

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

**INFLUÊNCIA DOS PROCEDIMENTOS DE SOLDAGEM SOBRE A  
RESISTÊNCIA À CAVITAÇÃO DE DEPÓSITOS OBTIDOS COM A  
UTILIZAÇÃO DE ARAMES TUBULARES DE AÇOS INOXIDÁVEIS LIGADOS  
AO COBALTO**

**DISSERTAÇÃO SUBMETIDA À UNIVERSIDADE  
CATARINA PARA A OBTENÇÃO DO GRAU DE MESTRE EM ENGENHARIA  
MECÂNICA**

**SÉRGIO RODRIGUES BARRA**

**FLORIANÓPOLIS, JUNHO DE 1998**

INFLUÊNCIA DOS PROCEDIMENTOS DE SOLDAGEM SOBRE A RESISTÊNCIA À  
CAVITAÇÃO DE DEPÓSITOS OBTIDOS COM A UTILIZAÇÃO DE ARAMES  
TUBULARES DE AÇOS INOXIDÁVEIS LIGADOS AO COBALTO

**SÉRGIO RODRIGUES BARRA**

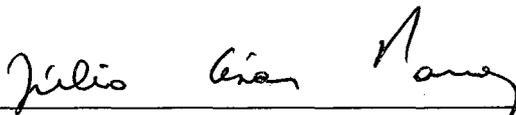
ESTA DISSERTAÇÃO FOI JULGADA PARA A OBTENÇÃO DO TÍTULO DE

**MESTRE EM ENGENHARIA**

ESPECIALIDADE ENGENHARIA MECÂNICA (ÁREA DE CONCENTRAÇÃO:  
FABRICAÇÃO) E APROVADA EM SUA FORMA FINAL PELO PROGRAMA DE  
PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA MECÂNICA

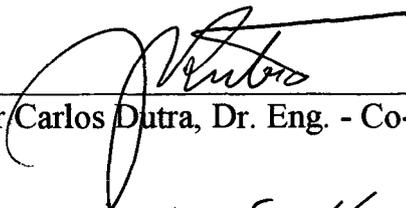


Prof. Augusto J. de A. Buschinelli, Dr. -Ing. - Orientador

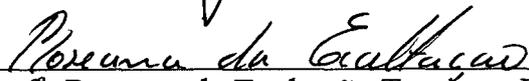


Prof. Júlio César Passos, Dr. Eng. - Coordenador do Curso

BANCA EXAMINADORA



Prof. Jair Carlos Dutra, Dr. Eng. - Co-Orientador / UFSC



Prof.<sup>a</sup> Roseana da Exaltação Trevisan, PhD - UNICAMP



Prof. Pedro Amadeo N. Bernardini, Dr. Eng. - UFSC

*É um erro capital teorizar antes de ter os dados.*

*Insensivelmente, começa-se a distorcer os fatos  
para adaptá-los às teorias, em vez de fazer com  
que as teorias se adaptem aos fatos.*

Sherlock Holmes, em *A scandal in Bohemia*,  
de Conan Doyle (1891)

*Aos meus pais*

*Walter Barra e Maria Guaraci Rodrigues Barra*

*Pela educação, apoio e lição de vida transmitida.*

*Aos meus sogros*

*Edmilson da C. Pires e Maria Dilce Pires*

*pelo apoio e compreensão*

*necessários à realização deste mestrado.*

*A minha esposa Edna Pires Barra e aos*

*meus filhos Isabel, Serginho e Raquel*

*pelo amor, compreensão e carinho*

*transmitidos em todas as situações.*

## AGRADECIMENTOS

- ◆ Ao meu orientador e amigo, Prof. Augusto José de A. Buschinelli, pelo conhecimento transmitido, estímulo e principalmente pela liberdade de pensamento;
- ◆ Ao meu Co-Orientador, Prof. Jair Carlos Dutra, pelo conhecimento transmitido e pela visão crítica dos fenômenos de soldagem;
- ◆ Aos demais familiares, em especial aos meus irmãos Walter Jr e Iracema e ao meu cunhado Edmilson Filho;
- ◆ Ao povo brasileiro pelo pagamento da bolsa de mestrado;
- ◆ Aos meus amigos de “91”, em especial a Claudio Blanco, João Neto e Marcelo Araujo pelo apoio nas horas difíceis;
- ◆ Ao amigos Edgard Faria, Paulo Bonifácio e Bertini pela amizade, apoio e momentos de descontração;
- ◆ Ao amigo de pesquisa Leonardo Boccanera, Doutorando EMC/LABSOLDA, pelo apoio na realização da análise dos resultados experimentais;
- ◆ Aos bolsistas Fábio Demarchi, André, Fabrício Freire, e em especial ao bolsista Carlos A. Porfírio; pelo auxílio na realização da parte experimental e pelos momentos de descontração;
- ◆ A todos os amigos do LABSOLDA, em especial a Ramon, Carlos Ninõ, Cáceres, Teichmann, Galáz, Aldo, Vitor, Larry, Raul, Telma, Cleide, Jean, Valério, Denise, pelo apoio, sugestões e momentos de descontração;
- ◆ A Gerasul, em especial aos Eng. Fernando Ribas e José Valença, pelo apoio na realização da parte experimental;
- ◆ A todos aqueles que de alguma maneira contribuíram à realização desta Dissertação.

## SUMÁRIO

LISTA DE TABELAS .....	xii
LISTA DE FIGURAS .....	xiii
SIMBOLOGIA .....	xvi
RESUMO .....	xxii
ABSTRACT .....	xxiv
CAPÍTULO I - INTRODUÇÃO .....	01
1.1 Introdução .....	01
1.2 Importância .....	03
1.3 Objetivos .....	03
CAPÍTULO II - ESTADO DA ARTE NO ESTUDO E CONTROLE DO PROCESSO DE EROÇÃO POR CAVITAÇÃO .....	05
2.1 Introdução .....	05
2.2 Materiais metálicos resistentes à cavitação .....	06
2.3 Microestrutura, defeitos de soldagem e suas influências sobre a resistência à cavitação .....	11
2.3.1 Diagramas constitucionais .....	12
2.3.2 Estrutura cristalina .....	13
2.3.3 Energia de falhas de empilhamento .....	15

2.3.4 Tamanho de grão .....	17
2.3.5 Porosidade e aspecto superficial .....	19
2.4 O estado atual do nível de automação empregado no processo de revestimento e recuperação das superfícies expostas à cavitação ..	21
<b>CAPÍTULO III - EROÇÃO POR CAVITAÇÃO .....</b>	<b>23</b>
3.1 Introdução .....	23
3.2 O processo erosivo .....	26
3.3 Equipamentos empregados para a simulação do processo erosivo ..	28
3.3.1 Cavitação por vibração .....	29
3.4 Características dos corpos de prova .....	32
3.4.1 Corpos de prova empregados no método direto .....	32
3.4.2 Método indireto .....	33
3.5 Influência das condições de ensaio e severidade do método .....	33
3.6 Algumas aplicações práticas do processo de erosão por cavitação ..	34
<b>CAPÍTULO IV - O PROCESSO MIG/MAG: VARIANTES E AUTOMAÇÃO ..</b>	<b>36</b>
4.1 Introdução .....	36
4.2 Histórico .....	37
4.3 Princípio de funcionamento do processo .....	39
4.4 Principais equipamentos .....	40
4.4.1 Fontes de soldagem .....	40

a) Fontes do tipo convencional .....	40
b) Fontes eletrônicas .....	41
4.4.2 Cabeçote alimentador arame .....	43
4.5 Aplicações, vantagens e limitações do processo .....	44
4.6 Modos de transferência metálica .....	46
4.6.1 Transferência metálica tipo <i>spray</i> .....	48
4.6.1.1 Corrente pulsada .....	48
4.6.1.1.1 Corrente pulsada com pulsação térmica .....	52
4.7 Variáveis do processo .....	54
4.7.1 Velocidade de soldagem .....	54
4.7.2 Extensão do arame " <i>stick-out</i> " .....	55
4.7.3 Posicionamento da tocha .....	56
4.7.4 Posição de soldagem .....	57
4.7.5 Gás de proteção .....	58
4.7.5.1 Influências da adição de O <sub>2</sub> ou CO <sub>2</sub> no Ar quando da soldagem em corrente pulsada de ligas inoxidáveis .....	58
4.8 Procedimentos .....	60
4.8.1 Oscilação da tocha (tecimento) .....	60
4.8.2 Distância entre cordões .....	61
4.8.3 Pré-aquecimento e temperatura de interpasse .....	62
4.9 Aparência superficial .....	63
4.10 Conveniência à automação .....	63

CAPÍTULO V - MATERIAIS E METODOLOGIA .....	65
5.1 Introdução .....	65
5.2 Processo .....	65
5.2.1 Materiais .....	65
5.2.1.1 Consumíveis .....	65
5.2.1.2 Corpos de prova .....	67
5.2.2 Equipamentos .....	68
5.2.2.1 Fonte de soldagem .....	68
5.2.2.2 Robô industrial .....	69
5.2.2.2.1 <i>Softwares</i> de programação e gerenciamento do robô ..	71
5.2.2.3 <i>Softwares</i> para monitoramento do processo de soldagem ..	72
5.2.2.4 Célula de soldagem .....	72
5.2.3 Procedimentos de soldagem .....	74
5.2.3.1 Seleção das variáveis/procedimentos .....	74
5.2.3.2 Deposição e monitoramento .....	76
5.3 Metalurgia .....	79
5.3.1 Preparação dos corpos de prova .....	79
5.3.2 Ensaios e equipamentos .....	80
5.3.2.1 Ensaio acelerado de cavitação pelo método vibratório indireto .....	80
5.3.2.2 Ensaio de rugosidade .....	82
5.3.2.3 Ensaio de dureza .....	83

5.3.3	Análise microestrutural .....	83
5.3.3.1	Procedimento metalográfico .....	84
5.3.3.2	Revelação do perfil do cordão e do grau de diluição ...	84
CAPÍTULO VI - RESULTADOS E DISCUSSÕES .....		86
6.1	Introdução .....	86
6.2	Processo .....	86
6.2.1	Distância entre o tubo de contato e o corpo de prova .....	87
6.2.2	Ângulos de posicionamento da tocha .....	88
6.2.3	Velocidade de soldagem .....	89
6.2.4	Distância entre cordões .....	89
6.2.5	Pré-aquecimento, temperatura de interpasse e mistura gasosa ..	90
6.3	Metalurgia .....	92
6.3.1	Diluição .....	92
6.3.2	Pulsção térmica .....	97
6.3.3	Efeito da técnica de tecimento sobre a resistência à cavitação ..	101
6.3.4	Dureza .....	105
6.3.5	Descontinuidades nos depósitos .....	107
6.3.6	Influência da mistura gasosa sobre a resistência à cavitação ..	110
6.3.7	Efeito do tipo de pulsção empregada sobre a resistência à cavitação .....	111
6.3.8	Curvas características de taxa erosiva instantânea e perda	

cumulativa de massa .....	112
CAPÍTULO VII - CONCLUSÕES E RECOMENDAÇÕES PARA TRABALHOS FUTUROS .....	114
REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS .....	119
ANEXO I .....	126
ANEXO II .....	131

## LISTA DE TABELAS

Tabela 2.1 - Variação volumétrica em função da mudança de fase presente . .	15
Tabela 2.2 - Técnicas empregadas para refino de grão . . . . .	17
Tabela 4.1 - Percentual de aplicação dos processos de soldagem em 1985 e 1992	45
Tabela 5.1 - Nomenclatura empregada, características e composições químicas obtidas na deposição dos consumíveis (% em peso) . . . . .	66
Tabela 5.2 - Características técnicas da <b>DIGITEC</b> . . . . .	69
Tabela 5.3 - Resumo das variáveis de entrada utilizadas no experimento . . .	75
Tabela 5.4 - Características processuais utilizadas no experimento . . . . .	78
Tabela 5.5 - Procedimentos para lixamento e polimento automatizados de aços inoxidáveis . . . . .	79

## LISTA DE FIGURAS

Figura 2.1 - Profundidade do processo erosivo em diversos materiais (método vibratório) . . . . .	07
Figura 2.2 - Diagrama esquemático do processo de erosão por cavitação . . .	11
Figura 2.3 - Diagramas de <b>Schaeffler</b> modificado (a) e de <b>Schneider</b> (b) . . .	13
Figura 2.4 - Mecanismo de deformação dos aços inoxidáveis em função de sua energia de falhas de empilhamento . . . . .	16
Figura 2.5 - Influência da técnica de tecimento sobre o formato da poça e estrutura solidificada . . . . .	18
Figura 2.6 - Micrografias mostrando os aspectos das superfícies, após 10 horas de ensaio de cavitação . . . . .	20
Figura 2.7 - Micrografias mostrando os efeitos da porosidade e do lixamento . .	21
Figura 3.1 - Diagrama esquemático do processo erosivo . . . . .	24
Figuar 3.2 - Modelo Característico do processo de formação e colapso de uma bolha . . . . .	25
Figura 3.3 - Curvas características da evolução da perda de massa e taxa erosiva instantânea . . . . .	27
Figura 3.4 - Arranjo esquemático do equipamento utilizado para ensaio vibratório acelerado de cavitação pelo método direto e pelo método indireto . . . . .	30
Figura 4.1 - Descrição genérica do processo MIG/MAG . . . . .	39
Figura 4.2 - Características estáticas apresentadas pelas fontes de soldagem . .	42
Figura 4.3 - Representação esquemática da relação entre $I_m$ , contínua, e $v_{aa}$ . . .	44
Figura 4.4 - Representação genérica do processo de pulsação . . . . .	50

Figura 4.5 - Esquema do processo de equilíbrio entre $v_f$ e $v_{aa}$ . . . . .	51
Figura 4.6 - Representação genérica do processo de pulsação térmica . . . . .	53
Figura 4.7 - Representação da projeção do arame em relação ao bico de contato . . . . .	55
Figura 4.8 - Planos de orientação para o posicionamento da tocha . . . . .	56
Figura 4.9 - Técnicas de tecimento empregadas na soldagem . . . . .	61
Figura 5.1 - Diagrama esquemático da fonte MTE DIGITEC 300 . . . . .	69
Figura 5.2 - Robô V15 e mesa de soldagem . . . . .	70
Figura 5.3 - Representação da célula de soldagem . . . . .	73
Figura 5.4 - Equipamentos da célula responsáveis pelo controle e monitoramento do processo de deposição . . . . .	74
Figura 5.5 - Dimensões dos CP's e forma de deposição empregada no experimento . . . . .	77
Figura 5.6 - Modo de extração dos CP's . . . . .	80
Figura 5.7 - Balança utilizada na pesagem dos CP's . . . . .	81
Figura 5.8 - Representação do teste acelerado de cavitação pelo método indireto . . . . .	81
Figura 5.9 - Bancada utilizada para o ensaio acelerado de cavitação . . . . .	82
Figura 5.10 - Representação simplificada dos parâmetros de rugosidade . . . . .	83
Figura 6.1 - Valor otimizado de $d_{cp}$ para as condições impostas no experimento . . . . .	87
Figura 6.2 - Ângulos de trabalho e posicionamento empregados na etapa de deposição . . . . .	88
Figura 6.3 - Distância entre cordões empregada durante a etapa de deposição . . . . .	90
Figura 6.4 - Oscilogramas obtidos, para REV2, na etapa experimental . . . . .	91
Figura 6.5 - Perfis de diluição para os diferentes processos e posições . . . . .	93
Figura 6.6 - Aspecto ao MEV dos diferentes graus de erosão . . . . .	93

Figura 6.7 - Espectro e quantificação química dos elementos nas diferentes camadas . . . . .	94
Figura 6.8 - Resistência à cavitação em função da rugosidade superficial . . .	95
Figura 6.9 - Efeito <b>serrilhado</b> provocado pela pulsação térmica . . . . .	96
Figura 6.10 - Aspecto de <i>escama</i> apresentado pelos CP's 100 e 101, após ataque químico . . . . .	98
Figura 6.11 - Aspectos granulométricos apresentados pelas diferentes regiões oriundas da pulsação térmica (CP 101) . . . . .	99
Figura 6.12 - Aspecto ao MEV, CP 104, da região de fronteira entre cordões de REV2, após ensaio de cavitação . . . . .	100
Figura 6.13 - Aspecto das regiões erodidas ( <i>escama</i> ) apresentada pelo CP 104, após ensaio de cavitação . . . . .	100
Figura 6.14 - Desempenho dos depósitos frente à cavitação em função da frequência de tecimento . . . . .	102
Figura 6.15 - Comportamento volumétrico das fases $\gamma$ , $\epsilon$ e $\alpha'$ , durante o processo de erosão . . . . .	103
Figura 6.16 - Evolução das transformações $\gamma \rightarrow \epsilon$ e $\gamma \rightarrow \alpha'$ , em função do tempo de ensaio de cavitação . . . . .	104
Figura 6.17 - Perfis transversais de dureza apresentados pelos CP's soldados com diferentes níveis de frequência de tecimento . . . . .	105
Figura 6.18 - Perfil de dureza em função do processo e do amanteigamento . .	106
Figura 6.19 - Porosidade apresentada nos cordões aplicados com pulsação térmica . . . . .	108
Figura 6.20 - Influência da mistura gasosa e grau de automação sobre a resistência à cavitação . . . . .	111
Figura 6.21 - Influência do tipo de pulsação sobre a resistência à cavitação . .	112
Figura 6.22 - Curva de perda cumulativa de massa para o CP 102 . . . . .	113
Figura 6.23 - Curva de taxa de erosão instantânea para o CP 102 . . . . .	113

## SIMBOLOGIA

%	⇒ Percentagem
$\gamma$	⇒ Austenita
$\delta$	⇒ Ferrita delta
$\varepsilon$	⇒ Martensita hexagonal compacta
$\Delta$	⇒ Variação
$\varphi$	⇒ Coeficiente angular da reta
$\mu [10^{-6}]$	⇒ Micron
$\pi [3,1416]$	⇒ Pi
$\alpha'$	⇒ Martensita cúbica de corpo centrado
$\mu_0$	⇒ Permeabilidade
$\rho_a [kg/m^3]$	⇒ Densidade do arame
$\rho_g [kg/m^3]$	⇒ Densidade da gota
$\phi_g [l/min]$	⇒ Vazão de gás
$\rho_p [kg/mm^3]$	⇒ Densidade do plasma
$\gamma_s$	⇒ Tensão superficial
$^{\circ}$	⇒ Grau
$^{\circ}C$	⇒ Grau Celsius

AISI	⇒ “American Iron and Steel Institute”
APP	⇒ Aparelho portátil de programação
Ar	⇒ Argônio
ASTM	⇒ “American Society for Testing and Materials”
AWS	⇒ “Americam Welding Society”
C	⇒ Carbono
C8	⇒ Mistura gasosa pertencente ao grupo M2
C <sub>a</sub>	⇒ Coeficiente de arraste
CC <sup>-</sup>	⇒ Corrente contínua polaridade direta
CC <sup>+</sup>	⇒ Corrente contínua polaridade inversa
CCC	⇒ Cubica de corpo centrado
CCEN	⇒ Corrente contínua eletrodo negativo
CCEP	⇒ Corrente contínua eletrodo positivo
Co	⇒ Cobalto
CO <sub>2</sub>	⇒ Dióxido de carbono
CP	⇒ Corpo de prova
Cr	⇒ Cromo
Creq	⇒ Cromo equivalente
d [mm]	⇒ Distância entre cordões
dcp [mm]	⇒ Distância entre o tubo de contato e a peça a ser soldada
et al	⇒ Et alli (e outros)

$F_y$ [N]	⇒ Força devido à tensão superficial
$F_a$ [N]	⇒ Força de arraste
FCAW	⇒ “Flux Cored Arc Welding”
$F_{em}$ [N]	⇒ Força eletromagnética
$F_g$ [N]	⇒ Força gravitacional
g	⇒ Gramo
G [ $10^9$ ]	⇒ Giga
g [ $m/s^2$ ]	⇒ Aceleração da gravidade
GMAW	⇒ “Gas Metal Arc Welding”
H <sub>2</sub> O	⇒ Água
HCl	⇒ Ácido clorídrico
He	⇒ Hélio
HNO <sub>3</sub>	⇒ Ácido Nítrico
Hz	⇒ Hetz
I [A]	⇒ Corrente elétrica
$I_b$ [A]	⇒ Corrente de base
IIW	⇒ “International Institute of Welding”
$I_m$ [A]	⇒ Corrente média
INTERDATA	⇒ Placa de aquisição de dados
$I_p$ [A]	⇒ Corrente de pulso
$I_s$ [A]	⇒ Corrente de soldagem

K	⇒ Ponto de interseção com o eixo das ordenadas
k [10 <sup>3</sup> ]	⇒ Quilo
K <sub>vg</sub> [A <sup>2</sup> .s]	⇒ Parâmetro de destacamento
L	⇒ Baixo carbono
LABSOLDA	⇒ Laboratório de soldagem
l <sub>cp</sub> [mm]	⇒ Dimensão lateral mínima do CP para ensaio de cavitação
m	⇒ Metro
m [10 <sup>-3</sup> ]	⇒ Mili
M [10 <sup>6</sup> ]	⇒ Mega
M1	⇒ Grupo de classificação segundo o IIW
M2	⇒ Grupo de classificação segundo o IIW
m <sub>g</sub> [kg]	⇒ Massa da gota
MIG	⇒ “Metal Inert Gas”
min [60 s]	⇒ Minuto
m <sub>m</sub> [kg]	⇒ Máxima massa da gota que pode ser suportada na ponta do eletrodo
Mn	⇒ Manganês
Ms	⇒ Início de transformação da martensita
MTE DIGITEC 300	⇒ Fonte de soldagem multi-processo
N	⇒ Nitrogênio
N	⇒ Newton

Ni	⇒ Níquel
Nieq	⇒ Níquel equivalente
O <sub>2</sub>	⇒ Oxigênio molecular
Pa [N/m <sup>2</sup> ]	⇒ Pascal
P <sub>liq</sub>	⇒ Pressão do líquido
P <sub>vap</sub>	⇒ Pressão do vapor
R [Ω]	⇒ Resistência elétrica
Ra [μm]	⇒ Parâmetro de rugosidade (desvio médio aritmético)
r <sub>g</sub> [m]	⇒ Raio da gota imersa no plasma ou apenas raio da gota
r <sub>a</sub>	⇒ Raio do “pescoço” (dependente do tempo)
Ry [μm]	⇒ Parâmetro de rugosidade (altura máxima das irregularidades)
SMAW	⇒ “Shielded Metal Arc Welding”
SRC	⇒ Retificador controlado de silício (Silicon-Contolled Rectifier)
T [s]	⇒ Período
T1 [s]	⇒ Período da fase de pulso térmico
T2 [s]	⇒ Período da fase de base térmica
t <sub>b</sub> [s]	⇒ Tempo de base
TIG	⇒ “Tungsten Inerte Gas”
t <sub>p</sub> [s]	⇒ Tempo de pulso
UFSC	⇒ Universidade Federal de Santa Catarina

V [V]	⇒ Tensão elétrica
V.Sp.B	⇒ “Vogelscher Sparbeizer”
$v_{aa}$ [m/min]	⇒ Velocidade de avanço ou alimentação do arame
$v_f$ [m/min]	⇒ Velocidade de fusão do arame
$v_p$ [m/s]	⇒ Velocidade do jato de plasma
W	⇒ Watts
ZAC	⇒ Zona afetada pelo calor

## RESUMO

Neste trabalho foi avaliada a influência da automação e variação dos parâmetros/procedimentos de soldagem MIG/MAG (ângulo da tocha, velocidade de soldagem, distância contato-peça, distância entre cordões, tipo de mistura gasosa, oscilação da tocha, temperatura de interpasse, etc..) sobre o aspecto superficial e planicidade dos depósitos especialmente resistentes à cavitação. Os depósitos foram confeccionados nas posições plana e sobre-cabeça a 45<sup>0</sup> do plano horizontal, em uma célula de soldagem totalmente automatizada, implementada no LABSOLDA da UFSC. No amanteigamento utilizou-se arame 309L maciço e eletrodo revestido e, para o revestimento, arame tubular e eletrodo revestido inoxidáveis ligados ao Co. Na deposição, em célula de soldagem, do arame tubular utilizou-se MIG/MAG pulsado com uma nova concepção especial denominada de *pulsção térmica*. O processo de deposição foi conduzido através de célula de soldagem que comandava, ao mesmo tempo, a velocidade e a oscilação da tocha (via robô) e o monitoramento da transferência metálica e da temperatura de interpasse. Para qualificação dos depósitos empregou-se teste acelerado de cavitação pelo método ultrasônico, segundo a norma ASTM G32/92, avaliando-se os efeitos que o acabamento superficial, a técnica de tecimento e a diluição exercem sobre a resistência à cavitação. Os resultados mostram que: (1) sob condições automatizadas, os depósitos apresentam, como esperado, planicidade e aspecto superficial com qualidade bem superior àquela obtida nas mesmas condições em soldagem manual;

(2) a aplicação da técnica de tecimento planar exerce um importante papel sobre o período de incubação, isto é, quanto maior a frequência de tecimento aplicada, melhor é o desempenho do depósito frente à cavitação; (3) excelente performance frente à cavitação pode ser atingida na segunda camada de aço inoxidável austenítico ligado ao Co, para os níveis de diluição obtidos ao depositar arame tubular com pulsação térmica; (4) pode-se fazer uma melhor avaliação dos defeitos que venham a surgir nos depósitos, isto é, eliminar a possibilidade da causa do defeito estar relacionada ao soldador; (5) os resultados da automação podem servir não só como base para treinamento dos soldadores, mas também como incentivo à viabilização da automação *in-situ*.

## ABSTRACT

The influence of the welding parameters/procedures, surface finishing, porosity and dilution on flatness and cavitation resistance of weld cladding was investigated. For the buttering layers was used AWS 309-L16 consumable as solid wire and covered electrodes and for hardfacing Co-alloyed flux-cored wire and covered electrodes. The deposition was carried out in a robotic welding cell, implemented in LABSOLDA/UFSC. All the welding were made by MIG pulsed arc with thermal pulsation, oscillation (waving) of the torch controlled by robot and checking of the transfer process and interpass temperature. The welding positions used were the flat and overhead with 45° to horizontal. For qualification of the deposits the vibratory cavitation erosion test according to ASTM G32-92 was used. The results show that: (1) from the automation is possible to make a better evaluation of the defects that may to appear in the deposit; (2) that evaluation serve as a base for welders qualification; (3) the effect of oscillation of the torch increase the incubation period of the hardfacing alloy; (4) with the dilution levels obtained by flux cored wire welding with pulsed current an excellent resistance against cavitation can be achieved in the second layer.

Key-words: *Automation; Thermal pulsation; Hardfacing; Surface finishing; Oscillation; Dilution.*

# CAPÍTULO I

# INTRODUÇÃO

## 1.1 INTRODUÇÃO

O problema da erosão por cavitação afeta diretamente as turbinas hidráulicas, comprometendo a disponibilidade de unidades geradoras e conseqüentemente o potencial de faturamento das empresas, além de ocasionar perdas e transtornos de ordem social. Neste caso, quanto mais rápido e qualificado for o processo de recuperação das áreas erodidas, maior será o tempo disponível das turbinas para geração. Além disso, a erosão por cavitação constitui-se, não apenas, num importante problema para as companhias hidrelétricas, como também, num vasto campo de pesquisa a nível de engenharia, em busca da minimização destas perdas.

A atual fase de desenvolvimento tecnológico conduziu a ligas austeníticas ligadas ao Co, especialmente resistentes às condições de intensa cavitação. Estas ligas apresentam mecanismo de resistência a este fenômeno baseado no endurecimento superficial, associado às transformações de fase  $\gamma \rightarrow \alpha'$  e/ou  $\gamma \rightarrow \epsilon$  geradas por deformações oriundas dos colapsos das bolhas e/ou microjatos contra a superfície. Observa-se redução na taxa de perda de material, na ordem de 10 vezes, relativamente ao

aço inoxidável 308 (18Cr-8Ni) e, desse modo, o prolongamento no período de funcionamento dos equipamentos [1, 2].

Alguns autores [2, 3] sugerem que a superior resistência à fadiga seja o principal mecanismo que origina uma baixa remoção de material durante a cavitação nestas ligas. A remoção de material inicia e se propaga nas bandas de deslizamento e contornos de grão, desenvolvendo-se um estado avançado de erosão nestas regiões por fratura dúctil. A conduta à deformação e fratura, típica de ligas com baixa energia de falha de empilhamento, tem como resultado uma elevada taxa de encruamento que acarreta grande período de incubação e baixa taxa erosiva.

Diversas publicações relatam os esforços internacionais no sentido de se desenvolver e otimizar materiais e procedimentos de soldagem com o intuito de minimizar o problema [4, 5, 6, 7] que, mesmo em materiais tenazes, pode superar valores de perda de camada da ordem de 10 mm/ano [6]. No âmbito da soldagem, de uma maneira geral, enfoca-se o processo de erosão por cavitação em dois campos distintos, mas intimamente interligados. O primeiro campo, *processual*, preocupa-se com aspecto macro do problema, onde é enfocada a questão fundamental de operacionalidade e fatores conseqüentes. Disto resulta a seleção do processo e de procedimentos que viabilizem depósitos isentos de defeitos macroscópicos e que sejam economicamente aceitáveis. O segundo campo de enfoque, *metalúrgico*, dedica-se em estudar a relação entre a estrutura cristalina apresentada pelo revestimento e sua resistência ao processo erosivo e, a partir daí, propor alterações na composição química do consumível utilizado e/ou controle dos ciclos térmicos impostos pelo processo de soldagem empregado.

Este trabalho, deter-se-á ao estudo conjunto destes campos, onde serão abordados, numa primeira etapa, a metodologia empregada para o levantamento e avaliação dos procedimentos/parâmetros de soldagem, empregando-se uma célula de soldagem e, numa segunda etapa, relacionar-se-á a variação de resistência, do revestimento depositado, em função da técnica de tecimento empregada e das alterações químicas provocadas pelos diferentes níveis de diluição, impostos pelo processo de soldagem, e/ou grau de automação empregado.

## 1.2 Importância

Do acima exposto, verifica-se que o grau de importância desta Dissertação fundamenta-se em:

- ◆ Tema atual e de interesse estratégico para as companhias hidrelétricas e fábricas de consumíveis.
- ◆ Forte relevância social em função do atual quadro energético brasileiro.

Assim, fica caracterizada a existente necessidade no desenvolvimento de pesquisas voltadas à obtenção de revestimentos resistentes a cavitação a partir do aperfeiçoamento metalúrgico destes ou por otimização dos procedimentos de soldagem, por meio de automação empregando células de soldagem de última geração que permitam reparo *in-situ*.

## 1.3 Objetivos

Este trabalho terá como objetivo central contribuir para o melhoramento da tecnologia processual empregada atualmente nos reparos, por soldagem, de superfícies erodidas por

cavitação, bem como mostrar as possíveis melhorias de ordem metalúrgica que a automação deste processo poderá trazer em benefício da resistência à cavitação de depósitos obtidos a partir de arames tubulares ligados ao cobalto. Em suma, compõem-se dos seguintes pontos:

- ◆ Otimização dos procedimentos de soldagem a partir da automação dos depósitos empregando-se célula de soldagem em conjunto com MIG/MAG pulsado com pulsação térmica;
- ◆ Melhoramento da resistência à cavitação dos depósitos a partir da utilização da técnica de soldagem aplicando-se tecimento planar com velocidade constante;
- ◆ Avaliação dos efeitos da mistura gasosa sobre a estabilidade do processo de soldagem e resistência à cavitação dos depósitos;
- ◆ Avaliação da resistência a cavitação dos depósitos obtidos sob condições otimizadas de soldagem.

## CAPÍTULO II

# ESTADO DA ARTE NO ESTUDO E CONTROLE DO PROCESSO DE EROSÃO POR CAVITAÇÃO

### 2.1 Introdução

Verifica-se que a complexidade no entendimento do processo de erosão por cavitação esteja relacionada ao fato de que, em tal fenômeno, há uma superposição, como também uma interdependência, de vários processos físicos como: hidrodinâmico, termodinâmico, elétrico, eletroquímico ou mecânico [8]. Estes processos, normalmente, apresentam-se na forma de velocidade e pressão do fluxo ao redor da superfície, geometria (perfil) da passagem do fluxo, pulsos de pressões, natureza do fluido e da superfície exposta, como também do período do processo de cavitação, entre outros [8].

Dessa forma, torna-se necessário que a abordagem e o estudo do processo erosivo sejam feitos empregando, ao mesmo tempo, conhecimentos tanto de âmbito metalúrgico quanto processual. Neste capítulo apresentar-se-á um pouco do atual estado da arte no controle e monitoramento do processo de erosão por cavitação.

## 2.2 Materiais metálicos resistentes à cavitação

Mesmo com o atual nível tecnológico empregado no projeto e construção de turbomáquinas hidráulicas verifica-se que as possibilidades de eliminação por completo do fenômeno de cavitação, a partir de modificações de projeto ou ainda por mudanças nas características operacionais dos equipamentos, são limitadas. Assim, no âmbito do projeto e de operação, vários caminhos foram trilhados na tentativa de soluções para o problema, sendo as principais relacionadas abaixo [9]:

- ◆ Diferença entre a performance obtida em escala reduzida em relação às condições reais de escala e operação;
- ◆ Limitação do índice de cavitação ou índice de Thoma, através dos parâmetros de projeto;
- ◆ Modificação na forma (alongando) e no número de palhetas, que se traduz em perda de eficiência e potência específica da máquina;
- ◆ Injeção de ar nas zonas de baixa pressão, contudo, a quantidade injetada dependerá do regime imposto à turbina.

Tais modificações, buscando a eliminação do fenômeno de cavitação, trazem consigo o inconveniente comum de redução na eficiência e na potência destas máquinas hidráulicas. Olhando pelo lado da produção (eficiência e potência) é interessante, portanto, admitir um determinado grau de ocorrência da cavitação, vislumbrando a possibilidade de se reparar as áreas erodidas nas paradas para manutenção ou então que se garanta uma elevada resistência aos danos causados pela cavitação, através do emprego de materiais metálicos especiais na forma de fundido ou de camada depositada [9].

Desta forma, a convivência com um nível tolerável de cavitação conduz à necessidade de se buscar materiais resistentes ao fenômeno, o que possibilitará construir máquinas mais rápidas, mais compactas e principalmente com períodos mais longos de funcionamento entre reparos.

Entre os materiais com características de resistência à cavitação, podemos destacar o caso do aço inoxidável Ni-Cr que possui boa resistência ao fenômeno e que foi empregado por alguns anos na forma de camadas protetoras, depositadas por soldagem, em turbinas fabricadas em aço carbono. A performance do inox Ni-Cr está relacionada tanto com a sua propriedade mecânica quanto com sua resistência à corrosão, uma vez que a corrosão age como um acelerador da erosão provocada pela cavitação [6].

A figura 2.1, mostra as taxas de erosão de vários grupos de materiais empregados em engenharia, como: Metais, cerâmicos, polímeros e compósitos.

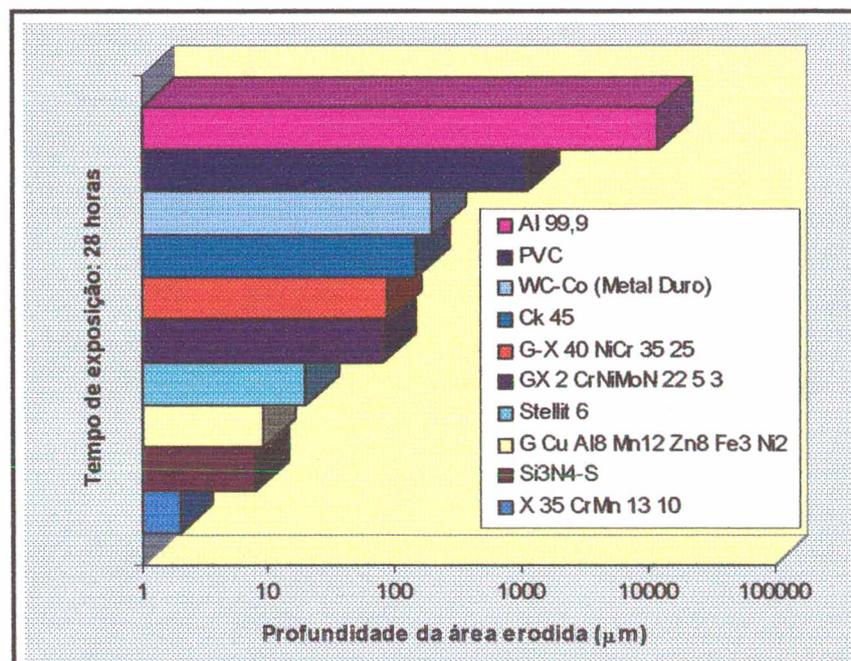


Figura 2.1 - Profundidade do processo erosivo em diversos materiais (método vibratório), extraído de [10].

Atualmente, um avanço na performance das turbinas impostas a condições de alta intensidade de cavitação deve-se ao desenvolvimento de ligas com alta resistência a cavitação, denominadas de *revestimentos duros* ou “**hardfacing**”, tais como os aços inoxidáveis austeníticos, de baixo carbono, ligados ao Co. Todavia, em função do preço relacionado às ligas deste último tipo, almejou-se o desenvolvimento de ligas com similar resistência à cavitação, porém, com menos elementos de liga de elevado preço como o Co [6].

Um outro ponto a ser destacado está arrolado ao fato da impossibilidade de poder-se relacionar a característica de resistência à cavitação com as demais propriedades dos materiais, sendo esta relação limitada apenas a um pequeno grupo de materiais semelhantes entre si, isto é, uma mesma família de liga [9].

ZYLLA et al [11], traçaram o perfil que um determinado aço deverá apresentar para ter boa resistência ao fenômeno de cavitação, contendo basicamente os seguintes aspectos:

- ◆ Alta resistência para ancoramento das discordâncias;
- ◆ Baixa energia de falha de empilhamento que influencia o movimento e formação das discordâncias durante a deformação;
- ◆ A estrutura deverá apresentar uma distribuição homogênea de pontos de ancoramento e igual energia de falhas de empilhamento;
- ◆ O tamanho dos grãos deverá ser pequeno para elevar a força necessária ao arrancamento das partículas superficiais;

- ◆ O material deverá apresentar alta plasticidade para limitar a propagação de trincas.

Os mecanismos atuantes durante o processo de erosão por cavitação já são conhecidos o suficiente para se poder otimizar a estrutura exposta à cavitação a fim de combater o fenômeno. O que se observa é que a tenacidade constitui-se no principal critério na resistência à cavitação contudo, na realidade não existe um material que seja completamente imune à cavitação, devido, principalmente, ao fato de que o material não poderá apresentar ao mesmo tempo todos os pontos citados acima, por exemplo o primeiro e o último ponto são antagônicos.

ZEEMANN [12] apresenta a classificação em categorias adotada para os revestimentos duros aplicados por soldagem. Esta classificação leva em conta a aplicação para o qual a liga foi desenvolvida.

- ◆ Ligas para reconstrução;
- ◆ Ligas para desgaste metal-metal;
- ◆ Ligas para desgaste abrasivo;
- ◆ Carbonetos de tungstênio
- ◆ Ligas não-ferrosas.

CHAVANNE [13], em seu trabalho sobre técnicas para melhoramento do processo de revestimento, enumera 44 regras básicas que, quando seguidas, assegurarão um revestimento com melhor performance frente ao processo erosivo. A seguir enumerar-se-á apenas as regras com mais afinidades ao tema desta Dissertação.

- ◆ Perfeito conhecimento de metal de base;

- ◆ Selecionar um processo de soldagem e o grau de automação mais adequado ao serviço;
- ◆ Quanto ao *amanteigamento*, selecionar um consumível que seja compatível com o revestimento e o metal de base;
- ◆ A dureza de um revestimento, apresentada pelo fabricante, geralmente relaciona-se à segunda camada depositada;
- ◆ Elevada dureza nem sempre representa melhor resistência ao processo erosivo [13, 14];
- ◆ Como a resistência do revestimento pode ser influenciada pelo nível de diluição, o processo e as condições de operacionalidade farão o papel de controladores da diluição;
- ◆ A composição química, apresentada pelo fabricante, estará sempre relacionada a condição como soldado e uma diluição nula do metal de base;
- ◆ Evitar cordões de solda muito largos, uma vez que cordões largos significam baixa velocidade de soldagem e como consequência final um alto *heat input*;
- ◆ Se o depósito apresentar porosidade, as causas mais prováveis serão: comprimento elevado do arco, cordões largos, superaquecimento, sujeira ou, no caso de semi-automático GMAW, excessivo *stick-out*.

### 2.3 Microestrutura, defeitos de soldagem e suas influências sobre a resistência à cavitação

Como proposto por ZYLLA et al [11], além das propriedades mecânicas, outras características como microestrutura, composição química e condição superficial dos materiais exercem importante papel no processo de resistência ao fenômeno erosivo provocado por cavitação. Desta forma, *estrutura cristalina, transformação de fase, tamanho de grão, planos de deslizamentos, maclação, porosidade e grau de acabamento superficial* entre outros, devem ser levados em consideração quando do desenvolvimento de pesquisas nesta área [4, 15]. Como um exemplo típico, ligado ao tema desta Dissertação, podemos citar as ligas ao cobalto, que em função de sua microestrutura, composição química e transformação de fase entre outros, podem ser selecionadas com tendo ótima resistência à cavitação. A figura 2.2, apresenta o comportamento estrutural de materiais dúteis e frágeis frente ao processo de cavitação. Nota-se que os materiais frágeis apresentam perda de material sem uma prévia deformação da superfície exposta.

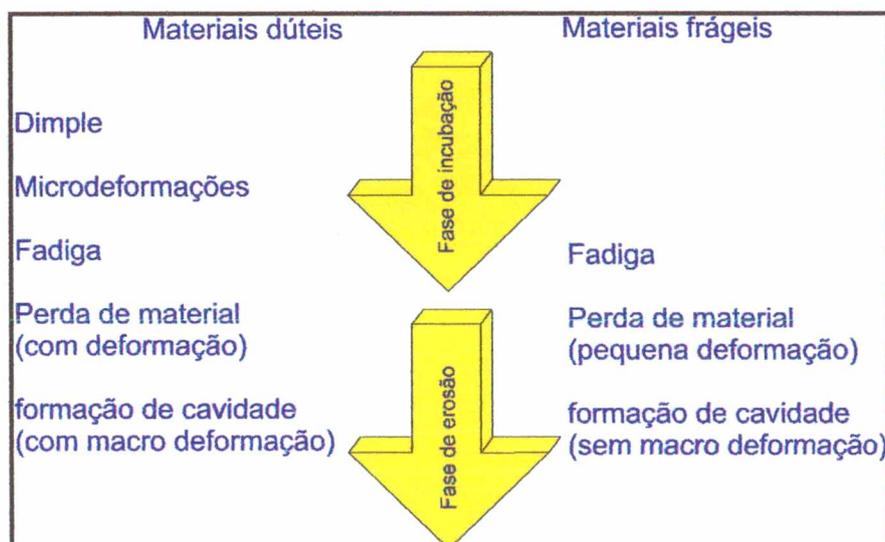


Figura 2.2 - Diagrama esquemático do processo de erosão por cavitação, extraído de [10].

Verifica-se que a alta resistência apresentada pelas ligas de inox ao cobalto, em função da sua microestrutura, está diretamente relacionada a sua baixa energia de falhas de empilhamento, estrutura monofásica austenítica “ $\gamma$ ”, transformação induzida por deformação ou por combinações destas [1].

RAO et al [5] relatam que o período de incubação apresenta uma relação direta com as propriedades relacionadas à absorção de energia e resistência do material, isto é, resiliência, razão de compressão ao choque, dureza e tensão de resistência.

RICHMAN et al [3] relatam que os danos na erosão por cavitação consistem na realidade como um processo de fadiga.

### 2.3.1 Diagramas Constitucionais

As quantidades das fases presentes em um aço inoxidável podem ser normalmente estimadas a partir da utilização dos diagramas constitucionais de **Schaeffler** (1949) e de **Schneider** (1960), quando da presença do Co. A figura 2.3, apresenta os diagramas com as respectivas posições dos consumíveis utilizados nesta Dissertação, tendo como referência as composições químicas apresentadas pelos fabricantes. Nestes, os eixos estão representados pelos percentuais de cromo equivalente (**%Creq**) e níquel equivalente (**%Nieq**) onde, os elementos de liga presentes na equação do **%Creq** recebem a denominação de *alfagêneos* e os presentes na equação do **%Nieq** a denominação de *gamagêneos*. TORRES [16] relata que os valores da fase “ $\delta$ ” presentes nos diagramas podem sofrer alterações em decorrência da técnica de deposição empregada, taxa de resfriamento, comprimento do arco, contaminação atmosférica e diluição.

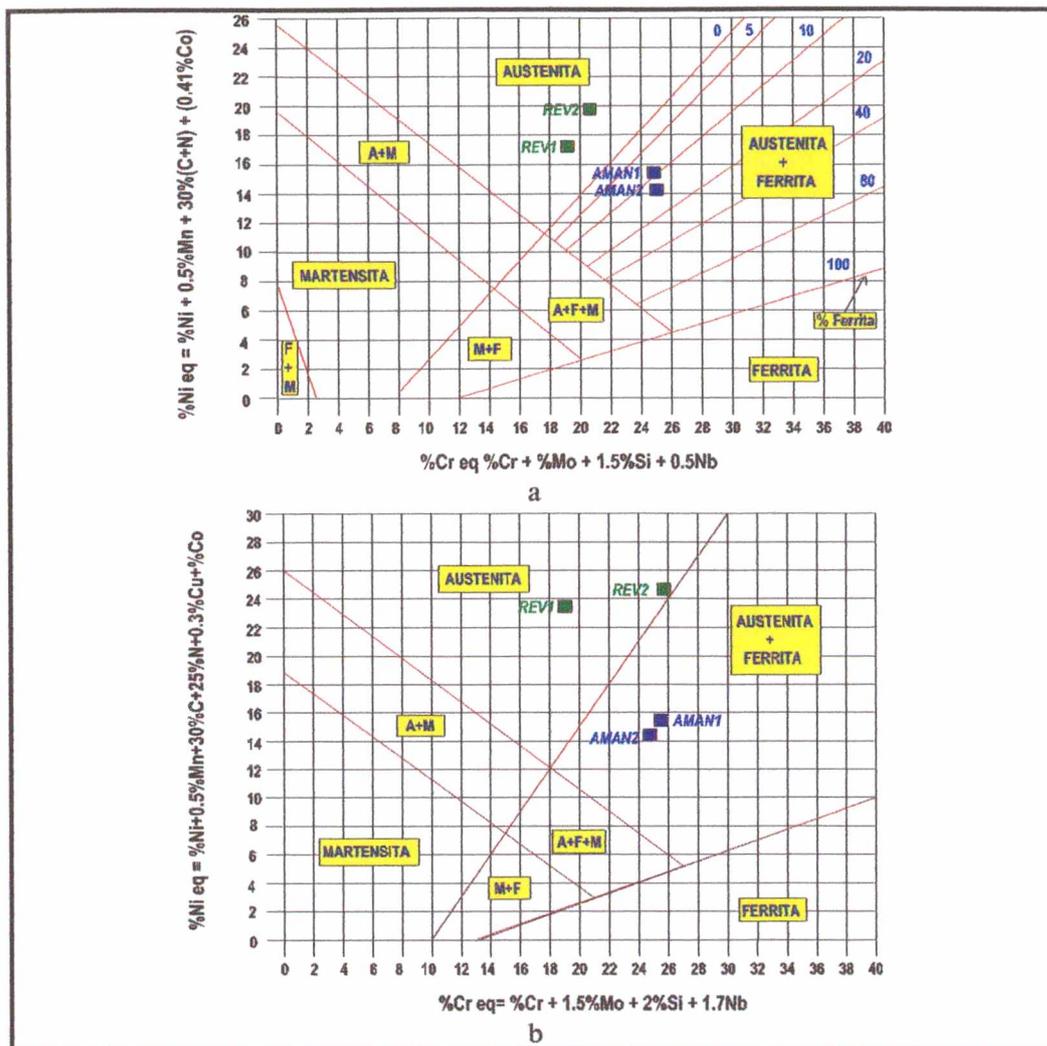


Figura 2.3 - Diagramas de Schaeffler modificado (a) e de Schneider (b).

### 2.3.2 Estrutura cristalina

A estrutura monofásica “ $\gamma$ ” apresenta-se como um ponto importante na resistência à cavitação dos aços inoxidáveis ligados ao cobalto, contudo quando da existência de duas fases, como por exemplo austenita “ $\gamma$ ” e ferrita “ $\delta$ ” em determinada percentagem, estas se comportam de maneiras diferentes. Neste caso, o fenômeno de cavitação tende a iniciar-se e ser mais severo sobre a fase “ $\delta$ ”, sendo que a taxa de erosão atinge um valor mínimo em  $\%\delta=15$  voltando a crescer após este valor [5]. Tal característica da  $\delta$  deve-se ao fato de sua estrutura CCC não resistir a elevada deformação.

Um ponto importante a ser considerado, quando da necessidade de resistência à cavitação, é a metaestabilidade estrutural da austenita nos aços inoxidáveis austeníticos. Tal característica, neste tipo de aço inoxidável, propicia uma transformação da estrutura inicialmente austenítica para uma estrutura final composta por uma combinação de  $\gamma$  mais martensita  $\epsilon$  e martensita  $\alpha'$  induzidas por ação de tensões geradas por cavitação. Melhor dizendo, formação da martensita acima da sua temperatura de transformação no resfriamento (**Ms**) como conseqüência das micro-deformações plásticas geradas pelas implosões das bolhas e/ou microjatos. A transformação  $\gamma \rightarrow$  **martensita** ( $\epsilon$  ou  $\alpha'$ ), além das tensões/deformações, é também fortemente influenciada pelos elementos de liga presentes no aço inoxidável.

De uma maneira geral, verifica-se que alguns elementos de liga, como por exemplo: Ni, Cr, N e o C, alteram muito **Ms**, isto é, tendem a baixar **Ms** e, em contrapartida, o Co é o elemento de liga que menos exerce influência sobre **Ms**. Além disso, elementos como C e N apresentam ainda a característica de ampliar o campo austenítico (lupa) [17, 18].

A origem das mudanças de fase nos metais expostos a esforços e ou deformação estão agrupadas em dois tipos principais [1], conforme descritos abaixo em:

$\gamma \rightarrow$  **martensita**  $\alpha'$  (cúbica de corpo centrado), onde a fase originalmente  $\gamma$  (cúbica de face centrada) transforma-se em  $\alpha'$ , devido à deformações na rede cristalina [19]. Sendo esta transformação acompanhada de uma pequena variação volumétrica, conforme indicado na tabela 2.1.

$\gamma \rightarrow$  **martensita**  $\epsilon$  (hexagonal compacta), onde a fase originalmente  $\gamma$  transforma-se em  $\epsilon$  sob a forma de *plaquetas* muito finas e alongadas, situadas nos planos octaédricos da austenita [19].

Transformação	$\Delta l/l$
$\gamma \rightarrow \alpha'$	0,90% (dilatação)
$\gamma \rightarrow \epsilon$	- 0,70% (contração)

Tabela 2.1 - Variação volumétrica em função da mudança de fase presente [1].

SIMONEAU et al [2], através do estudo de várias ligas empregadas na confecção de turbinas hidráulicas, constataram que a liga de cobalto com baixo teor de carbono (Stellite 21) apresentava uma resistência à cavitação 50 vezes maior em relação ao aço inoxidável AISI 308. A partir dessas informações, partiu-se para o desenvolvimento de aços inoxidáveis austeníticos ligados ao cobalto com similar desempenho à cavitação das ligas ao cobalto. Isto foi conseguido em função de um balanceamento dos elementos de ligas presentes, isto é, eliminação de níquel e a troca de uma percentagem de Co por Mn, N e C visando uma estrutura austenítica com baixa energia de falha de empilhamento, características de deformação planar, maclação fina e elevado endurecimento por deformação.

### 2.3.3 Energia de falhas de empilhamento

A energia de falha de empilhamento, pode ser descrita como a diferença de energia livre entre as estruturas  $\gamma$  (matriz) e  $\epsilon$ . Dessa forma, existe uma relação entre a energia de

falha de empilhamento e a fase  $\epsilon$ , isto é, as falhas de empilhamento servem de embriões para a fase  $\epsilon$  durante a transformação [1, 6]. Da observação da figura 2.4, deduz-se que:

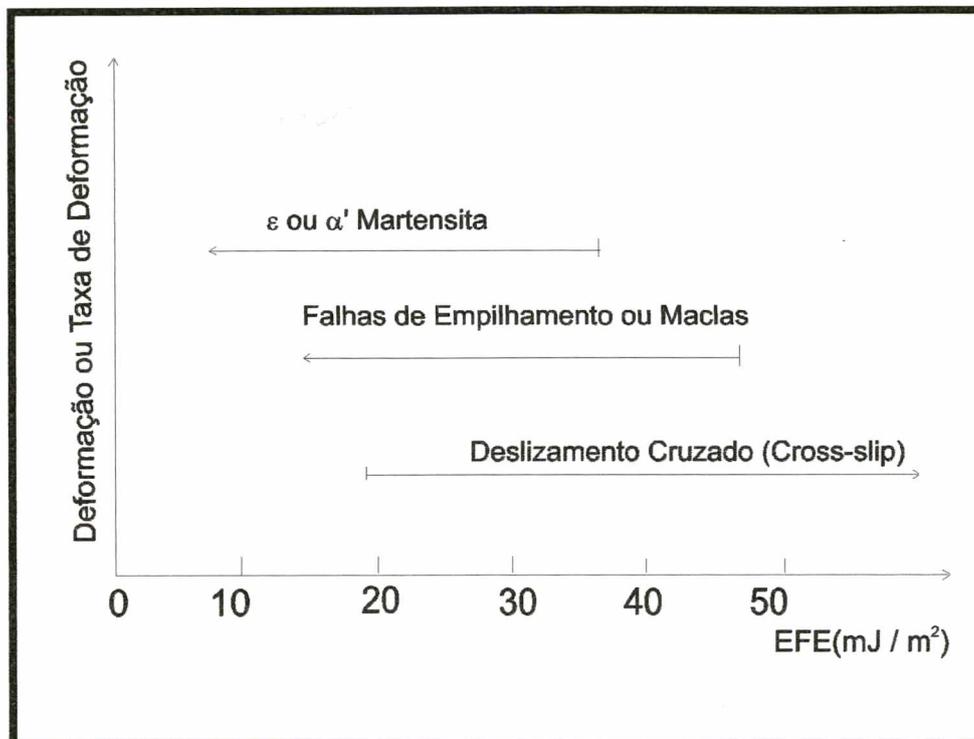


Figura 2.4 - Mecanismo de deformação dos aços inoxidáveis em função de sua energia de falhas de empilhamento[6].

- ◆ Em materiais com energia de falhas de empilhamento inferior a  $20 \text{ mJ/m}^2$  haverá o surgimento de  $\epsilon$ , quando da deformação a frio;
- ◆ Materiais com baixa energia de falhas de empilhamento terão características de deformação com reduzido deslizamento cruzado, maior separação entre as discordâncias parciais e, finalmente, maior possibilidade de ocorrência da fase  $\epsilon$ .

Finalizando, o acima exposto, pode-se dizer que as características de estrutura monofásica, baixa energia de falhas de empilhamento e transformação martensítica,

induzida por deformação, estão inter-relacionadas e constituem um papel importante na boa resistência à cavitação de depósitos soldados.

### 2.3.4 Tamanho de Grão

O tamanho dos grãos obtidos durante a operação de soldagem tem fundamental importância nas propriedades mecânicas que a camada de solda depositada irá apresentar. Desta forma, foram desenvolvidas diversas técnicas, de ordem metalúrgica e/ou processual, visando controlar (refinar) o tamanho dos grãos para as dimensões desejadas (vide tabela 2.2). As técnicas comumente aplicadas em campo são abaixo relacionadas em:

- ◆ Aplicação de técnica de tecimento da tocha (vide figura 2.5) [20];
- ◆ Pulsação do arco [20];
- ◆ Aplicação de agitação eletromagnética da poça de fusão [21, 22];
- ◆ Aplicação de vibração, mecânica e ultrasônica, no metal de base e poça fundida respectivamente [23];

Técnica	Mecanismo (*)
<i>Métodos térmicos</i>	
Controle da taxa de aquecimento e dissipação de calor	a b c
<i>Métodos mecânicos</i>	
Vibração	c
Agitação eletromagnética, gasosa ou mecânica	a c
<i>Métodos químicos</i>	
Adição de elementos de liga	a b
Adição de inoculantes no metal líquido	a c

Tabela 2.2 - Técnicas empregadas para refino de grão, adaptado de [23].

Onde: (\*) a - Introdução na poça de mais pontos nucleantes;  
 b - Evitar a perda de energia de núcleos existentes;  
 c - Multiplicação de grãos.

- ◆ Nucleação estimulada na superfície da poça (corrente de gás frio) [20];
- ◆ Adição de elementos de liga [20, 23].

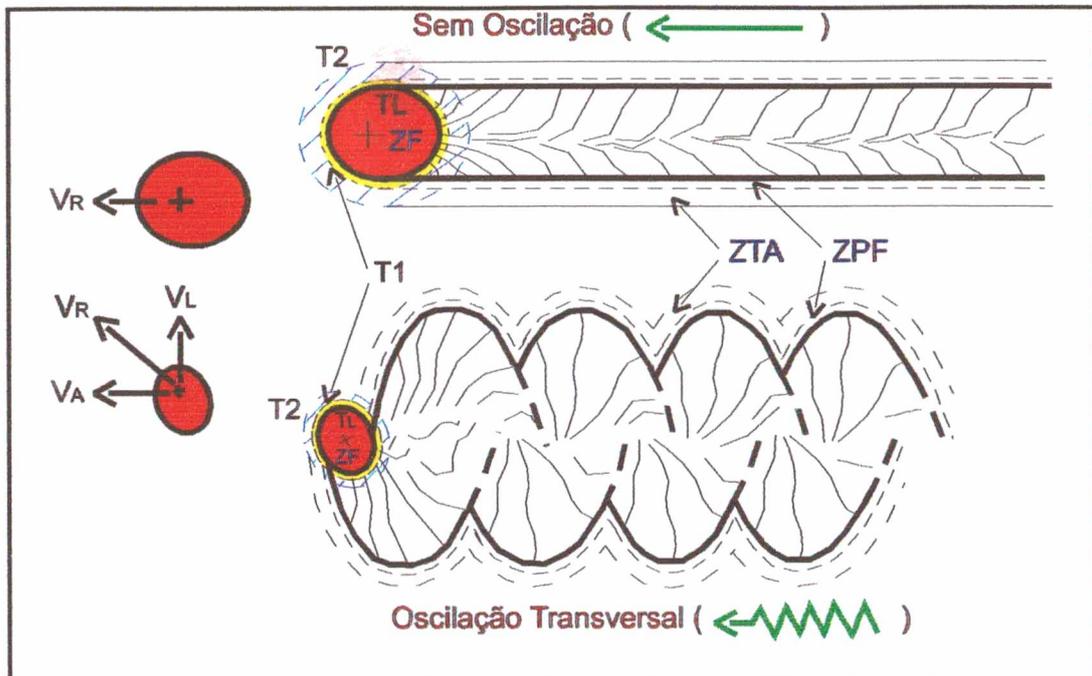


Figura 2.5 - Influência da técnica de tecimento sobre o formato da poça e estrutura solidificada, adaptado de [20].

Com aplicação adequada de uma ou mais destas técnicas poder-se-á garantir uma estrutura final contendo características como:

- ◆ Controle dos sítios de nucleação da martensita, isto é, estabilização da fase  $\gamma$  (original) através de grãos mais refinados e com isso retardando a mudança  $\gamma \rightarrow$  **martensita** [18];
- ◆ Maior dissolução dos segregados em função do aumento na área superficial dos grãos por unidade de volume, provocada pelo refinamento [17, 20];
- ◆ Abaixamento de **Ms** em decorrência do refinamento nos grãos da fase inicial  $\gamma$  [18];

- ◆ Aumento no tempo de incubação antes do início da transformação  $\gamma$  → **martensita** [18];
- ◆ Aumento na força necessária ao arrancamento das partículas superficiais, devido o refinamento [11];

POHL [10] relata que, quando sob cavitação, os contornos de grão apresentam um nível de deformação (acúmulo de material) bem mais elevado do que a superfície exposta do grão, isto é, os contornos de grão servem de barreira ao movimento estrutural. Em geral, a resistência a cavitação aumenta continuamente com o grau de refinamento dos grãos.

### 2.3.5 Porosidade e aspecto superficial

Os trabalhos abordando a relação entre defeitos superficiais e suas influências sobre o processo de erosão por cavitação [4, 15], relatam a forte influência destes, comumente encontrados ao término do processo de recuperação das áreas erodidas que, de uma maneira geral, reduzem ou até eliminam o período de incubação, em alguns materiais, e servem como sítios de nucleação e propagação do processo o processo erosivo.

Com relação ao processo de acabamento, por lixamento, verifica-se que os riscos deixados pelas lixas apresentam um efeito concentrador de tensão equivalente a um entalhe, sendo estas regiões sítios preferenciais para início e proliferação do processo erosivo. A figura 2.6 apresenta o aspecto erosivo de uma liga austenítica ao Co, após 10 horas de ensaio de cavitação. Nota-se que os *cantos vivos* dos riscos, 2.6b, apresentam maior perda de material e diferente grau de rugosidade, quando comparados com as suas

regiões vizinhas não riscadas. Para a condição polida 2.6a, a erosão se inicia nas maclas geradas pelas deformações dentro de cada grão e linhas deixadas pelo polimento, que são zonas de maior encruamento.

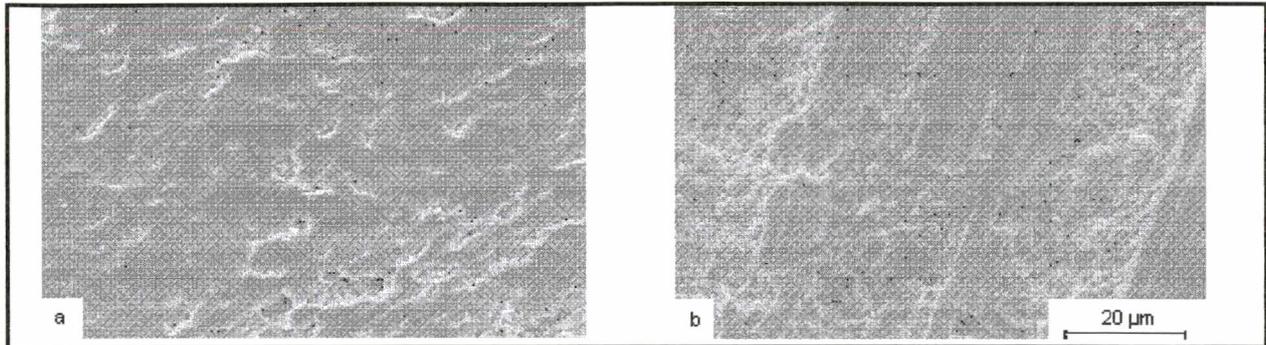


Figura 2.6 - Micrografias, com mesma ampliação, mostrando os aspectos das superfícies, após 10 horas de ensaio de cavitação. Onde: (a) superfície polida e (b) superfície lixada [4].

Verificou-se que a condição superficial lixada apresenta taxa erosiva e perda de massa num valor intermediário entre as condições polida e a com poros. Este comportamento apresenta uma independência do tipo de liga ou processo de soldagem empregado.

Para o caso da porosidade os efeitos acima são mais pronunciados, verificando-se uma considerável redução ou até uma extinção do período de incubação. Esta modificação no período de incubação está relacionada ao fato de que, quando da presença de porosidade, a taxa de erosão inicia com valores elevados nos primeiros ciclos, tendendo a estabilizar-se neste patamar. A explicação é que, devido a alta taxa erosiva inicial, atinge-se logo o regime permanente nestas regiões, o que significa elevada rugosidade e, deste modo, um efeito de amortecimento dos impactos provocados pelas implosões e/ou microjatos (vide figura 2.7).

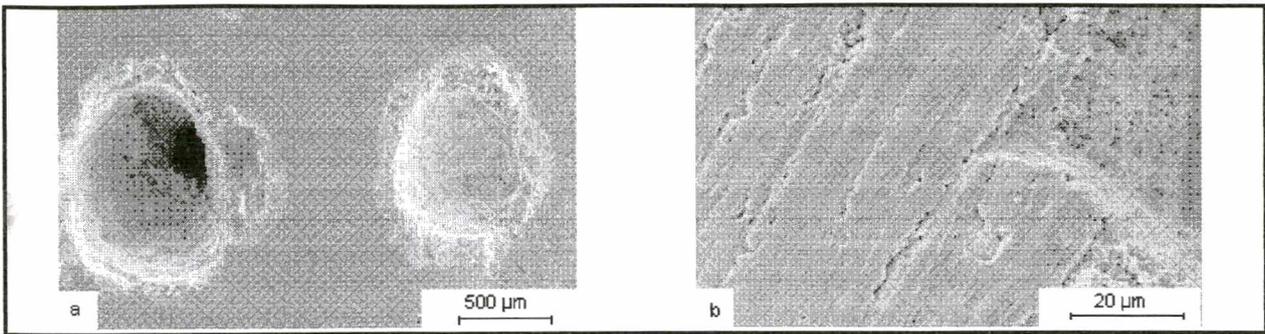


Figura 2.7 - Micrografias mostrando os efeitos da porosidade (a) e do lixamento e região da borda de um poro (b), após 2 e 10 horas de ensaio respectivamente [4].

#### **2.4 O estado atual do nível de automação empregado no processo de revestimento e recuperação das superfícies expostas à cavitação**

No processo de recuperação, normalmente, empregam-se processos de soldagem não automatizados (SMAW), com aplicação em declínio, ou semi-automatizados/ automatizados (GMAW). No primeiro caso têm-se, além da impossibilidade da automação do processo, imprecisões de ordem operacionais intrínsecas do soldador (comprimento do arco, velocidades de avanço do eletrodo e soldagem, variações nos ângulos de inclinação do eletrodo, etc.), baixa produção, descontinuidade do cordão provocada pela parada para mudança do eletrodo e finalmente a baixa densidade de corrente imposta pelo revestimento. Assim, o segundo caso, quando automatizado e sob condições otimizadas, nos possibilitará o emprego de arames contínuos, a eliminação das imprecisões impostas pelo soldador e, principalmente, o gerenciamento de todo o procedimento de soldagem, visando a obtenção de melhoramentos nos depósitos, de caráter metalúrgico e operacionais.

O grande problema de se aplicar células de soldagem automatizadas está relacionado ao fato de que, além do reduzido espaço entre pás, há a necessidade de aplicar-se sistema de monitoramento da área e ajuste da pistola, a fim de garantir-se um

acompanhamento preciso das variações nas regiões erodidas e do perfil hidrodinâmico das pás, sem o qual haverá variações no comprimento do arco e nos ângulos de posicionamento da tocha, o que trará como consequência depósitos de aspecto e características medíocres, entre outros inconvenientes.

Na Hydro Quebec [7, 24], trabalhos neste sentido já vem sendo desenvolvidos desde 1987. O que se observa é que, além da preocupação na automação do processo de deposição, houve também o cuidado quanto ao processo de preparação da superfície, isto é, foram desenvolvidas células que possibilitam a goivagem da região erodida e, após deposição, esmerilhamento e acabamento da região recuperada.

RAO et al [25] relatam que em algumas turbinas da BC Hydro, no Canadá, os reparos das áreas cavitadas, com erosão inferior 1,5 mm, são executados sem goivagem. No reparo empregou-se arame tubular ligado ao Co, depositado com GMAW, semi-automatizado, em corrente pulsada.

Atualmente, em termos de Brasil, nos trabalhos de recuperação das áreas erodidas por cavitação realizados *in-situ*, apesar do nível tecnológico apresentado em alguns centros de pesquisa, existe ainda a impossibilidade de empregar-se processos de soldagem totalmente automatizados. Este entrave ao processo de automação deve-se principalmente aos custos envolvidos no projeto, construção e implantação de tais células. À nível de laboratório (vide figuras 5.3, 5.4 e 5.5) encontra-se atualmente em operação no LABSOLDA/UFSC uma célula de soldagem, montada como parte desta Dissertação, cuja idéia central é a de mostrar a viabilidade de se automatizar, com tecnologia nacional, o processo de recuperação das áreas erodidas, da mesma forma como já empregado em outros países.

## CAPÍTULO III

# EROSÃO POR CAVITAÇÃO

### 3.1 Introdução

Euler, em seu tratado sobre turbinas de reação, publicado em 1754, cita a possibilidade do surgimento de zonas de pressões negativas e a formação de vazios (cavidades) no fluxo d'água contornando as pás das turbinas [1].

Gaines, em 1935, verificou a ocorrência do processo de erosão por cavitação na face de um pistão vibrante. Esta observação foi o referencial para o desenvolvimento do que hoje denominamos de *teste acelerado de cavitação pelo método vibratório* [26].

Na prática, a cavitação se manifesta como uma espécie de sistema de desgaste no qual a superfície encontra-se em contato com um líquido, como, por exemplo, hélices de propulsão, turbinas hidráulicas, válvulas, camisas de cilindros em motores diesel e bombas entre outros [10, 26]. A origem do termo “*erosão por cavitação*” está associada a junção de dois fenômenos físicos, o de cavitação (do latim: *cavus* = cavidade) e o do desgaste erosivo.

Quando localmente a pressão parcial dos vapores ou gases dissolvidos no líquido caem a valores iguais ou inferiores à pressão de vaporização àquela temperatura, como

resultado de vibração ( cavitação por vibração) ou de um fluxo turbulento ( cavitação por fluxo) então, bolhas preenchidas por gases ou vapores ou por ambos, irão se formar (Figura 3.1). Se por algum motivo a pressão do líquido for rapidamente levantada, as bolhas formadas tenderão a implodir ou gerarem microjatos (vide figura 3.2). Na fase líquida, idealmente, estas implosões irão ocorrer concentricamente, ocasionando ruídos indesejáveis devido a vibrações locais. Diversos são os trabalhos [9, 10, 26, 27] abordando a dinâmica das bolhas no processo erosivo, onde conclui-se que os colapsos por implosões ou por microjatos liberam níveis elevados de energia. Ondas de pressão na ordem de  $10^6$  a  $10^9$  Pa tem sido medidas e velocidades acima de 1000 m/s, para microjatos de apenas alguns microns de diâmetro, foram observadas.

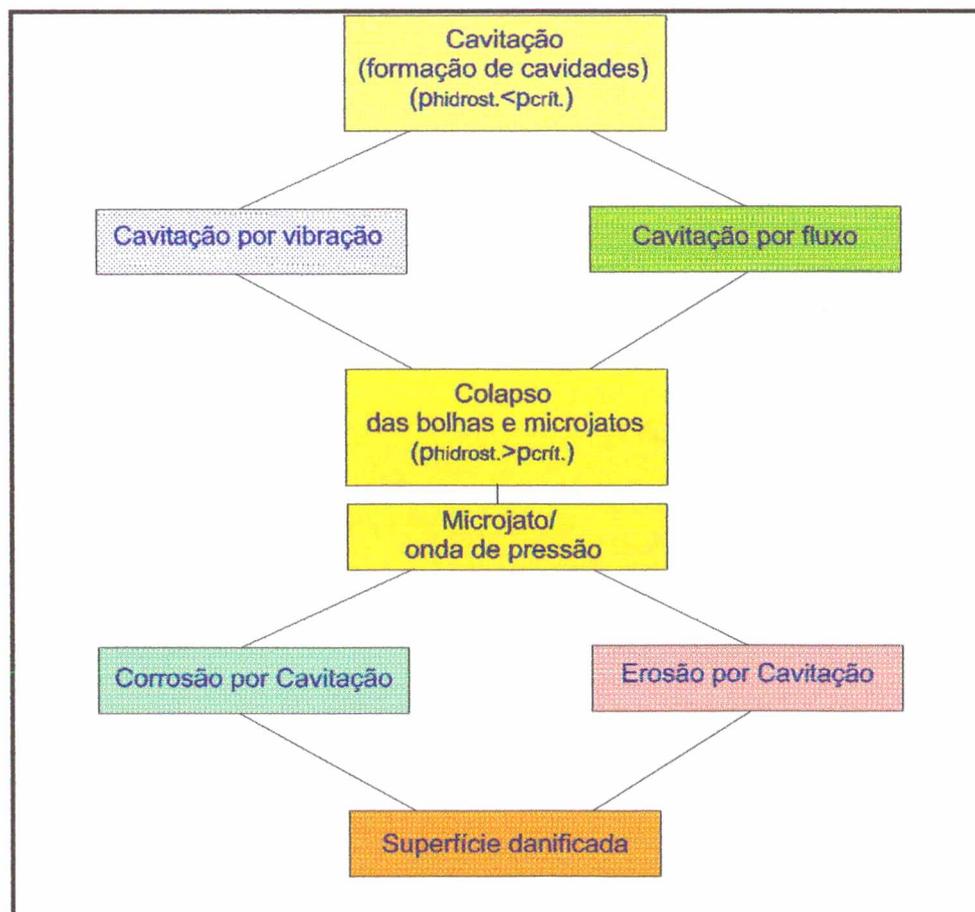


Figura 3.1 - Diagrama esquemático do processo de erosivo, adaptado de [10].

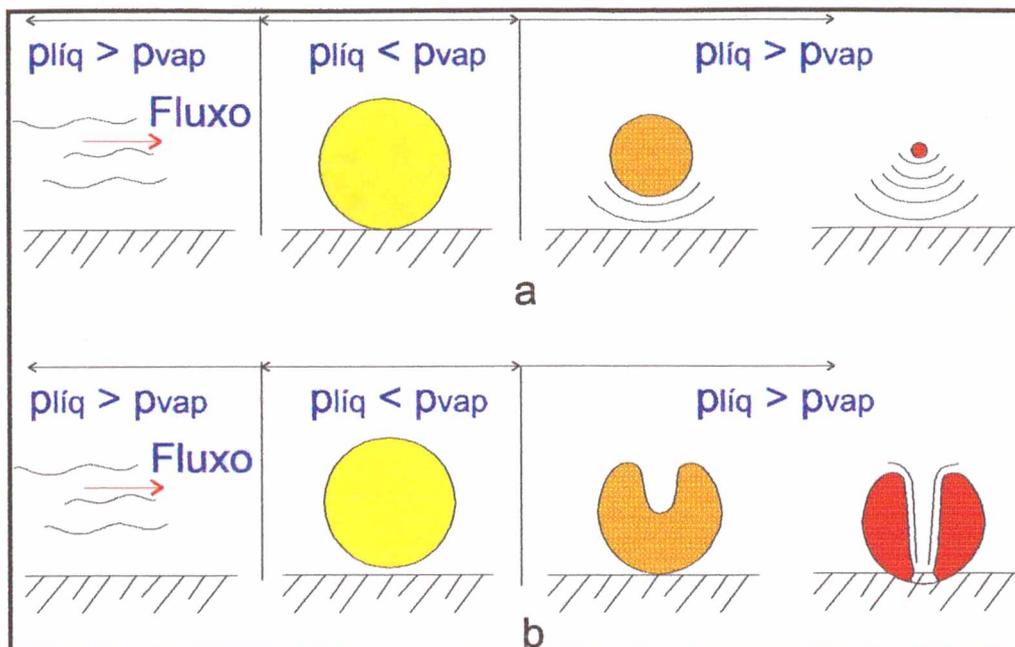


Figura 3.2 - Modelo Característico do processo de formação e colapso de uma bolha, onde (a) colapso produzindo uma onda de choque e (b) colapso produzindo um microjato. Adaptado de [9].

Uma diferenciação importante deve ser feita quando se fala na formação de cavidades em um líquido, já que como na cavitação, as cavidades também podem ser formadas pelo aumento da temperatura do fluido (ebulição). Haverá, entretanto, situações onde a distinção entre os fenômenos geradores das cavidades tornar-se-á difícil.

Hoje, diferenciações são feitas entre os tipos de mecanismos pelo qual o material poderá ser removido. Se o fenômeno de cavitação causar a perda acelerada da camada passivadora e se a taxa de retirada for superior à taxa de formação desta camada, então o tipo de perda de material resultante é referenciada como *corrosão por cavitação*. Por outro lado, se a perda de material estiver relacionada ao processo de fadiga ocorrendo na superfície exposta, então esta será referida como *erosão por cavitação*.

O principal interesse na atual fase de estudo do processo de erosão por cavitação tem sido o desenvolvimento de métodos que possam prever o comportamento erosivo do

material frente à cavitação, ou tornar mais claro o comportamento do material durante o período de incubação. Este interesse se justifica no fato de que os ensaios acelerados de cavitação, realizados em laboratório, dão como resposta valores qualitativos, isto é, os valores servem apenas para comparação da performance entre diferentes materiais, porém, tais valores não podem ser extrapolados para a situação real de campo, devido, principalmente, as diferentes condições no preparo da superfície exposta e ambientais.

### 3.2 O processo erosivo

A avaliação do processo erosivo provocado pela cavitação pode ser enfocada, tanto qualitativamente, através de análise microscópica (avaliação do aspecto superficial por microscopia ótica ou eletrônica), quanto quantitativamente pela escolha de um determinado parâmetro de desgaste (rugosidade ou perda de massa em função do tempo).

Independente do tipo de material submetido à erosão por cavitação, o desenvolvimento do processo erosivo em função do tempo de exposição apresentar-se-á, normalmente, em quatro *períodos* ou *estágios* distintos, como indicado na figura 3.3 e relacionadas a seguir em:

- ◆ *Incubação* ⇒ tempo durante o qual modificações no aspecto superficial (microdeformações) tomam lugar sem uma significativa ocorrência de perda de massa (taxa erosiva nula ou desprezível). Quantitativamente é definido como a intercessão no eixo de tempo, de um linha tangente a máxima inclinação da curva;
- ◆ *Aceleração* ⇒ o material previamente deformado ao continuar absorvendo energia de impacto dos colapsos origina microtrincas e começa a apresentar um

processo gradual de perda de massa;

◆ *Máxima taxa erosiva* ⇒ o processo de perda de massa atinge o seu máximo e permanece constante;

◆ *Atenuação* ⇒ etapa posterior ao ponto de máxima taxa erosiva. A rugosidade característica desta etapa absorve parte da energia de impacto, provocando uma queda na taxa erosiva;

◆ *Estabilidade* ⇒ nesta etapa a taxa erosiva torna-se quase constante (regime permanente).

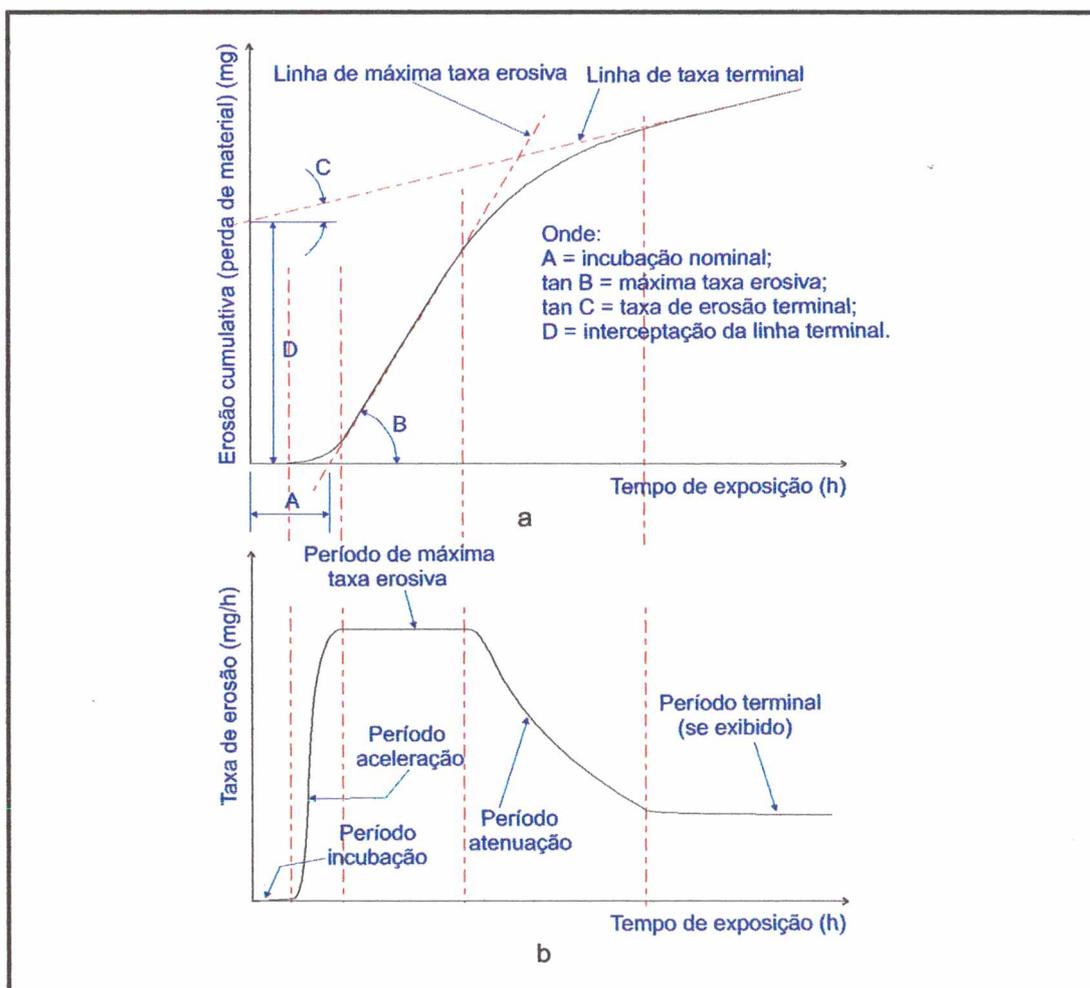


Figura 3.3 - Curvas características da evolução da perda de massa e parâmetros para representação da taxa de erosão cumulativa (a) e taxa erosiva instantânea, em materiais sujeitos à cavitação (b), adaptado de [26].

O termo genérico “*período*” é aplicado quando associado com medidas quantitativas deste intervalo de tempo; para descrições de caráter qualitativo o termo “*estágio*” é preferível.

### 3.3 Equipamentos empregados para a simulação do processo erosivo

Com o intuito de possibilitar a simulação do processo erosivo, provocado pelo fenômeno de cavitação, inúmeros tipos de equipamentos foram desenvolvidos para produzir um definido tipo de erosão por cavitação [9, 10, 26], todos voltados para uma representação o mais próxima possível da situação real encontrada em campo, porém, sob acelerada condição, utilizando parâmetros constantes e eliminando-se possíveis interferências. Os equipamentos mais empregados, à nível de laboratório, na simulação do processo de cavitação são:

*Jato de água ou “droplet impact”* ⇒ estes testes são frequentemente empregados para obtenção do processo erosivo em sistemas “*líquido - corpo sólido*”, já que ambos apresentam o mesmo mecanismo acelerado de cavitação. Os parâmetros empregados são contudo completamente diferentes, a velocidade de impacto e aceleração da massa em relação ao líquido apresentam diferentes ordens de grandeza;

*Cavitação de tunel* ⇒ onde a cavitação é produzida pela passagem do fluido por um venturi ou por uma obstrução em um circuito hidráulico. Este teste possui aplicação na simulação acelerada do processo erosivo envolvendo cavitação por fluxo;

*Cavitação por vibração* ⇒ este teste possui uma maior aplicação em função de seu baixo custo e pela facilidade do controle de importantes parâmetros envolvidos no

processo de simulação da cavitação a partir da aplicação de sonotrodos ultrasônicos (vide figura 3.4).

### 3.3.1 Cavitação por vibração

Este método de ensaio produz danos na superfície do material, por meio da flutuação da pressão no fluido gerada pela vibração, em alta frequência, diretamente no espécime (método direto, figura 3.4a) ou pela vibração de um corpo de sacrifício (geralmente com alta resistência à cavitação) sobre o espécime a ser testado, posicionado de forma estacionária a uma distância pré-estabelecida (método indireto, figura 3.4b). Em ambos os casos os materiais encontram-se imersos em um fluido de teste ( água destilada, glicerina, derivados de petróleo, mercúrio, sódio, etc.).

O método vibratório possibilita em pequena escala, com simplicidade e fácil controle, uma comparação da resistência à cavitação de diferentes materiais, para um estudo detalhado da natureza e do progresso do processo erosivo apresentado.

Os testes acelerados de cavitação por vibração (pelo método direto) são padronizados pela a norma ASTM G 32-92, a padronização do método indireto torna-se difícil pelo fato da inconsistência no valor ideal para a distância entre o corpo de prova e a ponta de sacrifício, acoplada ao sonotrodo.

Este método geralmente utiliza equipamentos que produzem oscilação axial, como transdutores ultrasônicos com frequência de vibração na ordem de  $20 \pm 0,5$  kHz e amplitude de operação, pico-a-pico, de  $0,05 \pm 0,0025$  mm. Aos transdutores são acoplados *conversores de velocidade* ou *pontas* com geometria (catenoidal, exponencial ou escalonada) e massa definida. Para testes em materiais frágeis ou não metálicos, onde

a amplitude padrão não pode ser empregada, devido a velocidade com que a superfície é danificada ou pelo processo de fadiga gerado por esta amplitude, a norma recomenda que nestes casos seja empregada um valor intermediário para a amplitude pico-a-pico, isto é, valor na ordem de 0,025 mm. Esta amplitude também se emprega para o estudo do processo de erosão por corrosão.

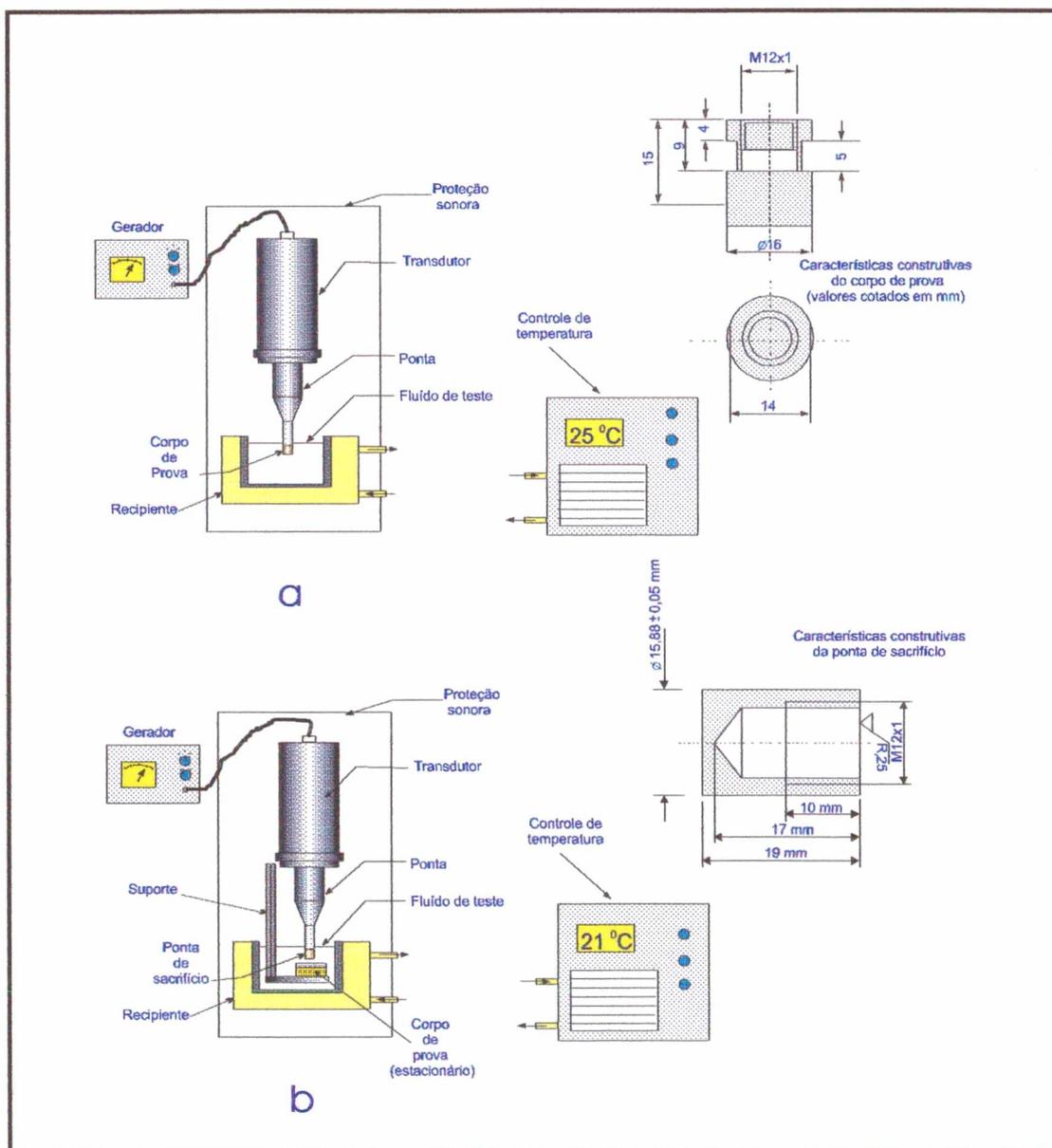


Figura 3.4 - Arranjo esquemático do equipamento utilizado para ensaio vibratório acelerado de cavitação pelo método direto (a) e pelo método indireto (b).

A potência do equipamento empregado deve ser suficiente para permitir uma constante amplitude pico-a-pico do espécime, tanto no ar, quanto no fluido de teste. Comercialmente, estes equipamentos podem ser encontrados com potência de saída na ordem de 250 a 1000 W.

Quando da utilização do “*método direto*”, os corpos de prova de massa apropriada são acoplados diretamente a *ponta* do sonotrodo por meio de rosqueamento sob torque pré-definido.

Tanto para o *método direto*, quanto para o *indireto* os corpos de prova são colocados concentricamente ao recipiente com fluido de teste, o qual possibilita ainda o controle adequado do fluido,  $25 \pm 1$  °C para método direto (ASTM G32/92) e  $22 \pm 1$  °C (ASTM G32/85) para o indireto, por meio de acoplamento a um sistema de refrigeração [26].

Após tempos definidos de ensaio, o espécime é retirado da *ponta* (*método direto*) ou do suporte ao qual está acoplado, de forma estacionária (*método indireto*), e submetido a um meticoloso processo de secagem e pesagem em balança, com precisão de 0,1 mg). Os valores iniciais da massa e taxa erosiva apresentada pelo corpo de prova, em conjunto com os valores obtidos durante periódicas interrupções, são então plotados como função do tempo de exposição. Uma apropriada interpretação da curva obtida permitirá a comparação dos resultados obtidos entre diferentes materiais, diferentes fluidos de teste ou outras condições de ensaio que se desejem avaliar.

### 3.4 Características dos corpos de prova

As dimensões padronizadas pela norma ASTM G 32-92, devem ser de  $15,9 \pm 0,05$  mm para o diâmetro, sendo a altura do corpo de prova função do material a ser testado, isto é, o equipamento e o processo de ajuste exigem que a massa apresente o mesmo valor, independente do material a ser testado. Uma saída para este impasse é fazer uma relação entre massa e volume ou utilizar os valores normalizados para alguns materiais.

#### 3.4.1 Corpos de prova empregados no método direto

Em função da precisão geométrica exigida neste método, os corpos de prova deverão ser extraídos do material a ser ensaiado, por meio de um processo de usinagem que dê um bom acabamento superficial e ao mesmo tempo não altere as propriedades mecânicas do material. Normalmente neste método de ensaio, os corpos de prova são extraídos por eletroerosão.

Quanto ao acabamento final, o corpo de prova deverá apresentar uma superfície perfeitamente plana e perpendicular ao eixo de simetria do sonotrodo e, quanto a região de ensaio, apresentando uma máxima rugosidade de  $8 \mu\text{m}$ , com o objetivo de minimizar possíveis danos superficiais ou alterações. Mesmo em situações onde o polimento não é necessário, a superfície não deverá apresentar marcas visíveis de lixamento ou defeitos superficiais (porosidade, marcas de impressão, etc.), já que estes servirão de sítios preferencias para o desenvolvimento do processo erosivo [4, 15]. A norma recomenda que, na ausência de polimento, se faça uma preparação da superfície com lixa de 600 mesh. A figura 3.4a, apresenta as características construtivas para o corpo de prova.

### 3.4.2 Método indireto

Para este método as recomendações quanto ao acabamento superficial são equivalentes às empregadas no método anterior. Contudo, o modo de extração dos corpos de prova e a maneira como este é posicionado no experimento tornam o método mais simples e de fácil operacionalidade, quando comparado com o método direto.

Com relação as dimensões do corpo de prova, exige-se apenas que a superfície exposta apresente área igual ou superior a superfície da ponta de sacrifício, não havendo qualquer limitação quanto sua massa. A figura 5.7, apresenta as características de extração do corpo de prova e a figura 3.4b, apresenta o desenho construtivo da ponta de sacrifício.

### 3.5 Influência das condições de ensaio e severidade do método

As condições de ensaio padronizadas pela ASTM satisfazem um grande número de aplicações onde a relativa resistência à cavitação de diversos materiais pode ser determinada. Contudo, as respostas obtidas para um mesmo material ensaiado poderão ser diferenciadas, dependendo da variante do processo empregado (método direto ou indireto), da temperatura do fluido de teste, da pressão no ambiente de teste, do fluido empregado, entre outros. Desta forma, é de fundamental importância que as condições de ensaio aplicadas em um determinado experimento sejam explicitadas.

O simples fato de se modificar a posição do corpo de prova, como no caso do método indireto, provoca uma perda de severidade de aproximadamente 40%, quando comparado com o método direto.

A variação da temperatura do fluido de ensaio apresenta uma forte influência sobre a taxa de erosão do material ensaiado. Tomando-se como referência a temperatura padrão de ensaio (25 °C), verifica-se que cada 1 °C de aumento na temperatura do fluido dará como resposta um aumento na taxa erosiva em torno de 1 a 2% [26].

Para o caso da pressão, a norma recomenda que o ambiente de ensaio não apresente variação superior a 6% da pressão padrão (101,3 kPa).

### **3.6 Algumas aplicações práticas do processo de erosão por cavitação**

Os impactos decorrentes do processo de cavitação podem, independente da propriedade química do material testado, ser utilizados na exploração de localizadas diferenças no comportamento erosivo devido a leves diferenças nas propriedades mecânicas, como na revelação de deformações remanescentes de marcas de impressão. Esta técnica tem sido empregada em alguns tipos de perícias criminais.

Simulação das ondas de choques decorrentes do processo de combustão em cilindros, pistões e cabeçotes de motores de combustão interna podem ser feitas através de testes de cavitação.

Outra importante aplicação do processo de cavitação está relacionada à caracterização de finas camadas de revestimento duro. A característica particular do microjato (impacto concentrado) é empregada para a detecção de áreas com inferior resistência. A energia liberada pelo microjato é controlada de acordo com a resistência do revestimento testado. Um comparativo deste método com os comumente empregados (ensaios de dureza e penetração) mostra que o microjato provoca defeitos ou falta de

homogeneidade na ordem de poucos microns de diâmetro contra 200 a 500  $\mu\text{m}$ , gerado pelos testes convencionais [10].

Desde que todos os materiais podem ser atacados pela cavitação e, ainda, que este processo pode ser simulado de forma acelerada em laboratório, existirá desse modo um método disponível com o qual se poderá detectar pequenas modificações no material com uma boa confiabilidade. Por outro lado, este método não se presta para a avaliação de elastômeros ou revestimentos que se deformam sem fraturar, alguns destes utilizados com êxito na proteção contra a cavitação de moderada intensidade. Isto devido ao fato de que a característica de deformação destes materiais deverá reduzir, pela efeito de absorção da energia de impacto, a severidade do teste. Os resultados, deste modo, não terão uma aplicação representativa em campo.

## CAPÍTULO IV

# O PROCESSO MIG/MAG: VARIANTES E AUTOMAÇÃO

### 4.1 Introdução

Em função do MIG/MAG (*Gas Metal Arc Welding - GMAW*) apresentar-se como um dos principais processos de soldagem ao arco elétrico empregados na recuperação de áreas erodidas por cavitação e ainda pelo fato da tendência cada vez maior da aplicação de suas variantes sob condições automatizadas, tornar-se-á necessário que se faça uma abordagem mais detalhada deste processo. Nesta abordagem focar-se-á, numa primeira etapa, os princípios básicos característicos deste processo e, numa etapa final, suas variantes (pulsção térmica, soldagem com arame tubular) e as implicações que a automação do processo poderá trazer sobre o aspecto produtivo e qualidade do depósito.

QUITES et al [28] relatam que a evolução da soldagem está articulada sobre o tripé: (a) *Tendência à proliferação de metais e ligas*, (b) *Tendência à automação* e (c) *Tendência à proliferação de normas, especificações e métodos de controle*. Com relação ao item (b), o autor cita que a automação fundamenta-se no princípio da otimização e da execução da soldagem por meio do aumento da produtividade e redução nos custos, tempos de execução e mão-de-obra. Este enfoque, dado à automação, em conjunto com as condições processuais atualmente empregadas na recuperação de turbinas, a nível de

Brasil, reforçam a necessidade da realização de pesquisa visando a soldagem sob condições automatizadas e otimizadas.

#### **4.2 Histórico**

Em 1926, Hobart e Denver, utilizam gás inerte na proteção do arco elétrico [29].

Em 1928, o então “*Journal of American Welding Society*”, hoje “*Welding Journal*”, publicou um artigo fazendo menção aos fundamentos do processo atualmente denominado MIG/MAG [30, 31].

Alguns autores [32, 33] reportam como sendo 1948, a data do desenvolvimento do processo MIG/MAG. Contudo, somente em 18 de abril de 1950, Gibson, Muller e Anderson solicitaram patente para um processo de soldagem, a princípio para a soldagem de alumínio, que empregava metal de adição alimentado continuamente e com proteção gasosa similar a utilizada no processo TIG, isto é, Ar como gás inerte e por isso a denominação *Metal Inerte Gas* - MIG. Esta patente é considerada hoje como a precursora do processo de soldagem MIG/MAG [34].

Em 1951 tornou-se possível a aplicação do processo na soldagem de aço devido a adição de uma pequena quantidade de oxigênio ao Ar, isto é, a aplicação de Ar puro provocava um arco instável e errático [31].

Em 1953, em função do custo elevado do Ar, partiu-se para a substituição do Ar por CO<sub>2</sub> (gás ativo). Como na época os arames empregados no processo apresentavam diâmetros elevados, o processo de transferência apresentava-se bastante instável. Com o desenvolvimento de arames com diâmetros inferiores o problema foi solucionado, possibilitando a soldagem com curto circuito mais estável [32].

Em 1960, aproveitando a estabilidade do arco obtida pela adição de oxigênio, desenvolveu-se o modo de transferência tipo *spray*.

O advento da corrente pulsada, em 1962, teve como meta a aplicação da transferência por *spray* com um nível de corrente média inferior a obtida em corrente convencional, além de facilitar a aplicação do MIG/MAG sob condições mecanizadas ou robotizadas [32, 35].

No final dos anos 70 o IIW emprega o termo *sinérgico* para descrever um método particular de controle do processo MIG pulsado [36].

Em 1983, AMIN [37], objetivando a obtenção de um arco mais estável e o controle da transferência metálica, propõe um modelo para cálculo dos parâmetros de soldagem ( $I_p$ ,  $I_b$ ,  $t_p$ ,  $t_b$  e  $I_m$ ) em corrente pulsada.

Em 1985, UEGURI et al [38] propõem uma metodologia para a determinação da forma de onda que possibilitasse uma transferência metálica em corrente pulsada estável e livre de salpicos.

Em 1989, STOL [39] propõe um equipamento para soldagem MIG/MAG que permitia um pré-aquecimento do metal de adição durante sua passagem pelo tubo de contato. Segundo o autor, através do pré-aquecimento se conseguiria um aumento de produtividade pela facilidade no controle do insumo de calor (*heat input*), diluição e penetração.

Em 1995, DUTRA et al [40], com o intuito de melhorar as características metalúrgicas do depósito e reduzir a incidência de porosidade, propõem a aplicação de corrente pulsada em dois níveis de frequência, isto é, mantendo-se constante  $I_p$ ,  $t_p$  e  $I_b$  e variando-se a velocidade de alimentação do arame e  $t_b$  em intervalos de tempo pré-

definidos. A esta variante do processo o autor denominou de *corrente pulsada com pulsação térmica*.

### 4.3 Princípio de funcionamento do processo

No processo MIG/MAG o arco elétrico é estabelecido entre o metal de adição, alimentado continuamente, e a poça de fusão sobre o metal de base. Com o objetivo de proteger o metal transferido e a poça de fusão e, também, auxiliar na formação e manutenção do arco voltaico, o processo utiliza uma proteção gasosa (gás inerte, ativo ou uma mistura adequada destes) suprida sob baixa pressão e com uma vazão adequada. A figura 4.1 apresenta a configuração básica do processo MIG/MAG. O processo

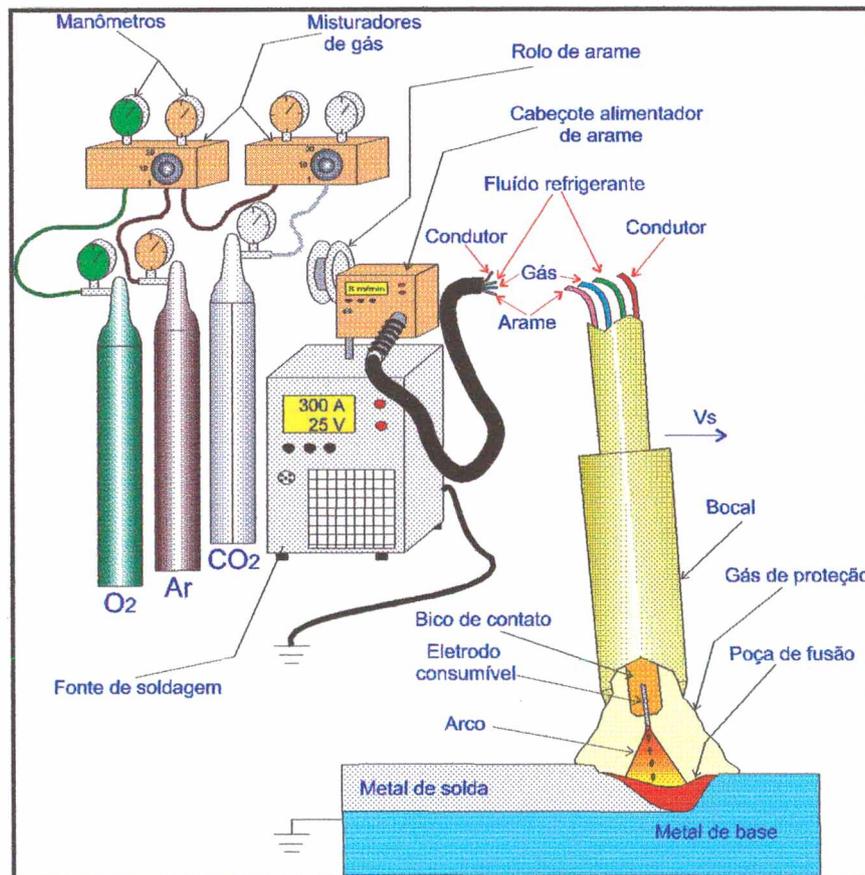


Figura 4.1 - Descrição genérica do processo MIG/MAG.

é inicializado ao acionar-se o botão de *liga/desliga* da pistola, onde o gás é liberado e o arame energizado avança em direção ao metal de base. Ao fechar-se o contato entre o arame e o metal de base o arco é estabelecido e, a partir deste momento, o equipamento passa a fazer a auto-regulagem das características elétricas do arco. A soldagem pode ser executada, tanto na forma semi-automatizada, onde soldador deverá se preocupar apenas em controlar a velocidade de soldagem e o posicionamento da pistola, ou na condição automatizada, onde o processo é geralmente executado em células de soldagem.

Quanto a polaridade, normalmente emprega-se corrente contínua com polaridade inversa ( $CC^+$  ou CCEP). A polaridade direta ( $CC^-$  ou CCEN) tem emprego reduzido em função da baixa penetração e instabilidade do arco.

#### **4.4 Principais equipamentos**

##### **4.4.1 Fontes de soldagem**

Os principais tipos de fontes de soldagem, em corrente contínua, empregados no processo MIG/MAG são [28, 30, 31]:

##### **a) Fontes do tipo convencional**

- ◆ *Transformador-retificador* (estático)  $\Rightarrow$  comumente empregado por produzir corrente contínua e apresentar resposta mais rápida a uma possível alteração no comprimento do arco;
- ◆ *Moto-gerador* (rotativo)  $\Rightarrow$  empregado em situações onde não se dispõe de energia elétrica.

**b) Fontes eletrônicas**

Apresentam excelente dinâmica de resposta, além de possibilitarem diferentes formas de ondas de corrente, excelente repetibilidade e possibilidade de controle remoto. As desvantagens apresentadas por esta categoria de fontes são a complexidade de operação e manutenção e os custos relativamente elevados [41]. A seguir relacionar-se-á as três principais fontes que compõem esta categoria.

- ◆ *Fontes tiristorizadas (SCR)* ⇒ possuem melhor agilidade no controle da energia entregue ao arco em relação aos transformadores/retificadores convencionais, isto é, os *SCR* permitem ao mesmo tempo retificação e um controle adequado da abertura/fechamento de circuitos eletrônicos. Apresentam dificuldade na implantação de comando *sinérgico* devido o inconveniente da frequência de pulso está na dependência da frequência da rede [31, 32, 41];
- ◆ *Fontes transistorizadas* ⇒ possibilitam maior facilidade na abertura do arco e um controle muito rápido da corrente contínua, de saída, criada pelo transformador e diodos. Este controle é muito vantajoso na soldagem em corrente pulsada pela velocidade de resposta na subida e descida da onda corrente de pulso [41]. Quanto as características construtivas as fontes transistorizadas podem ser classificadas em: Fontes de energia *transistorizada analógica*, *transistorizada chaveada no primário* e *transistorizada chaveada no secundário* [32];

Como visto, o atual estágio de evolução tecnológica apresentado, principalmente no campo da eletrônica, permite que algumas fontes de soldagem forneçam

adicionalmente corrente de soldagem na forma pulsante com onda quadrada e, mais recentemente, pulsada com diferentes níveis de frequência (pulsação térmica).

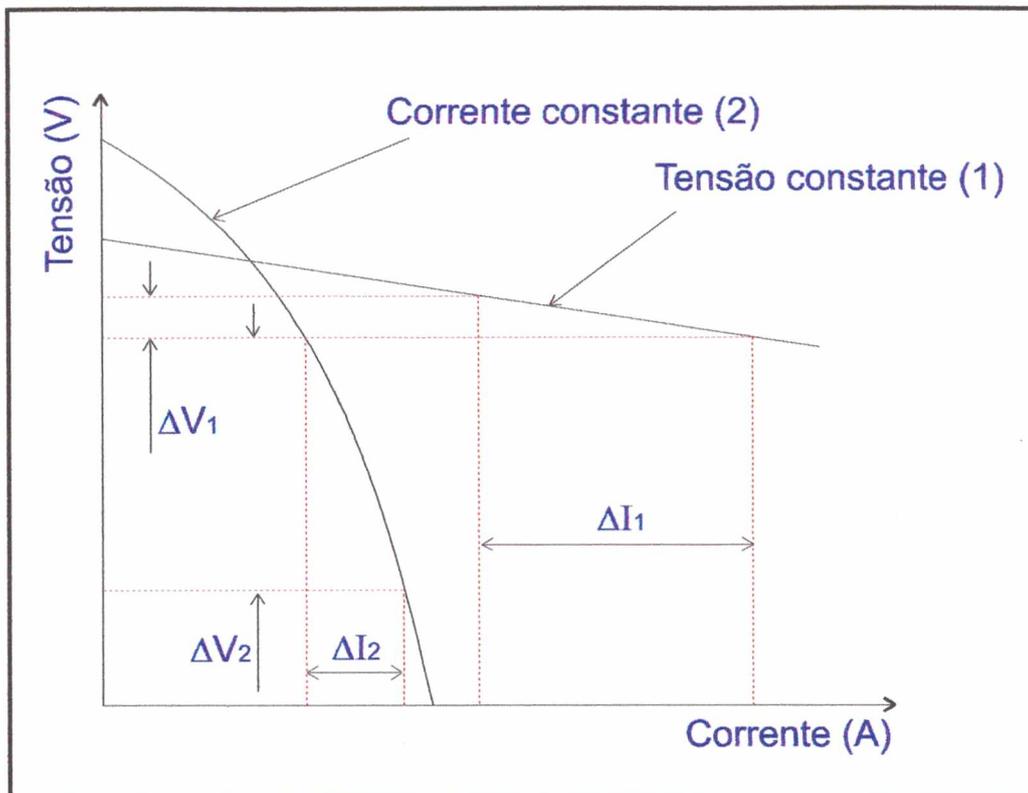


Figura 4.2 - Características estáticas apresentadas pelas fontes de soldagem. Onde (1) controle interno e (2) controle externo, adaptado de [28].

Basicamente as fontes empregadas no processo MIG/MAG apresentam duas formas de característica estática da fonte ou curva *corrente-tensão*, conforme o tipo de sistema de controle implantado no equipamento. A primeira forma, *corrente constante* ou *tombante*, apresenta a característica de que qualquer alteração no comprimento do arco será rapidamente corrigido pela ajuste automático da velocidade do arame (*controle externo* ou *controle na velocidade do arame*). Na segunda forma, *tensão constante* ou *plana*, a velocidade de alimentação do arame mantêm-se constante durante a operação de soldagem e qualquer variação no comprimento do arco será rapidamente corrigido pela

variação na corrente, isto é, mudança na velocidade de fusão (*controle interno* ou *controle da velocidade de fusão*). A figura 4.2 apresenta as curvas características de tensão constante e de corrente constante.

#### **4.4.2 Cabeçote alimentador de arame**

O suprimento de arame durante a operação de soldagem deve apresentar um bom ajuste em relação as condições de operação do equipamento pois, para que o processo de transferência metálica seja estável deverá existir uma relação aproximadamente linear entre a velocidade de alimentação do arame e a corrente de soldagem necessária para fundi-lo (vide figura 4.3).

Para a alimentação e controle da velocidade do arame empregam-se sistemas de tração do tipo *empurra* ou do tipo *puxa*. Estes sistemas utilizam motores ligados a rolos de tração com formas, quantidades e dimensões adequadas para cada tipo de arame empregado, isto é, diâmetro, material e tipo de arame (maciço ou tubular). Estas unidades podem ser equipadas com sistema remoto de controle.

No sistema *empurra* existe o inconveniente do amassamento do arame (metais muito dúteis) e incapacidade para manter-se constante a velocidade de alimentação na presença de eventuais modificações na resistência ao movimento ou na potência de entrada da fonte [31].

No sistema *puxa* o tracionamento de arame é realizado próximo à tocha, praticamente empurrando o consumível somente no bico de contato. Uma desvantagem deste sistema é o fato do peso adicionado à tocha [31].

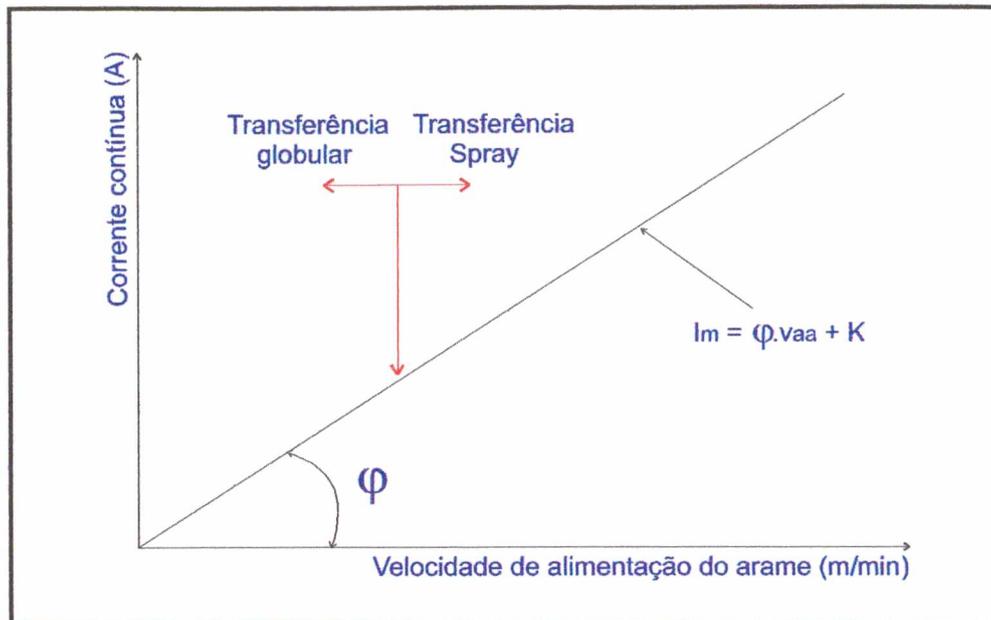


Figura 4.3 - Representação esquemática da relação entre  $I_m$ , contínua, e  $v_{aa}$ .

#### 4.5 Aplicações, vantagens e limitações do processo

O processo MIG/MAG vem apresentando uma crescente aplicação, principalmente em termos de Brasil, sendo um concorrente direto do processo eletrodo revestido (SMAW), atualmente em declínio. Como apresentado na tabela 4.1 pode-se notar uma forte tendência à substituição da soldagem com eletrodo revestido por processos semi-automatizados/automatizados empregando arames maciços e tubulares. As principais vantagens apresentadas pelo MIG/MAG frente aos outros processos são:

- ◆ Versatilidade na soldagem em todas as posições [42];
- ◆ Possibilidade da soldagem de todas as ligas e metais produzidos comercialmente [30];
- ◆ Possibilidade de soldagem contínua sem a necessidade de parada para troca de eletrodo como no processo SMAW [30];

- ◆ Possibilidade do emprego de uma maior densidade de corrente (até 300 A/mm<sup>2</sup>), o que representa cerca de 10 vezes a densidade empregada na soldagem convencional com eletrodo revestido [28];
- ◆ Facilidade na aplicação automatizada;
- ◆ Baixo nível de hidrogênio no metal depositado [31];
- ◆ Maior taxa de deposição e fator de operação, quando comparado com o processo SMAW [31];

Processo	País/Continentes				
	Brasil 1985 1992	Canadá 1992	Japão 1992	USA 1992	Europa 1992
SMAW	72% 67%	46%	25%	45%	33%
MIG/MAG	18% 27%	33%	47%	29%	53%
FCAW	1% 2%	18%	18%	20%	6%
Outros	9% 4%	3%	10%	6%	8%

Tabela 4.1 - Percentual de aplicação dos processos soldagem em 1985 e 1992, adaptado de [42].

- ◆ Necessidade reduzida de limpeza do metal depositado, em função da quantidade reduzida de escória produzida pelo processo [30];
- ◆ Maior velocidade de soldagem em relação ao SMAW, devido a continuidade do eletrodo e a alta taxa de deposição [30].

Algumas das limitações encontradas na aplicação do processo MIG/MAG são enumeradas a seguir.

- ◆ Alta velocidade de resfriamento, pela ausência de escória [28];
- ◆ Dificuldade na relação flexibilidade do arame versus requisitos metalúrgicos [28];

- ◆ O equipamento de soldagem apresenta maior complexidade de operação, custo mais elevado e menor portabilidade quando comparado com SMAW [30];
- ◆ Dificuldade de aplicação do processo em locais de difícil acesso devido ao tamanho e formato da tocha [30];
- ◆ Dificuldade da aplicação em locais abertos devido a dispersão do gás de proteção provocada pela presença de ventilação [30];
- ◆ Alto nível de calor irradiado e intensidade do arco [30].

#### 4.6 Modos de transferência metálica

No processo MIG/MAG a transferência metálica é influenciada pela interação de forças atuando sobre a gota metálica, que tendem a se igualar ou sobrepor a força gravitacional. Entre as principais forças atuantes sobre a gota metálica destacam-se:

- ◆ *Eletromagnética* ou de *Lorentz* (efeito “**pinch**”)  $\Rightarrow$  força resultante do campo magnético gerado pela passagem da corrente de soldagem no arame;

$$F_{em} \cong \left( \frac{\mu_0}{4\pi} \right) I^2$$

- ◆ *Gravitacional*  $\Rightarrow$  dependendo da posição de soldagem empregada a força gravitacional pode atuar tendendo a empurrar a gota em direção a poça (posição plana) ou dificultar este deslocamento (posição sobre-cabeça);

$$F_g = m_g g$$

- ◆ *Arraste*  $\Rightarrow$  está diretamente ligada com a intensidade do fluxo de plasma no interior do arco;

$$F_a = \left(\frac{\pi}{2}\right) V_p^2 \rho_p R_g^2 C_a$$

- ◆ *Devido a tensão superficial*  $\Rightarrow$  com exceção no modo de transferência por curto circuito, esta força tende a manter a gota sobre a ponta do arame, isto é, sobrepondo-se à transferência.

$$F_\gamma = m_m g$$

ou

$$F_\gamma = 2\pi\gamma_s r_a$$

O processo de soldagem MIG/MAG pode operar com três tipos distintos de transferência metálica, ou seja, *curto-circuito*, *globular* e *spray*. Tendo como base o objetivo desta Dissertação será feita uma descrição mais detalhada apenas do modo de transferência por *spray* e de suas variantes.

De uma maneira geral o modo transferência presente em uma determinada condição de soldagem dependerá de [30]:

- ◆ Tipo e magnitude da corrente empregada;
- ◆ Diâmetro do eletrodo;
- ◆ Composição química do eletrodo;
- ◆ Projeção do eletrodo em relação ao bico de contato “**stick-out**”;
- ◆ Tipo de gás de proteção utilizado ( inerte ou ativo).

#### 4.6.1 Transferência metálica tipo *spray* (aerossol)

Este modo de transferência é normalmente obtido quando da utilização de uma mistura gasosa de caráter inerte, isto é, baixo teor CO<sub>2</sub>. Nesta condição é possível a obtenção da transferência de finíssimas gotículas metálicas sem a presença de salpicos e com um arco bastante estável. O nível de corrente empregado à obtenção deste modo transferência, denominada de *corrente de transição*, apresenta-se acima do valor normalmente empregado na transferência *globular*. A corrente de transição apresenta uma dependência com a tensão superficial da gota metálica e, em contrapartida, uma relação inversa com o diâmetro do arame e numa menor escala com o *stick-out*. Devido ao patamar de corrente e tensão, superior ao empregado na transferência *globular*, há um aumento na penetração e taxa de deposição.

A transferência por *spray*, dependendo do nível de corrente, pode apresentar-se na forma *axial* ou *rotativa* [28]. Na forma *axial*, as gotas são transferidas num jato de formato cônico e concêntrico com o eixo de simetria do arame. Na transferência *rotativa*, o globo metálico encontra-se deslocado em relação ao eixo de simetria do arame e girando dando um efeito rotacional ao jato de gotículas metálicas.

##### 4.6.1.1 Corrente pulsada

Este modo de transferência, considerado um variante do *spray*, apresenta a característica de que as gotas metálicas são transferidas por meio de pulsos de corrente, com frequência e amplitude pré-estabelecidas. As principais vantagens desta variante são: (a) possibilidade de soldagem em todas as posições; (b) transferência por *spray* com corrente média igual ou inferior a corrente de transição; (c) aumento na eficiência de

deposição devido a redução no nível de salpico e (d) menor sensibilidade a mudanças no *stick-out* na soldagem com arame tubular em relação ao arame sólido.

Na corrente pulsada a transferência metálica é obtida com uma baixa corrente média, em virtude da aplicação de altas forças eletromagnéticas em curtíssimos espaços de tempo, geradas pela superposição da corrente de pulso acima do valor de transição. Como resultado, a gota metálica é destacada e projetada em direção a poça. A figura 4.4a apresenta as características da corrente pulsada. Observa-se que a corrente de soldagem varia em dois patamares, corrente de base ( $I_b$ ) e corrente de pulso ( $I_p$ ), onde o nível mais baixo de corrente,  $I_b$ , objetiva a manutenção do arco entre os pulsos de corrente e o nível mais alto,  $I_p$ , objetiva fundir, destacar e projetar a gota metálica. Para que o processo de transferência seja estável apenas uma gota deverá ser transferida a cada pulso de corrente, melhor dizendo, para um determinado material haverá uma relação “*região*” ótima entre a velocidade de alimentação do arame, intensidade da corrente e tempo de pulso (vide figura 4.4b). Uma vez que as gotas metálicas adquirem considerável aceleração em direção a poça, a operação de soldagem poderá ser executada em todas as posições. Além disso, a baixa corrente média, característica desta variante, possibilita a soldagem de chapas finas.

Os avanços no campo da eletrônica e da informática permitiram o desenvolvimento de fontes mais modernas, incorporando *softwares* que possibilitam um auto-controle do processo de pulsação, baseando-se apenas na mistura gasosa e diâmetro e material do arame empregados. Esta característica de controle recebe a denominação de “**sinérgico**”, isto é, harmonia ou cooperação entre os vários fatores envolvidos no processo de transferência metálica. Segundo o IIW define-se MIG/MAG sinérgico como

“Controle que abrange qualquer sistema (aberto ou fechado) no qual um parâmetro de pulso de corrente significativa (ou a velocidade de alimentação do arame correspondente) é compensada de forma tal que uma condição de equilíbrio é mantida por uma faixa de velocidades de alimentação de arame (ou níveis de corrente média)” [36].

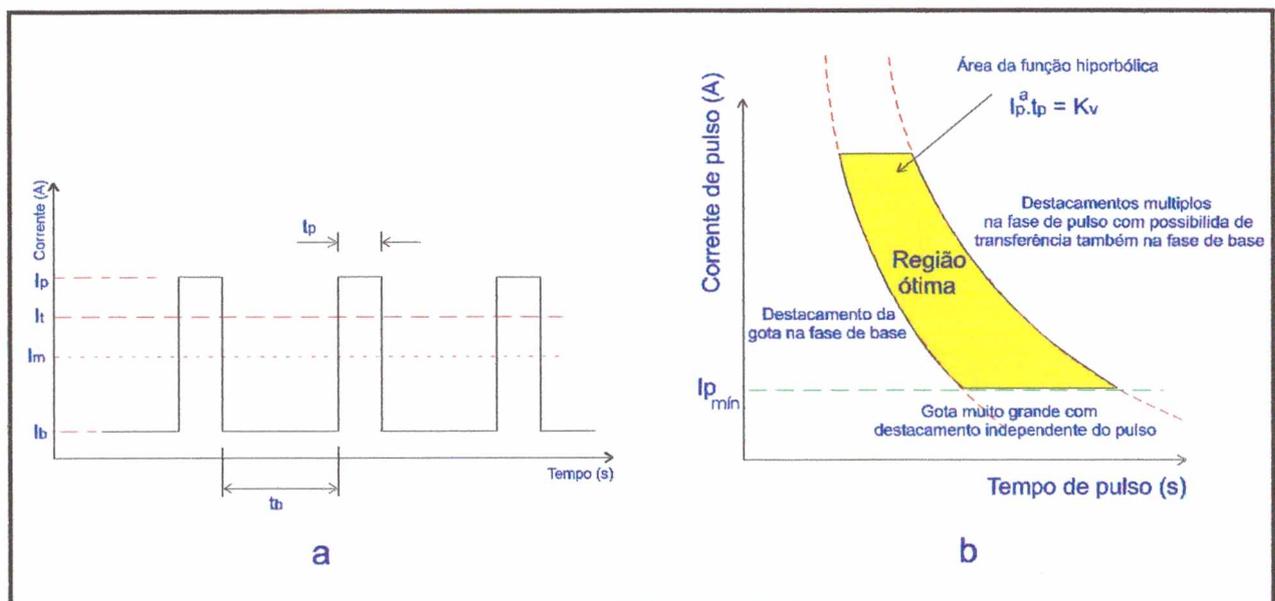


Figura 4.4 - Representação genérica do processo de pulsação, onde (a) características das ondas de pulso de corrente e (b) região ótima para o processo de transferência. Adaptado de [31, 38, 40].

Diversos trabalhos [35, 37, 38, 43] abordam a metodologia para o cálculo das variáveis em corrente pulsada ( $I_b$ ,  $I_p$ ,  $t_p$  e  $t_b$ ), onde observa-se uma relativa complexidade no estabelecimento deste pacote de valores. Fatores como tipo de onda de pulso, tempo de resposta da fonte e sistema de alimentação do arame, exercem papel fundamental no êxito desta variante. As condições necessárias para que se atinja uma adequada estabilidade no processo de transferência metálica em corrente pulsada recaem basicamente em duas exigências: (i) necessidade de se ter um equilíbrio médio entre a velocidade de alimentação de arame ( $v_{aa}$ ) e a sua velocidade de fusão ( $v_f$ ), isto é,  $v_{aa} =$

$v_f$  (vide figura 4.5) e (ii) necessidade de que em cada pulso de corrente seja expelida apenas uma gota metálica. Abaixo será feita uma descrição do modelamento matemático empregado para o cálculo das variáveis de entrada.

a) Equilíbrio entre  $v_f$  e  $v_a$

$$\dot{m}_{gt} = \dot{m}_{aa}$$

$$\left(\frac{4}{3}\right)\pi r_g^3 \rho_g = \pi r_a^2 v_{aa} \rho_a (t_p + t_b)$$

Considerando  $\rho_g \approx \rho_a$

$$t_p + t_b = \frac{4r_g^3}{3r_a^2 v_{aa}}$$

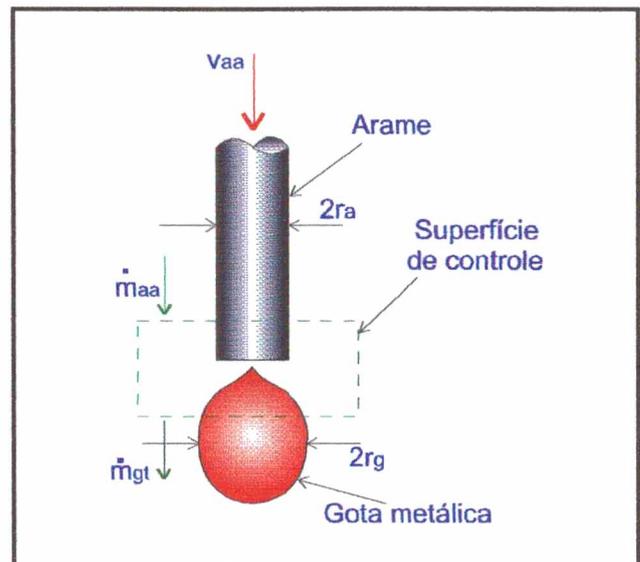


Figura 4.5 - Esquema do processo de equilíbrio entre  $v_f$  e  $v_{aa}$ .

b) Apenas uma gota por pulso

$$I_p^a t_p \geq K_{vg}$$

Onde:  $a \approx 2$  a  $2,3$

Como existe uma relação linear entre a corrente média e a velocidade de alimentação do arame (vide novamente figura 4.3) e ainda que a corrente de base deverá apresentar um valor necessário à manutenção do arco ( $I_b \geq 20$  A), pode-se então relacionar as duas condições para o equilíbrio do processo transferência, ou seja:

Como

$$I_m = \varphi v_{aa} + k \quad (\text{corrente contínua})$$

$$I_m = \left(\frac{1}{T}\right) \int_0^T i(t) dt \quad \therefore \quad I_m = \frac{(I_p t_p + I_b t_b)}{(t_p + t_b)} \quad (\text{corrente pulsada})$$

Têm-se

$$I_p = I_m \left[ \left(1 + \frac{t_b}{t_p}\right) - \left(\frac{t_b}{t_p}\right) \right]$$

$$I_p = \left(\frac{k_v}{t_p}\right)^{\frac{1}{a}}$$

$$t_p = \left(\frac{4r_g^3}{3r_a^2 v_{aa}}\right) - t_b$$

#### 4.6.1.1.1 Corrente pulsada com pulsação térmica

Como proposto por DUTRA et al [40], a pulsação térmica, aplicada no processo MIG empregando fontes de soldagem de última geração, foi desenvolvida com o intuito de incorporar as vantagens apresentadas pela pulsação térmica no processo TIG (nível de frequência adequado para ter efeito sobre a poça metálica) e as características anteriormente apresentadas para a corrente pulsada (nível de frequência adequado para controlar a transferência metálica). Contudo, a associação destes dois efeitos é complexa pelo fato das variações na potência térmica, entregue à peça, estarem conectadas às

variações na taxa de transferência de material para a poça de fusão [44]. Outros benefícios que se pode esperar da pulsação térmica são:

- ◆ Zona termicamente afetada mais estreita;
- ◆ Controle da zona fundida;
- ◆ Curto espaço de tempo em temperaturas elevadas, na sucessão de pulso.

Para o caso da soldagem em corrente pulsada com pulsação térmica as condições, citadas no tópico anterior, são adicionadas ao fato de se trabalhar com pulsação em dois níveis de frequência, em tempos pré-determinados  $T_1$  e  $T_2$ , para as fases de pulso térmico e base térmica, respectivamente. A figura 4.6 ilustra os dois níveis de frequência empregados na transferência pulsada com pulsação térmica, onde  $T_1$  representa a fase de pulso térmico e  $T_2$  a fase de base térmica.

Trabalhos realizados [40, 45], aplicando a metodologia da pulsação térmica, citam apresentarem como resultado depósitos praticamente isentos de defeitos superficiais como porosidade e mordeduras.

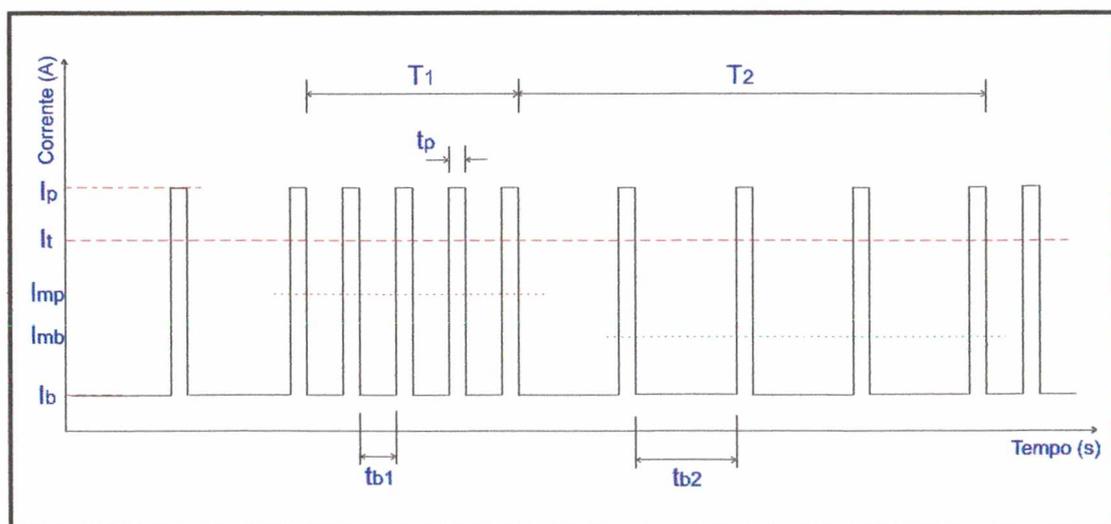


Figura 4.6 - Representação genérica do processo de pulsação térmica.

#### **4.7 Variáveis do processo**

O perfeito entendimento das variáveis de soldagem e de como elas podem ser controladas através de um apropriado procedimento de soldagem irá ser útil na obtenção de depósitos de alta qualidade e custo reduzido. Além disso, em virtude da importância do nível de diluição e do aspecto final do cordão sobre a resistência do depósito à cavitação, tornar-se-á necessário uma rápida abordagem dos possíveis efeitos individuais que as variáveis de soldagem exercem sobre a geometria, penetração e planicidade da camada de solda depositada.

##### **4.7.1 Velocidade de soldagem**

A velocidade de soldagem exerce um papel importante na quantidade de energia transferida para a peça, aporte de calor, durante a operação de soldagem. De uma maneira geral existirão duas regiões distintas relacionadas ao aumento na velocidade da soldagem, melhor dizendo, num primeiro patamar de aumento da velocidade de soldagem ocorrerá um acréscimo na penetração devido o arco estar atuando diretamente sobre o metal de base, em contrapartida, com o contínuo aumento da velocidade a penetração tende a diminuir, havendo a possibilidade do surgimento de mordeduras pela insuficiência de deposição. Como a velocidade de soldagem representa um importante papel na produtividade, esta deverá apresentar o maior valor possível em uma determinada operação com o mínimo de defeitos possível.

Segundo MACHADO [31] o aumento na velocidade de soldagem, mantidos os demais parâmetros fixos, acarretará nas seguintes conseqüências:

- ◆ Menor distorção da estrutura;
- ◆ Zona termicamente afetada mais estreita;
- ◆ Maior refino de grão no metal depositado;
- ◆ Redução nas dimensões do cordão.

#### 4.7.2 Extensão do arame “stick-out”

Um aumento na extensão do arame, devido o movimento da pistola de soldagem ou má alimentação deste, provocará maior difusão da energia do arco, a possibilidade de

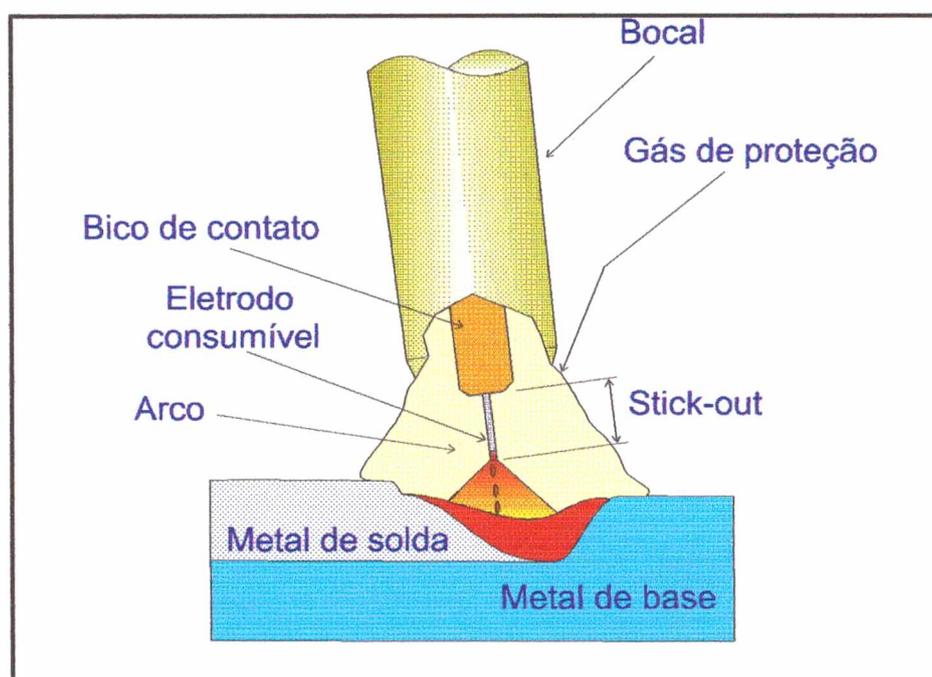


Figura 4.7 - Representação da projeção do arame em relação ao bico de contato “stick-out”.

colisão com o metal de base e, finalmente, um acréscimo na resistência elétrica acarretando um pequeno aumento na taxa de fusão do arame devido o aquecimento adicional por efeito Joule ( $I^2R$ ). Um excessivo *stick-out* provocará ainda uma queda de

tensão entre o tubo de contato e o metal de base, dando como consequência uma menor penetração e um aumento na taxa de deposição [30, 31]. A figura 4.7 traz uma representação da projeção do arame em relação ao bico de contato.

#### 4.7.3 Posicionamento da tocha

O efeito do posicionamento da tocha sob a penetração e a forma do cordão é muito mais pronunciado que os originados pela velocidade de soldagem. A orientação da tocha em relação ao plano do cordão é definida pelos ângulos de *deslocamento* e *trabalho* (vide figura 4.8), onde:

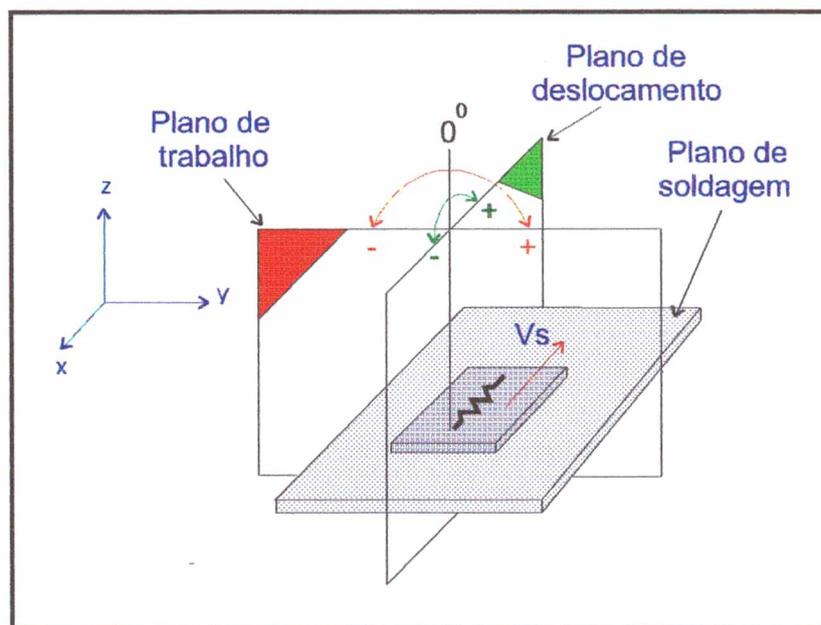


Figura 4.8 - Planos de orientação para o posicionamento da tocha.

- ◆ *Ângulo de deslocamento*  $\Rightarrow$  definido no pelo plano paralelo à linha de simetria do cordão e perpendicular plano de soldagem;

- ◆ *Ângulo de trabalho* ⇒ definido pelo plano perpendicular à linha de simetria do cordão e perpendicular ao plano de soldagem.

#### 4.7.4 Posição de soldagem

A posição de soldagem, muita das vezes, imposta pelas condições encontradas em campo exerce influência sobre o tipo de transferência metálica (devido ao arame e a mistura gasosa empregada), diluição, custos e, principalmente, sobre a qualidade final do cordão depositado. Basicamente são quatro as posições de soldagem mais empregadas na operação de soldagem, ou seja, posições *plana*, *horizontal*, *vertical* e *sobre-cabeça*. Normalmente as posições *vertical* e *sobre-cabeça* são as que mais necessitam de cuidados quando do processo de deposição. As conseqüências e restrições impostas por estas duas posições de soldagem podem ser agrupadas em:

- ◆ Restrição na aplicação de determinados arames;
- ◆ Necessidade de mão-de-obra mais qualificada;
- ◆ Redução na taxa de deposição pela limitação no insumo de calor a ser aplicado.

As posições de soldagem também podem ser caracterizadas em função do decréscimo no nível de diluição. Abaixo as posições são ordenadas do menor para o maior nível de diluição.

- ◆ *Sobre-cabeça*;
- ◆ *Vertical*;
- ◆ *Horizontal*;
- ◆ *Plana*.

#### 4.7.5 Gás de proteção

O objetivo da aplicação de uma coluna gasosa, no processo MIG/MAG, encapsulando o arame, região do arco e a poça de fusão é de proteger o metal fundido de reações de oxidação e da formação de nitretos, além de facilitar o estabelecimento e a manutenção do arco voltaico.

Adicionalmente à característica de proteção a coluna gasosa também apresenta influência sobre [30]:

- ◆ Modo de transferência;
- ◆ Formato do cordão (molhabilidade) e diluição, onde He, CO<sub>2</sub> e Ar apresentam um alto, intermediário e baixo nível de penetração respectivamente;
- ◆ Velocidade de soldagem;
- ◆ Tendência a formação de mordeduras;
- ◆ Ação de limpeza;
- ◆ Propriedades mecânica do metal depositado.

##### 4.7.5.1 Influências da adição de O<sub>2</sub> ou CO<sub>2</sub> no argônio quando da soldagem em corrente pulsada de ligas inoxidáveis

O principal motivo da adição de gases ativos ao Ar, quando da soldagem de ligas ferrosas, está relacionado a promoção de um grande número de pontos catódicos sobre a poça de fusão, a estabilidade do arco e redução na tendência a formação de mordeduras. A quantidade de O<sub>2</sub> ou CO<sub>2</sub> adicionado dependerá do tipo de transferência metálica

selecionada, grau de limpeza da superfície, posição de soldagem ou técnica e composição do metal de base.

A adição de O<sub>2</sub> ao Ar melhora as características de fluidez da poça de fusão, penetração e estabilidade do arco, como já citado anteriormente, além de baixar a corrente de transição. Um aumento progressivo de O<sub>2</sub> produz maior oxidação do metal fundido e até 9% provoca um contínuo aumento na penetração. Em adição, alguns trabalhos [30, 31] citam que 5% de O<sub>2</sub> na mistura ocasiona uma redução de 10% na taxa de fusão. Quando da soldagem de aço inoxidável em corrente pulsada a AWS recomenda a adição de 1 a 2% de O<sub>2</sub> ao Ar.

Quanto ao CO<sub>2</sub>, verifica-se que seu acréscimo ao Ar tende à elevar a corrente de transição, impossibilitando a soldagem por *spray*, quando adicionado acima de 25%, possibilitar uma maior velocidade de soldagem, baixar os custos e aumentar as perdas por salpicos. Teores em torno de 5% favorecem a soldagem em corrente pulsada de aço carbono. Para a soldagem de aço inoxidável, a AWS recomenda a aplicação de uma mistura tripla de Ar, He e CO<sub>2</sub>. O fato do CO<sub>2</sub> não ser recomendado na soldagem em corrente pulsada de arames inoxidáveis, reside em problemas, tanto de ordem metalúrgica como processual, melhor dizendo, uma atmosfera rica em CO<sub>2</sub> apresenta a característica de que o carbono, preenchendo a região do arco, possa ser transferido para a poça de fusão ou extraído desta, o que acarretaria uma carbonização ou descarbonização, respectivamente do metal depositado. Esta característica do carbono ser absorvido ou expelido da região fundida é denominada de *potencial de carbono* (PC). De uma maneira geral, para a soldagem de aços, o carbono tende a se estabilizar em torno de um valor próximo a 0,10%. Caso o arame apresente um teor de carbono inferior a 0,05% haverá

uma tendência a carbonização do depósito e por outro lado se o arame de solda apresentar teor maior do que 0,10% o depósito tenderá a ser descarbonizado [17, 30, 31]. De uma maneira geral pode-se dizer que em um depósito de caracter inoxidável um acréscimo no teor de carbono ocasionará um decréscimo na resistência à corrosão, com risco de falha por corrosão sob tensão devido ao fenômeno de sensitização [16].

Com relação a taxa de fusão, alguns trabalhos [30, 31] citam que esta atinge um valor máximo para uma partição em torno de 30% de CO<sub>2</sub> na mistura com Ar.

MODENESI [46] reforça a idéia de que um percentual elevado de O<sub>2</sub> (>3%) ou CO<sub>2</sub> (>5%) adicionados ao Ar, quando da soldagem de ligas inoxidáveis austeníticas, poderá apresentar efeitos negativos no cordão depositado como queima de elementos de liga ou a carbonização da poça de fusão.

## **4.8 Procedimentos**

### **4.8.1 Oscilação da tocha (tecimento)**

Altas amplitudes e frequências de oscilação tendem a diminuir a diluição. Como uma regra geral, quanto mais alta a frequência de tecimento menor será o grau de diluição imposto pela operação de soldagem. Existem três tipos básicos de tecimento, como relacionados abaixo e representados na figura 4.9.

- ◆ *Tecimento com pendulamento* ⇒ caracterizado por uma ligeira parada em ambos os lados do cordão onde é produzida uma maior penetração. O comprimento do arco é continuamente modificado durante o pendulamento, resultando em arco com características diferenciadas em cada ponto;

- ◆ *Tecimento com oscilação planar* ⇒ apresenta resultados similares aos do pendulamento, porém apresenta a vantagem de que o comprimento do arco é mantido constante;
- ◆ *Tecimento com oscilação planar e velocidade constante* ⇒ A oscilação da tocha produz um baixo nível de diluição pela eliminação no tempo de permanência nas extremidades do pendulamento. O comprimento do arco também é mantido constante.

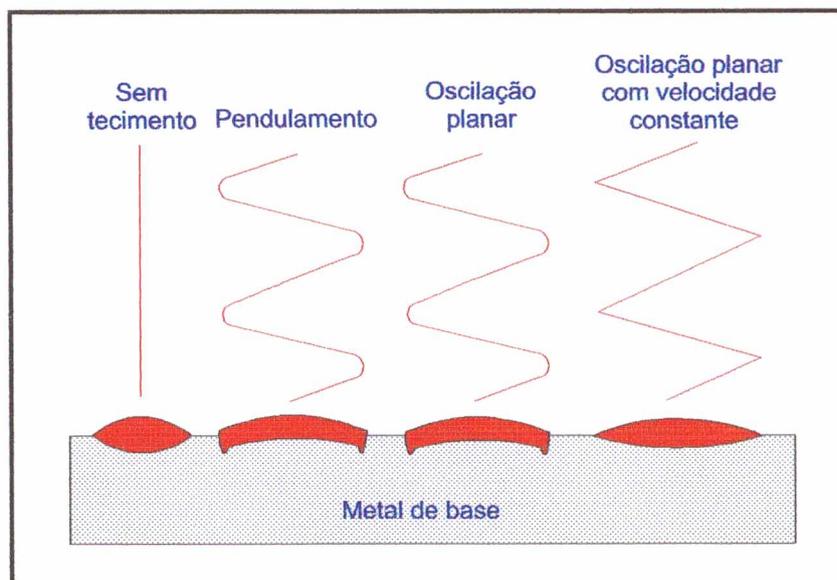


Figura 4.9 - Técnicas de tecimento empregadas na soldagem.

#### 4.8.2 Distância entre cordões

Como regra geral, uma distância reduzida entre centros de cordões produzirá uma sobreposição entre os mesmos, tendo como consequência um baixo nível de diluição com o metal de base. De outra maneira, um grande espaçamento tenderá a aumentar o nível de diluição com o metal de base.

### 4.8.3 Pré-aquecimento e temperatura de interpasse

As propriedades mecânicas do depósito podem ser bastante influenciadas por efeitos térmicos oriundos da operação de soldagem. Deste modo, diferentes níveis de pré-aquecimento poderão resultar em modificações na resistência mecânica e tenacidade do depósito. A operação de pré-aquecimento do metal de base é normalmente empregada com o objetivo de retardar a taxa de extração de calor através deste (efeitos térmicos). Baixo nível de resfriamento previne um possível aumento de dureza e fragilidade na região soldada associada com alta taxa de extração de calor, além de prevenir distorções. A temperatura de pré-aquecimento depende da composição química do material a ser soldado. Segundo a AWS, temperaturas na faixa de 150 a 540 °C tem sido empregadas. Em adição à escolha da adequada temperatura de pré-aquecimento, está a necessidade da manutenção uniforme desta durante a soldagem. Pré-aquecimento também é empregado como meio de prevenir trincas de liquação e induzidas por hidrogênio.

Quanto a temperatura de interpasse, o controle adequado da temperatura entre cada passe pode ser de fundamental importância sobre as propriedades mecânico/metalúrgico da região soldada. Como regra geral a AWS recomenda que seja aplicada uma temperatura de interpasse máxima de 260 °C contudo, para o caso da soldagem de aço inoxidável austenítico FOLKHARD [17] recomenda a aplicação desta temperatura num patamar de 150 °C como forma de auxiliar na soldagem. Uma combinação inadequada de pré-aquecimento e interpasse poderá aumentar excessivamente a zona termicamente afetada e diminuir a resistência e a tenacidade.

#### **4.9 Aparência superficial**

O aspecto superficial final do depósito merece especial atenção, principalmente quando se fala em revestimento, uma vez que o processo de retificação e acabamento, da região como soldada, onera os custos e aumenta o tempo necessário à manutenção. Dessa forma, o metal de adição e a técnica de soldagem devem ser selecionados adequadamente a fim de se obter um conveniente acabamento.

#### **4.10 Conveniência à automação**

O fenômeno da *globalização mundial* colocou o crescimento tecnológico como um fator primordial e determinante para sustentação e existência a nível industrial. Neste contexto, criou-se a necessidade do desenvolvimento e a implantação de novas tecnologias que venham a proporcionar maiores índices de competitividade e qualidade a custo reduzido.

A nível industrial a operação de soldagem apresenta-se, ainda, como um ponto crítico no processo de manufatura. O advento de robôs industriais especialmente desenvolvidos para aplicação em soldagem possibilitaram contornar este entrave, onde o processo de manufatura passou a ser feito com maior acurácia, segurança e num menor intervalo de tempo. Desta forma, a aplicação de células de soldagem passou a representar uma nova dimensão no campo da soldagem, possibilitando uma soldagem automatizada de maneira programável e com campo de aplicação englobando regiões anteriormente exclusivas da soldagem manual ou semi-automática.

A aplicação das variantes do processo MIG (pulsado e pulsado com pulsação térmica) em células de soldagem, apesar da conveniência, só foi possibilitada após o desenvolvimento das modernas fontes eletrônicas de soldagem.

Em termos de Brasil, no processo de recuperação das áreas erodidas em pás de turbinas, sujeitas à cavitação, emprega-se ainda processos de soldagem manuais ou semi-automáticos. A aplicação de células de soldagem para este fim, empregando pulsação térmica, encontra-se atualmente em fase de estudo devido a complexidade envolvida no desenvolvimento e aplicação de células compactas de soldagem para a aplicação *in-situ*.

Normalmente, quando se fala em célula de soldagem vem a mente a aplicação do depósito via robô porém, nem sempre um processo automatizado terá a presença de tal equipamento. Dessa forma com o intuito proporcionar uma melhor visualização de sua real área de aplicação a *Robot Industry Association* (RIA) definiu robô como sendo um *“Manipulador programável multifuncional desenvolvido para movimentação de material, peças, ferramentas ou para uma especializada aplicação, através de movimentos variáveis programáveis objetivando a realização de uma variedade de tarefas”*.

## **CAPÍTULO V**

# **MATERIAIS E METODOLOGIA**

### **5.1 Introdução**

Neste capítulo os materiais empregados e a metodologia adotada na realização dos procedimentos experimentais serão enfocados distintamente e de maneira sucinta. Onde, numa primeira etapa, abordar-se-á o campo processual, enfatizando-se o modo de preparação e a execução dos depósitos e, numa etapa final, apresentar-se-á uma descrição dos aspectos operacionais relacionados aos ensaios, preparação e caracterização dos corpos de provas no âmbito metalúrgico.

### **5.2 Processo**

#### **5.2.1 Materiais**

##### **5.2.1.1 Consumíveis**

Devido ao tipo de aplicação e da utilização da pulsação térmica durante a execução das camadas de amanteigamento (duas) e das de revestimento (duas), selecionou-se metais de adição que possibilitassem a aplicação de corrente pulsada e que

apresentassem características de alta resistência à cavitação, principalmente para o revestimento. Foram utilizados para o amanteigamento, consumíveis AWS 309L-16 na forma de eletrodo revestido (AMAN1) e AWS 309L-16Mo na forma de arame maciço (AMAN2). Para os revestimentos aplicaram-se eletrodos revestidos (REV1) e arames tubulares (REV2) ligados ao cobalto com microestrutura final austenítica nos metais depositados. O objetivo de se aplicar duas camadas, tanto para o amanteigamento quanto para o revestimento, está relacionado ao fato de que a partir de duas camadas não se tem, a princípio para os consumíveis selecionados efeitos das modificações na composição química oriundas da diluição imposta pelo processo de soldagem [4, 13]. A tabela 5.1 exibe as composições químicas e as nomenclaturas utilizadas na identificação dos consumíveis.

Características		Elemento químico e sua participação na deposição							
Diâmetro (mm)	Nomenclatura	C	N	Cr	Ni	Mn	Mo	Co	Si
1,2	REV2	0,17	0,18	17,0	-	10,0	-	9,50	3,50
3,25	REV1	0,17	0,13	17,8	-	9,08	-	9,28	0,89
3,25	AMAN1	0,04	-	22-24	12-14	0,5-2,5	0,50	-	0,90
1,2	AMAN2	0,03	-	23,5	13	0,9	-	-	0,90

Tabela 5.1 - Nomenclatura empregada, características e composições químicas obtidas na deposição dos consumíveis (% em peso).

Com relação as misturas gasosas empregadas no processo *GMAW pulsado com pulsação térmica*, para esta finalidade, existe uma diferenciação entre as recomendações propostas em literatura [30, 31, 46] e às aplicadas atualmente em campo, isto é, a literatura sugere que se utilize uma mistura tripla de *Ar*, *He* e *CO<sub>2</sub>* ou misturas de *Ar + 1 a 2% de O<sub>2</sub>* (M1) ou *Ar + CO<sub>2</sub> < 5%* (M2) quando da soldagem de arames de aço

inoxidável com corrente pulsada. A soldagem em corrente pulsada, com uma participação de  $CO_2 > 5\%$  no gás de proteção, é extensivamente empregada na deposição de arames de aço carbono, não sendo recomendado em soldagem de arames inoxidáveis devido, principalmente, a problemas de ordem metalúrgica. Por outro lado, os trabalhos realizados em campo para os consumíveis selecionados apresentam uma participação de 8% em volume de  $CO_2$  e o restante em Ar, exibindo bons resultados de resistência à cavitação [45].

Dessa forma, com o intuito de se observar as possíveis alterações que estas diferentes misturas pudessem acarretar sobre o modo de transferência e a estabilidade do arco, o aspecto superficial e a planicidade do depósito, optou-se pela aplicação de duas misturas, onde a primeira seguiria as recomendações propostas em literatura [30, 31], isto é,  $99\% Ar + 1\% O_2$  (M1) e a última seguiria as condições aplicadas em campo [45], ou seja,  $92\% Ar + 8\% CO_2$  (M2) denominada C8.

### 5.2.1.2 Corpos de prova

Os corpos de prova (CP's), utilizados no experimento, foram extraídos de chapas de aço ABNT 1020 de uma polegada de espessura, com dimensões finais de 30 cm de comprimento por 25 cm de largura. Os CP's foram extraídos por meio de chama oxiacetilênica, passando estes em seguida por uma limpeza da superfície através de esmerilhamento, lixamento, escovamento e lavagem com álcool, respectivamente para retirada de óxidos, graxa e poeira, a fim de se evitar possíveis contaminações. As características dimensionais dos CP's empregados à deposição são apresentadas na figura 5.5.

## 5.2.2 Equipamentos

As características e relação dos equipamentos e *softwares* aplicados nos experimentos serão descritos a seguir, objetivando uma melhor caracterização e visualização do procedimento.

### 5.2.2.1 Fonte de soldagem e modo de operação

No processo de deposição das camadas de amanteigamento e revestimento empregou-se a fonte de soldagem multi-processo **MTE DIGITEC 300**, em virtude de suas características de [47]: (a) facilidade na interface homem-máquina por meio de acionamento remoto em painel de comando digitalizado e (b) facilidade de comunicação com sistemas automatizados, como robôs e linha de montagem, entre outros.

A **DIGITEC** é uma fonte de soldagem transistorizada com chaveamento no secundário e apresentando a introdução de um filtro composto por uma indutância ( $L_f$ ) e uma capacitância ( $C_f$ ), como forma de se obter um fator de potência na ordem de 95%.

Nos depósitos utilizando eletrodos revestidos a fonte foi selecionada no modo “*eletrodo revestido*”, enquanto que na aplicação de arame maciço e tubular a fonte foi selecionada no modo “*MIG pulsado com pulsação térmica*”. A figura 5.1 exibe o diagrama esquemático da fonte **MTE DIGITEC 300** padrão e a tabela 5.2 traz as características técnicas do equipamento.

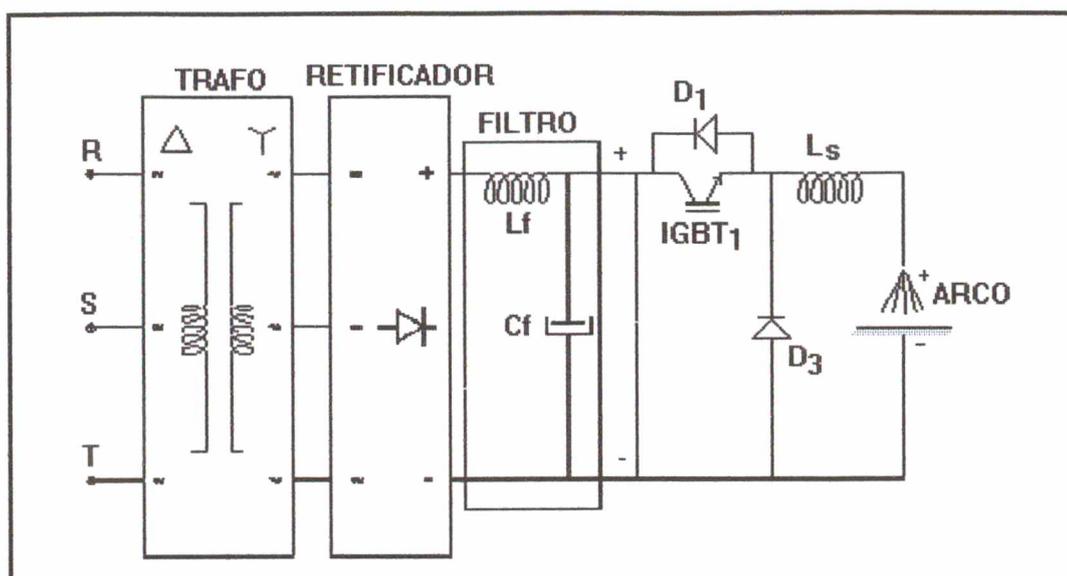


Figura 5.1 - Diagrama esquemático da fonte MTE DIGITEC 300, extraído de [47].

Corrente	Contínua (constante ou pulsada)
Corrente nominal	300 A
Voltagem	220, 380 ou 440 V Trifásica
Tensão em vazio	64 V
Potência máxima consumida	12 kW
Fator de potência	0,94
Dimensões	0,5 x 0,6 x 0,9 m
Peso	150 kg
Circuito de arrefecimento	3,5 litros de água destilada

Tabela 5.2 - Características técnicas da DIGITEC, extraído de [47].

### 5.2.2.2 Robô industrial

Para a deposição automatizada dos consumíveis, arames maciço e tubular, empregou-se o robô industrial modelo **V15** da REIS, de origem alemã, com montagem no Brasil em 1987 (vide figuras 5.2 e 5.3a).

O robô industrial **V15** apresenta a peculiaridade de poder ser instalado tanto nas posições plana quanto suspenso no teto, trabalhando pelo sistema “**Teach-in**” (método de

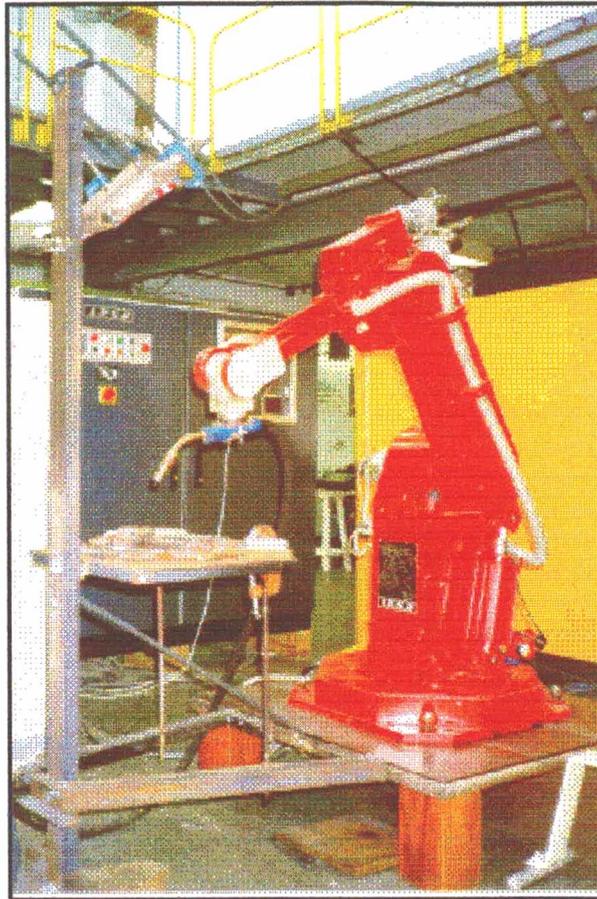


Figura 5.2 - Robô V15 e mesa de soldagem.

aprendizagem utilizando movimentação mecanizada). O robô **V15** vem equipado com 6 eixos de comandos independentes entre si, e oferecendo a possibilidade de aplicação em:

- ◆ Soldagem;
- ◆ Revestimento em camadas (pintura);
- ◆ Montagem;
- ◆ Manipulação;
- ◆ Usinagem.

Com relação às características técnicas apresentadas pelo robô industrial V15, podemos relacionar:

- ◆ *Configurações estrutural* ⇒ braços articulados;
- ◆ *Graus de liberdade* ⇒ seis eixos, sendo três eixos para posicionamento do robô (posições x, y e z) e os outros três eixos para garantia dos apropriados ângulos de trabalho e deslocamento da tocha;
- ◆ *Sistema de direcionamento ou acionamento* ⇒ elétrico com motores corrente contínua a disco;
- ◆ *Precisão de repetição dos movimentos* ⇒  $\pm 0,1$  mm;
- ◆ *Carga útil* ⇒ 15 kg;
- ◆ *Velocidade máxima* ⇒ 1 m/s;
- ◆ *Movimentação* ⇒ empregou-se no experimento o sistema de coordenadas “EXES”, onde o posicionamento do tocha de soldagem era efetuado por eixos específicos;
- ◆ *Linguagem de programação* ⇒ movimentação primitiva.

#### 5.2.2.2.1 Softwares de programação e gerenciamento do robô

- ◆ *OFF-LINE* ⇒ linguagem de programação que permite o desenvolvimento de programas para o robô, via microcomputador, sem a necessidade de acessá-lo diretamente. Nesta Dissertação o programa OFF-LINE foi utilizado apenas para armazenamento dos programas desenvolvidos via aparelho portátil de programação (APP);
- ◆ *ROBOSTAR II* ⇒ linguagem empregada pelo robô para realização de programas de usuário.

### 5.2.2.3 Softwares para monitoramento do processo de soldagem

- ◆ *OSCILOS* ⇒ Permite simular na tela do microcomputador um osciloscópio digital a partir de dois sinais de tensão enviados, da **DIGITEC**, à placa de aquisição **INTERDATA**, acoplada ao computador. O **OSCILOS** permite plotar estes sinais, recebidos pela **INTERDATA**, na forma de ondas de corrente e tensão, respectivamente. Nas medições empregou-se frequência de aquisição de 5 kHz, com intervalo de plotagem de 1 s.
- ◆ *CICLOTER* ⇒ Permite a aquisição e o controle da temperatura imposta pelo processo de soldagem aos CP's, atuando como interface entre o usuário e o sistema de medição. Para a aquisição do sinal de tensão, referente a uma determinada temperatura no corpo de prova, utilizou-se termopares do tipo K.

### 5.2.2.4 Célula de soldagem

Com o intuito de simular as condições de campo, tornou-se necessária a montagem de uma célula de soldagem que permitisse ao mesmo tempo incorporar a fonte de soldagem, o robô industrial, os *softwares* para monitoração e, finalmente, varrer as diferentes posições de soldagem impostas pelo perfil hidrodinâmico e posição no espaço das pás das turbinas encontradas in-situ. A figura 5.3 mostra uma representação da célula de soldagem, onde observa-se a da mesa de soldagem desenvolvida para acoplamento ao robô (a) e o processo de interação conjuntamente com o fluxo de informações/acionamento entre os diversos equipamentos e *softwares* que

compõem a célula de soldagem (b). A figura 5.4 apresenta a fotografia da fonte de soldagem e os equipamentos de monitoração e controle do processo de soldagem.

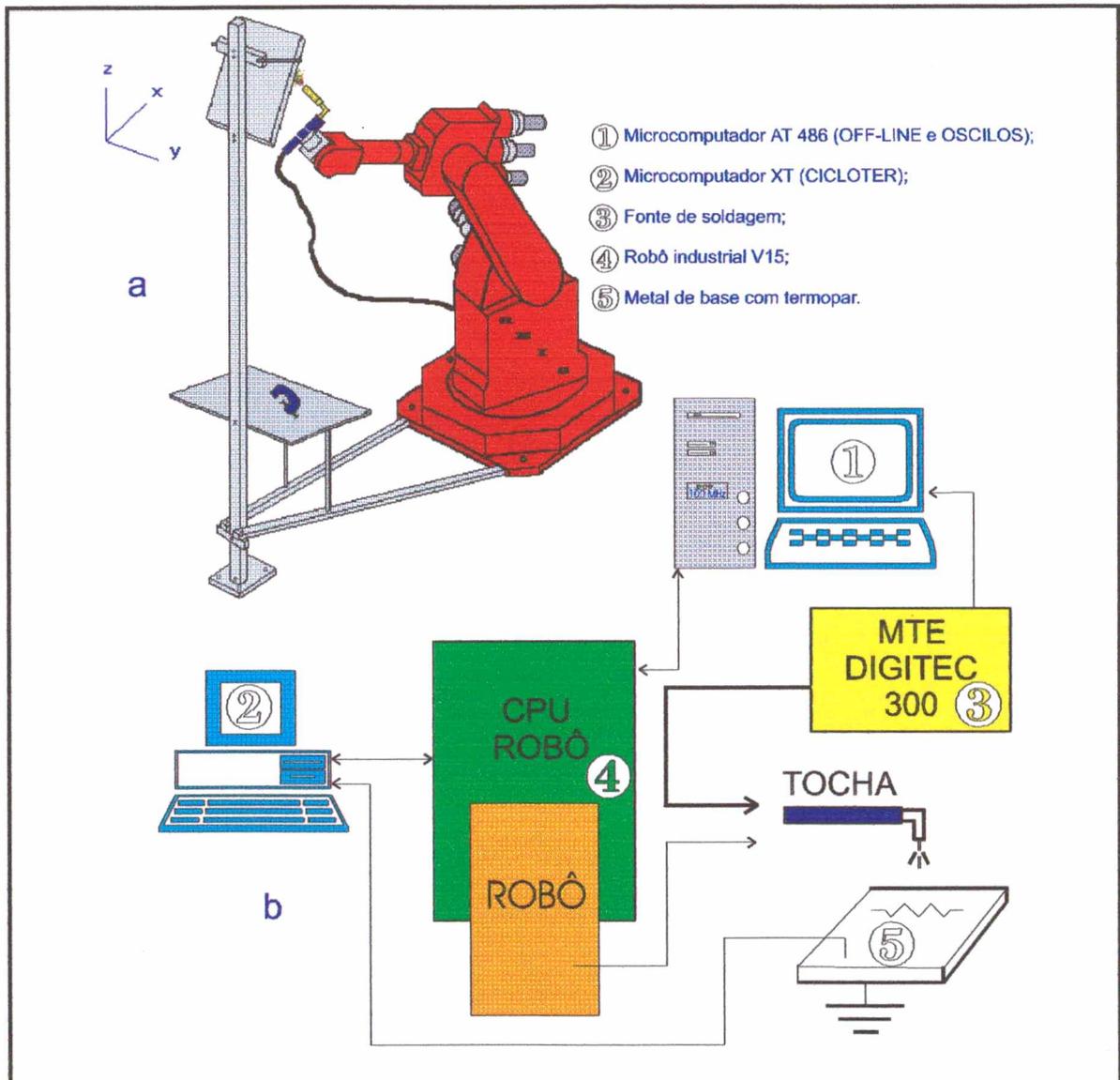


Figura 5.3 - Representação da célula de soldagem, onde (a) mesa de soldagem e modo de acoplamento ao robô e (b) Interação entre os componentes da célula.



Figura 5.4 - Equipamentos da célula responsáveis pelo controle e monitoramento do processo de deposição.

### 5.2.3 Procedimentos de soldagem

#### 5.2.3.1 Seleção das variáveis/procedimentos

Quando se fala em automação, o conceito do que vem a ser variável ou procedimento fica um pouco ambíguo. Melhor dizendo, ao se falar em tecimento em soldagem manual tem-se a idéia de estar executando um procedimento, já que não se pode controlar e nem repetir com precisão os movimentos oscilatórios da tocha, porém, quando se fala em tecimento sob condições automatizadas tem-se neste momento a idéia de variável, já que se pode determinar com precisão toda a trajetória.

Os valores de  $v_s$ , distância entre o tubo de contato e a peça (dcp), ângulos de trabalho e deslocamento e distâncias entre cordões (d) foram estabelecidos experimentalmente através da utilização da célula de soldagem. A escolha dos valores das “variáveis”, acima citadas, empregadas no desenvolvimento das demais etapas da Dissertação tiveram como pré-requisito a obtenção da estabilidade do processo de

transferência, planicidade do depósito e reforço mais simétrico do cordão, para o caso da soldagem sobre cabeça a  $45^{\circ}$  do plano horizontal.

As variáveis de entrada ( $I_b$ ,  $I_p$ ,  $t_p$ ,  $t_b$ ,  $v_{aa}$ ,  $T_1$  e  $T_2$ ) para o amanteigamento foram obtidas em dois pacotes, um para a fase de pulso térmico e o outro para a fase de base térmica, conforme a metodologia apresentada no capítulo 4. No revestimento (arame tubular), os pacotes propostos por DUTRA et al [40] foram empregados inicialmente como valores de referência, sendo posteriormente ajustados às condições do experimento. A tabela 5.3 apresenta um sumário dos valores das variáveis de entrada, tanto para o amanteigamento, quanto para o revestimento.

Arames maciço e tubular									
Fase de pulso térmico									
Arame	$I_p$	$I_b$	$t_p$	$t_b$	$v_{aa}$	$v_s$	$T_1$	Mistura	$\phi_{gás}$
AMAN2	300	60	0,0036	0,0032	7	25	0,5	99%Ar + 1%O2	18
REV2	300	30	0,0053	0,0080	8	25	0,5	99%Ar + 1%O2 ou C8	18
Fase de base térmica									
Arame	$I_p$	$I_b$	$t_p$	$t_b$	$V_a$	$V_s$	$T_2$	Mistura	$\phi_{gás}$
AMAN2	300	60	0,0036	0,010	3,5	25	0,5	99%Ar + 1%O2	18
REV2	300	30	0,0053	0,018	3,5	25	0,5	99%Ar + 1%O2 ou C8	18
Eletrodos revestidos									
Eletrodo	$I_s$				$v_s$				
AMAN1	100				$\approx 25$				
REV2	100				$\approx 25$				

Tabela 5.3 - Resumo das variáveis de entrada utilizadas no experimento.

As deposições das camadas de amanteigamento e revestimento foram executadas seguindo as recomendações apresentadas em literatura [17, 20], as quais relacionam os procedimentos para o controle das temperaturas, tanto de pré-aquecimento, quanto as de interpasse, dos CP's. O monitoramento destas temperaturas foi realizado pela colocação

de um termopar do tipo K, por corpo de prova (chapas de ABNT 1020), com conversão instantânea do sinal de tensão em saída gráfica, através do programa CICLOTER.

### 5.2.3.2 Deposição e monitoramento

Na confecção das camadas, compostas por 18 cordões cada, empregaram-se dois processos de soldagem ao arco elétrico. Sendo o primeiro processo, ao arco elétrico com eletrodo revestido, destinado a deposição dos consumíveis na forma de eletrodo revestido e o segundo, MIG/MAG, empregado na deposição dos consumíveis na forma de arame maciço e tubular, respectivamente. O processo MIG/MAG foi utilizado manualmente e em célula de soldagem, aplicando-se, para o segundo caso, técnica de tecimento planar com velocidade constante. Em ambos os casos empregou-se a variante *corrente pulsada com pulsação térmica* e monitoramento, em tempo real, do processo de transferência e temperatura de interpasse. Os depósitos foram realizados nas posições plana e sobre-cabeça a 45<sup>o</sup> do plano horizontal, aplicando-se duas camadas para amanteigamento e duas ou três camadas para o revestimento, com espessura média em torno de 3 mm. A figura 5.5 apresenta as dimensões dos CP's e a forma de deposição das camadas de amanteigamento e revestimento, respectivamente.

A programação do robô, para a realização da trajetória de soldagem e a forma de tecimento empregado para a tocha, foi estabelecida via *APP*, em virtude de sua operação pelo do sistema “**Teach-in**”. Nesta condição, tornou-se necessário programar, via *APP*, todos os pontos e posicionamentos da tocha referentes ao início e término de cada um dos cordões das camadas e, somando-se a isto, a versão do **software** de programação do robô apresentava limitação de memória, impossibilitando a realização das quatro camadas em

um único programa. No Anexo I, é apresentado um dos quatro programas de usuários desenvolvidos para a confecção dos depósitos (quatro camadas).

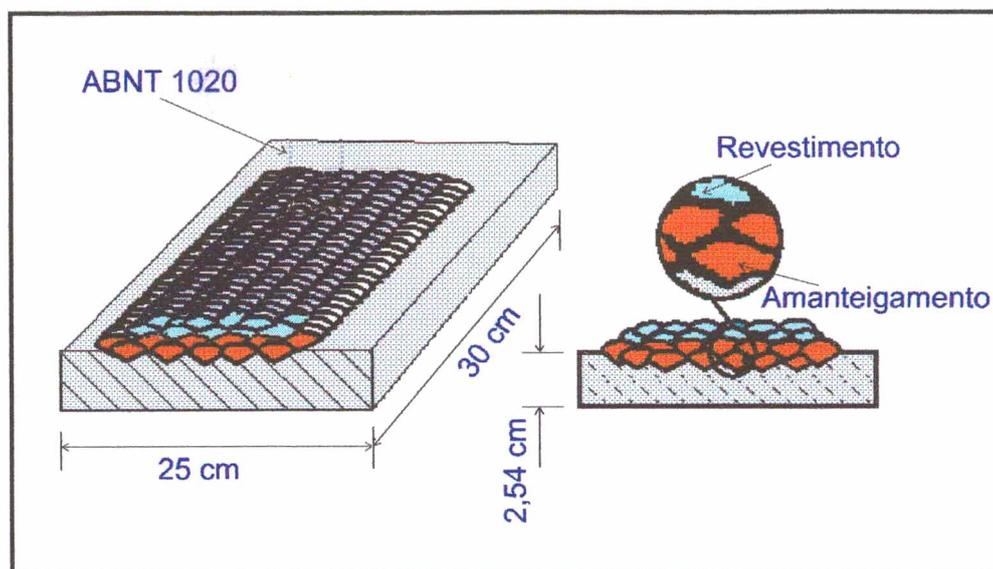


Figura 5.5 - Dimensões dos CP's e forma de deposição empregada no experimento.

Os cordões eram depositados sempre que a temperatura dos CP's atingisse o valor recomendado em literatura [17] para esta família de liga, isto é, temperaturas de pré-aquecimento e de interpasse iguais a 150 °C. Dessa forma, uma vez atingido o patamar estabelecido de temperatura, o programa CICLOTER emitia um sinal para a CPU do robô que, ao mesmo tempo, posicionava o robô, comandava o acionamento da fonte de soldagem e, após o tempo estabelecido de pré-gás, liberava o robô para a execução do cordão. Ao término de cada cordão a CPU do robô desligava a fonte, colocava o robô no modo espera e enviava um sinal para o programa CICLOTER rastrear novamente a temperatura, no corpo de prova, até atingir-se novamente o valor estabelecido de interpasse, onde então iniciava-se a execução de um novo cordão. Na tabela 5.4 são

apresentadas as características processuais e as nomenclaturas adotadas para identificação dos depósitos.

Identificação e procedimento de soldagem					
Nomenclatura	Revestimento/ amanteigamento	Mistura gasosa	Frequência de tecimento (Hz)	Processo	Pré-quecimento/ interpasse (°C)
CP100	REV2/AMAN2	99%Ar + 1%O <sub>2</sub>	1	GMAW - PCPT	150/150
CP101	REV2/AMAN2	99%Ar + 1%O <sub>2</sub>	0	GMAW - PCPT	150/150
CP102	REV2/AMAN2	92%Ar + 8%CO <sub>2</sub>	1	GMAW - PCPT	150/150
CP103	REV2/AMAN2	99%Ar + 1%O <sub>2</sub>	2	GMAW - PCPT	150/150
CP104	REV2	92%Ar + 8%CO <sub>2</sub>	1	GMAW - PCPT	150/150
CP105	REV1/AMANI	-	-	SMAW	-
CP106	REV2/AMANI	92%Ar + 8%CO <sub>2</sub>	-	GMAW - PCPT	-
PT	REV2	92%Ar + 8%CO <sub>2</sub>	0	GMAW - PCPT	- /150
PN	REV2	92%Ar + 8%CO <sub>2</sub>	0	GMAW - P	- /150

Tabela 5.4 - Características processuais utilizadas no experimento.

O monitoramento da estabilidade do processo de transferência era estabelecido em tempo real, pela utilização do programa OSCILOS que permitia, através dos sinais enviados pela DIGITEC, plotar de forma gráfica o comportamento das ondas de tensão e de corrente.

Com o processo de tecimento, planar com velocidade constante, da tocha empregado para as duas posições, objetivava-se a princípio melhorar as características metalúrgicas, com ênfase no refino de grão e, como consequência, atingir condições de planicidade e aspecto superficial superiores aos obtidos em soldagem manual. Para avaliação da influência do processo de tecimento aplicou-se soldagem sem e com tecimento em dois níveis de frequência ( 1 e 2 Hz ), com amplitudes pico a pico constantes e iguais a três vezes o diâmetro do eletrodo, conforme proposta em [31].

### 5.3 Metalurgia

#### 5.3.1 Preparação dos corpos de prova para ensaio de cavitação

Os corpos de prova foram extraídos dos depósitos, na condição como soldado, por meio de disco abrasivo de corte, obedecendo as dimensões laterais mínimas exigidas para o ensaio de cavitação ( $l_{cp} \geq 16$  mm). A preparação das superfícies para ensaio de cavitação ou metalografia foram executadas em duas etapas. A primeira etapa constou de lixamento da superfície, manualmente ou em politriz automática, iniciando com lixa 120 a um lixamento final com lixa 1000. Na segunda etapa executou-se o polimento da superfície, também de forma manual ou automática, iniciando com pasta de diamante de 12  $\mu\text{m}$  até um polimento final com pasta de 1  $\mu\text{m}$  ( $R_y \approx 1$   $\mu\text{m}$ ). A tabela 5.5 apresenta os procedimentos recomendados para o lixamento e o polimento de aço inoxidável em politriz automática e a figura 5.6 apresenta a forma de extração e posição de ensaio dos CP's.

Lixamento				
Lixa	Pressão	Lubrificante	Tempo (min)	rpm
320	200	água	1,5	300
500	170	„	1,0	300
1000	170	„	1,0	300
Polimento				
Pano	Pressão	Lubrificante	Tempo (min)	rpm
DP-Pan 6 $\mu\text{m}$	100	Alumina e lubrificante azul	2,5	150
DP-Pan 3 $\mu\text{m}$	100	„	2,5	150
DP-Pan 1 $\mu\text{m}$	100	„	2,5	150
OP-Chem OPS	80	-	1,0	„
DP Nap 0,25 $\mu\text{m}$	100	Lubrificante Azul	2,5	300

Tabela 5.5 - Procedimentos para lixamento e polimento automatizados de aços inoxidáveis.

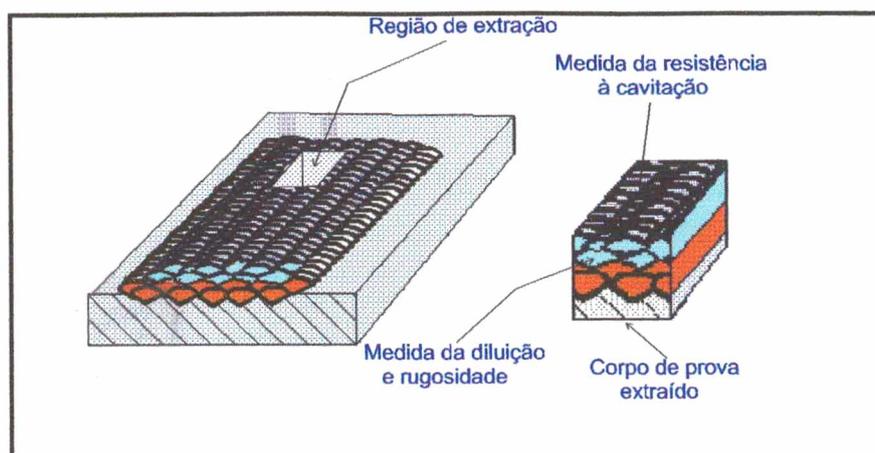


Figura 5.6 - Modo de extração dos CP's com as indicações das respectivas posições para os ensaios de cavitação e medidas da diluição.

### 5.3.2 Ensaio e equipamentos

#### 5.3.2.1 Ensaio acelerado de cavitação pelo método vibratório indireto

Os ensaios de cavitação foram realizados, de acordo com a norma ASTM G-32/92, modificada para *método indireto*, onde os CP's ficam posicionados de forma estacionária a uma distância de 0,5 mm em relação a ponta de sacrifício. Esta modificação provoca uma perda de severidade em torno de 40 a 60% em relação ao método padrão (direto). Para a realização dos ensaios foi utilizado um 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  $20 \pm 0.2$  kHz. Sendo aplicada uma amplitude de oscilação, na ponta do sonotrodo, pico a pico de  $0,05 \pm 0.0025$  mm, sob temperatura controlada do fluido de ensaio em torno de  $22 \pm 1$  °C. Após tempos pré determinados de ensaio, os CP's eram submetidos a pesagem em balança digital (vide figura 5.7), marca Mettler Toledo modelo AG com precisão de 0,1 mg, objetivando o levantamento das perdas cumulativas de massa e das taxas erosivas instantâneas

provocadas pelo teste acelerado. As figuras 5.8 e 5.9 apresentam os detalhes do teste acelerado de cavitação pelo método indireto.



Figura 5.7 - Balança utilizada na pesagem dos CP's.

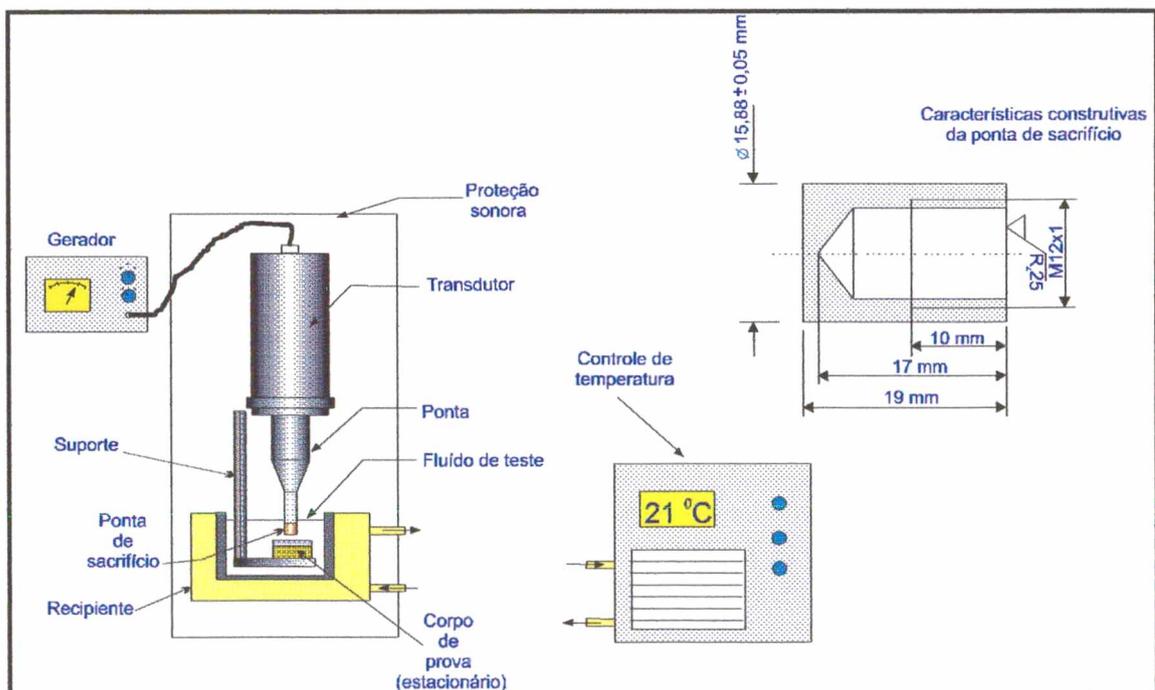


Figura 5.8 - Representação do teste acelerado de cavitação pelo método indireto.

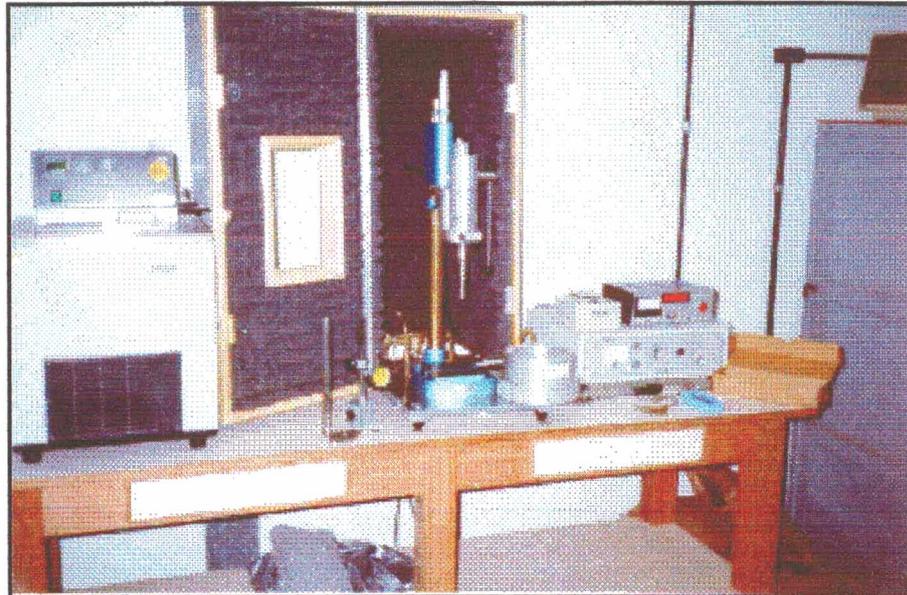


Figura 5.9 - Bancada utilizada para ensaio acelerado de cavitação.

### 5.3.2.2 Ensaio de rugosidade

O ensaio de rugosidade foi empregado com o objetivo de se analisar a possível influência da diluição sobre a resistência à cavitação dos CP's. Conforme proposto em literatura [15] e discutido no capítulo 2, o monitoramento do comportamento erosivo frente à cavitação pode ser relacionado com os valores dos parâmetros de rugosidade **Ra** e **Ry**, nas diferentes camadas de revestimento e amanteigamento. Nas medidas dos parâmetros **Ra** e **Ry**, a cada intervalo do teste de cavitação, foram empregados rugosímetros Mitutoyo Surf-test-211 segundo a norma DIN 4768, com capacidade de medição de 0,05 a 40  $\mu\text{m}$  para **Ra** e 0,3 a 160  $\mu\text{m}$  para **Ry**. A figura 5.10 traz uma descrição simplificada dos parâmetros de rugosidade.

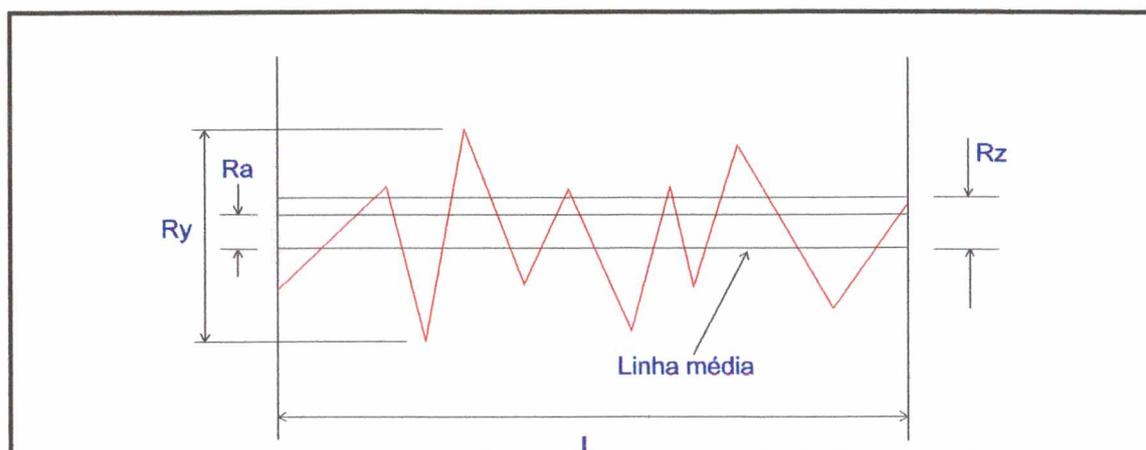


Figura 5.10- Representação simplificada dos parâmetros de rugosidade, adaptado de [48].

Onde: Ra → desvio médio aritmético; Ry → altura máxima das irregularidades, Rz → altura das irregularidades dos 10 pontos e L → comprimento de medição.

### 5.3.2.3 Ensaio de dureza

Com a aplicação do ensaio de dureza nas superfícies dos CP's objetivou-se relacionar as possíveis alterações no perfil de dureza, das camadas de revestimento, com eventuais variações na resistência à cavitação ou na composição química, decorrente da aplicação das técnicas de revestimento, tipo de arame, mistura gasosa ou pelo grau de diluição imposto pelo processo de soldagem. Para os ensaios de microdureza Vickers, empregou-se microdurômetro **HMV 2000** da Shimadzu, com carga aplicada de 300 gf.

### 5.3.3 Análise microestrutural

A caracterização do comportamento estrutural, químico e do estado superficial dos CP's frente ao processo de cavitação, em função do arame, da camada e do nível de diluição imposto pelo processo de soldagem foram acompanhados por meio de análise microestrutural. Para as análises dos CP's empregou-se microscopia ótica, microscopia eletrônica (Microscópio Eletrônico de Varredura - **MEV**) e Difractometria de raios X. As análises, do comportamento estrutural e do estado superficial, foram executadas em

intervalos de tempo pré determinados de exposição em ensaio acelerado de cavitação. Os equipamentos empregados na análise microestrutural são abaixo relacionados:

- ◆ *Microscópio Eletrônico de Varredura - MEV* ⇒ marca Philips, modelo XL-30, equipado com um espectômetro de energia dispersiva (EDS-EDAX);
- ◆ *Microscópio Ótico* ⇒ marca CARLZEISS JENA, modelo NEOPHOT 30;
- ◆ *Difratômetro de Raios X* ⇒ marca Philips, modelo X-Pert - MPD, utilizando radiação **Cu K $\alpha$** ;
- ◆ *Projetor de perfil* ⇒ marca aus JENA, modelo Profil - Projektor 600.

### 5.3.3.1 Procedimento metalográfico

Nesta etapa os CP's, na condição polida, foram atacados (transversalmente e longitudinalmente) para revelação e avaliação da penetração (diluição), tamanho de grão, espessura da ZAC, perfil de pulsação e espessura das camadas. Para revelação do aspecto de diluição e espessura da ZAC foram empregados ataques com *água régia*, *nital 2%* ou *picral*, com tempos de ataque variando entre 10 s a mais de um minuto. Na revelação do tamanho de grão e perfil de pulsação empregou-se uma mistura de reagentes composta por: 250 ml de  $H_2O$  + 250 ml  $HCl$  + 25 ml  $HNO_3$  + 0,5 ml *V.Sp.B*, com ataque durante 1 minuto sob uma temperatura de 60 °C, tanto para os CP's, quanto para o reagente.

### 5.3.3.2 Revelação do perfil do cordão e do grau de diluição

As análises do grau de diluição e dos perfis dos cordões, impostos pelo processo de soldagem, foram realizadas na superfície transversal à linha dos cordões, previamente

preparadas (polidas e atacadas). Através do projetor de perfil as áreas transversais dos cordões foram transferidas, numa escala ampliada, para uma folha de papel milimetrado. Empregaram-se dois métodos para a medida da área transversal do cordão e, posteriormente, do percentual de diluição. No primeiro método, mais trabalhoso e passível de erro, o cálculo da área foi executado através da contagem do total de áreas unitárias internas à região delimitada. Para o segundo método, mais simples e rápido, empregou-se a balança utilizada no teste de cavitação (vide novamente a figura 5.7), onde o nível de diluição foi obtido pela relação entre os pesos dos papéis referentes a área de cordão e a área diluída.

## CAPÍTULO VI

# RESULTADOS E DISCUSSÕES

### 6.1 Introdução

Neste capítulo, os resultados obtidos, durante o desenvolvimento da etapa experimental, serão discutidos tentando-se relacionar as alterações observadas no comportamento dos CP's frente ao fenômeno de cavitação com os procedimentos de deposição aplicados e, também, com os diferentes graus de automação e composições químicas dos consumíveis selecionados. Assim como no capítulo V, objetivando simplificar a explanação e melhorar a assimilação dos resultados, as discussões dos resultados serão feitas primeiramente no campo processual e, numa etapa posterior, abordar-se-á as discussões no campo metalúrgico.

### 6.2 Processo

Para tornar mais fácil a explanação dos resultados obtidos experimentalmente esses serão apresentados e discutidos na mesma seqüência estabelecida em laboratório, uma vez que os valores de algumas variáveis estavam na dependência e conhecimento prévio de uma ou mais das outras variáveis envolvidas no processo de deposição.

Salienta-se ainda que, como visto no capítulo anterior, as etapas do experimento, apresentadas a seguir, foram executadas nas condições manual, semi-automática e totalmente automatizada. Na realidade o que se almejava, no âmbito do processo, era a obtenção de condições operacionais que tivessem como resposta uma melhor característica de planicidade, aspecto superficial e estabilidade no processo de transferência metálica sob a condição automatizada.

### 6.2.1 Distância entre o tubo de contato e o corpo de prova ( *dcp* )

Tanto para a posição plana, quanto para a posição  $45^{\circ}$ , variou-se a distância contato-peça numa faixa entre 15 e 25 mm. Para a qualificação desta variável, o cuidado principal era o de se obter uma *dcp* mínima, onde as condições de estabilidade do arco fossem satisfatórias e a probabilidade de se ter captação de nitrogênio e oxigênio, da atmosfera vizinha ao arco, fosse mínima.

Tanto para a posição de soldagem plana, quanto para a posição  $45^{\circ}$  do plano horizontal observou-se uma mesma *dcp* satisfatória, com valor aproximado de 20 mm, conforme representado na figura 6.1.

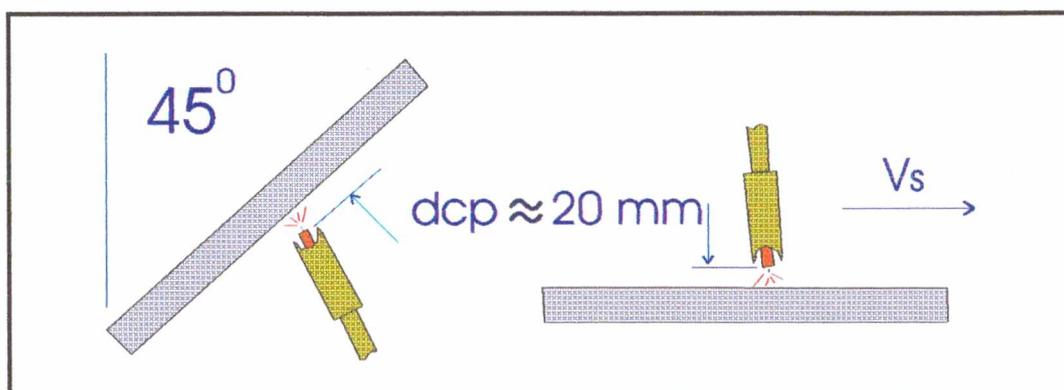


Figura 6.1 - Valor otimizado de *dcp* para as condições impostas no experimento.

### 6.2.2 Ângulos de posicionamento da tocha ( deslocamento e trabalho )

Durante todo o experimento manteve-se um ângulo de trabalho igual a  $0^{\circ}$  para a posição plana, preocupando-se apenas em determinar qual seria o melhor valor para o ângulo de deslocamento que apresentasse um arco mais estável para esta posição. Quanto a posição  $45^{\circ}$  do plano horizontal, manteve-se constante o ângulo de deslocamento com valor de  $0^{\circ}$ , tomando-se o cuidado nesta etapa em achar um valor adequado para o ângulo de trabalho. Para o caso particular da posição  $45^{\circ}$  em relação ao plano horizontal, a preocupação principal era a de se obter um cordão de solda o mais simétrico possível, melhor dizendo, tentar minimizar ao máximo a influência da gravidade sobre a poça fundida variando-se o ângulo de trabalho numa faixa de valores compreendida entre  $0^{\circ}$  e  $30^{\circ}$  no plano de trabalho. Com relação a posição plana, foram testados uma faixa de valores para o ângulo de deslocamento entre  $-10^{\circ}$  a  $10^{\circ}$  no plano de deslocamento.

Os melhores resultados (estabilidade do arco e simetria do reforço) obtidos para as duas posições foram: ângulo de deslocamento igual a  $-5^{\circ}$  para a posição plana e um ângulo de trabalho igual a  $20^{\circ}$  para a posição  $45^{\circ}$ . A figura 6.2 apresenta o posicionamento da tocha para as duas condições de soldagem.

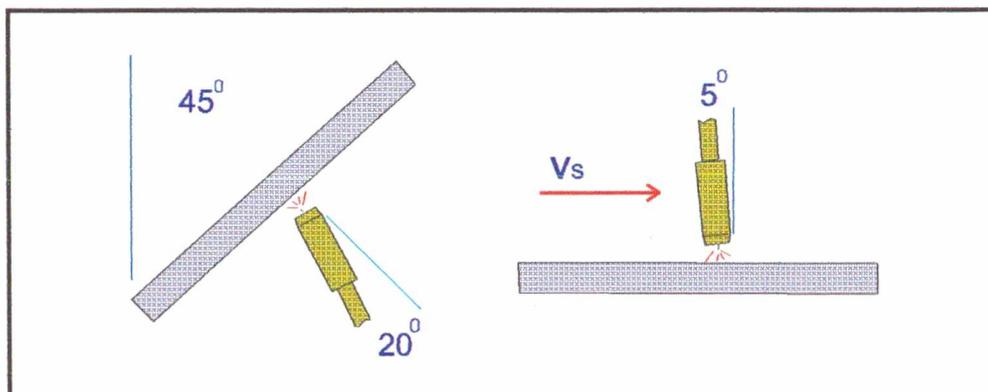


Figura 6.2 - Ângulos de trabalho e posicionamento empregados na etapa de deposição.

### 6.2.3 Velocidade de soldagem ( $v_s$ )

Para esta variável, o propósito era o de se obter cordões de bom aspecto superficial e, dentro do possível, isentos de defeitos como porosidades superficiais e mordeduras. Havia ainda o cuidado quanto ao aporte de calor que o processo provocaria em função desta velocidade. A faixa de velocidade, utilizada para a seleção de uma adequada  $v_s$ , compreendeu valores entre 10 e 30 cm/min, obtendo-se melhores resultados para valores na faixa de 20 a 25 cm/min, tanto para a posição plana, quanto para a posição  $45^\circ$  do plano horizontal.

### 6.2.4 Distância entre cordões ( $d$ )

No contexto do desenvolvimento experimental  $d$  apresentava-se como a variável com maior dependência em relação às demais envolvidas no experimento. Na seleção desta variável o que se almejava era a aquisição de uma camada depositada o mais plana possível. Para as duas condições de soldagem impostas, plana e  $45^\circ$  do plano horizontal, observou-se em ambos os casos uma diferença no valor de  $d$ , entre os cordões do amanteigamento e do revestimento, em função principalmente da diferença na composição química e tipo de arame. Outra observação importante, relaciona-se ao fato de  $d$  não apresentar dependência com a técnica de tecimento. A faixa utilizada para a seleção de  $d$  compreendeu valores situados entre a metade e a largura total do reforço, isto é, entre 5 e 10 mm. A figura 6.3 traz a representação do valor de  $d$  selecionado para ambas as posições, onde se observa que o ponto utilizado como referencial para a distância  $d$  situa-se no centro do reforço (não é a sobreposição).

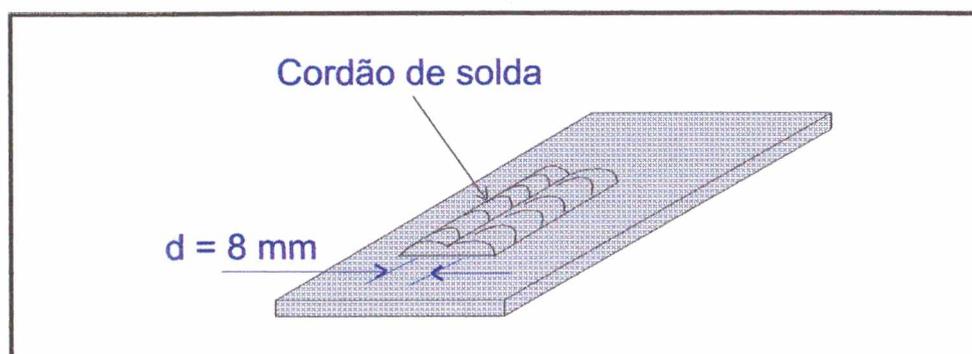


Figura 6.3 - Distâncias entre cordões empregada, em ambas as posições de soldagem, durante a etapa de deposição.

### 6.2.5 Pré-aquecimento, temperatura de interpasse e mistura gasosa

Observou-se que a utilização de uma temperatura de pré-aquecimento de  $150^{\circ}\text{C}$ , baseada na faixa de valores recomendada em literatura, possibilitou uma melhor estabilidade do arco no início do amanteigamento, em função do controle sobre o nível de dissipação de calor provocado pela superior condutividade térmica do aço carbono em relação ao aço inoxidável austenítico. O controle da temperatura, necessária à deposição dos demais cordões, foi estabelecida por meio do controle da temperatura de interpasse no mesmo patamar da temperatura de pré-aquecimento, através do CICLOTER.

Com relação as misturas gasosas, observou-se uma ligeira melhoria na estabilidade do arco, representada pela variação no perfil das ondas de tensão, quando da soldagem com a mistura  $99\% \text{ Ar} + 1\% \text{ O}_2$ , em comparação à mistura C8. Esta diferença apresentada, constatada pelos oscilogramas, traduziu-se também numa redução na quantidade de salpicos apresentados pelas diferentes misturas, isto é, para a mistura  $\text{Ar} + \text{O}_2$  a quantidade de salpicos sobre o depósito foi inferior a mistura C8. A figura 6.4 apresenta os oscilogramas de corrente e tensão, referentes a REV2, para as duas misturas gasosas. Nestes oscilogramas observa-se que: (i) para a mistura C8 a diferença entre as

tensões referentes às correntes de pulso e de base tendem a ter maior amplitude ( $\approx 10$  V);

(ii) observando-se os eixos das tensões, verifica-se uma diferença na origem dos eixos,

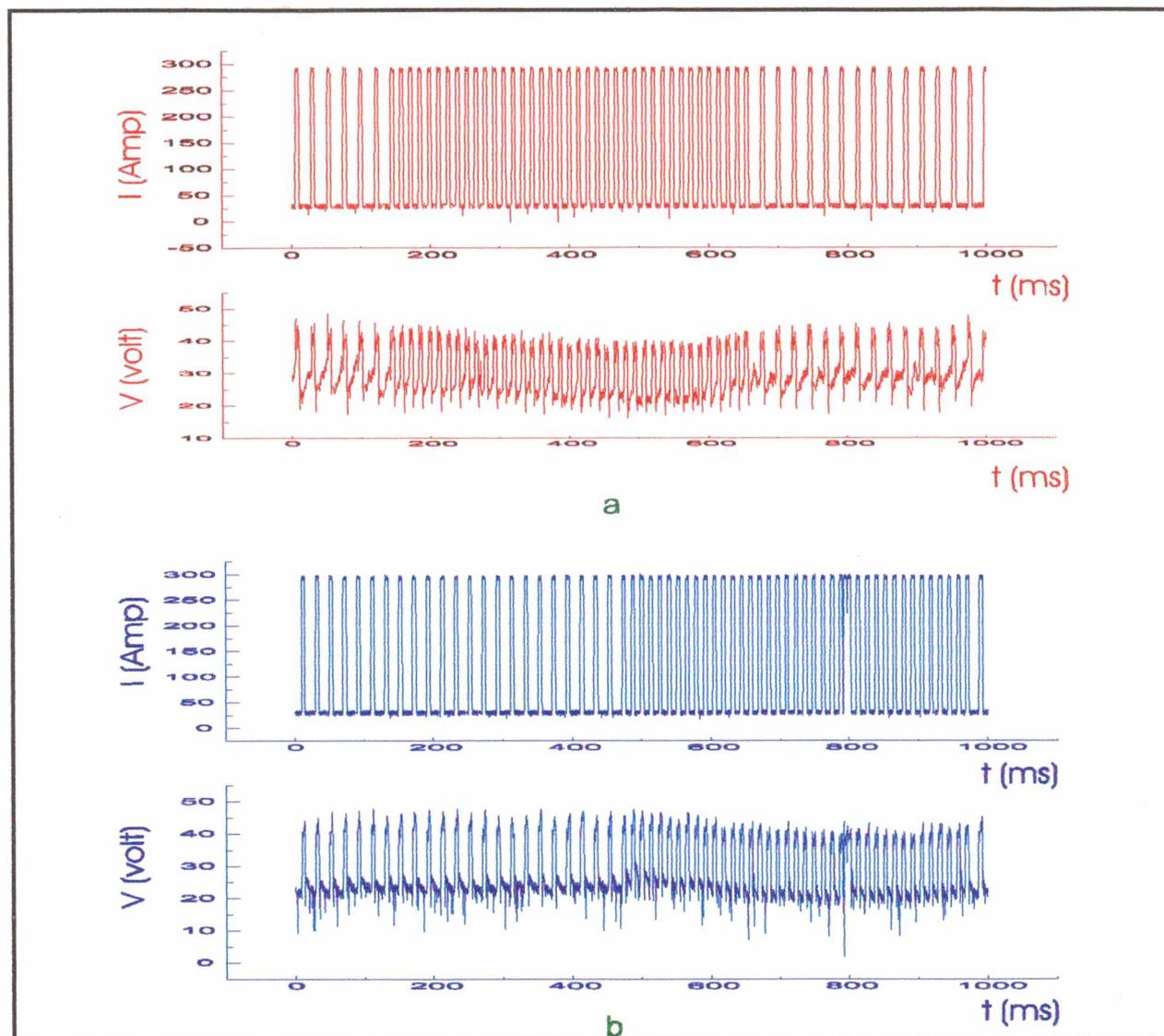


Figura 6.4 - Oscilogramas obtidos, para REV2, na etapa experimental. Onde (a) deposição empregando mistura 99% Ar + 1% O<sub>2</sub> e (b) deposição empregando C8.

isto é, para a mistura contendo oxigênio, o valor mínimo de tensão plotado corresponde a 10 V, o que pressupõe um reduzido nível de salpicos, por outro lado, na mistura C8 a origem coincide com o valor 0 V, indicando uma maior tendência a instabilidade e uma maior presença de salpicos, em relação a outra mistura e (iii) devido a diferença nos picos

de tensão (pulso e base), deve ocorrer uma diferenciação no comprimento do arco em função da mistura gasosa aplicada, melhor dizendo, o comprimento do arco para  $C8$  tende a variar mais do que para a mistura  $Ar + O_2$ . Onde, um aumento de  $CO_2$  ao  $Ar$  tende a facilitar a transferência por curto circuito.

### 6.3 Metalurgia

#### 6.3.1 Diluição

Foi observado que os revestimentos soldados podem apresentar níveis distintos de diluição em função não só do tipo de processo de soldagem, como também do grau de automação e das técnicas de deposição empregadas. Esta variação no nível de diluição origina um comportamento diferenciado, entre as camadas dos depósitos, frente à cavitação.

Conseguiu-se com a aplicação do MIG/MAG, automatizado, uma diluição média, na liga REV2, na ordem do 20% contra 27% para REV1, soldada com eletrodo revestido (vide figura 6.5). Nesta figura observa-se os diferentes níveis de diluição impostos por diferentes processos, posições de soldagem e grau de automação.

Da figura 6.6 nota-se visualmente que a primeira camada de revestimento (REV2 soldado manualmente - CP 106), diluída pelo amanteigamento, quando exposta à cavitação apresenta um desempenho inferior ao esperado para a liga frente à cavitação. Da figura 6.7 observa-se que a baixa performance na primeira camada e a obtenção de uma resistência satisfatória à cavitação já na segunda camada deve-se a diferenças nas composições químicas destas camadas, isto é, haverá, em função do processo de

soldagem empregado, a necessidade de um determinado número de camadas para que se possa atingir a máxima resistência do material de aporte.

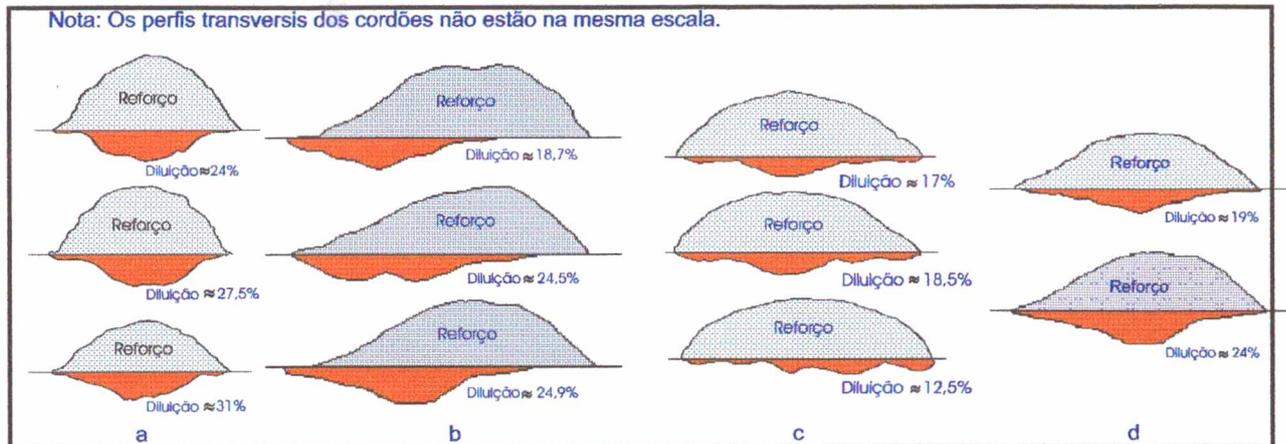


Figura 6.5 - Perfis de diluição, em distintas posições dos cordões, para os diferentes processos e posições. Onde (a) REV1 soldado com eletrodo revestido, (b) REV2 soldado sobre cabeça com pulsação térmica (robô), (c) REV2 soldado manualmente com pulsação térmica e (d) REV2 soldado na posição plana com pulsação térmica (robô).

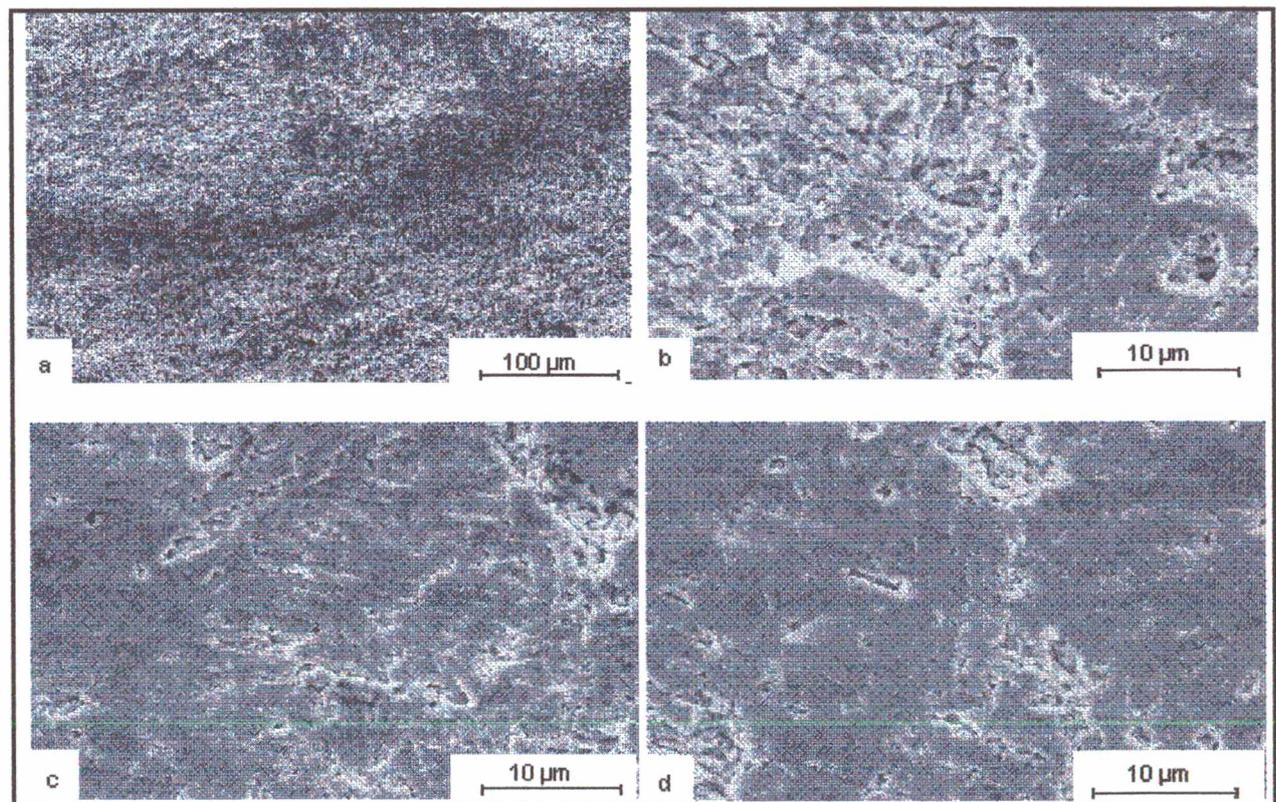


Figura 6.6 - Aspecto ao MEV, CP 106, dos diferentes graus de erosão nas camadas do depósito, após de 15 horas de ensaio. Onde: (a) 2ª camada de AMANI, (b) Fronteira entre AMANI e 1ª camada de REV2, (c) 2ª camada de REV2 e (d) 3ª camada de REV2.

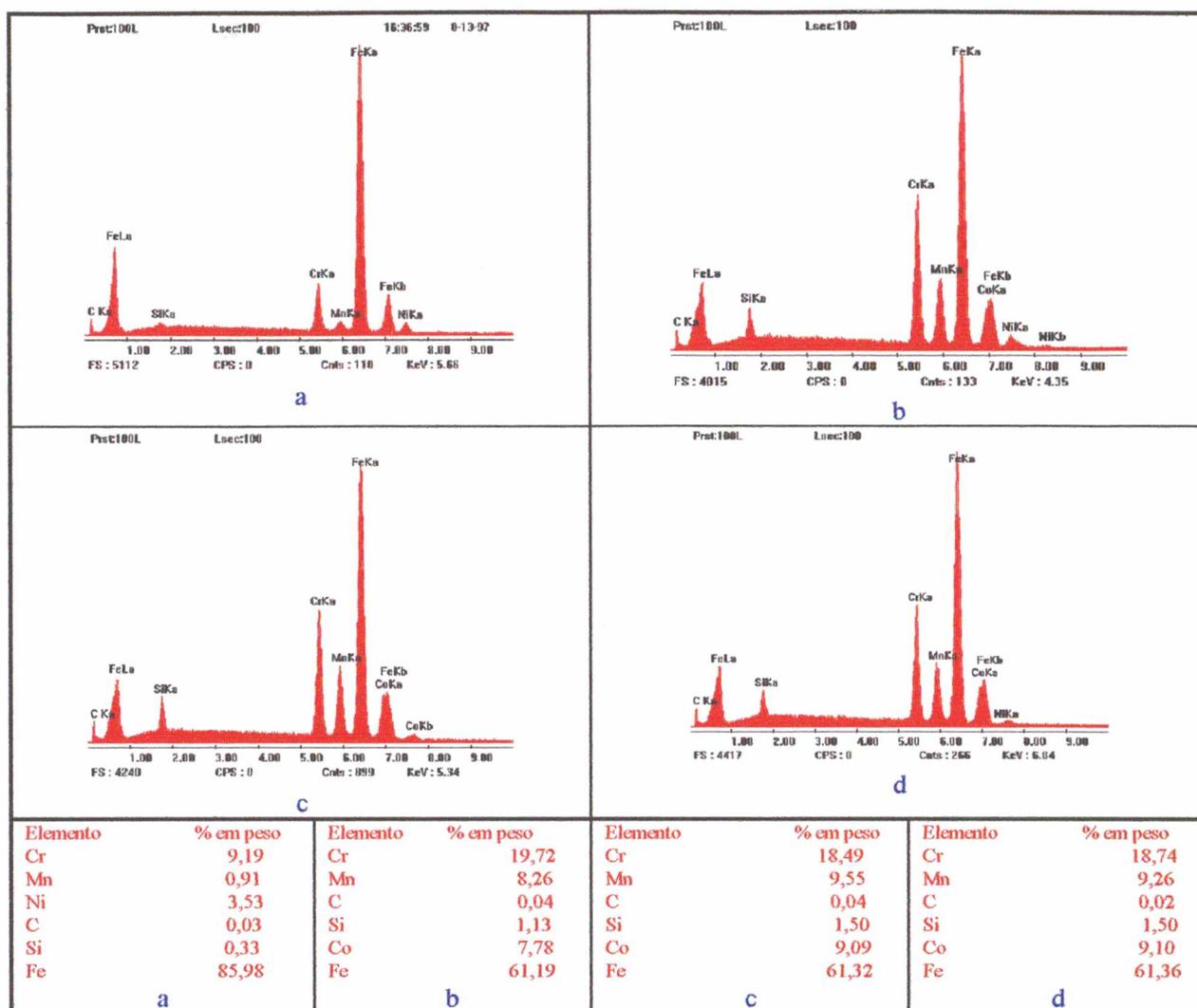


Figura 6.7 - Espectro e quantificação química, ao MEV, dos elementos nas diferentes camadas de CP 106. Onde (a) 1ª camada de AMAN1; (b) 1ª camada de REV2; (c) 2ª camada de REV2 e (d) 3ª camada de REV2.

Outra metodologia aplicada para avaliação do efeito da diluição foi a desenvolvida pela equipe de metalurgia da soldagem do LABSOLDA/UFSC, a qual se utiliza do princípio proposto por AHMED et al [15]. Nesta metodologia os CP's são ensaiados transversalmente em relação as linhas dos cordões e, a cada intervalo de ensaio, os perfis de rugosidade são levantados camada por camada. A partir desta metodologia comprovou-se que a liga REV2, depositado com MIG/MAG pulsado com pulsação térmica, apresenta, mesmo quando soldada sem amanteigamento (CP 104), um perfil de rugosidade satisfatório frente a cavitação já a partir da segunda camada. Para a liga

REV1, soldada com SMAW, uma resistência satisfatória só é atingida a partir da terceira camada.

A Figura 6.8 apresenta, para REV1 e REV2, soldados manualmente, a variação de  $R_y$  em função do tempo de exposição. Observa-se que: (i) o valor de  $R_y$  para AMAN1 eleva-se rapidamente, devido sua resistência à cavitação bem inferior a de REV2; (ii) como as duas primeiras camadas de REV1 e a primeira camada para REV2 apresentam diluição de AMAN1, suas resistências tendem a serem inferiores em relação as demais camadas dos depósito confeccionados com estes revestimentos; (iii) novamente observa-se que diferentes processos de soldagem, em função do nível de diluição imposto, demonstram exercerem importante papel na resistência à cavitação, principalmente, sobre a segunda camada dos depósitos.

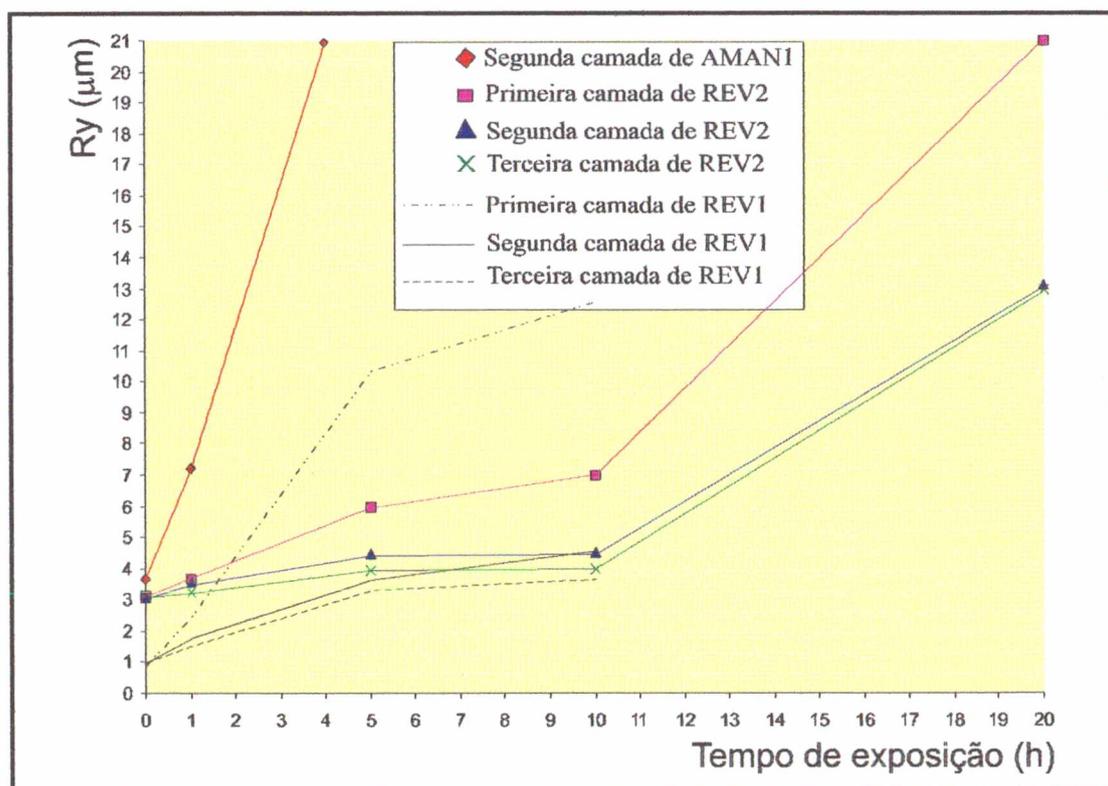


Figura 6.8 - Resistência à cavitação em função da rugosidade superficial para as diferentes camadas do depósito.

Dessa forma, baseado nas diferentes análises realizadas, pode-se estimar que os diferentes níveis de diluição parecem ser um dos vínculos entre o processo de soldagem e boa resistência à cavitação nas diferentes camadas do depósito (modificação química).

Para o caso particular da soldagem utilizando o MIG pulsado com pulsação térmica, considerando-se  $v_s$  constante durante o processo de deposição, notou-se que a aplicação desta variante acarreta um perfil “**serrilhado**” de diluição nos cordões (vide figuras 6.5d e 6.9). Este efeito deve-se ao fato da imposição dos dois níveis de frequência de pulsação, característicos deste processo, acarretar variações cíclicas no aporte de calor.

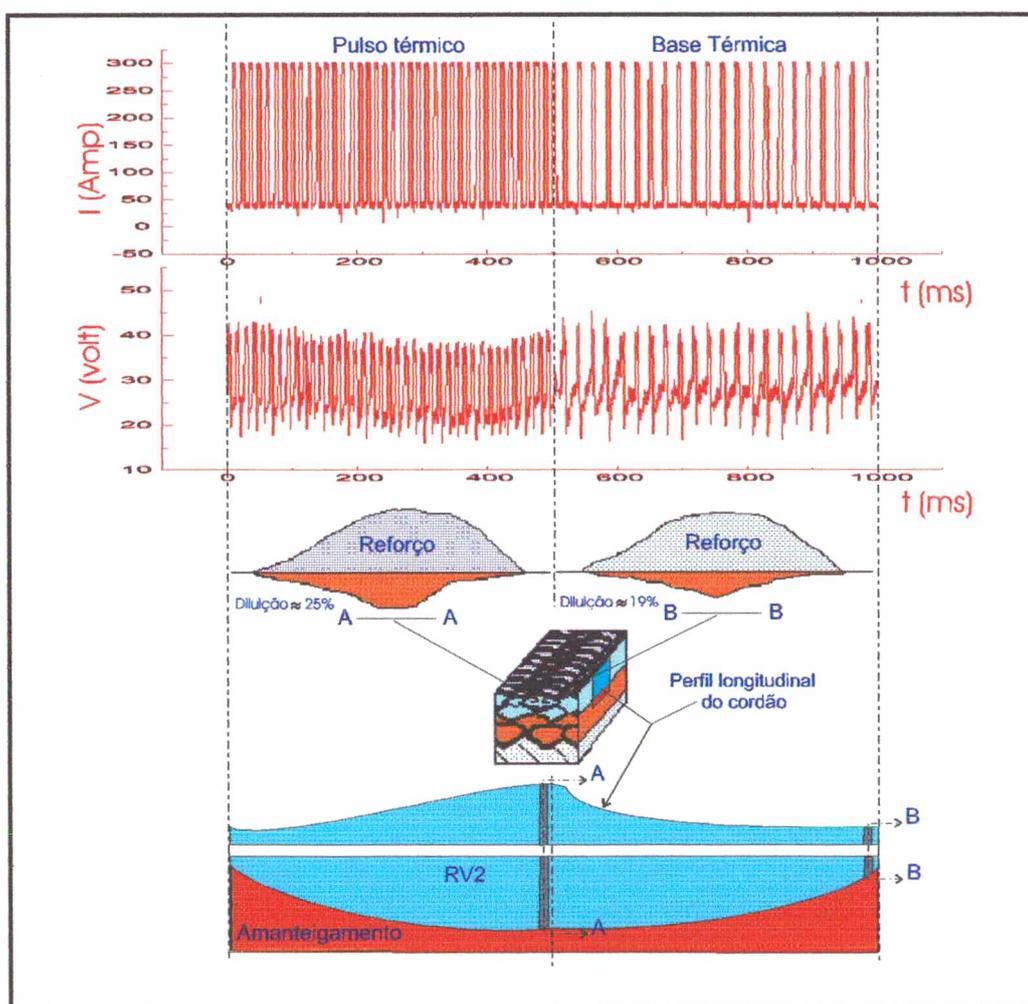


Figura 6.9 - Efeito *serrilhado* provocado pela pulsação térmica, onde se verifica a imposição de diferentes aportes térmicos (oscilogramas) e, em consequência, a seção longitudinal apresentando um perfil de diluição variado e cíclico.

O que se estima é que, possivelmente, o *serrilhado* ocasiona variações na resistência à cavitação nos intervalos compreendidos entre o início do pulso térmico e final da base térmica. Contudo, como discutido anteriormente, que a partir de um determinado número de camadas a resistência à cavitação não sofrerá mais influência da diluição, então por este enfoque o efeito *serrilhado*, com relação à diluição, possivelmente perderá importância nestas camadas.

No anexo II são apresentadas as tabelas com os valores medidos de Ra, Ry e seus desvios padrão “Std”, para os CP’s soldados com pulsação térmica e com eletrodo revestido, respectivamente (CP 104, CP 106 e CP 105).

### 6.3.2 Pulsação térmica

Os resultados experimentais demonstram que os diferentes níveis de *aporte de calor* característicos da soldagem com pulsação térmica, além da variação no perfil de diluição, acarreta o surgimento de três diferentes zonas nos cordões depositados, isto é, notou-se que após algumas horas de ensaio de cavitação ou durante a realização do ataque químico, para análise metalográfica, ficava bem definida nos CP’s a existência destas diferentes regiões em forma de “*escamas*” (vide figura 6.10). A princípio imaginava-se que esta diferenciação, encontradas apenas nos CP’s soldados com pulsação térmica, estivesse relacionada a regiões com diferentes tamanhos de grão, originadas pelo efeito da pulsação térmica porém, através da análise metalográfica destas localidades não foi detectada uma considerável variação granulométrica que justificasse esta alteração (vide figura 6.11). Na realidade o que pôde ser observado, nos CP’s, foi que as regiões A, B e C (*escamas*) apresentaram diferentes níveis de ataque, o que pressupõe haver

diferenciação no nível de energia entre estas regiões (porém, a princípio, não ligados a mudanças granulométricas).

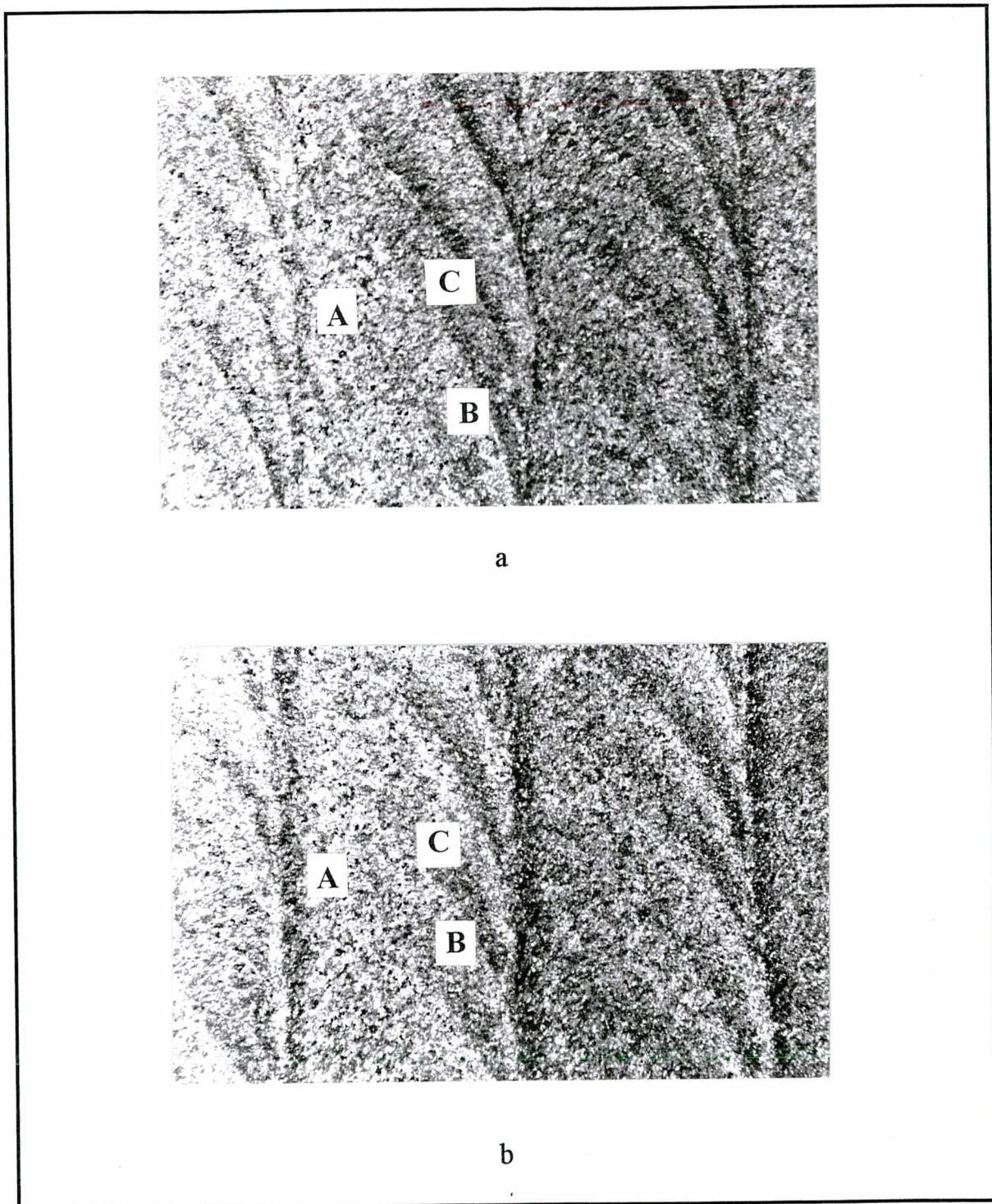


Figura 6.10 - Aspecto de *escama* apresentado pelos CP's 100 ( a ) e 101 ( b ), após ataque químico. Ampliação 6x.

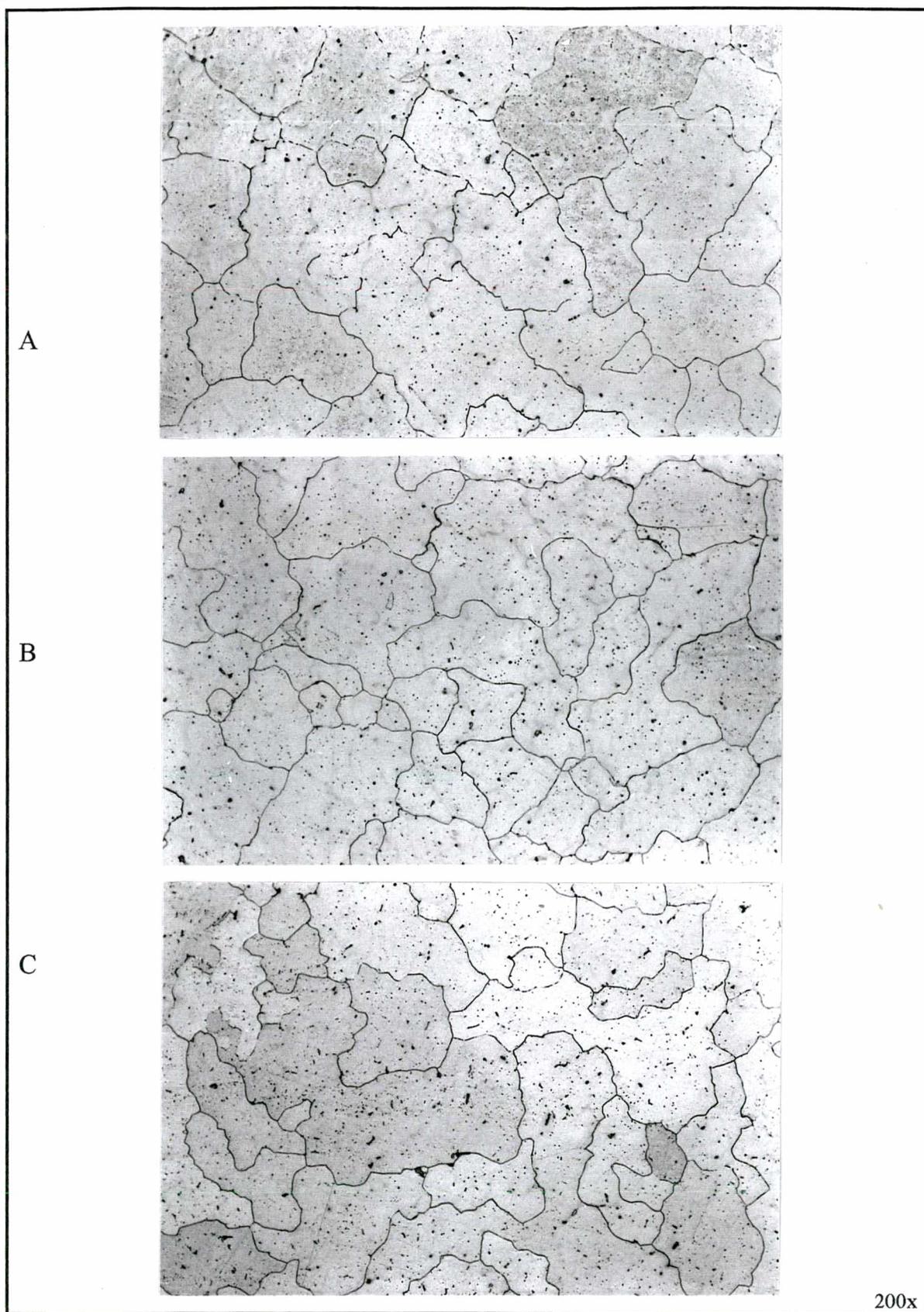


Figura 6.11 - Aspectos granulométricos apresentados pelas diferentes regiões oriundas da pulsação térmica (CP 101). Onde (A) Região teoricamente recristalizada, (B) Pulso térmico e (C) base térmica (vide novamente figura 6.10). Note não haver alteração significativa na granulometria entre estas regiões.

Quando da realização dos ensaios de cavitação estas *escamas* apresentaram diferentes níveis de taxa erosiva e, estranhamente, uma variação de composição química (vide figuras 6.12 e 6.13). Pela análise feita no tópico anterior pode-se, a princípio, concluir não haver relação com a diluição, uma vez que os ensaios foram realizados na segunda camada de REV2 onde a performance do material resistente encontra-se estabilizada.

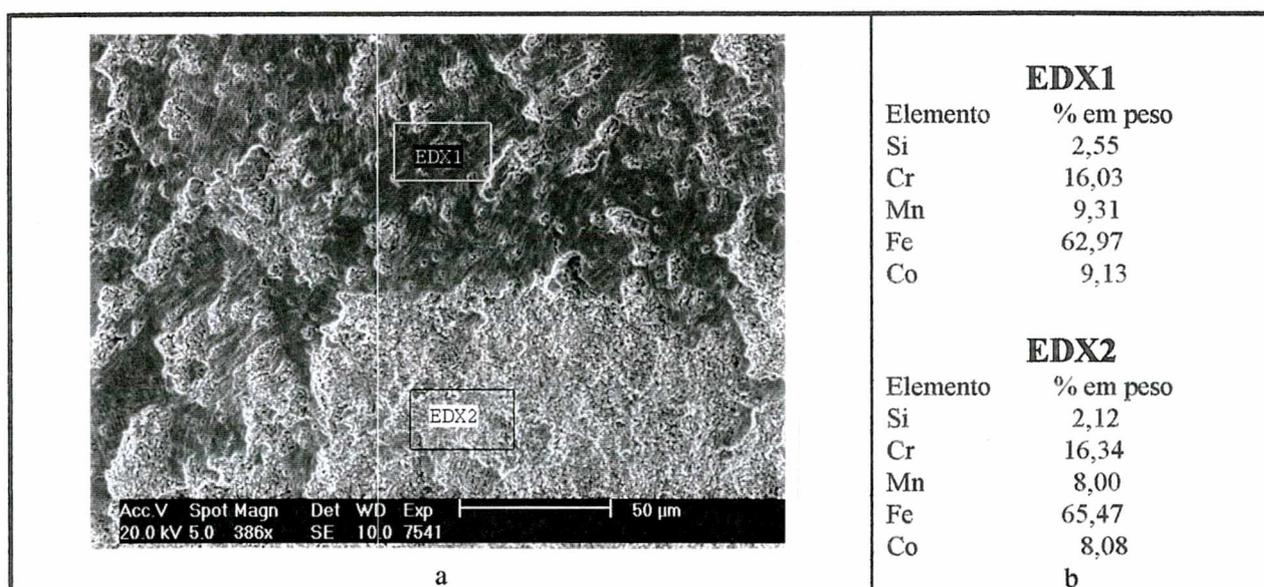


Figura 6.12 - Aspecto ao MEV, CP 104, da região de fronteira entre cordões de REV2 (na segunda camada) após aproximadamente 20 horas de ensaio de cavitação. Onde (a) região A e (b) quantificação química das regiões.

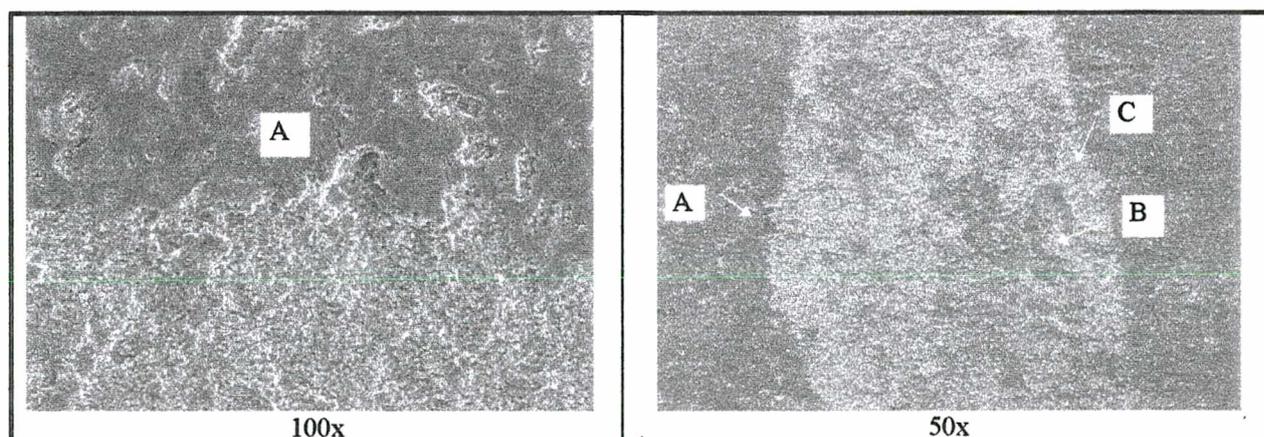


Figura 6.13 - Aspecto das regiões erodidas (*escama*) apresentada pelo CP 104, soldado com pulsação térmica, após aproximadamente 20 horas de ensaio de cavitação. Onde se observa um detalhe da região A na interface de dois cordões (1000x) e as regiões A, B e C (50x), com diferentes taxas erosivas (áreas mais claras apresentando maior taxa erosiva).

Uma vez que as *escamas* não apresenta uma relação direta com a diluição ou com a granulometria do cordão, supõe-se haver então uma relação com o aumento no efeito convectivo e agitação da poça fundida (homogeneização) [20, 21, 22, 23] e/ou com os diferentes ciclos térmicos experimentados pelos cordões durante a realização da pulsação térmica [20].

### 6.3.3 Efeito da técnica de tecimento sobre a resistência à cavitação

Para a análise do efeito da técnica de tecimento sobre a resistência à cavitação empregou-se a deposição de REV2 em dois níveis de frequência (1 Hz - CP 104 e 2 Hz - CP 103) e, para comparação, REV2 sem a aplicação de tecimento (CP 101). Após a realização dos ensaios acelerados de cavitação nos CP's 100, 103 e 104, sob a última camada dos depósitos, constatou-se da figura 6.14 que: (i) o efeito da aplicação de tecimento durante a deposição, apesar de não se ter observado nenhuma alteração considerável no tamanho de grão entre os CP's, apresentou os efeitos esperados sobre a resistência a cavitação, isto é, quanto mais elevada a frequência de tecimento empregada, dentro da faixa de valores ensaiados, melhor foi o desempenho de REV2 frente à cavitação. Possivelmente este ganho se deva ao aumento no grau de agitação da poça de fusão a medida que se eleva a frequência aplicada; (ii) Como as curvas apresentam um relativo paralelismo (inclinação) após o período de incubação, pode-se notar que as diferenças entre as curvas deve-se a mudança neste período, isto é, o tecimento atua como um expensor do o período de incubação e (iii) o desempenho esperado para o REV2, sob condição automatizada e com a aplicação de pulsação térmica, só foi atingido com a aplicação da técnica de tecimento planar, isto é, se estimava uma performance superior de

REV2, sob automação, em comparação a REV2 soldado com pulsação normal, independente da aplicação ou não de tecimento da tocha (vide também item 6.3.7).

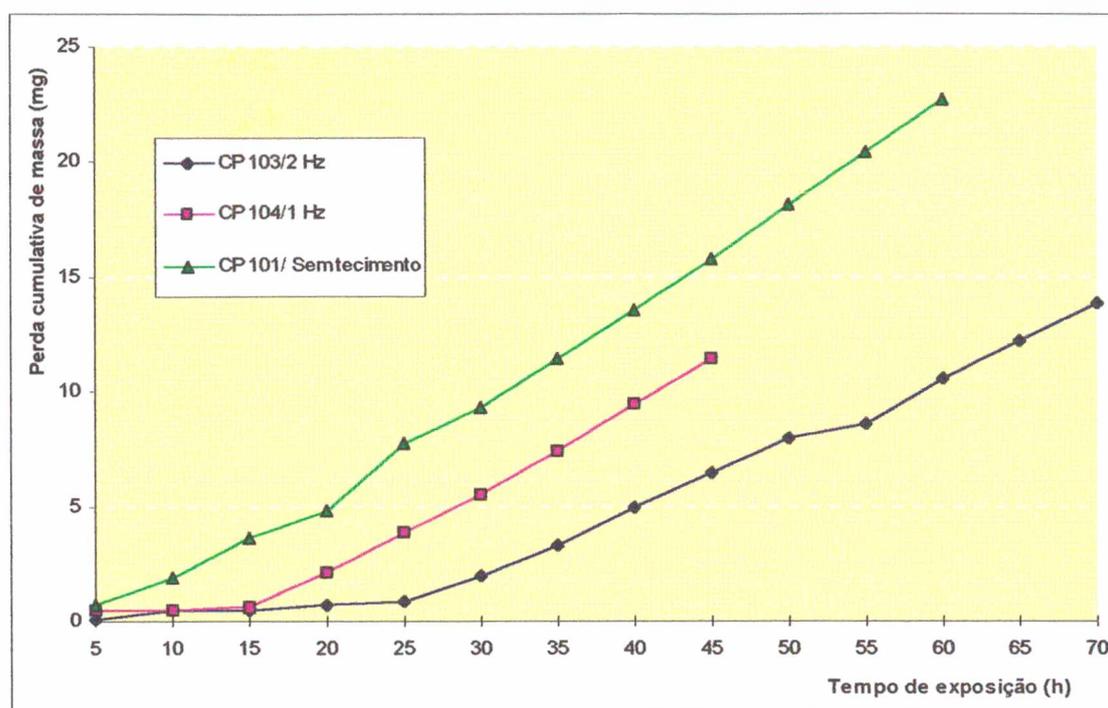


Figura 6.14 - Desempenho dos depósitos, confeccionados com REV2, frente à cavitação em função da frequência de tecimento.

BOCCANERA<sup>(1)</sup>, na UniBW (Alemanha), constatou em análises preliminares da resistência frente à cavitação dos depósitos, confeccionados com REV2 sob diferentes condições de tecimento, que a variação de performance destes CP's apresenta relação entre a frequência de tecimento e as diferentes quantidade das fases  $\epsilon$  e  $\alpha'$  originadas nestes CP's (CP 100 - 1 Hz, CP 101 - 0 Hz e CP 103 - 2 Hz) durante o processo de erosão, melhor dizendo, os diferentes níveis de frequência de tecimento empregados em REV2 deram como resposta níveis diferenciados de  $\epsilon$  e  $\alpha'$ . Os CP's que apresentaram maior resistência tiveram proporções equivalentes de ambas as fases durante o período de

<sup>(1)</sup> Doutorando do Curso de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica da Universidade Federal de Santa Catarina.

incubação enquanto que no regime permanente a quantidade de  $\epsilon$  tende a se incrementar em detrimento a  $\alpha'$ . Por outro lado no CP soldado sem tecimento foi observado durante o período de incubação uma diferença nas quantidades das fases, sendo a presença  $\epsilon$  mais acentuada e, no regime permanente, esta diferença se incrementa em favor de  $\epsilon$ . Talvez seja esta a razão pela qual o revestimento adquire resistência a medida que se vai aumentando a frequência de tecimento (dentro da faixa de valores ensaiados).

As figuras 6.15 e 6.16 ilustram as mudanças de fases e as variações volumétricas, respectivamente sofridas pelo CP 100 (depositado automaticamente com 1 Hz) após 10, 25 e 45 horas de ensaio de cavitação. Observa-se que a medida que o tempo de ensaio se prolonga a quantidade de  $\gamma$  se reduz em função das transformações induzidas  $\gamma \rightarrow \epsilon$  e  $\gamma \rightarrow \alpha'$  e que durante o período de incubação a transformação de  $\epsilon$  é mais pronunciada porém, após este período  $\epsilon$  apresenta uma pequena redução originando uma ligeira ascensão em  $\alpha'$  (os volumes das fases apresentados estão sujeitos a dispersões em função da metodologia empregada nos cálculos dos valores).

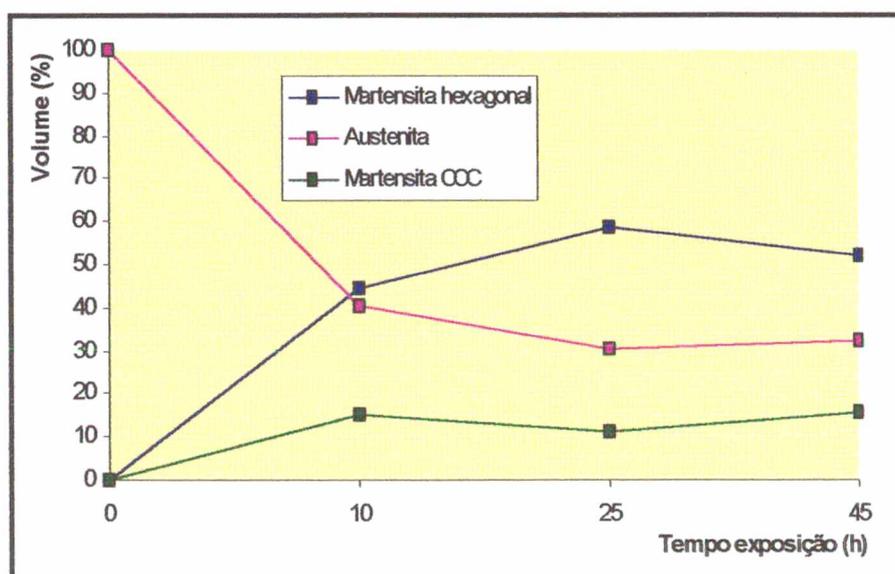


Figura 6.15 - Comportamento volumétrico das fases  $\gamma$ ,  $\epsilon$  e  $\alpha'$ , durante a cavitação.

Para o cálculo das variações volumétricas das fases ( $\gamma$ ,  $\epsilon$  e  $\alpha'$ ) no CP 100, a cada intervalo de ensaio, empregou-se a metodologia utilizada em [1].

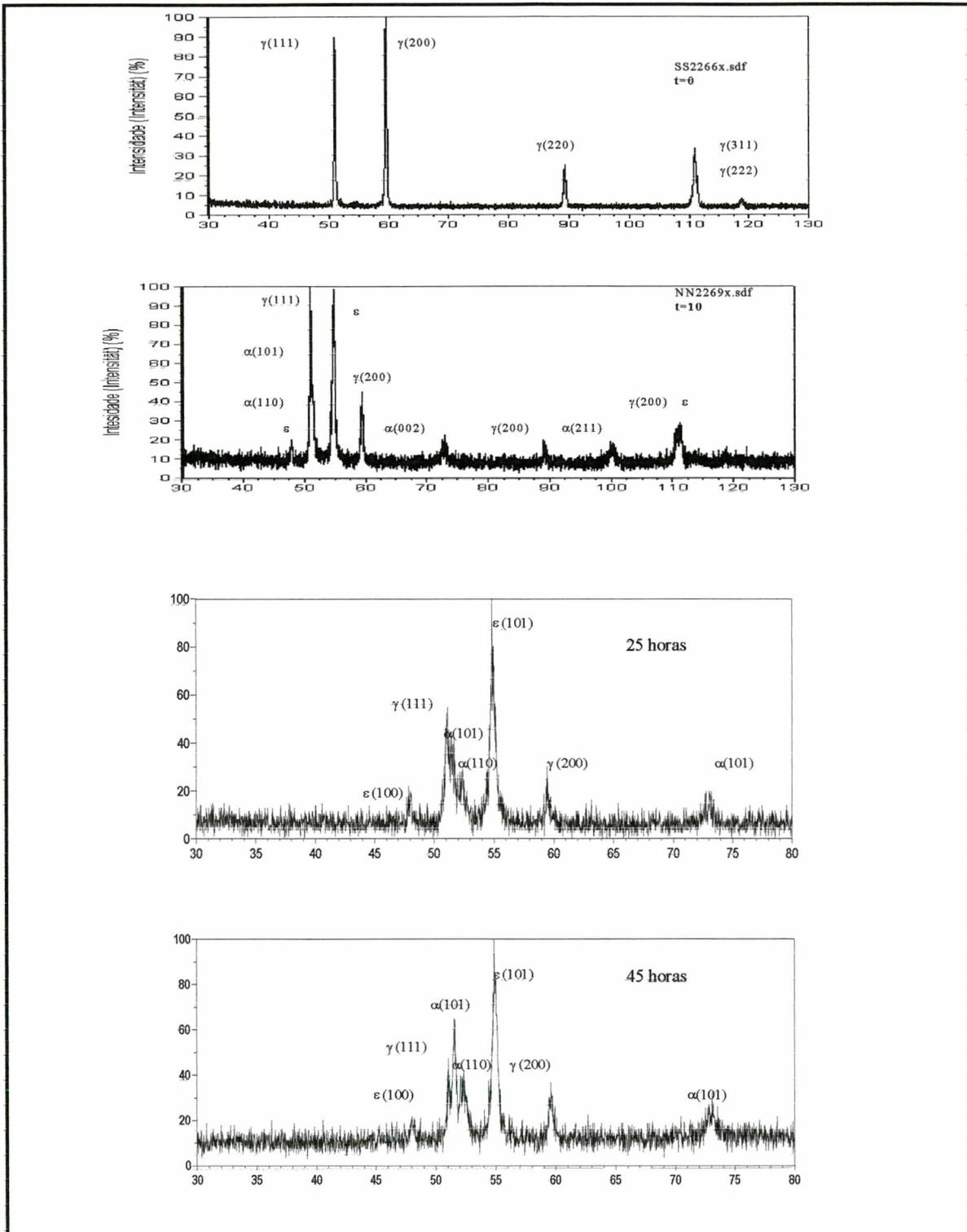


Figura 6.16 - Evolução das transformações  $\gamma \rightarrow \epsilon$  e  $\gamma \rightarrow \alpha'$ , no CP 100, em função do tempo de ensaio de cavitação.

### 6.3.4 Dureza

Como cita REBELLO et al [9], materiais de uma mesma família podem apresentar uma relação entre resistência a cavitação e propriedades mecânicas (dureza por exemplo). Para os perfis transversais de dureza levantados para os CP's na condição como soldado (vide figuras 6.17 e 6.18), observa-se que: (i) os Cp's confeccionados com REV2, em diferentes condições de frequência de tecimento, não demonstram uma diferença nos perfis dureza que venha a justificar a melhora na performance frente a cavitação dos CP's soldados com níveis mais elevados de frequência (vide ANAVA no Anexo II), isto é, um aumento na resistência a cavitação não necessariamente culminou com um aumento no perfil de dureza e, desta forma, não sendo verificada na prática a citação de REBELLO; (ii) com relação a comparação entre os perfis de dureza apresentados pelos CP's

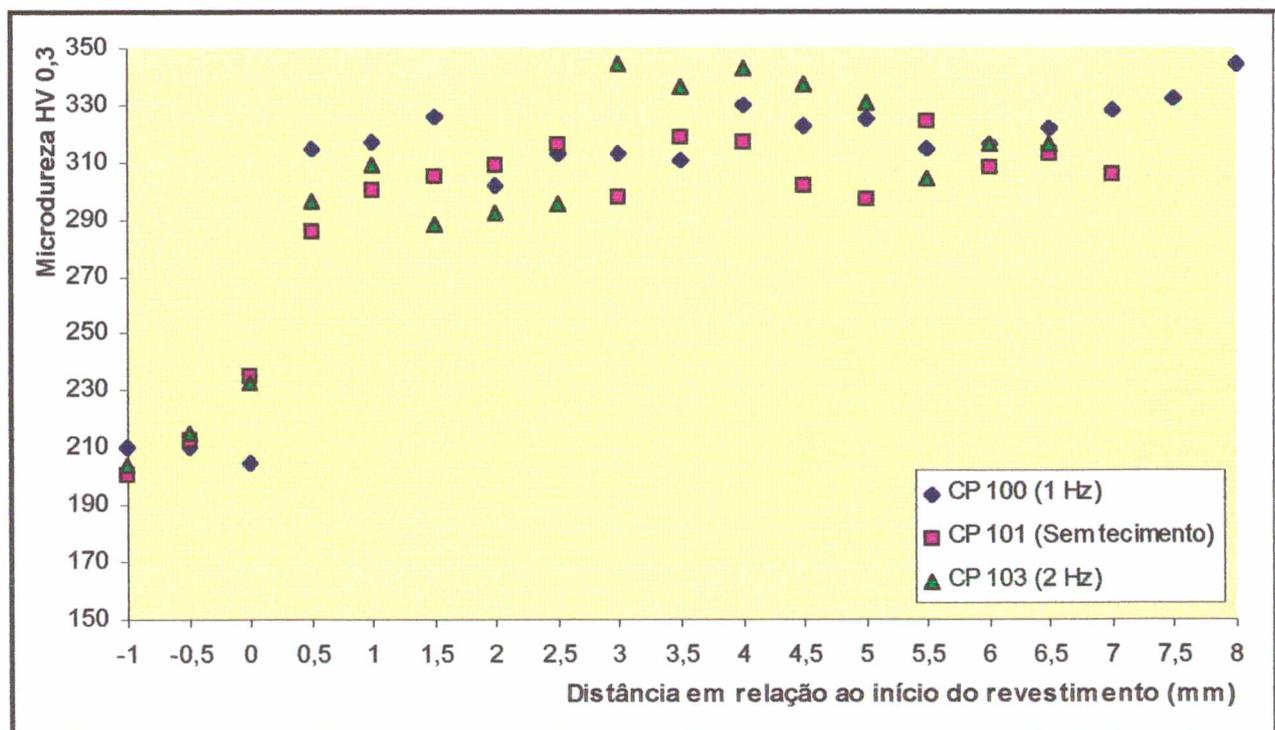


Figura 6.17 - Perfis transversais de dureza apresentados pelos CP's soldados em diferentes níveis de frequência de tecimento.

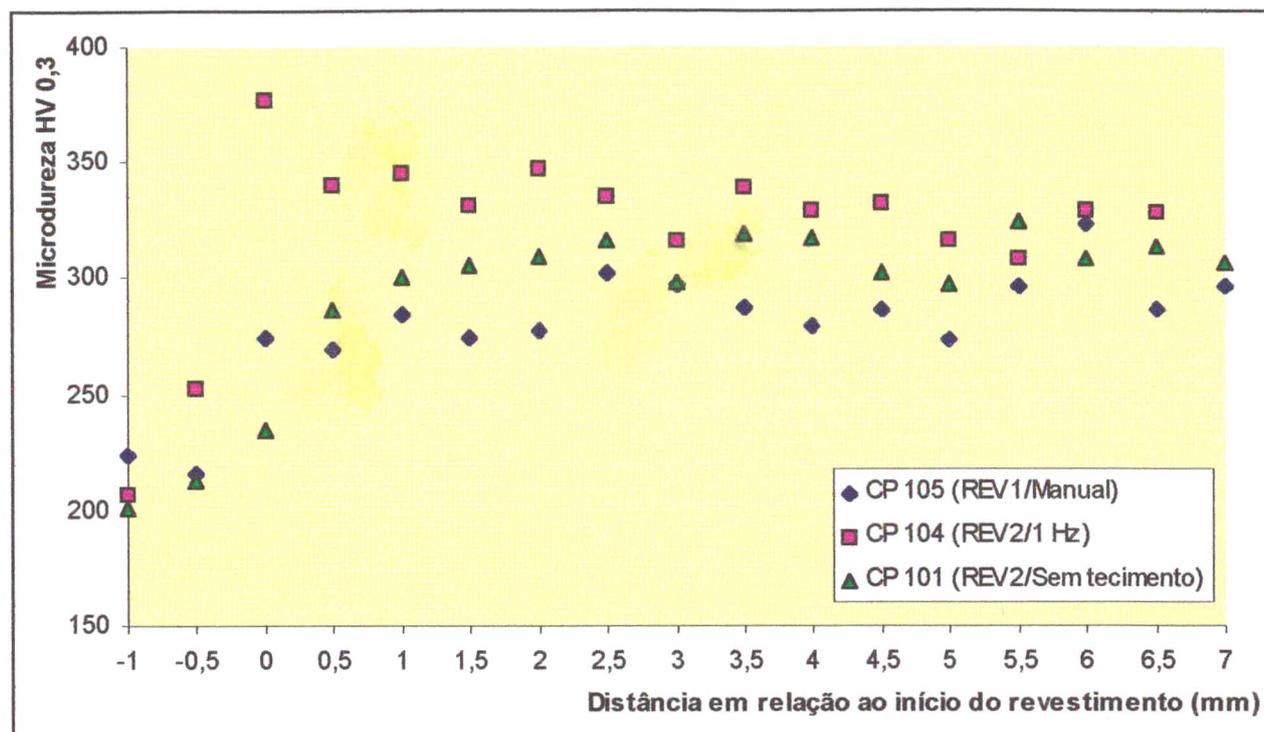


Figura 6.18 - Perfil de dureza apresentado em função da processo de soldagem e da aplicação ou não de amanteigamento.

soldados com diferentes processos (CP 105/SMAW e CP 101/MIG) ou sem a aplicação de amanteigamento (CP 104) observou-se novamente não haver relação (modificações) entre os perfis de dureza apresentados e suas resistências à cavitação (vide ANAVA no Anexo II), isto é, o que pode ser notado foi um pico de dureza na interface entre o metal de base (1020) e o revestimento (REV2) ocasionado aparentemente pela alteração no teor de carbono do revestimento nesta região porém, normalizando-se o perfil na segunda camada, onde a influência da diluição não se faz pronunciada e (iii) com relação aos perfis de dureza apresentados pelas ligas REV2 e REV1, pertencentes a uma mesma família de liga mas, com uma relativa modificação na em suas composições químicas, também não observou-se a proposição de REBELLO (vide ANAVA no Anexo II).

### 6.3.5 Descontinuidades nos depósitos

Como citado por DUTRA et al [40, 45] comprovou-se que os depósitos obtidos a partir da aplicação de corrente pulsada com pulsação térmica realmente apresentam, quando bem regulado o processo, isenção de defeitos superficiais, como mordeduras e porosidades. Contudo, quando da extração dos CP's, para realização dos ensaios de cavitação e análise metalográfica, verificou-se a presença de porosidade localizada no “pé dos cordões” e, após uma observação mais detalhada, constatou-se que os poros além apresentarem um certo grau de repetibilidade, conservavam o seu ponto de localização um pouco acima da linha de fusão e coincidente com a região de interface entre o pulso térmico e a base térmica (vide figura 6.19). A princípio supôs-se que os poros tivessem alguma relação com os arames empregados (maciço e tubular), com o tipo de mistura gasosa ou então com os procedimentos de soldagem empregados, principalmente com o tecimento da tocha. Assim, como forma de se identificar o real causador desta descontinuidade executou-se as seguintes etapas de análises: (i) em nenhum dos CP's soldados com pulsação térmica verificou-se porosidade localizadas em outras regiões além do “pé dos cordões”; (ii) Com relação a mistura gasosa pôde-se constatar que tanto nos CP's soldados com  $Ar + O_2$  ou com  $C8$  o defeito se fez presente e sempre na mesma localização; (iii) para o caso da aplicação da técnica de tecimento as observações também demonstraram não haver relação direta entre o defeito e as frequências de tecimento empregadas; (iv) com relação aos arames utilizados (AMAN2 e REV2) novamente não se pode fazer relação destes com os defeitos apresentados, uma vez que a porosidade se mostrou praticamente na mesma proporção e em todas as camadas dos depósitos e (v) pensou-se então na relação do defeito com problemas de transferência metálica porém,

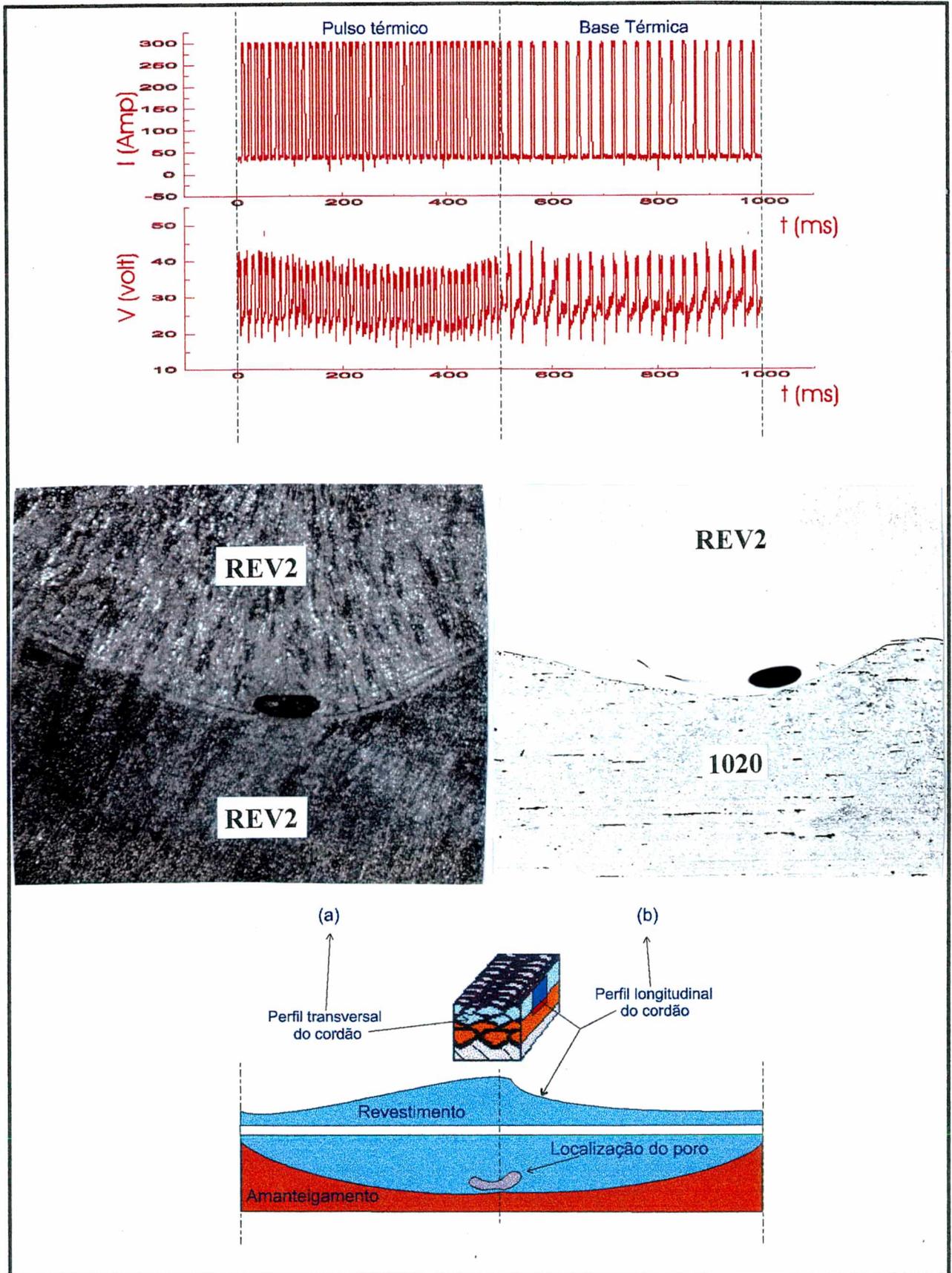


Figura 6.19 - Porosidade apresentada nos cordões aplicados com pulsação térmica. Onde observa-se a localização dos poros no “pé dos cordões” bem próximo a linha de fusão. Onde (a) vista transversal da seção do cordão e (b) vista longitudinal da seção do cordão.

das observações dos os oscilogramas (estabilidade) constatou-se que em relação a transferência metálica nada se podia relacionar.

Uma vez verificada que a causa do defeito, a princípio, não apresenta relação com os procedimentos empregados então, supôs-se que deveria haver uma relação do defeito com os parâmetros de entrada do processo (principalmente com as velocidades de avanço do arame nas duas fases), isto é, deverá existir uma relação ótima entre  $v_{aa}$  na fase de pulso e  $v_{aa}$  na fase de base, para uma  $v_s$  constante, que dê como resposta depósitos isentos desta descontinuidade. Estas considerações baseiam-se nas observações de CP's confeccionados a partir da utilização de corrente pulsada convencional sob as mesmas condições de ensaio, melhor dizendo, para se verificar se o defeito tinha relação com o processo de pulsação térmica, realizou-se diversos cordões de solda, com pulsação convencional, em diferentes  $v_{aa}$  dentro da faixa de valores empregados para o pulso e a base térmica ( $3,5 > v_{aa} < 8$  m/min) e os resultados mostraram cordões com seções longitudinais isentas de porosidades.

Com base na aplicação aqui destinada para o processo de soldagem (recuperação de áreas erodidas) e embasando-se nas observações experimentais e informações literárias pode-se deduzir que: (i) em função da pulsação térmica apresentar-se como uma tecnologia recente não é coerente fazer afirmações sobre as virtudes e limitações desta variante uma vez que não se detém, ainda, o conhecimento de todo o seu potencial de aplicação, além do que o objetivo central desta dissertação não é o de qualificação de processo de soldagem; (ii) o atual quadro de porosidade apresentado em decorrência da pulsação térmica, quando se pensa em resistência à cavitação, deixa o processo sob necessidade de ajuste à aplicação neste ramo da soldagem, uma vez que a variante (no

atual nível de desenvolvimento) parece atuar como um sítio preferencial para o surgimento da porosidade.

### 6.3.6 Influência da mistura gasosa sobre a resistência à cavitação

Com relação as misturas gasosas ( $Ar + O_2$  e  $C8$ ), além do efeito sobre o processo de transferência e estabilidade do arco, analisou-se também as possíveis alterações que estas diferentes composições gasosas pudessem acarretar sobre a resistência à cavitação dos depósitos, sendo as análises realizadas através da variação da rugosidade ( $R_a$  e  $R_y$ ) nas seções transversais das camadas dos depósitos (confeccionados com REV2), como proposta em [2, 15]. Do levantamento da variação da rugosidade nestas camadas (vide figura 6.20) observa-se que: (i) numa comparação entre os CP's 102 (REV2,  $C8$  e 1 Hz) e 100 (REV2,  $Ar + O_2$ , robô e 1 Hz) soldados com diferentes misturas gasosas, sob as mesmas condições de automação, notou-se que para a segunda camada de ambos os CP's não houve alteração no comportamento frente à cavitação contudo, a primeira camada de CP 100 apresentou uma perda de resistência superior à primeira camada de CP 102, melhor dizendo, a aplicação das diferentes misturas gasosas mostrou ter um efeito visível apenas sobre a primeira cama dos depósitos e (ii) reforçando o item 6.3.3 (efeito do tecimento), nota-se que o CP 100 apresenta um desempenho superior ao CP 106 (REV2,  $C8$ , manualmente e sem tecimento), isto é, o simples fato da aplicação de técnica de tecimento provoca uma melhora na performance do revestimento (alterando o período de incubação) independente da mistura gasosa empregada ( $C8$  ou  $Ar + O_2$ )

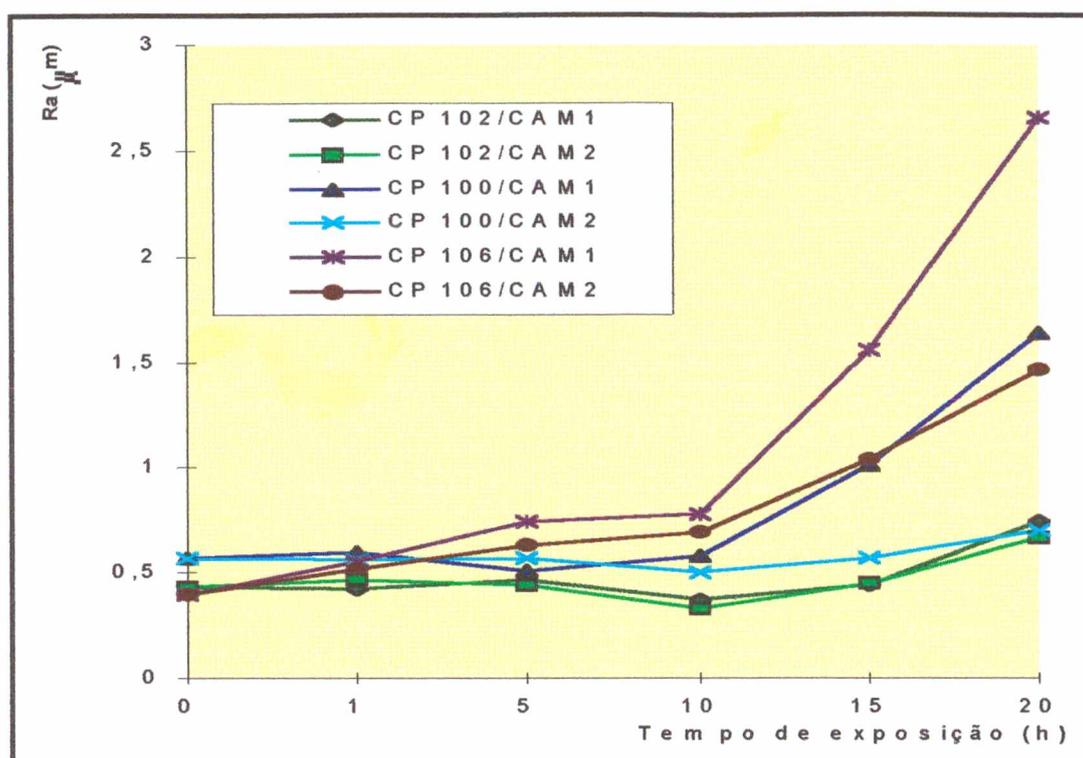


Figura 6.20 - Influência da mistura gasosa e grau de automação sobre a resistência à cavitação de REV2.

### 6.3.7 Efeito do tipo de pulsação empregada sobre a resistência à cavitação

Um outro ponto importante analisado, durante a etapa experimental, foi a real influência do tipo de pulsação (pulsação convencional ou pulsação térmica) sobre a resistência a cavitação dos revestimentos inoxidáveis austeníticos ligados ao cobalto. Os ensaios de cavitação foram realizados em CP's extraídos de depósitos compostos por duas camadas de REV2 soldadas diretamente sobre o aço 1020. Assim, de posse dos resultados obtidos de perda cumulativa de massa para os CP's ensaiados (vide figura 6.21), pode-se observar que: (i) não existe, como esperado, uma melhora significativa na resistência à cavitação do CP soldado com pulsação térmica em relação ao CP soldado com pulsação convencional, isto é; através da ANAVA dos resultados de perda cumulativa de massa (vide Anexo II), pode-se afirmar que, sob as condições de ensaio aplicadas, os diferentes tipos de pulsação de corrente não afetam a resistência à cavitação

de REV2 e (ii) ambos os CP's apresentam um período de incubação na ordem de 15 horas.

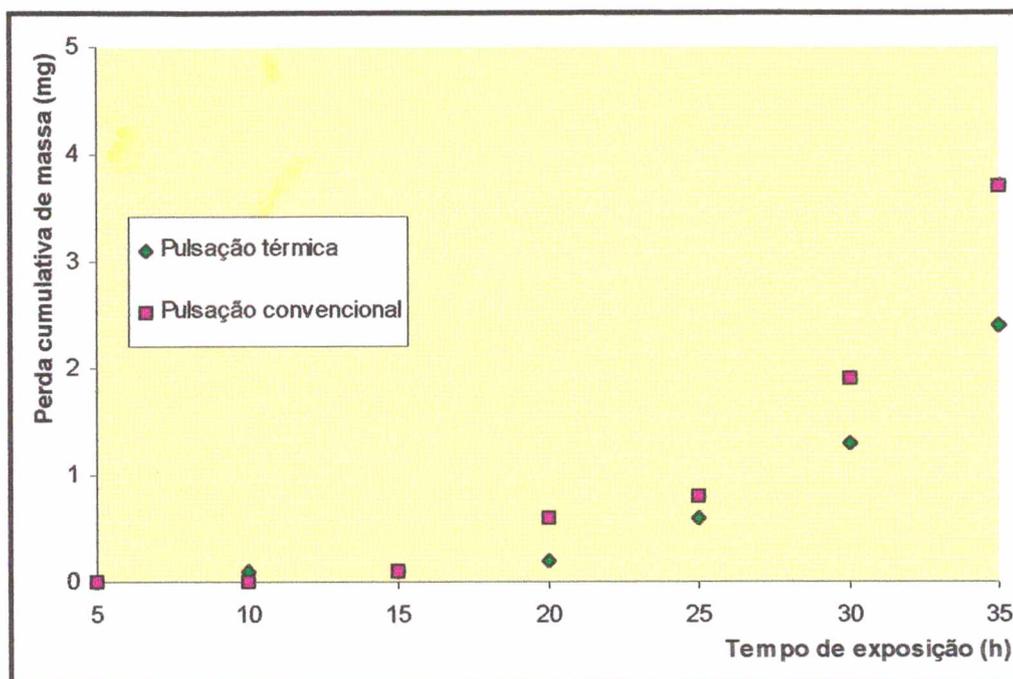


Figura 6.21 - Influência do tipo de pulsação sobre a resistência à cavitação.

### 6.3.8 Curvas característica de taxa erosiva instantânea e perda cumulativa de massa

Para efeito didático e validação dos resultados obtidos experimentalmente, para as curvas de perda cumulativa de massa e de taxa de erosão instantânea, comparou-se os valores levantados com os modelos teóricos (genéricos) destas curvas, propostos pela ASTM [26] (vide novamente a figura 3.3). Dos resultados obtidos para o CP 102 (vide figuras 6.20 e 6.21) pode-se verificar que: (i) a liga REV2 apresenta um período de incubação *nominal* na ordem de 24 horas (6.20); (ii) pela linha tendência aplicada em 6.21, devido a dispersão dos valores de taxa de erosão instantânea, o valor da máxima taxa de erosão apresentada pelo CP 102 atinge um patamar de 0,5 mg/h para um tempo de

ensaio na ordem de 48 horas e o período terminal ou regime permanente inicia-se após 57 horas.

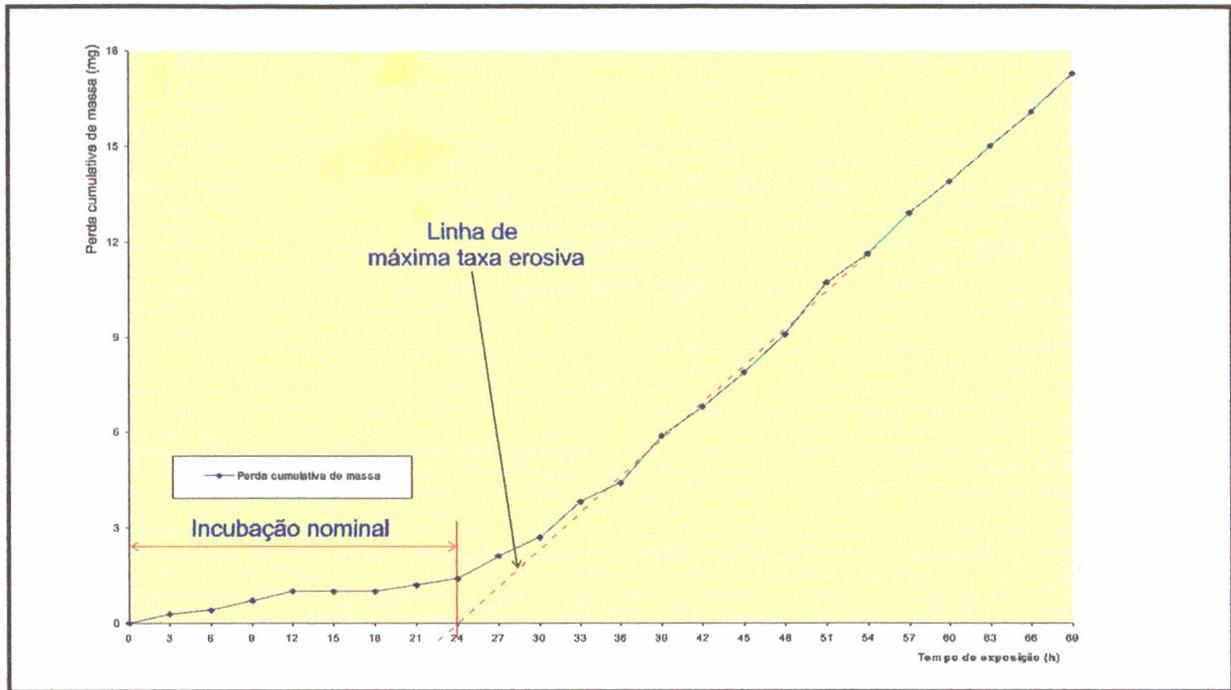


Figura 6.22 - Curva de perda cumulativa de massa para o CP 102 (REV2, C8, robô e 1 Hz).

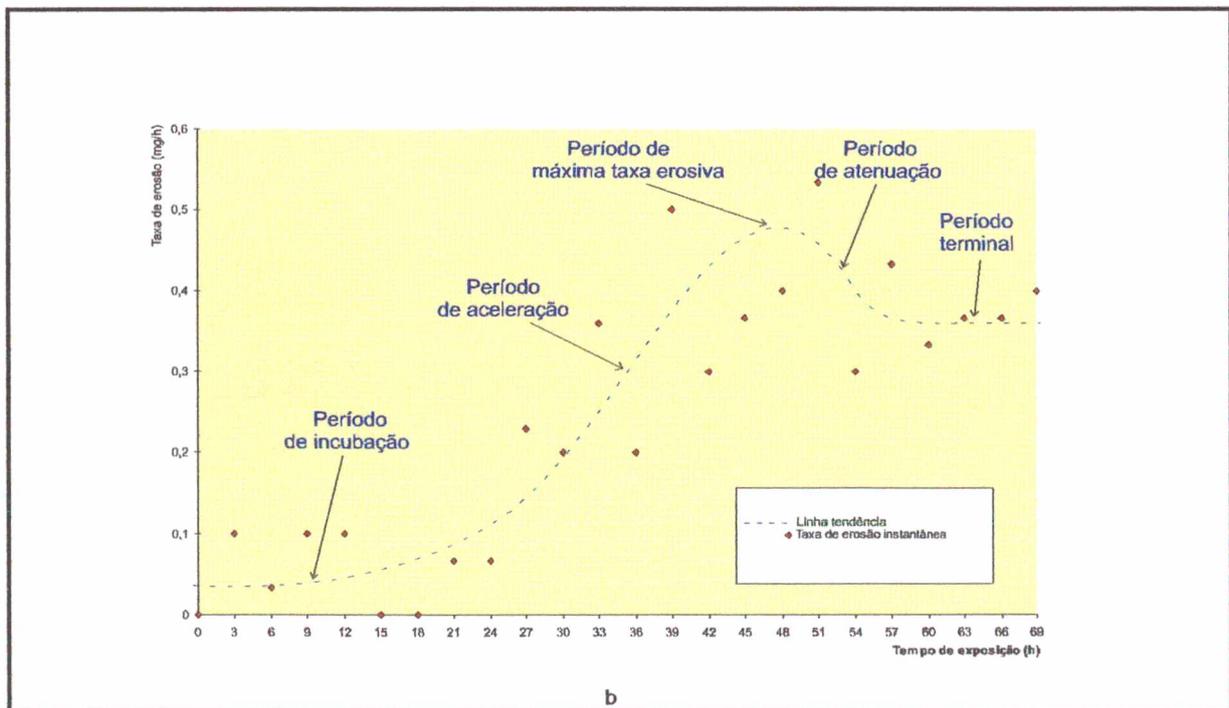


Figura 6.23 - Curva de taxa de erosão instantânea para o CP 102.

## **CAPÍTULO VII**

# **CONCLUSÕES E RECOMENDAÇÕES PARA TRABALHOS FUTUROS**

As conclusões finais desta Dissertação, alicerçadas nas bibliografias consultadas e, principalmente, nos resultados e observações colhidos durante a etapa experimental, serão enfocadas num primeiro momento enfatizando o campo ligado ao âmbito do processo de soldagem e numa etapa final abordar-se-á as conclusões no campo da metalurgia da soldagem.

### **7.1 Processo de soldagem**

- ◆ O simples fato de se aplicar revestimentos sob condições automatizadas, apesar das boas características de planicidade e aspecto superficial obtidas nos depósitos, não necessariamente garantem que estes venham a ter qualidade superior em relação as condições manuais (sensibilidade do soldador);
- ◆ O processo de automação permite além da possibilidade de um controle mais seguro sobre o reparo, uma melhor avaliação das origens de possíveis defeitos, isto é, eliminar uma possível influência do soldador sobre o processo;

- ◆ Os valores das variáveis obtidos em laboratório, quando da aplicação *in-situ*, tiveram uma boa aceitação por parte dos soldadores e os resultados obtidos de planicidade e aspecto superficial, mesmo sob soldagem manual, foram superiores aos apresentados anteriormente;
- ◆ As condições de planicidade e aspecto superficial permitem prever que o tempo necessário à usinagem do depósito para o perfil original da turbina será reduzido em relação ao processo manual;
- ◆ As condições levantadas em laboratório (parâmetros e procedimentos) podem servir de base para qualificação da mão de obra empregada no reparo;
- ◆ As características apresentadas pelas diferentes misturas gasosas empregadas, sugere que a mistura  $Ar + O_2$  apresenta melhor características de estabilidade do arco e, em consequência, uma redução no nível de salpicos observados;
- ◆ Os resultados de planicidade e aspecto superficial, obtidos sob condição automatizada, corroboram a idéia da viabilização, com tecnologia nacional, de um equipamento portátil para soldagem automatizada das regiões cavitadas, *in-situ*.

## 7.2 Metalurgia da Soldagem

- ◆ O nível de diluição, imposto pelo processo de soldagem empregado, tem influência na resistência à cavitação dos depósitos, sendo que para REV2 (GMAW) uma perda significativa de resistência aparece apenas na primeira camada, enquanto que para REV1 (SMAW) esta perda atingiu ainda a segunda camada de revestimento;

- ◆ Aparentemente, não existe, para as ligas ensaiadas, uma relação entre os perfis de dureza, apresentados pelas camadas, e suas resistências à cavitação, o que contradiz a proposição de REBELLO et al [9];
- ◆ As conclusões a respeito do efeito da diluição e da dureza sobre a resistência à cavitação, nas ligas ensaiadas, suporta a idéia de se aplicar, em algumas situações, o revestimento diretamente sobre o metal de base (eliminação da camada de amanteigamento). Contudo, para a preocupação a respeito dos efeitos que as solicitações dinâmicas, impostas as pás, venham acarretar sobre a integridade da camada de revestimento (surgimento de trincas e/ou descolamento de camada na região de interface *metal de base - revestimento*);
- ◆ A aplicação da técnica de tecimento planar acarreta uma considerável modificação no período de incubação (como observado em REV2), isto é, os CP's soldados com um nível mais elevado de frequência tendem a apresentar taxas erosivas inferiores àquelas da condição sem tecimento;
- ◆ A aplicação da variante “pulsção térmica” não apresentou, na liga testada, uma melhora significativa na resistência à cavitação dos depósitos, isto é, numa análise estatística, dos resultados de perda de massa, observou-se não haver diferença frente à cavitação entre os CP's soldados com pulsção térmica e os soldados com pulsção convencional;
- ◆ A nível estrutural não foi possível observar, na segunda camada, qualquer alteração entre os CP's soldados com as diferentes misturas gasosas. A princípio não se tem uma explicação que justifique o perfil de rugosidade (inferior

resistência) apresentado na primeira camada de REV2 soldado com  $Ar + O_2$  em comparação a mesma região do depósito soldado com C8 (vide figura 6.8);

◆ A presença de porosidade apresentada pelos CP's soldados com pulsação térmica, mesmo estando localizada no “pé do cordão”, cria uma preocupação a respeito da provável perda de resistência apresentada pelo depósito quando o processo erosivo vier a aflorar estes poros, isto é, como visto no Capítulo II, a porosidade reduz o período de incubação e, em alguns casos, podendo até elimina-lo nas regiões das bordas dos poros.

### 7.3 Recomendações para trabalhos futuros

- ◆ Fazer um estudo a respeito dos possíveis efeitos que o processo corrosivo, efeito da pilha galvânica gerada entre o revestimento, o aço estrutural das pás das turbinas e a água represada, venha a ter sobre a resistência à cavitação das regiões reparadas;
- ◆ Fazer um estudo mais detalhado do processo de pulsação térmica, enfatizando-se a relação entre a  $v_{aa}$  (nas fases de pulso e base térmica) e a geração de defeitos, com o objetivo de se conseguir depósitos isentos de porosidade e, concomitantemente, com uma estrutura final melhorada metalurgicamente, pelo efeito dos diferentes níveis de energia de soldagem oriundos da pulsação térmica;
- ◆ Fazer um estudo a respeito do comportamento do revestimento frente às solicitações dinâmicas e das vantagens econômicas de se depositar o revestimento diretamente sobre o aço estrutural, isto é, sem a aplicação prévia de amanteigamento;

- ◆ Aprofundar o estudo a respeito das possíveis influências que diferentes misturas gasosas possam ter sobre a resistência à cavitação dos revestimentos inoxidáveis austeníticos ligados ao Co, aplicados nos reparos de turbinas hidráulicas.

## REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- [1] PROCOPIAK, L. A.: “Resistência à Cavitação de Três Revestimentos Soldados”. Dissertação de Mestrado, UFSC, 1995.
- [2] SIMONEAU, R.: “The Optimum Protection of Hydraulic Turbines Against Cavitation Erosion”. 12th IAHR Symposium, 1984.
- [3] RICHMAN, R. H.; McNAUGHTON, P.: “Correlation of Cavitation Erosion Behavior with Mechanical Properties of Metals”. Wear, p. 63-82, 1990.
- [4] BOCCANERA, L.; BARRA, S. R.; BUSCHINELLI, A. J.: “Influência do Acabamento Superficial, Porosidade e Diluição Sobre a Resistência à Cavitação de Revestimentos Soldados”, XXIV ENTS, Fortaleza, 1998.
- [5] RAO, A. S.: “Metallic Overlay Materials for the Optimum Cavitation Performance of Hydraulic Turbines”. Report for CEA 135 G 273, 1987.
- [6] LAMBERT, P.; SIMONEAU, M.; DICKSON, J. I.: “Cavitation erosion and deformation mechanism of Ni and Co austenitic stainless steels”. Institute of Research of Hydro-Québec, 1987.
- [7] FIHEY, L.; HAZEL, B.; TINKLER, M. J.: “A Prototype Track Based Compact Robotic System for In Situ Weld Repair of Hydraulic Turbine Runners”. TWI Conference, Paper 25, 1987.
- [8] ANTON, L.; ARNDT, R.: “Prediction of Metal Losses by Cavitation Erosion of Hydraulic Turbines”. Méc. Appl., N<sup>o</sup> 4, p. 321-335, 1994.
- [9] REBELLO, J. M.; HÜHNE, H.: “Resistência à Cavitação de Recobrimentos Soldados”. Soldagem & Materiais, Abr/Jun, 1991.
- [10] POHL, M.: “Cavitation Erosion”. Prakt. Metallogr., N<sup>o</sup> 33, p. 168-187, 1996.
- [11] ZYLLA, I. M.; HOUGARDY, H. P.: “Cavitation Behavior of a Metastable Cr-Mn-Austenite”. Steel Research 65, N<sup>o</sup> 4, p. 132-137, 1994.
- [12] ZEEMANN, A.: “Revestimentos Duros”. Soldagem & Inspeção, p. 36-38, N<sup>o</sup> 3, 1995.
- [13] CHAVANNE, R. L.: “Forty-Four Ways to Improve Your Hardfacing Operation”.

Welding Journal, p. 15-18, May, 1983.

- [14] MENON, R.: "New Developments in Hardfacing Alloys". Welding Journal, p. 43-49, February, 1996.
- [15] AHMED, S. M.; HOKKIRIGAWA, K.: "SEM Observation of the Cavitation-Fracture Mode During the Incubation Period and the Small Roughness Effect". JSME International Journal, Series II, Vol. 34, N<sup>o</sup> 3, 1991.
- [16] TORRES, R.: "Alguns Cuidados na Soldagem de Aços Inoxidáveis". Soldagem & Inspeção, N<sup>o</sup> 2, 1995.
- [17] FOLKHARD, E.: "Welding Metallurgy of Stainless Steels". Livro, Springer-Verlag Wien, New York, 1988.
- [18] NISHIYAMA, Z.: "Martensitic Transformation". Livro, Academic Press, 1978.
- [19] SHUMANN, H.: "One Hundred Years of Research on Martensite". Pract. Met., N<sup>o</sup> 26, p. 335-352, 1989.
- [20] KOU, S.: "Welding Metallurgy". Livro, John Wiley & Sons, Inc., 1987.
- [21] MALINOWSKI-BRODNICKA, M.; OUDEN, G.: "Effect of Electromagnetic Stirring on GTA Welds in Austenitic Stainless Steel". Welding Journal, p. 52s- 59s, February, 1990.
- [22] VILLAFUERTE, C. J.; KERR H. W.: "Electromagnetic Stirring and Grain Refinement in Stainless Steel GTA Weldes". Welding Journal, p. 1s-13s, January. 1990.
- [23] FEEST, E. A.: "Refino de Grão de Ligas de Alto ponto de Fusão e as Implicações da Teoria Clássica de Nucleação". Metalurgia - ABM, p. 19-24, Vol. 30, N<sup>o</sup> 194, Janeiro, 1974.
- [24] FIHEY, L.; HAZEL, B.; TINKLER, M. J.: "Development of Self-Programing and Adaptive Control for welding, Gouging and Grinding whit a Compact Robotic System". TWI Conference, Paper 26, 1987.
- [25] RAO, A. S.; HAWTHORNE, K.: "Cavitation repair by welding without gouging". Waterpower'93, p.1713-1722, 1993.
- [26] ASTM: "Standard Test Method for Cavitation Erosion Using Vibratory Apparatus". Norm G 32-92, p. 97-110, 1992.
- [27] AHMED, S. M.; HOKKIRIGAWA, K.: "Developing Stages of Ultrasonically

- Proceded Cavitation Erosion and Corresponding Surface Roughness". JSME International Journal, Series II, Vol. 33, N<sup>o</sup> 1, 1990.
- [28] QUITES, A. M.; DUTRA, J. C.: "Tecnologia da Soldagem a Arco Voltaico". Livro, EDEME, 1979.
- [29] SILVA, F. L. T da: "O que é Soldagem". Soldagem & Inspeção, N<sup>o</sup> 1, p. 44-45, 1995.
- [30] AMERICAN WELDING SOCIETY. Welding Handbook, Welding Process, 8th ed., Vol. 2, Miami, 1991.
- [31] GUERRA, I. M.: "Soldagem e Técnicas Conexas: Processo". Livro, Editado pelo autor, Porto Alegre, 1996.
- [32] DUTRA, J. C.: "Procedimento Computadorizado de Determinação, Seleção e Controle de Variáveis na Soldagem MIG/MAG". Tese de Doutorado, UFSC, 1989.
- [33] BRANDI, S. D.; TANIGUCHI, C.; LIU, S.: "Analysis of Metal Transfer in Shielded Metal Arc". Welding Journal, p. 261s-270s, October, 1991.
- [34] MANZ, A. F.: "The Dawn of Gas Metal Arc Welding". Welding Journal, p. 67-68, January, 1990.
- [35] KIM, Y.; EAGAR, T. W.: "Metal Transfer in Pulsed Current Gas Metal Arc Welding". Welding Journal, p. 279s-287s, July, 1993.
- [36] NORRISH, J.: "O que é MIG Sinérgico ?". Soldagem & Inspeção, N<sup>o</sup> 3, p. 16-18, 1995.
- [37] AMIN, M.: "Pulsed Current Parameters for Arc Stability and Controlled Metal Transfer in Arc Welding". Metal Construction, p. 272-278, May, 1983.
- [38] UEGURI, S.; HARA, K.: "Study of Metal Transfer in Pulsed GMA Welding". Welding Journal, p. 242s-250s, August, 1985.
- [39] STOL, I.: "Development of an Advanced Gas Metal Arc Welding Process". Welding Journal, p. 313s-326s, August, 1989.
- [40] DUTRA, J. C.; OLLÉ, L. F.; JÚNIOR, R. G.: "O Processo MIG/MAG Pulsado com Pulsação térmica". XXI ENTS, Caxias do Sul, 1995.
- [41] DESTAFAN, D.: "Basics to Know when Chosing a GTAW Power Source". Welding Journal, p. 67-72, January, 1995.

- [42] MACEDO, W. A.: "Aumento de Produtividade em Soldagem". Soldagem & Inspeção, p. 48-52, N<sup>o</sup> 1, 1995.
- [43] ESSERS, W. G.; GOMPEL, M. R.: "Arc Control with Pulsed GMA Welding". Welding Journal, p. 26-32, June, 1984.
- [44] SANTOS, L. A. dos: "Uma Contribuição ao Estudo da Transferência de Calor Durante a Soldagem a Arco Voltaico". Proposta de Doutorado, UFSC, 1997.
- [45] DUTRA, J. C.; TEICHMANN, E. W.: "Assessoria Técnica na Recuperação por Soldagem das Partes Erodidas por Cavitação da Turbina N<sup>o</sup> 2 de Salto Santiago". Relatório, UFSC/ELETROSUL, 1997.
- [46] MODENESI, P. J.; SILVA, A. V.: "Uma Avaliação de Misturas de Proteção Contendo H<sub>2</sub> e N<sub>2</sub> para a Soldagem GMAW de Aços Inoxidáveis Austeníticos". Soldagem & Inspeção, N<sup>o</sup> 3, p. 47-55, 1995.
- [47] INSTITUTO DE MECATRÔNICA. "MTE DIGITEC 300". Manual de Instruções, 1<sup>a</sup> Ed., 1998.
- [48] MARANHO, O.: "Influência da Preparação da Superfície na Aderência de Camadas de Alumínio Depositadas por Aspersão Térmica a Chama". Dissertação de Mestrado, UFSC, 1996.
- [49] BARRA, S. R.; DUTRA, J. C.; RIBAS, F. A. C.: "Avaliação dos Efeitos da variação dos Parâmetros/Procedimentos de Soldagem e Automação, Sobre a Planicidade e Aspecto Superficial dos Revestimentos Empregados em Turbinas Hidráulicas". XXIV ENTS, Fortaleza, 1998.
- [50] MENON, R.; MOISER, W.: "Stainless Steel With Improved Weldability and Cavitation Resistance". Brazilian Welding Congress, 1996.
- [51] MANNING, R. M.: "The Importance of Preheat/Postheat in Repair Welding". Welding Journal, p. 27-34, May, 1983.
- [52] KOU, S.; LE, Y.: "Nucleation Mechanisms and Grain Refining of Weld Metal". Welding Journal, p. 305s-320s, December, 1986.
- [53] WEBER, J.; CULLISON, A.: "Welding Education Today - A Fundamental Challenge". Welding Journal, p.17-26, December, 1986.
- [54] GERHARD, T.: "A Técnica do Arco Pulsante e sua Aplicação". Metalurgia-ABM, Vol. 34, N<sup>o</sup> 251, 1978.

- [55] ELMER, J. W.; OLSON, D. L.: "The Thermal Expansion Characteristics of Stainless Steel Weld Metal". Weld Journal, p. 293s-301s, September, 1982.
- [56] McKEE, K. E.: "Welding, Robot, and Productivity". Welding Journal, p.30-35, September, 1982.
- [57] WOLKE, R. C.: "Integration of a Robotic Welding System with Existing Manufacturing Process". Welding Journal, p. 23-28, September, 1982.
- [58] SOROKA, D. P.; SIGMAN, R. D.: "Robotic Arc Welding ... What Makes a System?". Welding Journal, p.15-21, September, 1982.
- [59] BOSWORTH, M. R.: "Effective Heat input in Pulsed Current Gas Metal Arc Welding with Solid Wire Electrodes". Welding Journal, p. 111s-117s, May, 1991.
- [60] NAGLER, B.: "Learning to Live with Robots". Welding Journal, p. 57-59, July, 1995.
- [61] PADILHA, A. F.; FILHO F. A.: "Técnicas de Análise Microestrutural". Livro, Editora Hemus, 1985.
- [62] SHEIKO, P.; PAVSHUK, V. M.: "A Power Source for Pulsed-Arc Consumable Electrode Welding with Smooth Control of Parameters". Paton Welding Journal, p. 391-393, 1992.
- [63] PAULA Jr., Ó. S.; DUTRA, J. C.: "Uma Contribuição para a Comparação entre o Processo MIG/MAG Convencional e Pulsado". XXII ENTS, Blumenau, 1996.
- [64] MEDEIROS, R. C.; QUINTINO, L.: "Estudo da Aptidão dos Arames Tubulares à Soldagem MIG com Transferência Controlada". Soldagem & Materiais, p. 44-49, Out/Dez, 1989.
- [65] MATSUDA, F.; USHIO, M.: "Metal Transfer Characteristics in Pulsed GMA Welding". Transactions of JWRI, p. 9-17, Vol. 12, N<sup>o</sup> 1, 1983.
- [66] QUINTINO, M. L.: "Soldadura MIG/MAG com Corrente Pulsada - Estado Atual da Evolução". XI ENTS, p. 44-59.
- [67] HOBART INSTITUTE of WELDING TECHNOLOGY. "What's Ailing that Weld". Welding Journal, p. 45-48, August, 1997.
- [68] MILLER, D. K.: "Controlling Weld Variables from Design to Deposition". Welding Journal, p.39-43, August, 1997.

- [69] OLSON, D. L.: "Prediction of Austenitic Weld Metal Microstructure and Properties". Welding Journal, p. 281s-295s, October, 1985.
- [70] DAVID, S. A.; VITEK, J. M.; HEBBLE T. L.: "Effect of Rapid Solidification on Stainless Steel Weld Metal Microstructures and Its Implications on the Schaeffler Diagram". Welding Journal, p. 289s-300s, October, 1987.
- [71] WOODMAN C. L.: "Purchasing Your First Robotic Welding System". Welding Journal, p. 59-61, December, 1992.
- [72] MANGOLD, V. L.: "Safety and Robotic Welding: Mutual Compatibility". Welding Journal, p. 71-74, September, 1991.
- [73] RICHARDSON, R. W.: "Robotic Weld Joint Tracking Systems - Theory and Implementation Methods". Welding Journal, p. 43-51, November, 1986.
- [74] HANRIGHT, J.: "Robotic Arc Welding under Adaptive Control - A Survey of Current Technology". Welding Journal, p. 19-24, November 1986.
- [75] SCHNEIDER, R.: "Robot Designed with welding in Mind". Welding Journal, p. 59-62, November, 1987.
- [77] CHANG, S. C.; WENG, W. H.; CHUNG, P. C. K.: "The Cavitation Erosion of Fe-Mn-Al Alloys". Wear, p. 511-515, 1995.
- [79] KANG, Z.; CHENQING, G. BINGZHE, L.: "Study on Mechanism of Combined Action of Abrasion and Cavitation Erosion On Some Engineering Steels". Wear, p. 811-819, 1993.
- [80] AHMED, S. M.; HOKKIRIGAWA, K.; OBA, R.: "Scanning Electron Microscopy Observation on the Incubation Period of Vibratory Cavitation Erosion". Wear, p.303-314, 1991.
- [81] RAO, B. C.; RAO, N. S.; RAO, P. V.: "The Role of Incubation Period in Cavitation Erosion". Water Power & Dam Construction, p. 22-27, March, 1977.
- [82] PETZOW, G.: "Metallographic Etching". Livro, ASM, 1978.
- [83] POLAKIEWICZ, J.; ACIN, R. D.: "Utilização de aço inoxidável em turbinas Hidráulicas que Operam em Águas Poluídas". ELETROPAULO, p. 141-149, 1992.
- [84] WAINER, E.: "Soldagem: Processos e Metalurgia". Livro, Editora Edgard Blücher, 1ª Edição, 1994.

- [85] WASZINK, J. H.; PIENA, M. J.: "Experimental Investigation of Drop Detachment and Drop Velocity in GMAW". Welding Journal, p. 289s-298s, November, 1986.
- [86] MALIN, V.: "Problems in Design of Integrated Welding Automation - Part I: Analysis of Welding-Related Operations as Objects for Welding Automation". Welding Journal, p. 53-60, November, 1986.
- [87] ABS : "Energia Elétrica". Soldagem & Inspeção, Nº 4, p. 15-20, 1995.
- [88] SCOTTI, A.; DUTRA, J. C.: "Desafiando os Problemas da Soldagem MIG/MAG Robotizada na Posição Vertical Ascendente". III CEMNN, p. 584-595, Belém, 1994.
- [89] VOLF, P. E.; TIBA, H. H.: "Utilização do Processo de Soldagem MIG/MAG para Reparos de Cavitação em Turbinas Hidráulicas". I SEMASE, p. 1-4, Foz do Iguaçu, 1995.
- [90] RICHARDSON, I. M.; BUCKNALL, P. W.; STARES, I.: "The Influence of Power Source Dynamics on Wire Melting Rate in Pulsed GMA Welding". Welding Journal, p. 32s-37s, February, 1994.
- [91] COSTA, U. P. da: "Qual a Importância do "Stickout" na Soldagem MIG/MAG e Arame Tubular?". Soldagem & Inspeção, Nº 1, p. 54-55, 1995.
- [92] TEUBEL, G.: "A Técnica do Arco Pulsante e sua Aplicação". Metalurgia, ABM, Vol. 34, Nº 251, p.729-731, 1978.
- [93] ALLUM, C. J.; QUINTINO, L.: "Control of Fusion Characteristics in Pulsed Current MIG Welding - Part 1". Metal Construction, p. 242R-245R, April, 1985.
- [93] ALLUM, C. J.; QUINTINO, L.: "Control of Fusion Characteristics in Pulsed Current MIG Welding - Part 2". Metal Construction, p. 242R-245R, April, 1985.
- [94] SVENSSON, L. E.: "Control of Microstructures and Properties in Steel Arc Welds". Livro, CRC Press, 1994.
- [95] PALMA, J. A.; TIMERMAN, R.: "Ciencia y Tecnica de la Soldadura". Livro, CONARCO, Tomo I, 1994.
- [96] MARQUEZE, C. M.; QUITES, A. M.: "Descontinuidades em Soldas". Apostila, UFSC/Petrobrás, Maio, 1995.

## ANEXO I

# PROGRAMAÇÃO DO ROBÔ PARA A EXECUÇÃO DOS DEPÓSITOS

Abaixo apresentar-se-á uma listagem do programa utilizado na deposição da primeira camada de amateigamento. As listagens dos programas referentes a segunda camada de amateigamento e as demais camadas de revestimento não serão apresentadas neste anexo, uma vez que a lógica de programação assemelha-se a utilizada na primeira camada de amateigamento.

```
*****
**
** VERSION: 2.1
**
** amcam2md.SRC { Primeira camada de amateigamento }
** 14.5.1998 17:47: 0
**
*****

PNA 2 { inicio de programa }
STEU 1 { modo de interpolação linear }
POS X 51.60 Y -893.03 Z 186.87 { posição inicial de soldagem }
    A 4.30 B -2.33 C 13.79 { do primeiro cordão }
    A3 + A5 -

UP 100 { acionamento da fonte atraves de saida digital }
PEHP X 51.63 Y -893.56 Z 201.66 { posição auxiliar de pêndulo }
    A 4.25 B -2.35 C 11.28
    A3 + A5 -

PEMU PF 1.0 A1 1.2 A2 1.2 W1 0.0 W2 180.0 PZ 0.0
{ parâmetros de pendulamento : PF=frequência, A1 e A2 = amplitude }
```

```
{
    W1 e W2 = ângulos do movimento pendular }
{
    PZ = tempo de permanencia no movimento pendular }
FB 20 { velocidade de soldagem (em cm/min) }
PEN 1 { ativa movimento pendular }
POS X -95.49 Y -886.81 Z 186.96
    A -5.14 B -2.33 C 15.36 { posição final do primeiro cordão }
    A3 + A5 -

PEN 0 { desaciona pendulamento }
UP 100 { desaciona fonte }
POS X 51.29 Y -887.73 Z 187.62 { as demais posições seguem o mesmo }
    A 4.32 B -2.32 C 14.26 { procedimento acima }
    A3 + A5 -

UP 100
PEN 1
POS X -95.01 Y -882.37 Z 187.35
    A -5.13 B -2.33 C 15.65
    A3 + A5 -

UP 100
PEN 0
POS X 50.84 Y -879.95 Z 187.22
    A 4.33 B -2.32 C 15.66
    A3 + A5 -

UP 100
PEN 1
POS X -94.16 Y -874.43 Z 186.92
    A -5.10 B -2.32 C 16.91
    A3 + A5 -

UP 100
PEN 0
POS X 50.15 Y -868.04 Z 186.91
    A 4.37 B -2.31 C 18.27
    A3 + A5 -

UP 100
PEN 1
POS X -93.48 Y -868.14 Z 186.48
    A -5.09 B -2.31 C 18.00
    A3 + A5 -

UP 100
PEN 0
POS X 50.42 Y -860.70 Z 186.47
    A 4.43 B -2.31 C 19.46
    A3 + A5 -

UP 100
PEN 1
POS X -93.40 Y -862.05 Z 186.83
    A -5.03 B -2.46 C 18.78
    A3 + A5 -

UP 100
```

PEN 0  
POS X 50.10 Y -855.14 Z 186.50  
A 4.44 B -2.30 C 20.09  
A3 + A5 -

UP 100  
PEN 1  
POS X -93.18 Y -854.11 Z 186.29  
A -5.05 B -2.45 C 20.11  
A3 + A5 -

UP 100  
PEN 0  
POS X 50.67 Y -849.32 Z 186.50  
A 4.51 B -2.30 C 20.81  
A3 + A5 -

UP 100  
PEN 1  
POS X -93.26 Y -847.06 Z 186.27  
A -5.09 B -2.45 C 21.20  
A3 + A5 -

UP 100  
PEN 0  
POS X 50.41 Y -845.09 Z 186.33  
A 4.52 B -2.29 C 21.10  
A3 + A5 -

UP 100  
PEN 1  
POS X -92.80 Y -842.94 Z 186.12  
A -5.07 B -2.44 C 21.58  
A3 + A5 -

UP 100  
PEN 0  
POS X 50.41 Y -839.56 Z 186.54  
A 4.51 B -2.20 C 21.76  
A3 + A5 -

UP 100  
PEN 1  
POS X -93.70 Y -836.58 Z 186.28  
A -5.17 B -2.43 C 22.35  
A3 + A5 -

UP 100  
PEN 0  
POS X 50.81 Y -832.73 Z 185.92  
A 4.58 B -2.20 C 22.80  
A3 + A5 -

UP 100  
PEN 1  
POS X -92.96 Y -830.00 Z 185.94  
A -5.15 B -2.43 C 23.32

A3 + A5 -

UP 100  
PEN 0  
POS X 50.76 Y -826.41 Z 186.39  
A 4.62 B -2.19 C 23.65  
A3 + A5 -

UP 100  
PEN 1  
POS X -92.30 Y -824.13 Z 186.00  
A -5.14 B -2.42 C 24.05  
A3 + A5 -

UP 100  
PEN 0  
POS X 51.15 Y -820.09 Z 186.17  
A 4.68 B -2.19 C 24.42  
A3 + A5 -

UP 100  
PEN 1  
POS X -93.14 Y -816.60 Z 185.91  
A -5.24 B -2.42 C 25.21  
A3 + A5 -

UP 100  
PEN 0  
POS X 50.82 Y -814.86 Z 186.29  
A 4.70 B -2.18 C 25.01  
A3 + A5 -

UP 100  
PEN 1  
POS X -93.08 Y -810.65 Z 185.72  
A -5.27 B -2.41 C 26.00  
A3 + A5 -

UP 100  
PEN 0  
POS X 50.44 Y -808.78 Z 186.07  
A 4.71 B -2.18 C 25.76  
A3 + A5 -

UP 100  
PEN 1  
POS X -92.30 Y -803.89 Z 185.42  
A -5.25 B -2.41 C 26.97  
A3 + A5 -

UP 100  
PEN 0  
POS X 51.39 Y -805.06 Z 185.91  
A 4.80 B -2.17 C 25.90  
A3 + A5 -

UP 100

PEN 1  
POS X -93.04 Y -796.28 Z 185.03  
A -5.39 B -2.42 C 28.20  
A3 + A5 -

UP 100  
PEN 0  
POS X 50.17 Y -797.24 Z 185.70  
A 4.77 B -2.16 C 27.12  
A3 + A5 -

UP 100  
PEN 1  
POS X -92.17 Y -788.82 Z 184.97  
A -5.37 B -2.42 C 29.33  
A3 + A5 -

UP 100  
PEN 0  
POS X 50.93 Y -789.49 Z 185.83  
A 4.88 B -2.16 C 28.30  
A3 + A5 -

UP 100  
PEN 1  
POS X -92.64 Y -783.89 Z 185.07  
A -5.44 B -2.41 C 29.82  
A3 + A5 -

UP 100  
PEN 0  
POS X 50.91 Y -782.72 Z 185.53  
A 4.93 B -2.15 C 29.20  
A3 + A5 -

UP 100  
PEN 1  
POS X -92.02 Y -778.64 Z 184.68  
A -5.42 B -2.40 C 30.34  
A3 + A5 -

UP 100  
PEN 0  
STEU 0 { modo de interpolação ponto a ponto }  
PNE { fim de programa }

## ANEXO II

# TABELAS DE RUGOSIDADE E ANAVA

Tempo de Exposição (h)	CAMADA			
	3	2	1	AM
0	Ry <sub>3</sub> = 0.9 (**) Std <sub>3</sub> = - (*)	Ry <sub>2</sub> = 0.9 Std <sub>2</sub> = -	Ry <sub>1</sub> = 0.8 Std <sub>1</sub> = -	Ry <sub>AM</sub> = 0.9 Std <sub>AM</sub> = -
1	Ry <sub>3</sub> = 1.4 Std <sub>3</sub> = -	Ry <sub>2</sub> = 1.7 Std <sub>2</sub> = -	Ry <sub>1</sub> = 2.4 Std <sub>1</sub> = -	Ry <sub>AM</sub> = 5.2 Std <sub>AM</sub> = -
5	Ry <sub>3</sub> = 3.02 Std <sub>3</sub> = 0.35	Ry <sub>2</sub> = 3.66 Std <sub>2</sub> = 0.88	Ry <sub>1</sub> = 10.3 Std <sub>1</sub> = 4.81	Ry <sub>AM</sub> = 20.44 Std <sub>AM</sub> = 3.82
10	Ry <sub>3</sub> = 3.68 Std <sub>3</sub> = 0.67	Ry <sub>2</sub> = 4.52 Std <sub>2</sub> = 0.8	Ry <sub>1</sub> = 12.52 Std <sub>1</sub> = 2.69	Ry <sub>AM</sub> = 31.16 Std <sub>AM</sub> = 3.98

Parâmetro de rugosidade  $Ry$  das camadas depositadas em função do tempo de exposição, para o CP 105.

Tempo de Exposição (h)	CAMADA	
	2	1
0	Std Ry= 3,20 / 0,37 Ra= 0,47 / 0,049	Std Ry= 3,10 / 0,39 Ra= 0,52 / 0,036
1	3,68 / 0,327 0,52 / 0,087	4,06 / 0,873 0,57 / 0,082
5	4,54 / 0,47 0,63 / 0,039	5,2 / 0,44 0,68 / 0,11
10	5,38 / 0,64 0,68 / 0,035	7,80 / 0,83 0,98 / 0,077
20	9,24 / 1,64 0,97 / 0,15	7,08 / 0,92 0,97 / 0,10

Parâmetros de rugosidade ( $Ra$  e  $Ry$ ) das camadas depositadas em função do tempo de exposição à cavitação, para o CP 104.

Tempo de Exposição (h)	CAMADA			
	3	2	1	AMAN
0	Std Ry= 3.14 / 0.4 Ra= 0.438/0.057	Std Ry= 3.08 / 0.43 Ra= 0.406 / 0.051	Std Ry= 3.12 / 0.37 Ra= 0.4 / 0.029	Std Ry= 3.64 / 1.17 Ra= 0.402 / 0.031
1	3.22 / 0.36 0.45 / 0.021	3.58 / 0.22 0.52 / 0.071	3.66 / 0.18 0.55 / 0.065	7.22 / 0.5 0.92 / 0.051
5	3.94 / 0.44 0.59 / 0.075	4.48 / 0.57 0.63 / 0.06	5.98 / 0.64 0.744 / 0.033	38.46 / 6.02 4.74 / 0.28
10	3.98 / 0.61 0.6 / 0.039	4.54 / 0.94 0.69 / 0.017	7.02 / 1.05 0.78 / 0.054	72.12 / 5.74 8.95 / 0.168
20	13,00 / 3,53 1,30 / 0,33	13,14 / 2,95 1,46 / 0,21	20,98 / 3,14 2,65 / 0,32	— —

Parâmetros de rugosidade  $R_a$  e  $R_y$  das camadas depositadas em função do tempo de exposição, para o CP 106.

Onde:

-  $R_{y_x}$  caracteriza o valor médio da *altura máxima das irregularidades* (em  $\mu\text{m}$ ), para cinco medições. Onde o sub-índice  $x$  representa as diferentes camadas depositadas (AMAN - duas camadas de AMAN1 e 1, 2 e 3 - diferentes camadas de REV1).

- (\*) Desvio padrão não significativo para o número de medições realizadas.

- (\*\*) Polimento inicial da superfície, para teste, igual a  $1\mu\text{m}$ .

Análise de variância dos perfis de dureza					
Influência da frequência de tecimento		Influência do processo e do amateigamento		Análise de variância dos tipos de pulsação	
SSbloco	1104,933	SSbloco	1104,933	SSbloco	16,2346
SStrat	258,000	SStrat	258,000	SStrat	0,4117
SSerro	1432,177	SSerro	1432,177	SSerro	15,8228
Fobs	0,180	Fobs	0,180	Fobs	0,312
Fcrit	3,354	Fcrit	3,35	Fcrit	4,75
Alfa	0,05 (5%)	Alfa	0,05 (5%)	Alfa	0,05 (5%)
a-1	2	a-1	2	a-1	1
N-a	27	N-a	27	N-a	12
Resultado: Aceitar $H_0$ , isto é, não existe diferença entre os perfis de dureza.		Resultado: Aceitar $H_0$ , isto é, não existe diferença entre os perfis de dureza.		Resultado: Aceitar $H_0$ , isto é, não há evidências que os diferentes processos de pulsação produzem diferentes resistências à cavitação em REV2.	

Tabela de análise de variância para os perfis de dureza, nas camadas de revestimento, e tipo de pulsação.

Onde:  $H_0$  é a hipótese nula

◆ Para a influência da frequência de tecimento

$H_0$ : Não existe influência da técnica de tecimento sobre o perfil transversal de dureza.

◆ Para a influência da processo de soldagem e da diluição

$H_0$ : Não existe influência do processo de soldagem e da diluição sobre perfil transversal de dureza (após a interface).

◆ Para a influência do tipo de pulsação aplicada sobre a resistência à cavitação dos depósitos

$H_0$ : Não existe diferença significativa nos perfis de perda cumulativa de massa entre os CP's soldados com diferentes modos de pulsação de corrente de soldagem.