência do sistema de alimentação e da escoabilidade das misturas (massa específica, morfologia e ângulo de empilhamento) na uniformidade do transporte, no acabamento superficial, geometria e defeitos de soldagem, utilizando as ligas desenvolvidas nesse trabalho, a partir de pós atomizados obtidos junto a fabricantes preferencialmente nacionais. Posteriormente otimizar os parâmetros de soldagem do processo PTA para a deposição da liga atomizada.
- 8.2 - Depositar através do PTA e avaliar os depósitos quanto à resistência à erosão por cavitação, soldabilidade e funcionabilidade, as ligas de aços inoxidáveis ao Fe-Cr-Mn-Si-N desenvolvidas nesse trabalho, em particular a liga 0,03%C, 0,35% N, 13,2%Cr, 11,8% Mn, 2,8%Si, bal Fe (liga L03*), obtidas por atomização. Avaliar também nesses depósitos o efeito da refusão pelo processo TIG ou Plasma no tamanho de grão e conseqüentemente na resistência a erosão por cavitação.
- 8.3 – Otimizar a liga 0,03%C, 0,35% N, 13,2%Cr, 11,8% Mn, 2,8%Si, bal Fe (liga L03*), incluindo outros elementos químicos como, por exemplo, o Ni com o objetivo de diminuir a dureza, facilitar o esmerilhamento e melhorar a tenacidade. Aumentar o teor de N e Mn para se obter uma estrutura 100% austenítica, que após a cavitação forme um maior conteúdo de martensita ϵ . Avaliar a resistência à erosão por cavitação, soldabilidade e funcionabilidade do novo consumível, bem como fazer um estudo detalhado via MET e raios-X da estrutura de discordâncias (EFE) e da evolução microestrutural (martensitas ϵ e α') nos diferentes estágios de cavitação.

9. REFERÊNCIAS BIBLIOGRAFICAS

- AHMED, S.M.;HOKKIRIGAWA,K.; **Developing surface roughness.** JSME International Journal, Séries II, vol 33 n 1, 1990.
- ASTM G 32-92 / Standard Method of Vibration Cavitation Erosion Test
- AWS Handbook Volume 3: Materials and Applications
- BOCCANERA, L. F. **Resistência A Erosão por Cavitação de Revestimentos Depositados por Soldagem e Aspersão Térmica.** Tese de Doutorado, UFSC, Florianópolis, 1999.
- BONACORSO, N. G. **Automatização dos processos de medição de superfícies e de deposição por soldagem visando a recuperação de recuperação de rotores de turbinas hidráulicas de grande porte.** Tese de Doutorado, UFSC, Florianópolis, 2004.
- BOY, J.H.; KUMAR, A.;MARCH, P.;WILLIS, P.;HERMAN, H. **Cavitation and erosion resis thermal spray coating,** Usacerl, Technical Report 97/118, USA, 1997, p 144
- BRACARENSE.A.Q.;MARQUES,P.V.;MODENESI,P.J., **Soldagem: Fundamentos e Tecnologia** – Belo Horizonte: Editora UFMG, 2005.
- BRANDI, S.,WAINER, E.,MELLO, F. **Soldagem – Processos e Metalurgia.** São Paulo: Edgar Blucher, 1992.
- BRENNEN C.E. **Cavitation and Bubble Dynamics,** Pasadena, California: Oxford University Press, 1995.
- BUSCHINELLI, A.J.A.; BOCCANERRA, L.F. ; BARRA, S.R. ; SCHWETZKE, R. ; KREYE, H. **Cavitation erosion resistance of Co-alloyed stainless steel weld claddings as compared to thermal sprayed coatings.** ABS, sept 1999.

- BUSCHINELLI, A.J.A.; BOCCANERRA, L.F.; BARRA, S.R.; FREITAS,C.R.R, SANTOS,J.V, **Influência do acabamento superficial, porosidade e diluição sobre a resistência à cavitação de revestimentos soldados**. XXIV Encontro Nacional De Tecnologia Da Soldagem, Xi Congresso Latino-Americano E V Íbero-Americano De Soldagem Fortaleza – CE, 1998.
- CALAINHO, J.A., GONÇALVES,C, HOTRA, C.A, LOM **Cavitação em turbinas hidráulicas do tipo Francis e Kaplan no Brasil**, XV SNPTEE Seminário Nacional de Produção e Transmissão de Energia Elétrica Foz do Iguaçu – Paraná – Brasil, 1999.
- CHANG,S.C.; WENG,W.H.; CHEN,H.C.; LIN,S.J.; CHUNG,P.C.K. **The cavitation erosion of Fe-Mn-Al- alloys**, Wear, 1995.
- C.McCAUL, Colin. **An advanced cavitation resistant austenitic stainless steel for pumps**, Corrosion 96, Paper 415. Nace International Annual Conference and Exposition 1996.
- DIETER, G.E.:**Metalurgia Mecânica**, Ed.Guanabara Dois,Segunda Edição, Rio de Janeiro, 1981.
- D’OLIVEIRA,A.S.C.M.; XIAOJUN,Z.; PROCOPIAK, L.A.J.;SOUZA,N.C. **Phasetransformation during cavitation erosion of a Co stainless steel**, Materials Science & Engineering, 2004, p 199-204.
- D’OLIVEIRA,A.S.C.M.; SLUD, R.; VILAR, R. **Soldagem de superfícies por laser a importância do substrato**. Congresso da ABS, Curitiba, set 2000.
- D’OLIVEIRA,A.S.C.M; VIEIRA,A.LJr; SILVA,P.S.C.P. **Tensões residuais desenvolvidas pela deposição por plasma com arco transferido de ligas à base de Co**, CBECIMAT, Natal, nov 2002.

- D'OLIVEIRA, A. S. C. M. ; CHIQUITO, P. R. ; MICCOLI, W. R., **Iron-Niobium Intermetallics Processing by Plasma Transferred Arc**, *Advanced Engineering Materials*, v. 8, n. 7, p. 1-10, 2006.
- D'OLIVEIRA,A.S.C.M; **In-situ alloy development by Plasma Transferred Arc processing**. In: I Encontro Brasil-Alemanha de Aspersão Térmica, 2007, Florianópolis. I Ebat, 2007.p.1-8.
- DUTRA,J.C.; CORTÉS,R.S.P.; KAPPA,W.; BUSCHINELLI,A.J.A.; BONACORSO,N.G.;PROCOPIAK,L.A.; SILVÈRIO,R.D. **Soldagem a Plasma PTA com alimentação de arame sobre cabeça**. XXX CONSOLDA – Congresso Nacional de Soldagem, Rio de Janeiro – RJ, set 2004
- ELETROSUL** Centrais Elétricas S.A – **Relatório de Manutenção** nº 037092 de 1992.
- FILIPPIN, C.G., LIRA, A.T. **Análise Estrutural de Rotores de Turbinas Hidráulicas para Estudo da Incidência de Trincas e Desempenho à Vida de Fadiga**, LACTEC, COPEL. 2001.
- FOLKHARD, E.: *Welding Metallurgy of stainless steels*, New York, 1984
- FOLTRAN. B.B. **Comparação Dos Revestimentos de Superligas a Base de Cobalto (Co-Cr-W-C) Depositados por Eletrodo Revestido, Plasma por Arco Transferido e Laser**. Dissertação de Mestrado. UFPR, 2000.
- GONZALEZ, B. M. The influence of copper addition on the formability of AISI 304 stainless steel. **Materials Science Engineering A**, n. 343, p. 51-56, 2003.
- HART, D.; WHALE, D.; **A review of cavitation-erosion resistant weld surfacing alloys for hydroturbines**. www.eutetic.castolin.com, acessado em julho de 2005.
- <http://www.plasmateam.com>.. Acessado em 26 de setembro de 2007
- <http://www.scs.uiuc.edu>. Acessado em 14 maio de 2007
- <http://www.scs.uiuc.edu>. Acessado em 14 de maio de 2007

<http://www.pro-fusiononline.com>. Acessado em 16 de maio de 2007

<http://www.isotec.at>. Acessado em 25 de maio de 2007.

<http://commons.wikimedia.org>. Acessado em 30 de maio de 2007

<http://www.labmat.com.br>. Acessado em 16 de outubro de 2007

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

KOU, S. **Welding Metallurgy**. John Wiley & Sons, USA 1987.

KWOK, C. T., MAN, H. C., CHENG, F. T. **Cavitation Erosion of Duplex and Super Duplex Stainless Steels**. Pergamon, Scripta Materialia. Vol. 39, Nº 9, pp. 1229-1236, 1998.

LIMA, C. R. C.;CAMARGO,F.; MARQUES,P.V. **Estudo comparativo das propriedades de revestimentos a base de cobalto (Stellite) aplicados por soldagem e por aspersão térmica**. Congresso ABS – Fortaleza CE, set 1998.

LIU, R; YAO, M. X.; PATNAIK, P.C.; WU, X. J. **An improved wear-resistant PTA hardfacing: VWC/Stellite 21**, Canada -Journal of composite materials, vol. 00, no. 00/2006

METALS HANDBOOK Desk Edition, Second Edition, 1998

MARQUES, P.V. **Proteção de Turbinas Hidráulicas contra o desgaste cavitacional**. Soldagem e Inspeção. Congresso ABS, 2003

MENON, R.; MOSIER,W.C. **Stainless steel with improved weldability and cavitation resistance**. Brazilian Welding Congress, 1996. (a)

MENON, R; MOSIER,W.C.; WU,j.B.C., **United States Patent**. Number 5,514,328. May 7,1996. (b)

NG, J.; SPRINGGS,R.; SHUM, W.Y.; WU,J.B.C.;GERGER,M. **Weld overlaying with a cavitation – resistance alloy**. STOODY

- PADILHA, A. F.; GUEDES, L. C. **Aços Inoxidáveis Austeníticos**: microestruturas e Propriedades. Ed. Hemus, São Paulo, 1994.
- POHL, M, **Cavitation erosion**, Practical Metallographic 1996. 33.00.: pgs 168-187
- PORTER, D.A.; EASTERLING, K.E. Phase Transformations in Metals. Ed Chapman & Hall 1982.
- PROCOPIAK, L. A J. **Resistência à Cavitação de Três Revestimentos Soldados**, Dissertação de Mestrado. UFSC, 1997.
- PROCOPIAK, L. A J; SOUZA, N.C.;D'OLIVEIRA,A.S.C.M; XIAOJUN,Z. **Efeito dos processos de modificação superficial na resistência a erosão por cavitação**. Programa P & D COPEL / ANEEL 1999/2000.
- PROCOPIAK, L. A.J; PATRIOTA,J;DALLERE,E;SOUZA,N.C;SOAREE,G.F.W. Avaliação do desempenho de revestimento soldados de alta resistência à erosão por cavitação. IV SEMEL – Seminário de Materiais no Setor Elétrico. Curitiba PR, 1994.
- RAO, A. S; KUNG, D. **Metallic overlay materials for the optimum cavitation performace of hydraulic turbines**, Canadian Eletrical Association, Montreal, Quebec. 1987.
- RAO,B.C.S; RAO, N.S.L.; RAO,P.V., **The role of incubation period in cavitation erosion**. Water Power & Dam Constrution, March 1977.
- RAO, B.C.S; RAO, N.S.L, S. **Selecting metals and alloys to resist cavitation damage**. Water Power, april 1971, p 136-138.
- REBELLO.J.M.A, HUHNE, H. Resistência à cavitação de recobrimentos soldados Soldados. **Associação Brasileira de Soldagem**.1987.
- REED, R. **Austenitic stainless steels with on strength at low temperatures**. Fracture e Deformation Division . National Bureau of Standarts, 1988.

- REICK.W, POHL.M, PADILHA.AF, **Determination of stacking fault energy of austenite in a duplex stainless steel.** Steel research 67:66, 253-256, Stahleisen, 1996
- RICHMAN, R. H., McNAUGHTON,P.: **Correlation of cavitation erosion behavior with mechanical proprieties of metals wear,** p63-83, 1990.
- ROCHA.M.R. **Estudo da conformabilidade dos aços inoxidáveis austeníticos 304n e 304h e suas correlações com as microestruturas obtidas.** Tese de Doutorado do Centro Tecnológico da UFSC, Florianópolis, 2006.
- RONEYCOMBE, R.W.K. **Steel – Metallurgy and Materials Science.**: Edward Arnold Ltd. USA 1981.
- ROTHIG,J.; KECKE, H.J.; GARRZ, I.; BOSE,E. **Metastable austenitic Mn-steels with good tribological and corrosive proprieties – an alternative to CrNi – steels.** Euromat, 1997.
- SANTOS, R.L.C. Deposição por plasma de arco transferido com corrente pulsada, **Dissertação de Mestrado. UFPR, 2003.**
- SCHRAMM, R. E. and R. P. REED. **Stacking Fault Energies of Seven Commercial Austenitic Stainless Steels.** Metall Trans. 1975. Vol 6 pp. 1345-1351.
- SCHUMANN, H.: [One Hundred Years of Research on Martensite](#) - Prakt. Metallogr., 1989.
- SIMONEAU, R.; DUBÉ,D.; Fiset,M.;LALIBERTÉ,R. **Cavitation resistance improviment of IRECA steel via laser processing.** Materials Letters, 1996, p 93-99.
- SIMONEAU, R.; **Co containing austenitic stainless steel with high cavitation erosion resistance,** United States Patent - 4,588,440 May 13, 1986a
- SIMONEAU, R. **A new class of hight strain-hardening austenitic steels to fight cavitation erosion.** IAHR Symposium, Canada, Sept 1986.

SIMONEAU, R.; LAMBERT,P; SIMONEAU M.; DICKSON J. I. and L'ESPERANCE G.

L. 1987: **Cavitation erosion and deformation mechanisms of Ni and Co austenitic stainless steels.** IREQ .

SIMONEAU, R; FIHEY,J.L.;ROBERGE,R. **The effect of corrosion in low intensity cavitation erosion.** ASME, Boulder , 1981.

VERGARA, V. M. V. **Influência de Parâmetros e Variáveis da Soldagem Plasma sobre as Características da solda com Ênfase na Análise da Abertura e no Fechamento do KEYHOLE** – Dissertação de mestrado, Florianópolis, 1999.

VERGARA, V.M.D. **Estudo e desenvolvimento do processo de soldagem plasma de arco transferido alimentado com pó (PTAP) e concepção do equipamento.** Tese de Doutorado do Centro Tecnológico da UFSC, Florianópolis, 2005.

VILLANI, P. M.; MODENESI, P. J. ; BRACARENSE, A. Q. **Soldagem :fundamentos e tecnologia** - Belo Horizonte. Editora UFMG,2005.

YAEDU,A.E. **Influência do sustrato na deposição de Stellite 1 com plasma de arco transferido,** Dissertação de Mestrado, UFPR, 2003.

WELDING Handbook. Vol. 4, 8. Ed U.S A.: AWS,1998.

WU, J. B. C.; NG, J.; SRIGGS, R.; SHUM, W. Y.; BERGER, M., **Weld overlaying with a cavitation – resistant alloy.** Stody Company, 1991.