

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

**MAGNÉSIO METÁLICO COMO COMPONENTE DO REVESTIMENTO NA SOLDAGEM**  
**COM ELETRODOS AO C-Mn-Ni**

**TESE SUBMETIDA À UNIVERSIDADE FEDERAL DE SANTA CATARINA**  
**PARA A OBTENÇÃO DO GRAU DE DOUTOR EM ENGENHARIA MECÂNICA**

**JESUALDO PEREIRA FARIAS**

**FLORIANÓPOLIS, DEZEMBRO DE 1993**

**MAGNÉSIO METÁLICO COMO COMPONENTE DO REVESTIMENTO NA SOLDAGEM  
COM ELETRODOS AO C-Mn-Ni**

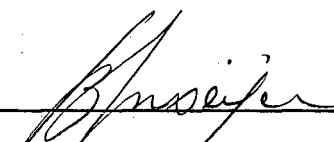
**JESUALDO PEREIRA FARIAS**

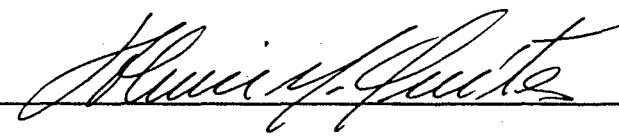
**ESTA TESE FOI JULGADA PARA OBTENÇÃO DO TÍTULO DE**

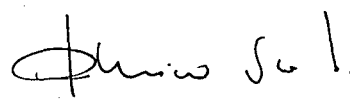
**DOUTOR EM ENGENHARIA**

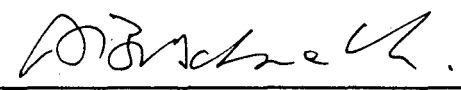
**ESPECIALIDADE ENGENHARIA MECÂNICA E APROVADA EM SUA FORMA FINAL  
PELO PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA MECÂNICA**

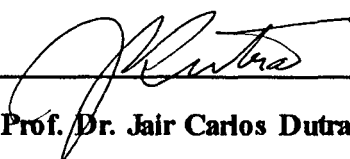
**BANCA EXAMINADORA**

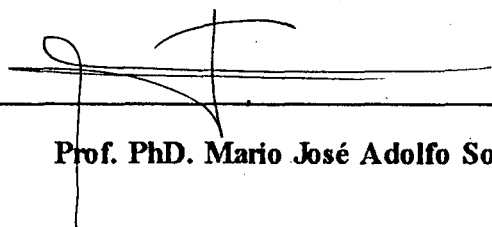
  
\_\_\_\_\_  
**Prof. Dr. Berend Snoeijer - Coordenador do Curso**

  
\_\_\_\_\_  
**Prof. Dr. Almir Monteiro Quites - Orientador**

  
\_\_\_\_\_  
**Prof. PhD. Américo Scotti**

  
\_\_\_\_\_  
**Prof. Dr. Augusto J. A. Buschinelli**

  
\_\_\_\_\_  
**Prof. Dr. Jair Carlos Dutra**

  
\_\_\_\_\_  
**Prof. PhD. Mario José Adolfo Solari**

**À meus pais, minha mulher e minha filha**

## AGRADECIMENTOS

- Ao Prof. Almir Quites, pela orientação e pelo convívio desde 1990 e acima de tudo, pela sua amizade.
- A Lic. Estela S. Surian, pelo apoio e pela relevante participação neste trabalho.
- Ao Prof. Buschinelli, pelo apoio junto à COSIPA e pelo incentivo.
- Ao Prof. Jair Dutra, pelas suas contribuições a este trabalho.
- Ao Mestrando Claudio A. Castelo Branco, pelo excelente trabalho na parte metalúrgica.
- Ao Eng. M.Sc. Larry F. Ollé, pelo apoio na parte de eletrônica.
- Ao Técnico Valério, pelo excelente trabalho na preparação dos corpos de prova.
- Aos colegas do Departamento de Mecânica e Produção da UFC pelo apoio.
- Aos Professores da PGEM da UFSC pelos ensinamentos.
- Aos Bolsistas de iniciação científica pela ajuda no trabalho prático.
- Ao LABSOLDA da UFSC, pela infraestrutura indispensável à realização deste trabalho.
- À COSIPA S.A. pelo fornecimento das chapas.
- À CONARCO S.A. pela participação intensa durante todas as fases de execução deste trabalho.
- À Fundação Latinoamericana de Soldagem que, através de um convênio com a UFSC, possibilitou a realização deste trabalho em parceria com a CONARCO S.A.
- Ao Lic. Raul Timermann, Presidente da CONARCO S.A., pela seu apoio incondicional à realização deste trabalho.
- À Coordenação da PGEM da UFSC, pelo apoio financeiro.
- Ao CNPq pelo apoio financeiro.
- À Coordenação do PICD/UFC pela presteza das informações e pelo esforço para atender às reivindicações dos bolsistas.
- À CAPES pelo pagamento da minha bolsa de doutorado.
- À minha família, pelos incentivos nas horas difíceis.
- Aos amigos, pelas horas de entretenimento.

## SUMÁRIO

Lista de tabelas	viii
Lista de figuras	x
Simbologia	xiv
Resumo	xx
Abstracts	xxi
1. Introdução	1
1.1. Importância do processo de soldagem com eletrodos revestidos	1
1.2. Proposta e abrangência do trabalho	2
2. Eletrodos revestidos	4
2.1. O processo de soldagem com eletrodos revestidos	4
2.2. Características operacionais de eletrodos revestidos	8
2.2.1 A estabilidade do arco	8
2.2.2 Propriedades da escória	34
2.2.3 Geometria da solda	40
2.3. Características econômicas	44
2.4. Características metalúrgicas	49
2.4.1 Controles na fabricação dos consumíveis	49
2.4.2 Controles no processo de soldagem	57
2.4.3 Considerações finais	60
3. Objetivos e organização do trabalho	61
3.1. A colocação do problema	61
3.2. Objetivos	64
3.3. Planejamento experimental	65
3.3.1 Os eletrodos experimentais	65
3.3.2 Descrição dos experimentos	66
3.4. Contribuição científica pretendida	68
4. Metodologia de tratamento dos dados	71
4.1. Fatores e níveis	72
4.2. Fundamentos da análise estatística	72
4.2.1 Modelo matemático	74
4.2.2 Suposições associadas ao modelo matemático	75
4.2.3 Hipóteses	75

4.2.4	Estimativas para a variância, $\sigma^2$	76
4.2.5	Um exemplo de aplicação	78
4.2.6	Quadro de análise de variância	78
5.	Metodologia experimental	82
5.1.	A estabilidade do arco	82
5.1.1	Requisitos para um arco estável	82
5.1.2	Crterios para a medição dos requisitos de estabilidade	82
5.1.3	Softwares para o estudo da estabilidade do arco	85
5.1.4	Caracterização dos experimentos	93
5.2.	A destacabilidade da escória	98
5.2.1	Caracterização dos experimentos	99
5.3.	As características econômicas	100
5.3.1	O consumo específico do eletrodo	100
5.3.2	A produção específica do eletrodo	100
5.3.3	Rendimento de deposição convencional	101
5.3.4	Rendimento de deposição real	101
5.3.5	Caracterização dos experimentos	101
5.4.	A geometria do cordão de solda	101
5.4.1	Caracterização dos experimentos	101
5.5.	A microestrutura e as propriedades mecânicas do metal de solda	102
5.5.1	Caracterização dos ensaios de tração	103
5.5.2	Caracterização dos ensaios de impacto charpy-V	103
5.5.3	Caracterização das análises metalográficas	103
5.6.	Análises químicas	103
5.6.1	Análises químicas dos corpos de prova e da alma dos eletrodos	103
5.6.2	Análises químicas do metal de solda	103
5.6.3	Análises químicas das escórias	104
6.	Descrição dos equipamentos	105
6.1.	A bancada de ensaios	105
6.1.1	A fonte de energia	105
6.1.2	O simulador de soldagem	106
6.1.3	O sistema de medição	107
6.2.	Equipamentos para o ensaio de destacabilidade da escória	111
6.2.1	O pêndulo para ensaio de destacabilidade da escória	112
6.2.2	A bancada para a medição da área livre de escória, S	112

7.	O estudo da estabilidade do arco	113
7.1.	Introdução	113
7.2.	Transferência de carga elétrica	113
7.2.1	Análise em corrente alternada	113
7.2.2	Análise em corrente contínua	114
7.3.	Transferência de metal	115
7.4.	Outras considerações	116
7.5.	Efeito do tipo de fonte de energia sobre a estabilidade do arco em CC	125
7.5.1	Transferência de carga elétrica	126
7.5.2	Transferência de metal	127
7.6.	Efeito do tipo de fonte de energia sobre a estabilidade do arco em CA	128
7.6.1	Transferência de carga elétrica	129
7.6.2	Transferência de metal	130
7.7.	Considerações sobre o efeito do tipo de eletrodo para os diferentes tipos de fontes	130
7.7.1	Em corrente contínua	130
7.7.2	Em corrente alternada	130
8.	O estudo da destacabilidade da escória	138
8.1.	Inspeção visual	138
8.2.	A destacabilidade da escória	138
9.	O estudo das características econômicas	146
9.1.	Ensaio com a fonte convencional (AD 360 WR)	146
9.2.	Efeito do tipo de fonte	149
9.2.1	Análise em corrente contínua	149
9.2.2	Análise em corrente alternada	149
10.	O estudo da geometria do cordão de solda	155
11.	O estudo das características metalúrgicas	163
11.1.	Considerações sobre a composição química do metal de solda	163
11.2.	Propriedades mecânicas	175
11.2.1	Resistência à tração	176
11.2.2	Resistência ao impacto	183
12.	Considerações finais	191
12.1.	Conclusões	200
12.2.	Indicações de continuidade	201
13.	Bibliografia	203
14.	Anexos	217

## LISTA DE TABELAS

Tabela 1 - Funções dos constituintes do revestimento	7
Tabela 2 - Valores de $A_M$	11
Tabela 3 - Densidade de corrente e queda de tensão do ânodo	19
Tabela 4 - Dados da reignição do arco em CA (+)	27
Tabela 5 - Dados da transferência de metal em CA	31
Tabela 6 - Dados da transferência de metal em CC+	32
Tabela 7 - Dados da reabertura do arco em CC+	32
Tabela 8 - Dados da transferência metálica em CC+	33
Tabela 9 - Eletrodos experimentais	66
Tabela 10 - Fontes de energia	67
Tabela 11 - Parâmetros de soldagem	67
Tabela 12 - Variáveis e níveis para eletrodos com FR = 1.60 (com dois fatores)	73
Tabela 13 - Variáveis e níveis para eletrodos com FR = 1.72 (com dois fatores)	73
Tabela 14 - Variáveis e níveis para eletrodos com FR = 1.60 (com dois fatores em CC+)	73
Tabela 15 - Variáveis e níveis para eletrodos com FR = 1.60 (com dois fatores em CA)	74
Tabela 16 - Variáveis e níveis para eletrodos com FR = 1.60 (com um fator em CC+ ou CA)	73
Tabela 17 - Variáveis e níveis para eletrodos com FR = 1.72 (com um fator em CC+ ou CA)	73
Tabela 18 - Valores de $B^*$ para FR = 1.60	78
Tabela 19 - ANOVA para um fator (tipo de eletrodo)	80
Tabela 20 - ANOVA para dois fatores (tipo de eletrodo e tipo de corrente)	80
Tabela 21 - ANOVA para dois fatores (tipo de eletrodo e tipo de corrente sem repetição)	81
Tabela 22 - Valores de referência	96
Tabela 23 - Dados da transferência de carga em CC (com transferência)	96
Tabela 24 - Dados da transferência de metal em CC (com transferência)	97
Tabela 25 - Dados da transferência de carga em CA (+)	97
Tabela 26 - Dados da transferência de metal em CA (com transferência)	97
Tabela 27 - Dados da estabilidade em corrente contínua	97
Tabela 28 - Dados da estabilidade em corrente alternada	97
Tabela 29 - Resoluções para a placa INTERDATA II	108
Tabela 30 - Composição química da escória	115
Tabela 31 - Dados da estabilidade em corrente contínua	117
Tabela 32 - Dados da estabilidade em corrente alternada	118
Tabela 33 - Resultados da ANOVA (FR=1.60) - Transferência de metal	118



Tabela 34 - Resultados da ANOVA (FR=1.72) - Transferência de metal	119
Tabela 35 - Resultados da ANOVA (CC+) - Transferência de carga elétrica	119
Tabela 36 - Resultados da ANOVA (CA) - Transferência de carga elétrica	119
Tabela 37 - Profundidade do efeito canhão (mm)	120
Tabela 38 - Dados da estabilidade em CC+	126
Tabela 39 - Resultados da Análise de Variância em CC+	127
Tabela 40 - Dados da estabilidade em CA	128
Tabela 41 - Resultados da Análise de Variância em CA	129
Tabela 42 - Dados da destacabilidade da escória	139
Tabela 43 - Dados das características econômicas dos eletrodos	147
Tabela 44 - Resultados da ANOVA (FR=1.60)	148
Tabela 45 - Resultados da ANOVA (FR=1.72)	148
Tabela 46 - Características econômicas para diferentes fontes de energia em CC+	151
Tabela 47 - Resultados da ANOVA em CC+	152
Tabela 48 - Características econômicas para diferentes fontes de energia em CA	153
Tabela 49 - Resultados da ANOVA em CA	153
Tabela 50 - Dados da geometria do cordão de solda	155
Tabela 51 - Resultados da ANOVA (FR=1.60)	156
Tabela 52 - Resultados da ANOVA (FR=1.72)	156
Tabela 53 - Análises químicas (%)	166
Tabela 54 - Análises químicas dos corpos de prova "ANALIS"	167
Tabela 55 - Análises químicas dos corpos de prova "ENSAIO"	168
Tabela 56 - Teores de oxigênio e nitrogênio dos corpos de prova "ANALIS"	169
Tabela 57 - Resultados dos ensaios de tração	177
Tabela 58 - Energia nos ensaios de impacto em CC+ (J)	178
Tabela 59 - Energia nos ensaios de impacto em CA (J)	178
Tabela 60 - Microestrutura da zona colunar (%)	179

## LISTA DE FIGURAS

Figura 1	- Emissão térmica (TE) e emissão de campo (FE) para o tungstênio puro e revestido com Ba, Mg e Cr.	10
Figura 2	- Representação esquemática da emissão de elétrons a partir de filmes óxidos	15
Figura 3	- Esquema das regiões de queda do ânodo	17
Figura 4	- Curvas de tensão e corrente indicando as variáveis empregadas no cálculo dos índices de estabilidade em CA	20
Figura 5	- Esquemas das trajetórias de fase do arco em corrente alternada	24
Figura 6	- Esquema da determinação dos ângulos $\alpha'$ e $\beta'$	25
Figura 7	- Comportamento da tensão e da corrente do arco em CA. Eletrodo AWS E6013	28
Figura 8	- Comportamento da tensão e da corrente do arco em CA. Eletrodo AWS E6016	28
Figura 9	- Comportamento da tensão e da corrente do arco em CA. Eletrodo AWS E6011	29
Figura 10	- Relação entre a corrente e o tempo de reabertura em CA	29
Figura 11	- Relação entre a tensão e o tempo de reabertura do arco em CA	30
Figura 12	- Relação entre a tensão e a corrente de reabertura em CA	30
Figura 13	- Curva dilatométrica para a escória	38
Figura 14	- Efeito da composição química da escória sobre o coeficiente de dilatação térmica linear	39
Figura 15	- Destacabilidade da escória para o sistema ternário $\text{CaO-SiO}_2\text{-CaF}_2$	40
Figura 16	- Seção transversal da solda	41
Figura 17	- Esquema da interdependência de parâmetros	62
Figura 18	- Circularidade do método científico	71
Figura 19	- Efeito do teor de magnésio sobre a facilidade de transferência de carga em CA	79
Figura 20	- Indicação das variáveis empregadas no cálculo dos índices $F_{cc}$ e $F_{tm}$ em CC+	86
Figura 21	- Corrente e tensão de soldagem em CC com indicação das variáveis envolvidas no cálculo do índice $E_1$	87
Figura 22	- Indicação das variáveis envolvidas no cálculo do índice $B^*$	87
Figura 23	- Formas de definição e avaliação da estabilidade do arco voltaico de soldagem	88
Figura 24	- Histograma dos tempos de curto-circuito para eletrodos da classe E7016-C2L	90
Figura 25	- Tensão e resistência do arco em CA com ocorrência de quatro curtos-circuitos	93
Figura 26	- Resistência do arco com indicações das variáveis para o cálculo de $F_{cc}$ e $F_{tm}$	94
Figura 27	- Indicação de uma reabertura do arco na mudança de polaridade sem o pico de tensão	94
Figura 28	- Indicação de um falso pico de reabertura na inversão de polaridade em CA	95

Figura 29 - Relação entre a corrente de curto-circuito e o tempo de curto-circuito	95
Figura 30 - Comportamento da tensão de reabertura com a corrente de curto-circuito	96
Figura 31 - Corpo de prova padrão para o ensaio de destacabilidade da escória	99
Figura 32 - Corpo de prova "DESTAC" pronto para a determinação da área S	100
Figura 33 - Corte da seção transversal do corpo de prova "ENSAIO"	102
Figura 34 - Corte mostrando as zonas colunares e refinadas da última camada	104
Figura 35 - Esquema do banco de ensaios para soldagem com eletrodos revestidos	106
Figura 36 - Detalhe da fonte de energia AD 360 WR	109
Figura 37 - Detalhe do simulador de soldagem manual	110
Figura 38 - Detalhes do sistema de medição	110
Figura 39 - Esquema de funcionamento do controle da tensão de soldagem	111
Figura 40 - Pêndulo para destacabilidade da escória	111
Figura 41 - Esquema do banco de ensaios para a medição da área livre de escória, S	112
Figura 42 - Efeito do teor de magnésio sobre a facilidade de transferência de carga em CA	120
Figura 43 - Efeito do teor de MgO da escória sobre a facilidade de transferência de carga em CA	121
Figura 44 - Efeito do teor de magnésio do revestimento sobre o teor de MgO da escória	121
Figura 45 - Efeito do teor de magnésio sobre a regularidade de transferência de carga em CA	122
Figura 46 - Efeito do teor de magnésio sobre a facilidade de transferência de carga em CC+	122
Figura 47 - Efeito do teor de magnésio sobre a regularidade de transferência de carga em CC+	123
Figura 48 - Efeito do teor de magnésio sobre a facilidade de ocorrência de curto-circuito	123
Figura 49 - Efeito do teor de magnésio sobre a regularidade de ocorrência de curto-circuito	124
Figura 50 - Efeito do teor de magnésio sobre a facilidade de transferência de metal	124
Figura 51 - Efeito do teor de magnésio sobre a regularidade de transferência de metal	125
Figura 52 - Campo de trabalho para a fonte AD 360 WR em CC+. Eletrodo 5102	131
Figura 53 - Comportamento da tensão e da corrente para a fonte AD 360 WR. Eletrodo 5102	131
Figura 54 - Campo de trabalho para a fonte RS 425 NM em CC+. Eletrodo 5102	132
Figura 55 - Comportamento da tensão e da corrente para a fonte RS 425 NM. Eletrodo 5102	132
Figura 56 - Campo de trabalho para a fonte C400 P em CC+. Eletrodo 5102	133
Figura 57 - Comportamento da tensão e da corrente para a fonte C400 P. Eletrodo 5102	133
Figura 58 - Campo de trabalho para a fonte LABSOLDA em CC+. Eletrodo 5102	134
Figura 59 - Comportamento da tensão e da corrente para a fonte LABSOLDA. Eletrodo 5102	134
Figura 60 - Campo de trabalho para a fonte EW 200T em CC+. Eletrodo 5102	135
Figura 61 - Comportamento da tensão e da corrente para a fonte EW 200T. Eletrodo 5102	135

Figura 62 - Comportamento da tensão e da corrente para a fonte AD 360 WR em CA. Eletrodo 5102	136
Figura 63 - Campo de trabalho para a fonte AD 360 WR em CA. Eletrodo 5102	136
Figura 64 - Comportamento da tensão e da corrente para a fonte LABSOLDA em CA. Eletrodo 5102	131
Figura 65 - Campo de trabalho para a fonte LABSOLDA em CA. Eletrodo 5102	137
Figura 66 - Evolução do grau de recobrimento da escória em CC+. Eletrodos A, B, C e D	141
Figura 67 - Evolução do grau de recobrimento da escória em CC+. Eletrodos E, F, G e H	142
Figura 68 - Evolução do grau de recobrimento da escória em CA. Eletrodos A, B, C e D	143
Figura 69 - Evolução do grau de recobrimento da escória em CA. Eletrodos E, F, G e H	144
Figura 70 - Efeito do teor de magnésio do revestimento sobre a destacabilidade da escória	145
Figura 71 - Efeito do teor de magnésio do revestimento sobre o coeficiente de dilatação térmica linear da escória	145
Figura 72 - Efeito do teor de magnésio sobre o consumo específico dos eletrodos	150
Figura 73 - Efeito do tipo de corrente e do tipo de fonte de energia sobre o consumo específico dos eletrodos A e D	150
Figura 74 - Efeito do teor de magnésio sobre a produção específica dos eletrodos	151
Figura 75 - Efeito do teor de magnésio sobre os rendimentos dos eletrodos	152
Figura 76 - Aspecto do cordão de solda para o eletrodo A em CC+	157
Figura 77 - Aspecto do cordão de solda para o eletrodo A em CA	157
Figura 78 - Aspecto do cordão de solda para o eletrodo D em CC+	158
Figura 79 - Aspecto do cordão de solda para o eletrodo D em CA	158
Figura 80 - Aspecto do cordão de solda para o eletrodo E em CC+	159
Figura 81 - Aspecto do cordão de solda para o eletrodo E em CA	159
Figura 82 - Aspecto do cordão de solda para o eletrodo H em CC+	160
Figura 83 - Aspecto do cordão de solda para o eletrodo H em CA	160
Figura 84 - Efeito do teor de magnésio do revestimento sobre a penetração da solda	161
Figura 85 - Efeito do teor de magnésio do revestimento sobre a largura do cordão de solda	161
Figura 86 - Efeito do teor de magnésio do revestimento sobre o reforço do cordão de solda	162
Figura 87 - Relação entre o consumo específico e a área adicionada	162
Figura 88 - Efeito do teor de Mg do revestimento sobre o rendimento de transferência do Mn	170
Figura 89 - Efeito do teor de Mg do revestimento sobre o rendimento de transferência do Si	170
Figura 90 - Efeito do teor de Mg do revestimento sobre o rendimento de transferência do Ni	171
Figura 91 - Efeito do teor de Mg do revestimento sobre os teores de MnO e SiO <sub>2</sub> da escória	171
Figura 92 - Efeito do teor de Mg do revestimento sobre o teor de Mn do metal de solda	172

Figura 93 - Efeito do teor de Mg do revestimento sobre o teor de Mn do corpo de prova "ANALIS"	172
Figura 94 - Efeito do teor de Mg do revestimento sobre o teor de Si do metal de solda	173
Figura 95 - Efeito do teor de Mg do revestimento sobre o teor de carbono do metal de solda	173
Figura 96 - Efeito do teor de Mg do revestimento sobre o teor de nitrogênio do metal de solda	174
Figura 97 - Efeito do teor de Mg do revestimento sobre o teor de oxigênio do metal de solda	174
Figura 98 - Relação entre o teor de oxigênio e o teor de nitrogênio do metal de solda	175
Figura 99 - Aspecto macrográfico do corpo de prova "ENSAIO". Eletrodo F em CA	179
Figura 100 - Relação entre o teor de nitrogênio e a resistência à tração do metal de solda	180
Figura 101 - Efeito do teor de magnésio sobre as propriedades de resistência à tração	180
Figura 102 - Efeito do teor de manganês sobre a tensão limite de resistência à tração	181
Figura 103 - Efeito do teor de silício sobre a tensão limite de resistência à tração	181
Figura 104 - Efeito do teor de carbono sobre a tensão limite de resistência à tração	182
Figura 105 - Efeito do teor de magnésio sobre o alongamento do metal de solda	182
Figura 106 - Efeito do teor de magnésio sobre a estrição do metal de solda	183
Figura 107 - Efeito do teor de Mg sobre a resistência ao impacto do metal de solda. FR = 1.72	185
Figura 108 - Efeito do teor de Mg sobre a resistência ao impacto do metal de solda. FR = 1.60	185
Figura 109 - Relação entre $\sigma_r$ e a resistência ao impacto do metal de solda	186
Figura 110 - Microestrutura da zona colunar para o eletrodo E em CC+	186
Figura 111 - Microestrutura da zona colunar para o eletrodo E em CA	187
Figura 112 - Microestrutura da zona colunar para o eletrodo F em CC+	187
Figura 113 - Microestrutura da zona colunar para o eletrodo F em CA	187
Figura 114 - Microestrutura da zona colunar para o eletrodo G em CC+	188
Figura 115 - Microestrutura da zona colunar para o eletrodo G em CA	188
Figura 116 - Microestrutura da zona colunar para o eletrodo H em CC+	188
Figura 117 - Microestrutura da zona colunar para o eletrodo H em CA	189
Figura 118 - Efeito do teor de Mn do metal de solda sobre a resistência ao impacto	189
Figura 119 - Efeito do teor de Si do metal de solda sobre a resistência ao impacto	190
Figura 120 - Efeito do teor de C do metal de solda sobre a resistência ao impacto	190

## SIMBOLOGIA

- A - Índice de estabilidade
- $A_0$  - Constante =  $6 \times 10^5$  (A/m<sup>2</sup>K<sup>2</sup>)
- $A_M$  - Constante do material (eV<sup>-1</sup>)
- A/D - Analógico/Digital
- B - Índice de estabilidade ( $\Omega^{-1}s^{-1}$ )
- b - largura (mm)
- $B^+$  - Índice de estabilidade para o meio ciclo positivo ( $\Omega^{-1}s^{-1}$ )
- $B^-$  - Índice de estabilidade para o meio ciclo negativo ( $\Omega^{-1}s^{-1}$ )
- B/P - Microfase bainita/perlita
- C - Consumo (kg/h)
- c - Constante
- CC - Corrente contínua
- CC+ - Corrente contínua polaridade positiva
- $C^{\max}$  - Consumo máximo (kg/h)
- $C_e$  - Consumo específico (kg/hA)
- $C_e^{\max}$  - Consumo específico máximo (kg/hA)
- $C_p$  - Calor específico (J/kgK)
- $C_{pm}$  - Quantidade de calor específico na temperatura de fusão (J/kg)
- CA - Corrente alternada
- CA(+)- Corrente alternada no meio ciclo positivo
- D** - Índice de destacabilidade da escória (kgfm/cm<sup>2</sup>)
- D - Diâmetro do eletrodo incluindo o revestimento (mm)
- d - Diâmetro (mm)
- E - Intensidade de campo elétrico (V/cm)
- $E_1$  - Energia para a reabertura do arco em CC (Ws)
- $E^*$  - Intensidade de campo elétrico local (V/cm)
- $E_c$  - Intensidade de campo elétrico no cátodo (V/cm)
- e - Carga do elétron =  $1,6022 \times 10^{-19}$  (C)
- F** - Teste estatístico
- F - Índice de estabilidade do arco (V)
- $F_{cc}$  - Facilidade de ocorrência de curto-circuito (s<sup>-1</sup>)
- $F_{lm}$  - Facilidade de transferência de metal no curto-circuito (s<sup>-1</sup>)
- f - frequência (Hz)

FA	- Ferrita acicular
FE <sub>1</sub>	- Facilidade de transporte de carga em corrente contínua (W <sup>-1</sup> s <sup>-1</sup> )
FP	- Ferrita primária
FR	- Fator de revestimento
FS	- Ferrita com fases secundárias
H <sub>m</sub>	- Quantidade de calor para fundir 1 kg de metal (J/kg)
H <sub>0</sub>	- Hipótese formulada
h	- Constante de Plank = 6,6256 x 10 <sup>-34</sup> (Js)
I	- Corrente (A)
I <sub>cr</sub>	- Corrente crítica (A)
I <sub>ef</sub>	- Corrente eficaz (A)
I <sub>r</sub>	- Corrente de referência (A)
I <sub>rc</sub>	- Corrente de referência para o curto-circuito (A)
I <sub>1</sub>	- Corrente de reabertura do arco (A)
I <sub>1</sub> <sup>+</sup>	- Corrente de reabertura do arco, em CA, para o meio ciclo positivo (A)
I <sub>1</sub> <sup>-</sup>	- Corrente de reabertura do arco em CA para o meio ciclo negativo (A)
IB	- Índice de basicidade
j <sub>a</sub>	- Densidade de corrente do ânodo (A/m <sup>2</sup> )
j <sub>c</sub>	- Densidade de corrente do cátodo (A/m <sup>2</sup> )
j <sub>rc</sub>	- Densidade de corrente por emissão de campo térmica (A/m <sup>2</sup> )
K	- Índice de estabilidade (A/s)
k	- Número de níveis
k	- Constante de Boltzmann = 1,38 x 10 <sup>-23</sup> (J/K)
L	- Comprimento do eletrodo (m)
L <sub>f</sub>	- Comprimento final do eletrodo (mm)
L <sub>i</sub>	- Comprimento inicial do eletrodo (mm)
l	- comprimento (m)
l <sub>m</sub>	- comprimento médio (m)
M	- média de uma variável
M <sub>f</sub>	- Peso da chapa após a soldagem (g)
M <sub>i</sub>	- Peso da chapa antes da soldagem (g)
m <sub>f</sub>	- Peso do eletrodo após a soldagem (g)
m <sub>i</sub>	- Peso do eletrodo antes da soldagem (g)
m <sub>e</sub>	- Massa do elétron = 9,108 x 10 <sup>-31</sup> (kg)
M/A	- Microfase martensita/austenita

MAG	- Metal Active Gas
MIG	- Metal Inert Gas
N	- Número total de observações
n	- Número de repetições
<b>P</b>	- Produção (kg/h)
P	- Potência elétrica do arco (W)
p	- Penetração (mm)
$P_e$	- Produção específica (kg/hA)
$P_o$	- Potência na conexão do arco com o eletrodo (W)
$P_m$	- Peso do pêndulo (kgf)
$P_r$	- Potência de referência (W)
$P_i$	- Potência de reabertura do arco (W)
Q	- Soma total dos quadrados
$q_a$	- Taxa de aquecimento para o ânodo (J/h)
$q_c$	- Taxa de aquecimento para o cátodo (J/h)
$q_f$	- Taxa de aquecimento por efeito joule (J/h)
$r$	- Raio (mm)
r	- Reforço (mm)
$R_c$	- Rendimento convencional (%)
$R_{cc}$	- Regularidade da ocorrência de curto-circuito
$R_{cm}$	- Regularidade da transferência de metal no curto circuito
<b>R</b>	- Resistência de referência ( $\Omega$ )
$R_r$	- Rendimento real (%)
RB <sup>+</sup>	- Regularidade do transporte de carga elétrica em CA
RE <sub>1</sub>	- Regularidade do transporte de carga elétrica em CC
S	- Área (m <sup>2</sup> )
s <sup>2</sup>	- Variância
$s_E^2$	- Estimativa entre amostras para a variância
$s_R^2$	- Estimativa residual para a variância
$s_T^2$	- Estimativa total para a variância
SQE	- Soma dos quadrados entre amostras
SQR	- Soma dos quadrados residual
SQT	- Soma dos quadrados total
ST	- Soma total dos valores
<b>T</b>	- Período de curto-circuito (ms)



$T$	- Temperatura (K)
$T_a$	- Temperatura do ânodo (K)
$T_d$	- Temperatura da gota (K)
$T_i$	- Temperatura de interpasse ( $^{\circ}$ C)
$T_m$	- Temperatura de fusão (K)
$T_o$	- Temperatura de pré-aquecimento ( $^{\circ}$ C)
$t$	- Tempo (s)
$t_{cc}$	- Tempo de curto-circuito (ms)
$t_i$	- Tempo de reabertura do arco (ms)
$t_i^+$	- Tempo de reabertura do arco, em CA, para o meio ciclo positivo (ms)
$t_i^-$	- Tempo de reabertura do arco em CA para o meio ciclo negativo (ms)
$t_{i\max}^+$	- Tempo máximo de reabertura do arco no meio ciclo positivo (ms)
$t_{i\max}^-$	- Tempo máximo de reabertura do arco no meio ciclo negativo (ms)
$t_{\min}$	- Tempo mínimo de curto-circuito com transferencia metálica (ms)
$t_{\max}$	- Tempo máximo de reabertura do arco (ms)
$t$	- Temperatura de transformação alotrópica de fase da escória no aquecimento ( $^{\circ}$ C)
$t_u$	- Temperatura de início de transformação alotrópica de fase da escória no aquecimento ( $^{\circ}$ C)
$t_t$	- Temperatura de plastificação da escória ( $^{\circ}$ C)
$t_u$	- Temperatura de final de transformação alotrópica de fase da escória no aquecimento ( $^{\circ}$ C)
$t_w$	- Temperatura de fusão da escória ( $^{\circ}$ C)
TIG	- Tungsten Inert Gas
TTAT	- Tratamento térmico de alívio de tensões
$U$	- Tensão (V)
$U_a$	- Tensão do arco lida no controlador eletrônico (V)
$U_a$	- Queda de tensão no ânodo (V)
$U_c$	- Queda de tensão no cátodo (V)
$U_e$	- Potencial de arrancamento dos elétrons (eV)
$U_{ef}$	- Tensão eficaz (V)
$U_m$	- Tensão de saída do variador de tensão (V)
$U_o$	- Tensão em vazio (V)
$U_o^{\min}$	- Tensão em vazio mínima (V)
$U_r$	- Tensão de referência (V)
$U_{ref}$	- Tensão de referência do controlador (V)
$U_v$	- Tensão de entrada no variador de tensão (V)
$U_i^{\min}$	- Tensão mínima de reabertura (V)

- $U_1$  - Tensão de reabertura do arco (V)  
 $U_1^+$  - Tensão de reabertura do arco, em CA, para o meio ciclo positivo (V)  
 $U_1^-$  - Tensão de reabertura do arco em CA para o meio ciclo negativo (V)  
 $V_a$  - Velocidade de alimentação do eletrodo (m/h)  
 $V_o$  - Constante  
 $W_2$  - Número de espiras  
 $x$  - Condutividade térmica (W/mK)  
 $y$  - Variável dependente  
 $Z_1$  - Resistência do circuito no instante da reignição do arco ( $\Omega$ )  
 $\alpha$  - Nível de significância (%)  
 $\alpha'$  - Ângulo entre o eixo do tempo e a tangente à trajetória da corrente no início do meio ciclo ( $^\circ$ )  
 $\alpha''$  - Ângulo ( $^\circ$ )  
 $\alpha_{cc}$  - Ângulo representando a forma da corrente de curto-circuito ( $^\circ$ )  
 $\alpha_{arco}$  - Ângulo representando a forma da corrente do arco ( $^\circ$ )  
 $\alpha_m$  - Coeficiente de dilatação térmica linear do metal (mm/mm $^\circ$ C)  
 $\alpha_T$  - Coeficiente de dilatação térmica linear da escória (mm/mm $^\circ$ C)  
 $\alpha_1$  - Coeficiente de aproximação (A/m $^2$ )  
 $\beta$  - Constante = 10  
 $\beta'$  - Ângulo entre o eixo do tempo e a tangente à trajetória da corrente no final do meio ciclo ( $^\circ$ )  
 $\beta''$  - Ângulo de fase modificado (rad)  
 $\beta_1$  - Coeficiente de aproximação (m $^2$ /wb)  
 $\gamma$  - Tensão superficial (J/m $^2$ )  
 $\delta$  - Medida de afastamento entre médias  
 $\eta$  - Viscosidade (kgm $^{-1}$ s $^{-1}$ )  
 $\eta_d$  - Rendimento térmico de fusão  
 $\eta_T$  - Rendimento térmico do arco  
 $\lambda$  - Comprimento de onda livre médio (m)  
 $\mu$  - Média geral de uma população  
 $\sigma$  - Condutividade elétrica (S/m)  
 $\sigma$  - Desvio padrão  
 $\sigma_{B^+}$  - Desvio padrão dos valores de  $B^+$  ( $\Omega^{-1}$ s $^{-1}$ )  
 $\sigma_B$  - Desvio padrão dos valores de  $B$  ( $\Omega^{-1}$ s $^{-1}$ )  
 $\sigma_{E_1}$  - Desvio padrão dos valores de  $E_1$  (Ws)  
 $\sigma_e$  - Tensão limite de escoamento à tração (MPa)  
 $\sigma_r$  - Tensão limite de resistência à tração (MPa)

- $\sigma_I$  - Desvio padrão dos valores de I (A)
- $\sigma_{I_1}$  - Desvio padrão dos valores de  $I_1$  (A)
- $\sigma_{I_1^+}$  - Desvio padrão dos valores de  $I_1^+$  (A)
- $\sigma_{I_1^-}$  - Desvio padrão dos valores de  $I_1^-$  (A)
- $\sigma_T$  - Desvio padrão dos valores de T (ms)
- $\sigma_{t_1}$  - Desvio padrão dos valores de  $t_1$  (ms)
- $\sigma_{t_1^+}$  - Desvio padrão dos valores de  $t_1^+$  (ms)
- $\sigma_{t_1^-}$  - Desvio padrão dos valores de  $t_1^-$  (ms)
- $\sigma_{t_{cc}}$  - Desvio padrão dos valores de  $t_{cc}$  (ms)
- $\sigma_U$  - Desvio padrão dos valores de U (V)
- $\sigma_{U_1}$  - Desvio padrão dos valores de  $U_1$  (V)
- $\sigma_{U_1^+}$  - Desvio padrão dos valores de  $U_1^+$  (V)
- $\sigma_{U_1^-}$  - Desvio padrão dos valores de  $U_1^-$  (V)
- $\sigma^2$  - Variância
- $\tau$  - Tempo crítico (s)
- $\rho$  - Densidade ( $\text{kg/m}^3$ )
- $\Phi$  - Ângulo de fase (rad)
- $\Phi_a$  - Função de trabalho da superfície do ânodo (eV)
- $\Phi_c$  - Função de trabalho da superfície do cátodo (eV)
- $\Phi_0$  - Ângulo de queda ( $^\circ$ )
- $\omega$  - Frequência angular da rede (Hz)

## RESUMO

Empregou-se o magnésio metálico, em teores de 2.0 a 8.0%, como desoxidante no revestimento de eletrodos ao C-Mn-Ni com 3.5% Ni. Os eletrodos, com 5.0 mm de diâmetro, foram fabricados em dois fatores de revestimento (1.60 e 1.72). Analizaram-se os efeitos do teor de Mg e do fator de revestimento sobre as características operacionais e econômicas dos eletrodos, em soldagens realizadas em um banco de ensaios automatizado, em corrente contínua e em corrente alternada. O efeito de diferentes fontes de energia sobre a estabilidade do arco e sobre as características econômicas dos eletrodos também foi avaliado. As características metalúrgicas dos eletrodos foram estudadas a partir de corpos de prova soldados manualmente. Determinaram-se os efeitos do teor de Mg, do fator de revestimento e do tipo de corrente sobre a composição química do metal depositado, sobre a sua microestrutura e sobre as suas propriedades mecânicas. Os resultados indicaram que o Mg pode ser empregado, como desoxidante, no revestimento de eletrodos baixa-liga sem se transferir para o metal de solda. Isto possibilita um melhor controle do teor de oxigênio do metal depositado e, conseqüentemente, da resistência ao impacto a baixas temperaturas. Apresenta-se, ainda, uma discussão sobre os fatores que influenciam a composição química do metal depositado e as suas propriedades mecânicas. Os teores de C, Mn e Si mostraram-se bastante influentes. Destacou-se, ainda, os efeitos da técnica de soldagem, do tipo de corrente e da microestrutura da zona colunar do metal de solda. As melhores propriedades de impacto foram obtidas na soldagem em corrente contínua. O teor ótimo de Mg depende do fator de revestimento e encontra-se na faixa de 4.0 a 6.0%. O Mg mostrou-se prejudicial à operacionalidade do eletrodo. Ele reduz a viscosidade da escória e proporciona uma salpicagem excessiva durante a soldagem. Isto prejudicou a destacabilidade da escória para teores de Mg acima de 6.0%. No entanto, não foram determinados efeitos relevantes sobre as características econômicas, sobre a geometria do cordão de solda e sobre a estabilidade do arco em corrente contínua. Na soldagem em CA, dependendo do tipo de fonte de energia, a estabilidade do arco pode ser melhorada pela presença do Mg.

**ABSTRACTS**

Mg powder additions, from 2.0 to 8.0%, were employed in the covering of basic low-alloy C-Mn-Ni electrodes with 3.5% Ni. The electrodes, with 5.0 mm diameter, were produced with two mass factors (1.60 and 1.72). The influence of Mg powder additions and electrode mass factor on the electrode economical and operational characteristics were evaluated in d.c. and a.c. automatic welding. The effect of different kinds of welding power source was also investigated. The electrodes metallurgical characteristics were evaluated from welds made manually. The effects of Mg additions and the effects of electrode mass factor as well as the type of current under the weld metal chemical composition, under its microstructure and under its mechanical properties were determined. The results showed that Mg can be added to the electrode covering, as a good deoxidiser, without transferring to the weld metal. This is an important means to control the weld metal oxygen content and, consequently, its impact properties at low temperatures. A discussion involving the most important process factors influencing the weld metal chemical composition and mechanical properties were presented. The effect of weld metal C, Mn and Si contents as well as the effect of weld techniques and the type of current were discussed. The better impact properties were observed in d.c. welding. The best Mg content depends on the electrode mass factor and lies between 4.0 and 6.0%. Mg additions deteriorated the electrode operation. The slag viscosity was reduced and the spatter was intensive. This effect deteriorated the slag detachability for Mg additions above 6.0%. Meanwhile, no relevant effects on the electrode economical characteristics, on the bead geometry and on the d.c. arc stability were determined. In a.c. welding with sine wave power source, the arc stability was improved with Mg powder additions.

# CAPÍTULO 1

## INTRODUÇÃO

### 1.1 - Importância do Processo de Soldagem com Eletrodos Revestidos.

Dentre os processos de conformação de metais e suas ligas, o processo de soldagem é aquele que mais se desenvolveu nas últimas décadas. É difícil encontrar uma construção mecânica onde não exista união por soldagem, de forma que a história do desenvolvimento da soldagem se confunde com a própria história da evolução dos materiais nas suas diversas aplicações: em estruturas, na área de transportes, na geração de energia nuclear, em equipamentos para processos petroquímicos, na área espacial etc.

No Brasil, as técnicas de soldagem têm sido objeto de muito estudo, embora pouco se conheça sobre a produção dos insumos utilizados nos diferentes tipos de processos. Estes insumos são fabricados por empresas multinacionais, que detêm a tecnologia em suas bases de pesquisa no exterior. Assim, a dependência da indústria nacional é de tal ordem, que em caso de eventuais conflitos político-econômicos, a produção nacional poderia ficar seriamente comprometida.

A situação atual é especialmente grave no caso da soldagem com eletrodos revestidos. De acordo com levantamentos recentes [01], do total de consumíveis de soldagem produzidos no Brasil, cerca de 65% (aproximadamente 50 mil toneladas/ano) são de eletrodos revestidos. Apesar disso, pouco se sabe sobre as características dos compostos utilizados nas formulações destes eletrodos. Alguns comportamentos e propriedades de certas matérias-primas são conhecidas, mas sem quantificação e de uma forma isolada. Desta forma, o estudo para avaliar e quantificar as propriedades dos principais compostos utilizados nas formulações dos revestimentos, além de ser uma contribuição para o desenvolvimento tecnológico, permitirá a transferência da tecnologia de fabricação para indústrias nacionais.

O panorama internacional indica que, mesmo nos países do primeiro mundo, os eletrodos revestidos são responsáveis por 30% de todo o metal depositado por soldagem. Os últimos levantamentos indicam que na Grã Bretanha, nos Estados Unidos da América e no Japão, este patamar deverá ser mantido por muitos anos [02]. Isto caracteriza este processo de soldagem como de grande relevância mundial. Dois aspectos evidenciam esta afirmação.

- a) A elevada versatilidade do eletrodo revestido. O processo de soldagem com eletrodos revestidos alia versatilidade com qualidade. Trata-se de um dos processos mais aberto a inovações. A partir de combinações de diferentes compostos, pode-se formular vários tipos de revestimento que geralmente, para a soldagem de aços, são extrudados em torno de uma alma de aço comum ao carbono. A tendência, no futuro, é se tornar mais comum a encomenda de eletrodos especialmente fabricados para atender às necessidades dos usuários. Será comum, também, a consulta direta a especialistas na formulação de revestimentos para subsidiar encomendas especiais aos fabricantes.

Nenhum outro processo permite esta versatilidade devido às limitações próprias de cada um. Todos os demais processos com eletrodos consumíveis têm intrinsecamente o compromisso com a alta produção e apresentam restrições quanto à ação metalúrgica, à ação estabilizadora do arco e/ou à posição de soldagem - o que restringe o campo de aplicação para soldagens onde a qualidade é essencial.

- b) A maior economia de fabricação em pequenas quantidades. O eletrodo revestido desempenha um papel fundamental na pesquisa experimental, constituindo-se assim na fonte de desenvolvimento tecnológico, cujos avanços são estendidos para o arco submerso e para o arame tubular.

Espera-se, para a próxima década, um grande desenvolvimento tecnológico na soldagem manual com eletrodos revestidos. Alguns exemplos de pesquisas promissoras que atualmente estão sendo desenvolvidas são as seguintes:

- a) Uso de zeolitas para adsorver grandes quantidades de gases e reter os átomos desses gases nas porosidades inerentes à sua estrutura [03]. Trata-se de dopar o pó da zeolita com argônio ou hélio e depois processar este pó no revestimento do eletrodo, introduzindo uma fonte complementar de proteção. Na soldagem, durante a queima do revestimento, o gás inerte introduzido no plasma aumenta a sua temperatura (maior energia de ionização) e com isso reduz a susceptibilidade de trinca por hidrogênio (pela redução da pressão parcial do hidrogênio no arco e a conseqüente redução da sua solubilidade no metal líquido).
- b) Estudo do papel do oxigênio e dos elementos intersticiais na definição da microestrutura e das propriedades mecânicas do metal de solda de aços C-Mn e baixa liga [03,04]. Trata-se de buscar subsídios para a fabricação de eletrodos destinados à soldagem de aços em aplicações que exigem elevada resistência mecânica e elevada tenacidade.
- c) Emprego de revestimentos básicos resistentes à umidade [03]. A adição de fluxos cerâmicos produzidos sinteticamente podem desempenhar um papel importante na redução do teor de hidrogênio do revestimento. O processo "sol-gel", que é um método químico para a fabricação de vidro e estruturas óxidas sem fusão, vem sendo usado recentemente como um método alternativo para a produção de fluxos especiais para a soldagem. Este processo promete ser um método viável para a produção de ligantes e fluxos homogêneos de elevada pureza, formulados para ter alta resistência à absorção de umidade.

## 1.2 - Proposta e Abrangência do Trabalho.

Todo o processo de desenvolvimento de eletrodos revestidos fundamenta-se na modificação da constituição do revestimento, cujos elementos desempenham diferentes funções, tais como: proteger o arco e a solda por meio de gás e por escória, adicionar elementos de liga e desoxidantes e facilitar a abertura do arco, a sua manutenção e o processo de fabricação do eletrodo. Por isto, a formulação do

revestimento é um problema muito complexo e, até hoje tem se baseado no princípio da "tentativa e erro". A tendência atual da pesquisa é procurar relacionamentos entre os constituintes do revestimento e as características operacionais e econômicas dos eletrodos e entre as características metalúrgicas do metal de solda visando a elaboração de modelos teóricos para orientar o trabalho experimental. Para tanto, necessita-se de modernos bancos de ensaios computadorizados, os quais, aliados às novas metodologias, permitem estudos detalhados do comportamento do arco e da transferência de metal.

Neste trabalho, descreve-se o desenvolvimento de uma metodologia para a avaliação da estabilidade do arco na soldagem com eletrodos revestidos em corrente contínua e em corrente alternada. O modelo proposto é utilizado para o estudo do efeito do tipo de corrente e do tipo de fonte de energia no comportamento do arco em soldagens com diferentes tipos de eletrodos revestidos. Foram especialmente fabricados, para este estudo, oito variações de eletrodos básicos ao C-Mn-Ni com diferentes teores de magnésio metálico no revestimento. Apresenta-se também o estudo do efeito destas variações e do tipo de corrente sobre as características operacionais e econômicas dos eletrodos e sobre a microestrutura e as propriedades mecânicas do metal de solda. Neste contexto destacam-se os efeitos do teor de magnésio metálico do revestimento e determinam-se os limites para a sua utilização nos eletrodos de aço baixa liga com 3,0 a 3,5% Ni.

Face ao exposto, considera-se que este trabalho pode apresentar contribuições importantes, para a área da soldagem com eletrodos revestidos, que estão inseridas nos três pontos seguintes:

- a) O desenvolvimento de uma metodologia de avaliação da estabilidade do arco que permite, através da análise dos valores instantâneos da tensão e da corrente, estudar distintamente a transferência de carga elétrica e a transferência de metal.
- b) O estudo detalhado do efeito do magnésio metálico como desoxidante, em eletrodos baixa-liga com 3,0 a 3,5% Ni, sobre a operacionalidade do processo e sobre as propriedades mecânicas da solda.
- c) O estudo do efeito do tipo de fonte de energia e do tipo de corrente sobre a operacionalidade do processo de soldagem. Tratam-se de aspectos que não são comumente considerados.

Acredita-se, com isto, poder contribuir para o aprimoramento da discussão de temas tão atuais no campo da soldagem. A própria definição de estabilidade do arco é, ainda, motivo de muitas controvérsias. O avanço no entendimento de seu comportamento, em função da constituição dos consumíveis e de diferentes tipos de fontes de energia, é muito importante para o desenvolvimento de novos insumos. Não menos controvertida é a discussão sobre os meios de se alcançar elevada resistência ao impacto do metal de solda sem o comprometimento da sua resistência à tração. De qualquer forma, acredita-se que para se acompanhar o acelerado desenvolvimento tecnológico e as exigências cada vez mais severas com relação às propriedades das juntas soldadas, é necessário avançar rapidamente em busca de soluções para estas questões "básicas" importantes. Se este trabalho não trouxer soluções para algumas destas questões, pelo menos contribuirá bastante para o aprimoramento das suas discussões.



## CAPÍTULO 2

### ELETRODOS REVESTIDOS

#### 2.1 - O Processo de Soldagem com Eletrodos Revestidos.

Soldagem manual é o processo que utiliza a energia do arco voltaico para fundir o material de adição - um eletrodo revestido - e o material de base, de modo a proporcionar a solubilização do material de adição no material de base, na fase líquida.

O arco e a poça metálica são protegidos. A proteção é proporcionada por uma cortina gasosa gerada a partir da queima do revestimento e a subsequente decomposição de seus constituintes tais como carbonato de cálcio e celulose. Outras vezes, ou mesmo concomitantemente, a proteção é feita por uma escória líquida, de temperatura de solidificação e densidade menores de que as do metal. Este líquido protege as gotas, durante a passagem através do arco, e a poça de fusão durante a sua solidificação. Após a soldagem, este líquido protetor se solidifica formando uma camada de escória, a qual deve ser facilmente removível.

As fontes de energia empregadas são do tipo corrente constante, com tensão em vazio de 50 a 100 V, podendo-se soldar tanto com fontes de corrente contínua (CC) como de corrente alternada (CA).

Os eletrodos revestidos, para a soldagem dos aços, são constituídos de uma alma de aço comum ao carbono (com 0,05 a 0,10% C) envolvida por uma camada de revestimento depositada pelo processo de extrusão. O diâmetro dos eletrodos comerciais, medido na alma metálica, variam de 2,0 a 6,0 mm com comprimentos de 350 e 450 mm. A relação entre o diâmetro (D), medido no revestimento, e o diâmetro do eletrodo (d), medido na alma, é o fator de revestimento (FR). Esta grandeza varia de 1,4 a 2,2. Excepcionalmente, no caso de alguns eletrodos para a soldagem de aços alta liga, encontra-se uma versão de eletrodos revestidos com alma de aço ligada. Em outras aplicações, também especiais, os eletrodos revestidos têm uma alma tubular cheia de pós metálicos para produzir um metal depositado de alta liga. Alguns eletrodos básicos apresentam ainda um duplo revestimento. No revestimento externo estão os compostos de difícil ionização, como a fluorita ( $\text{CaF}_2$ ), e no interno estão os compostos de fácil ionização, como o carbonato de cálcio ( $\text{CaCO}_3$ ).

A formulação de um revestimento é uma tarefa muito complexa devido às suas diferentes funções. Por isso existem vários tipos de eletrodos revestidos. Cada um tem o seu campo de aplicação específico. O eletrodo celulósico é aplicado em aços que não apresentam risco de fissuração à frio, especialmente em soldagens de alta penetração e em soldagens na posição vertical. Os rutilicos, em soldagens de alta produção onde não há riscos de fissuração a frio e deseja-se bom acabamento do cordão de solda. Os básicos, nos casos de aços de difícil soldabilidade, onde há risco de fissuração a frio e nos casos onde as propriedades de resistência ao impacto são mais severas. Além das complexas funções (metalúrgicas, operacionais e econômicas) durante a soldagem, os revestimentos devem atender

satisfatoriamente às condições de sua fabricação. Portanto, na formulação dos revestimentos devem ser considerados todos estes aspectos como se descreve a seguir:

**i) Características Operacionais.**

a) Relativas ao arco:

- facilidade de abertura, de manutenção e de reabertura do arco;
- controle das forças axiais do arco;
- direcionamento do arco: alguns revestimentos caracterizam-se pela formação de uma cratera (cone) envolvendo a ponta do eletrodo, conhecida como "efeito canhão". Isto direciona o arco, reduz as perdas por salpicos, melhora a proteção das gotas e, dependendo do fator de revestimento, possibilita ainda a soldagem por arraste.

b) Relativas às propriedades da escória:

- a faixa de temperatura de fusão da escória;
- a viscosidade da escória;
- a tensão interfacial metal/escória;
- a destacabilidade da escória.

**ii) Características Econômicas.**

- a) Consumo específico do eletrodo ( $C_e$ ).
- b) Produção específica do eletrodo ( $P_e$ ).
- c) Rendimento de deposição convencional ( $R_c$ ).
- d) Rendimento de deposição real ( $R_r$ ).

**iii) Características Metalúrgicas.**

- a) Proteção do metal de adição. O revestimento gera gases e/ou escórias líquidas que protegem o metal líquido da contaminação do ar atmosférico.
- b) Composição química da solda. A composição do revestimento tem influência fundamental nas reações gás-metal, gás-escória e escória-metal. A escolha do tipo e da quantidade adequada de elementos de liga e desoxidantes no revestimento controla a composição química do metal depositado.
- c) Susceptibilidade à absorção de umidade. No caso dos eletrodos básicos, o revestimento deve ser formulado de modo a limitar o teor de hidrogênio do metal depositado.

**iv) Condições de Fabricação.**

- a) Formação da pasta e sua homogeneização. Os constituintes devem ter composição química e granulometria adequadas para a formação e completa homogeneização da pasta com a qual se fabrica o revestimento.
- b) Extrudabilidade da pasta. A pasta homogênea deve ter viscosidade adequada para garantir uma extrusão perfeita em torno da alma metálica.

- c) Adesão do revestimento à alma. No processo de extrusão o revestimento deve garantir uma boa aderência em torno de toda a área superficial da alma metálica.
- d) Resistência do revestimento à deformação antes do início do endurecimento. Após a extrusão, os eletrodos permanecem por cerca de 48 horas em temperatura ambiente antes da secagem em forno. Durante esta etapa, o revestimento deve ter consistência suficiente para evitar deformações.
- e) Resistência do revestimento à trincas durante a secagem e ressecagem. A composição do revestimento deve permitir que o mesmo suporte variações de temperaturas sem ocorrência de trincas.
- f) Resistência do revestimento a danos durante o seu manuseio e transporte. Os revestimentos devem ter boa resistência para evitar desgastes superficiais e trincas durante o seu manuseio.

A tabela 1 [05] apresenta os principais constituintes dos revestimentos e as suas funções durante a soldagem. O tipo do eletrodo é definido em função da composição química do seu revestimento. Assim, tem-se os eletrodos celulósicos, com 30 a 40% de celulose ( $C_6H_{10}O_5$ ); os eletrodos ácidos, com revestimento a base de óxido de ferro ( $Fe_3O_4$ , em torno de 20%); os eletrodos rutilicos, caracterizados pelos elevados teores de rutilo ( $TiO_2$ , de 45 a 55%) e os eletrodos básicos, a base de carbonato de cálcio ( $CaCO_3$ , de 25 a 40%) e de fluorita ( $CaF_2$ , de 20 a 25%).

Este último tipo gera uma escória básica com grande capacidade de dessulfurização do banho metálico. Estes eletrodos, quando usados corretamente, depositam um material com muito baixo teor de hidrogênio, podendo-se alcançar níveis de 5 ml/100 g ou menos. No entanto, eles são altamente higroscópicos e, por isso, devem ser secados após a exposição ao ar e posteriormente armazenados em estufas com temperatura e umidade controladas de acordo com as especificações do fabricante.

Pelo menos três aspectos, referentes ao arco voltaico, tornam o eletrodo básico diferente dos demais. Primeiro, a transferência de metal se dá por gotas grandes; segundo, na soldagem em corrente contínua, existe um grande efeito de polaridade e, terceiro, existe dificuldade na soldagem em corrente alternada.

Os eletrodos básicos apresentam penetração normal e podem ser empregados em todas as posições. São os eletrodos recomendados para a soldagem de aços de difícil soldabilidade e nos casos onde o controle das propriedades mecânicas da junta é fator determinante.

Com excessão dos celulósicos, os eletrodos revestidos podem ter a sua produção aumentada pela adição de pó de ferro (de 35 a 65%) no revestimento. Estes eletrodos encontram grande aplicação nos passes de enchimento. A adição de pó de ferro exige um aumento no fator de revestimento para se manter a composição básica do revestimento. Isto dificulta um pouco o manuseio do eletrodo, principalmente em soldagens fora da posição plana e em fundo de chanfro. Outro aspecto a considerar, é que os eletrodos com pó de ferro depositam um metal com teor de oxigênio mais elevado [06,07,08,09].

TABELA 1 - Funções dos constituintes do revestimento

Constituintes	GAS	DEF	ESC	VIS	EST	AGL	LUB	LIG	DES
CaCO <sub>3</sub>	x	x	x	x	x		x		
CaF <sub>2</sub>	x	x		x					
Pó de Ferro					x			x	x
TiO <sub>2</sub>		x	x	x	x				
Fe-Mn		x	x					x	
Fe-Si		x	x	x				x	
Silicato de Na			x	x	x	x			
Silicato de K			x		x	x			
Asbesto			x	x	x	x			
Talco		x	x	x	x		x		
Argila			x	x	x	x	x		
Feldspato			x	x	x				
Quartzo		x	x	x	x				
Celulose	x	x					x		
Mn metálico								x	x

GAS - Proteção gasosa

DEF - Desoxidante e fluxo

ESC - Formadores de escória

VIS - Controle da viscosidade

EST - Estabilizadores do arco

AGL - Aglomerantes

LUB - Agentes lubrificantes

LIG - Formação de liga

DES - Desulfurização

Para a fabricação dos eletrodos, os constituintes do revestimento são pesados e misturados a seco. Em seguida, adiciona-se o ligante (geralmente silicato líquido solúvel de sódio e/ou potássio) e faz-se uma nova mistura. O passo seguinte é a compactação da pasta para a extrusão em extrusoras com

capacidade de produção de até 1000 eletrodos por minuto. Nesta fase, o tamanho e a forma das partículas são muito importantes para garantir a viscosidade adequada à obtenção de elevadas taxas de extrusão. Em seguida, faz-se a remoção do revestimento da extremidade do eletrodo e, através de um transportador contínuo, os eletrodos seguem para o depósito de secagem à temperatura ambiente, onde permanecem por 48 horas, para a redução da umidade. Este procedimento reduz a probabilidade de ocorrência de trincas durante a etapa seguinte que é a secagem em forno. Nesta etapa, a temperatura, a umidade relativa e o tempo podem ser independentemente controlados, dependendo do tipo de revestimento. Após a secagem os eletrodos são identificados, através da impressão da sua classificação, passam por testes de controle de qualidade e finalmente são embalados.

## **2.2 - Características Operacionais de Eletrodos Revestidos.**

### **2.2.1 - A Estabilidade do Arco.**

#### **i) Definição do Arco Voltaico.**

O arco voltaico é uma das fontes de energia mais empregada na soldagem de metais e ligas metálicas. A alta concentração de calor, que permite obter elevadas temperaturas em um pequeno espaço, e a sua subsistência em qualquer atmosfera gasosa tornam o seu uso muito vantajoso e versátil como fonte de energia para a soldagem por fusão.

Embora não exista uma definição normalizada para o arco voltaico de soldagem, a seguinte definição proposta por Jackson [10] tem sido empregada: "o arco voltaico de soldagem consiste de uma descarga elétrica através de um plasma condutor a alta temperatura, produzindo energia térmica suficiente de modo a possibilitar a união de metais por fusão".

O arco voltaico de soldagem é, portanto, o transporte de carga elétrica por uma forma particular de plasma. As partículas transportadoras de carga (íons e elétrons) têm assim, um sentido preferencial de percurso, e os choques, entre si, com os eletrodos e com os átomos ainda neutros, criam as condições necessárias para a continuidade do processo [11].

A impedância específica do arco voltaico é inversamente proporcional à densidade de transportadores de carga e às suas mobilidades. A impedância total depende da distribuição radial e axial da densidade do transportador. A impedância da coluna do plasma é uma função da temperatura, mas geralmente independe das temperaturas das conexões do arco com os terminais [12].

#### **ii) Emissão de Elétrons.**

A saída de elétrons de uma superfície sólida metálica pode ocorrer por meio de dois mecanismos básicos: por emissão térmica e por emissão de campo. Na presença de uma elevada temperatura, os átomos superficiais são ativados e liberam elétrons (emissão térmica) ou, a condução de energia resulta da presença de um campo eletrostático elevado (emissão de campo). A combinação destes

dois mecanismos pode caracterizar ainda a existência de um terceiro, a emissão de campo-térmica [13].

a) Emissão Térmica de Elétrons.

Quando o cátodo é aquecido a uma temperatura suficientemente alta, são emitidos elétrons com uma densidade de corrente,  $j_c$ , dada pela equação de Richardson-Dushman [13,14,15]:

$$j_c = A_o \cdot T^2 \cdot e^{-b/T} \quad (\text{Am}^{-2}) \quad (01)$$

sendo:

$$b = \frac{\Phi_c \cdot e}{k} \quad (\text{K}) \quad (02)$$

onde:  $A_o$  - constante,  $6 \times 10^5$  ( $\text{Am}^{-2}\text{K}^{-2}$ ) para a maioria dos metais;

$T$  - temperatura absoluta da superfície (K);

$\Phi_c$  - função de trabalho da superfície do cátodo (eV);

$e$  - carga do elétron (C), e

$k$  - constante de Boltzmann ( $\text{JK}^{-1}$ ).

A aplicação da equação 01 tem indicado que, nas temperaturas de cátodos usuais, não seria possível alcançar as densidades de correntes usualmente encontradas em arcos voltaicos de soldagem. A emissão térmica pode explicar as densidades de correntes obtidas apenas quando o cátodo for de material refratário tal como carbono e tungstênio (ou seja com temperatura de ebulição de aproximadamente 4.000 K ou mais). Quando a emissão é térmica, estas densidades de correntes, para o tungstênio, estão na faixa de  $10^6$  a  $10^8$   $\text{A/m}^2$  e a mancha catódica geralmente ocupa uma posição fixa [13,15]. A mudança de um arco com emissão térmica para um com uma mancha catódica móvel pode ocorrer sob determinadas condições e pode resultar da queda de temperatura ou contaminação da superfície do cátodo. Neste caso, a densidade de corrente é estimada em  $10^7$   $\text{A/m}^2$  ou mais [13,15] e há semelhança com um cátodo não-térmico de materiais com baixo ponto de fusão (cátodo frio). A transição inversa de um cátodo não-térmico para um térmico, pode também ocorrer se houver um aumento na temperatura da superfície do cátodo [13,15].

A figura 1 mostra o crescimento da densidade de corrente pela emissão térmica para o tungstênio. Para metais de alto ponto de fusão, a produção de elétrons na superfície é uma excelente explicação para o mecanismo de emissão (caso do W, Mo, Zr, Ru, C, Ta etc.). A maioria dos outros metais, ao contrário, vaporizam-se ante a exigência de alta temperatura para a emissão térmica. Para a emissão a partir de cátodos frios, o mecanismo de campo deve ser invocado.

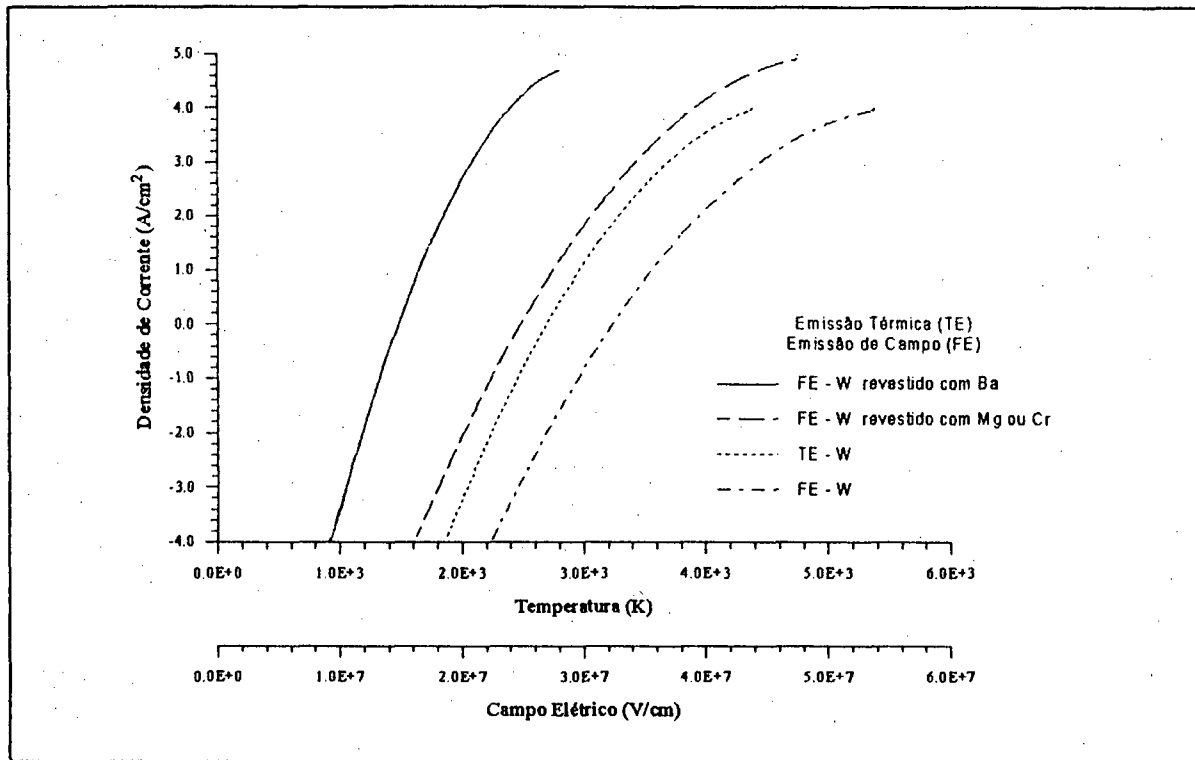


Figura 1 - Emissão térmica (TE) e emissão de campo (FE) para o tungstênio puro e revestido com Ba, Mg e Cr [13].

b) Emissão de Campo.

Se a intensidade de campo de um cátodo frio é aumentada até cerca de  $10^7$  V/cm, surge a emissão de campo. Um elevado campo magnético alternante eleva o nível de energia do átomo para além do estado ativado, de modo que elétrons abandonam o último nível de potencial de ligação atômica e partem da superfície do cátodo [13,16]. A equação prática de Fowler-Nordheim para este caso é:

$$j_c = 6,2 \cdot 10^{-6} \cdot A_M \cdot E_c^2 \cdot e^{-\left(\frac{6,23 \cdot 10^7 \cdot \Phi_c}{E_c}\right)^{3/2}} \quad (\text{Am}^{-2}) \quad (03)$$

onde:  $E_c$  - intensidade de campo elétrico no cátodo ( $\text{Vcm}^{-1}$ );

$\Phi_c$  - função de trabalho da superfície do cátodo (eV);

$A_M$  - constante do material ( $\text{eV}^{-1}$ ).

A tabela 2 mostra os valores de  $A_M$  para alguns materiais [13].

A figura 1 apresenta cálculos para o W, Ba, Mg e Cr, considerando-se uma superfície plana ideal, sem a presença de camadas estranhas. Na prática, ao nível microscópico, as superfícies são rugosas e cobertas de impurezas, as quais formam um dielétrico e por isto aumentam a capacidade de emissão [13,14,15,16]. A ponta microscópica das rugosidades existentes na superfície produz uma grande distorção

do campo, a qual, aumenta em até 10 vezes a intensidade de campo local,  $E^*$  [13]:

$$E^* = \beta \cdot E = \beta \cdot \frac{U_c}{\lambda} \quad (\text{Vcm}^{-1}) \quad (04)$$

onde:  $U_c$  - queda de tensão no cátodo (V);

$\lambda$  - comprimento de onda livre médio (m).

TABELA 2 - Valores de  $A_M$  ( $\text{eV}^{-1}$ )

Metal	$A_M$	Metal	$A_M$	Metal	$A_M$	Metal	$A_M$	Metal	$A_M$
Cs	0.265	Na	0.216	Ta	0.120	Mo	0.116	Sr	0.182
Rb	0.236	Th	0.144	Ag	0.106	Ni	0.100	Li	0.193
K	0.222	Hg	0.110	Au	0.106	Pd	0.100	W	0.110
Ba	0.199	Mg	0.135	Al	0.118	Cu	0.109	Fe	0.106

Pode-se determinar, por exemplo, o valor da intensidade de campo devido a irregularidades superficiais do cátodo numa temperatura de 6.000 K e  $\lambda = 1,5 \times 10^{-5}$  m, em ar atmosférico, para um arco voltaico típico de soldagem, onde a tensão de queda do cátodo é de 10V [13]:

$$E^* = 10 \cdot \frac{10}{1,5 \times 10^{-7}} = 0,67 \times 10^5 \quad (\text{Vcm}^{-1}) \quad (05)$$

O cálculo mostra que o número de elétrons devido a emissão de campo é muito pequeno para manter o arco voltaico, de modo que na maioria das teorias buscam-se outros efeitos para o esclarecimento do mecanismo do cátodo frio. Assim, aceita-se que, de uma superfície metálica liquefeita, saia uma rápida e densa corrente de vapor, a qual facilita a ionização do meio por reduzir o potencial para arrancar os elétrons de valência. A ionização segue-se em uma pequena distância do cátodo porque, devido a alta densidade de vapor, o comprimento de onda livre pode diminuir em até duas ordens de grandeza. O mecanismo de vaporização é mantido por meio de um intenso bombardeamento de íons, o qual é fundamental no balanço energético dos mecanismos de fusão na soldagem [13].



De uma forma geral, cátodos não-térmicos ocorrem em soldagem para metais não-refratários e para metais refratários a baixas correntes e/ou pressões. Existem pelo menos três tipos de cátodos não-térmicos: o tipo **vapor**, que se forma em metais sem filme óxido, o tipo **túnel**, que se forma em metais com uma fina camada de filme óxido (menor que 10 nm), e o tipo **comutação**, para filmes óxidos mais espessos. Na soldagem a arco com gás de proteção existem sempre superfícies revestidas com óxidos (exceto para ouro e prata). Na soldagem a arco submerso, eletrodo revestido e arame tubular existe escória líquida na superfície da poça de fusão. Não se conhece muito sobre os mecanismos do cátodo para metais com revestimento de escória [17]. Sabe-se, no entanto, que a escória emite íons positivos de metais alcalinos quando aquecida na faixa de temperatura de 600° a 1.800° C, e que isto ajuda a manter o arco na soldagem em corrente alternada [18]. Tem sido demonstrado que o aumento da basicidade da escória aumenta a sua capacidade termoiônica [19].

### c) Emissão de Campo Térmica.

Pela consideração da temperatura para a emissão de campo, a densidade de corrente do cátodo resulta em:

$$j_c = \frac{4 \cdot \pi \cdot e \cdot m_e \cdot k^2}{h^3} \cdot T^2 \cdot e^{-\left(\frac{e \cdot U_e + (e^3 \cdot E_c)^{1/2}}{k \cdot T}\right)} \quad (\text{Am}^{-2}) \quad (06)$$

onde: h - constante de Plank (Js);

$m_e$  - massa do elétron (kg);

$E_c$  - intensidade de campo no cátodo ( $\text{Vcm}^{-1}$ );

$U_e$  - potencial de arrancamento dos elétrons (eV).

Esta equação é restrita para casos onde a temperatura e a intensidade de campo não são muito altas. Para superfícies com vaporização intensa, é mais apropriado o modelo de Lee e Greenwood que considera também a emissão pura de campo e, através de um artifício adicional, considera também a emissão térmica [13]:

$$j_{TC} = j_c \frac{2,77 \times 10^6 \cdot T \cdot \sqrt{\frac{U_e}{E_c}}}{\text{sen}\left(\frac{\pi \cdot k \cdot T}{d}\right)} \quad (\text{Am}^{-2}) \quad (07)$$

A equação 6 indica a densidade de corrente e apresenta uma boa concordância com os resultados medidos [13]. Este artifício adicional, de aceitar a emissão térmica como mecanismo básico, é próximo da prática

porque o arco voltaico apresenta um salto preferencial do cátodo nos locais de mais alta rugosidade. Através da microscopia eletrônica de varredura, pode-se determinar os locais de origem do arco voltaico, nos quais as microrugosidades ficam em torno de 1,0  $\mu\text{m}$ . Após a explosão dos picos de rugosidade, formam-se nestes locais micro-crateras, as quais geram novas microrugosidades, de onde se origina a emissão. Além disso, mostra-se que os locais preferenciais de partida da mancha catódica ficam em depósitos de sais metálicos e outros contaminantes, assim como nos contornos de grão do metal [13,15,16,20,21,22,23].

### iii) Teorias do Mecanismo do Cátodo.

Como foi apresentado anteriormente, observam-se dois tipos básicos de emissão de elétrons a partir do cátodo: a emissão térmica, com densidades de correntes em torno de  $10^7 \text{ A/m}^2$  e a emissão não-térmica, com densidades de corrente de  $10^{12} \text{ A/m}^2$  ou mais.

A região do cátodo de um arco à pressão atmosférica pode ser sub-dividida em três zonas [14]: a zona de contração, a zona de alta luminosidade e a zona de espaço de carga. A zona de contração é a região de transição entre a coluna do arco, onde a densidade de corrente é relativamente baixa, e a zona de espaço de carga, onde ela é relativamente alta. Ao final da zona de transição existe uma região estreita de luminosidade intensa, a qual se une com a zona de espaço de carga. Na zona de espaço de carga há um elevado gradiente de potencial, o qual acelera os elétrons da superfície do eletrodo e os íons para a superfície do cátodo.

#### a) A Emissão Térmica de Elétrons.

O cátodo refratário pode ser aquecido até uma temperatura elevada pelo choque de íons positivos que se movem em direção à superfície por ação do campo elétrico estabelecido pelo seu espaço de carga. Uma possível fonte adicional de calor é a condução e a radiação a partir do plasma quente perto do cátodo [14].

A espessura da queda do cátodo pode ser da ordem de um comprimento de onda livre médio do elétron ou do íon, de forma que muitos elétrons cruzam esta região sem colisão e excitam a ionização apenas no final desta [14].

A capacidade do metal do cátodo para emitir elétrons depende basicamente das suas propriedades físicas tais como: função de trabalho, potencial de ionização, pressão parcial de vapor e temperaturas de fusão e de ebulição [24].

#### b) O Cátodo não-Térmico.

Quando a temperatura é muito baixa para a emissão térmica, elétrons podem ser emitidos de uma superfície, pela aplicação de um campo elétrico externo, desde que este seja suficientemente grande.

Como foi apresentado anteriormente, os cátodos não-térmicos podem ocorrer em soldagem para metais não refratários e para metais refratários à baixa corrente e/ou pressão. Existem pelo menos três tipos de cátodos não-térmicos [17]: o do tipo **vapor**, que se forma em metais sem a presença de filme óxido na superfície, o do tipo **túnel**, que se forma em metais com uma camada fina de óxido ( $< 10$  nm) e o do tipo **comutação**, que se forma em metais com uma camada espessa de óxido ( $> 10$  nm).

Guile [20] sugeriu que o efeito de túnel dos elétrons ocorre para cátodos de metais não refratários nos quais existe uma fina camada superficial de filme óxido, carregada (como indicado esquematicamente na figura 2.a) com íons positivos que se deslocaram da região de queda do cátodo.

Para filmes óxidos de maiores espessuras, as posições múltiplas de emissão do cátodo podem surgir da eletro-formação de filamentos condutores através dos filmes óxidos, devido ao campo elétrico estabelecido através destes por cargas positivas. A formação desta camada eletricamente positiva resulta de íons provenientes da região de queda do cátodo, ou da introdução de íons dentro do óxido por irradiação ultravioleta, ou ainda uma combinação de ambos. A figura 2.b indica esquematicamente a situação nas manchas, em um filme relativamente espesso quando elas começam a transportar uma corrente. Observações da superfície do cátodo, por meio de microscópio eletrônico de transmissão, levaram a sugerir que uma porção relativamente maior de material do cátodo é evaporada para a emissão por efeito de túnel do que por comutação [16].

### 1 - Análise Para Filmes Finos.

Verifica-se uma erosão na superfície do cátodo caracterizada pela presença de crateras de tamanhos variando de décimos até alguns microns. Acredita-se que cada uma delas tenha sido deixada por uma mancha emissora de duração muito curta. Gray e Pharney (1974) estimaram que para filmes de aproximadamente 2 nm de espessura para o paládio, apenas 1% do volume da cratera do cátodo é perdida no processo de erosão [16]. O material restante forma aresta em torno das crateras. Uma explicação para a formação destas arestas é que material fundido é deslocado das crateras pela ação do bombardeamento de íons. Contudo, uma explicação alternativa, é que as arestas são formadas por íons positivos que condensam e são neutralizados sobre o cátodo junto com um maior número de átomos dispersos neutros e ativados que voltam para a superfície do óxido (ver figura 2.c).

Boa parte dos íons positivos será neutralizada na superfície do cátodo antes que possa contribuir para o campo elétrico médio do filme no qual a emissão de elétrons pode ocorrer. Por isso, é necessário checar se há íons suficientes, o que pode ser feito por meio de cálculo apropriado [16].

Medidas de corrente de íons positivos mostram que mesmo para arcos em pressão atmosférica com filmes muito finos tem uma corrente de íons de aproximadamente 8% da corrente do arco, dirigida para fora da raiz do cátodo, mas que depois das colisões estes íons retornam para o cátodo como átomos neutros, ativados, ou ionizados [16].

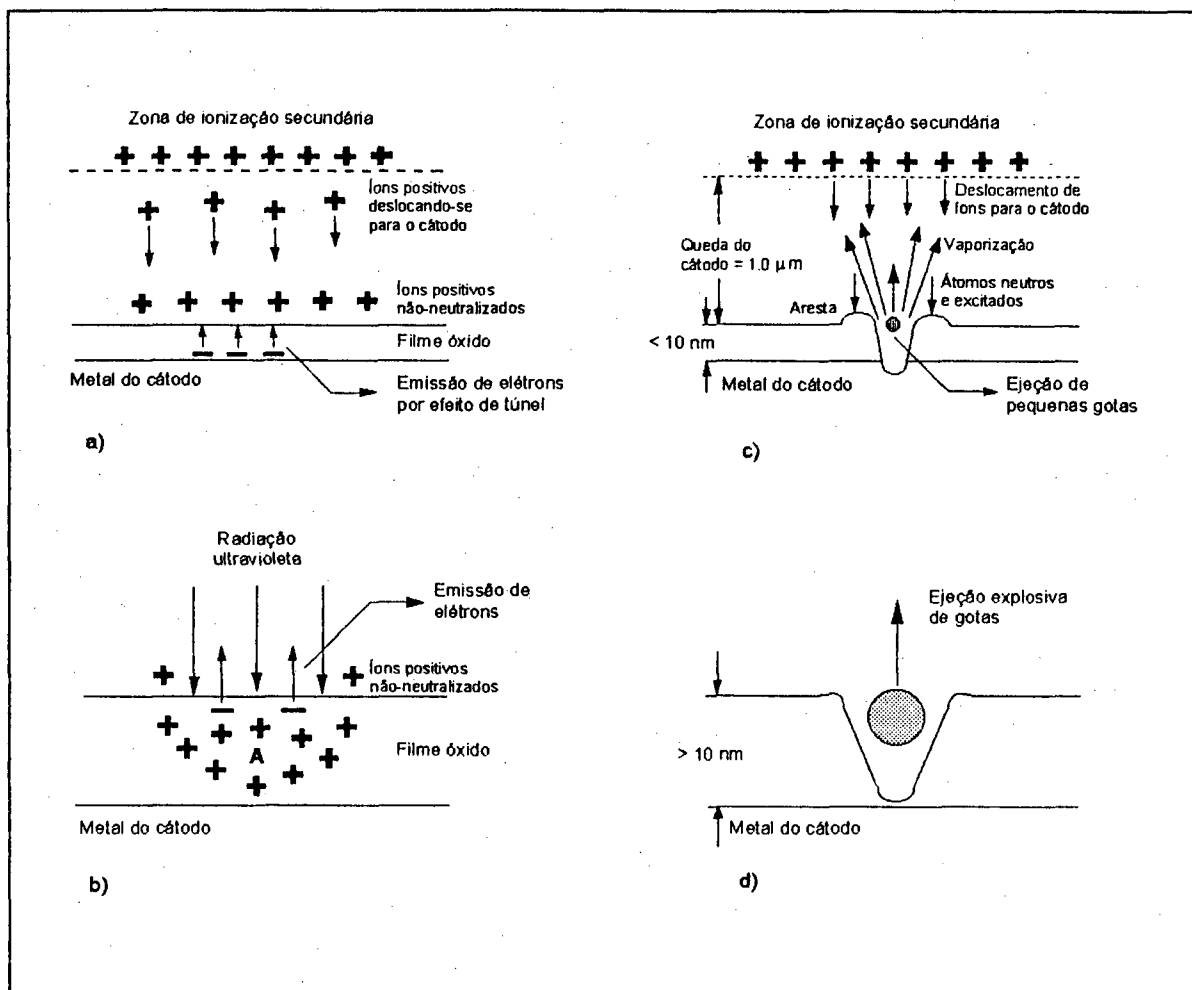


Figura 2 - Representação esquemática da emissão de elétrons a partir de filmes óxidos [16].

## 2 - Análise Para Filmes Espessos.

Medidas de cargas armazenadas em filmes de aproximadamente 10 nm de espessura, depois que a origem do cátodo moveu-se sobre a superfície, levou Guile [16] a imaginar que as múltiplas posições de emissão do cátodo ocorrem em lugares onde se formam filamentos condutores através do óxido na faixa de espessuras de 10 a 2.000 nm. Para óxidos de cobre este processo de eletro-formação ocorre para um campo elétrico médio, através do óxido, de  $2 \times 10^7$  V/m, enquanto para filmes de  $Al_2O_3$  em alumínio, este valor está entre  $1,3 \times 10^7$  V/m e  $1,3 \times 10^8$  V/m. Acredita-se que, como os elétrons são emitidos dos filamentos, a corrente destes cresce rapidamente para um valor no qual o aquecimento joule causa a ruptura do filamento com material sendo expelido, formando-se desta forma, uma cratera (ver figura 2.d). Isto caracteriza o fim da emissão de elétrons daquela posição particular depois de um tempo ativo de aproximadamente  $1$  a  $2 \times 10^{-6}$  s [16].

Ao contrário do que ocorre em filmes óxidos muito finos, não há evidência da presença de aresta em torno das crateras para filmes de 10 nm até 600 nm (ver figura 2.d). Neste caso, não há

evidências da condensação acentuada de vapor no cátodo. Acredita-se que a corrente de íons positivos na região de queda do cátodo seja muito menor que 8%, uma vez que a densidade de carga requerida para a eletro-formação é cerca de 10 a 100 vezes menor que aquela requerida para o efeito de túnel [16].

De uma forma geral, pode-se resumir, afirmando que a formação dos locais de emissão, em ambos os casos, depende do campo elétrico através do filme óxido e este por sua vez depende da densidade de íons positivos e da espessura da camada de óxido. Vale salientar que a formação de íons positivos por irradiação ultravioleta torna-se importante para o processo de eletro-formação em filmes óxidos espessos.

Não se conhece um tratamento detalhado sobre o balanço térmico em cátodos não-térmicos. Sabe-se que a queda do cátodo está em torno de 10 a 20V e que a energia  $U_c \cdot I$  é absorvida como calor no material de base, como energia elétrica e química na dispersão dos filmes óxidos e como energia cinética (e possivelmente energia elástica) no jato de vapor emitido pelas manchas catódicas individuais [14].

#### iv) Fenômenos do Ânodo.

No ânodo chegam os elétrons provenientes da coluna do arco. Os elétrons percorrem os últimos comprimentos de onda livre em direção à superfície metálica sem que ocorram fenômenos de ionização, de modo que, como acontece junto ao cátodo, formam-se camadas de íons ante ao ânodo. A diferença de potencial que se estabelece é medida como tensão de queda do ânodo. Ela intensifica a eventual corrente de íons que sai do ânodo em direção ao cátodo. A mobilidade dos íons é cerca de 1.000 vezes menor que a dos elétrons, de tal forma que o transporte de corrente exclusivamente por meio de elétrons torna-se aceitável. O plasma ante o ânodo é mais denso do que na coluna do arco, devido a vaporização da superfície causada pelo choque de elétrons, de modo que também sai do ânodo uma corrente de vapor metálico [13].

A temperatura e a taxa de vaporização determinam a geometria e a queda de tensão na região do ânodo. Quanto mais denso o vapor e maior a dilatação da região do ânodo, menor será o gradiente de tensão na passagem para a coluna do arco quando comparado com aquele junto ao cátodo. De uma forma geral, pode-se descrever três regiões do ânodo, sendo que as regiões 1 e 2 podem ser medidas por técnicas especiais de medição. A figura 3 mostra o esquema simplificado da região de queda do ânodo do arco voltaico. A região 1 é a região de queda de um comprimento de onda livre para o percurso dos elétrons sem ionização. A região 2, caracteriza-se pela presença de uma nuvem iônica, enquanto a região 3 é a ligação com a coluna do arco, na qual a corrente de vapor metálico se rarefaz [13].

Com crescente densidade de corrente junto ao ânodo, o comprimento de onda livre dos elétrons em sua direção torna-se mais curto e a queda de tensão deveria crescer. De fato, a região iônica aproxima-se do ânodo e produz íons (ionização térmica). O ânodo torna-se adicionalmente aquecido. Por

isso, com eletrodo permanente, a tensão de queda do ânodo torna-se menor com o aumento da intensidade de corrente. Já com eletrodos fusíveis, a região 1 torna-se mais estreita com a crescente concentração de vapor, sem que os íons possam alcançar integralmente o ânodo. Assim, no balanço geral a queda de tensão do ânodo é constante [13].

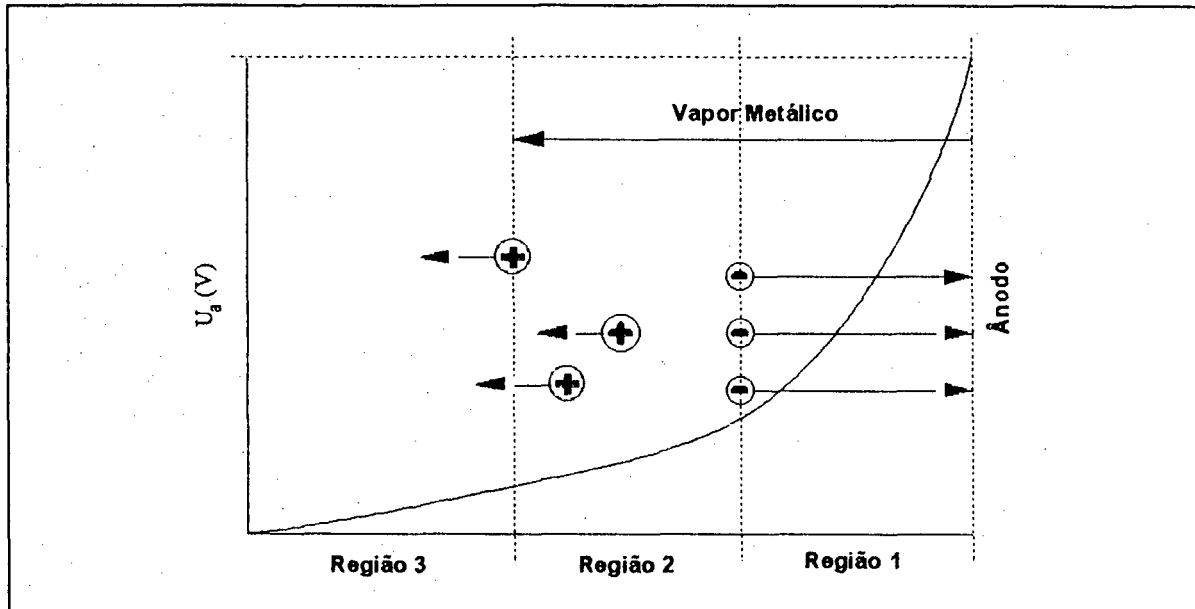


Figura 3 - Esquema das regiões de queda do ânodo [13].

A magnitude da tensão de queda do ânodo é determinada pela tensão de ionização da nuvem de vapores metálicos ante ao ânodo. No caso de arco voltaico de alta corrente, com eletrodo de carbono, ela vale de 1 a 5V, para arcos de baixa corrente,  $36 \pm 3V$ , e em arco de alta corrente de vapor metálico, de 4 a 8V [13]. A densidade de corrente junto ao ânodo pode ser determinada aproximadamente a partir da sua queda de tensão e da sua temperatura para uma corrente constante [13]:

$$j_a = \frac{9,85 \cdot 10^{-4} x^2 \cdot (T_a - 273)^2}{U_a^2 \cdot I} \quad (\text{Am}^{-2}) \quad (08)$$

onde:  $x$  - condutividade térmica ( $\text{Wm}^{-1}\text{K}^{-1}$ );

$U_a$  - queda de tensão no ânodo (V);

$T_a$  - temperatura de queda do ânodo (K).

A temperatura de queda do ânodo para o Fe é 2.523 K, para o Cu 2.073 K e para o Al 1.713 K. Os dados de queda de tensão e de densidade de corrente no ânodo variam muito. De um modo geral, eles são

determinados por meio de medições e por métodos de cálculo. A tabela 3 apresenta valores de densidade de corrente e queda de tensão do ânodo para o arco voltaico de soldagem [13].

#### v) A Estabilidade do Arco Voltaico de Soldagem.

A obtenção de juntas soldadas com boas propriedades mecânicas e características geométricas satisfatórias seria impossível se o arco não se mantivesse estável. Por isso, um dos aspectos mais importantes na análise do processo de soldagem ao arco voltaico é a determinação da sua estabilidade.

Para uma mesma característica estática da fonte de soldagem, as propriedades físicas da atmosfera gasosa da coluna do arco são fatores determinantes do comportamento do mesmo. Assim, a energia de ionização, a condutibilidade térmica e elétrica, assim como as suas variações com a temperatura deverão ser suficientes para garantir o melhor comportamento do arco. Para os processos de soldagem com formação de escória, deve-se considerar ainda as propriedades de emissão da mesma.

A interação entre estas propriedades é bastante complexa e inúmeras são as pesquisas voltadas para a otimização dessas grandezas objetivando um comportamento ótimo do arco. Assim, os fabricantes de eletrodos e outros insumos procuram introduzir compostos facilmente ionizáveis, para facilitar a abertura e estabilização do arco, ao mesmo tempo que se deseja alta condutibilidade elétrica e uma energia térmica que garanta a penetração desejada do cordão de solda. Além disso, deve-se garantir também boa operacionalidade do processo e o controle das características metalúrgicas da solda. Como se vê, há todo um malabarismo para se chegar a uma solução ótima. É por isso que a composição química dos revestimentos dos eletrodos e fluxos de soldagem são tão complexas. Não se tem até hoje, um modelo completo que permita estudar e entender o comportamento de um arco elétrico de soldagem principalmente quando há transferência de material e presença de escória. A situação torna-se ainda mais complicada quando se considera os diferentes tipos de corrente: o arco pode mudar completamente de comportamento quando se altera a polaridade em corrente contínua ou quando se passa para corrente alternada.

Além dos fatores inerentes à composição da sua atmosfera, o arco voltaico de soldagem é afetado por forças eletromagnéticas. A corrente produz um campo de forças de indução magnética, a qual atua perpendicularmente à direção da corrente através do arco [25]. Estas forças radiais, chamadas forças de Lorentz, causam uma pressão sobre a coluna do arco, sendo maior quanto mais estreito for o plasma, ocasionando um fluxo na direção axial, denominado jato de plasma. Este é o chamado "efeito constricção". Um aumento na condutibilidade térmica do gás, que resulta em um arco mais estreito, devido ao seu equilíbrio de energia, aumenta as forças axiais (caso do  $\text{CO}_2$ ).

A transferência de metal de adição é outro fator que influi enormemente no comportamento do arco. Muitas das teorias desenvolvidas para arcos sem material de adição, como o TIG, não se aplicam quando se trabalha com MIG ou MAG, por exemplo. A situação torna-se ainda mais crítica quando se

estuda arcos voltaicos de soldagem manual com eletrodos revestidos. Neste caso particular, a transferência de metal não é tão controlada como no MIG, e a quantidade de gases resultantes da queima do revestimento assim como a escória envolta nas gotas, dificultam a observação direta da transferência, causando explosões e produzindo fumaças, mudando completamente as condições de operação do arco. Neste caso, o mais comum é estudar o comportamento do arco através da observação dos oscilogramas de tensão e corrente de soldagem.

TABELA 3 - Densidade de corrente e queda de tensão do ânodo [13]

Cátodo	Ânodo	I (A)	Atmosfera	$j_a$ (A/cm <sup>2</sup> )	$U_a$ (V)
Fe	Fe	965	Ar	1450	-
Cu	Cu	1800	Ar	1800	-
Fe	Al	1050	Ar	1670	-
Fe	C	990	Ar	1000	-
Fe	Fe	630	ar	1500	-
Fe	Fe	615	N <sub>2</sub>	1430	-
C	C	10-40	ar	-	10-16
C	C	2-50	N <sub>2</sub>	-	2-17
C	C	20-200	Ar	-	5-7
C	C	200	ar	-	1-2
Fe	Fe	200-220	ar	1300-2000	-
Cu	Cu	200-220	ar	1000-1800	-
Al	Al	200-220	ar	500-1000	-
Fe	C	200-220	ar+K <sub>2</sub> CO <sub>3</sub>	200-400	-
Fe	C	200-220	ar+Ba(NO <sub>3</sub> ) <sub>2</sub>	500-800	-
Fe	C	200-220	ar+CaCO <sub>3</sub>	1000-2200	-



Finalmente, o arco voltaico pode sofrer ainda influência de outras forças eletromagnéticas, ocasionando o seu desvio do caminho mais curto entre o eletrodo e a peça, tornando-se instável. Este comportamento errático, conhecido como sopro magnético, causa vários problemas na solda e prejudica a transferência de metal através da coluna do arco [26]. De forma que, para se analisar o comportamento do arco com relação as propriedades citadas anteriormente, deve-se ter a garantia de que não há influência do sopro magnético.

Vários critérios têm sido sugeridos para a avaliação quantitativa da estabilidade do arco voltaico. A seguir destacam-se os mais importantes:

- Um dos mais simples é conhecido como "critério Khrenov", o qual se baseia na medição do comprimento do arco no momento de sua extinção [27].
- Outro critério, empregado em vários trabalhos sobre eletrodos revestidos, avalia a estabilidade pela frequência de extinções naturais do arco durante a soldagem [28,29].
- Paton propôs um método que avalia a estabilidade em CA pela magnitude do pico de reignição  $U_1$  (figura 4) [27].

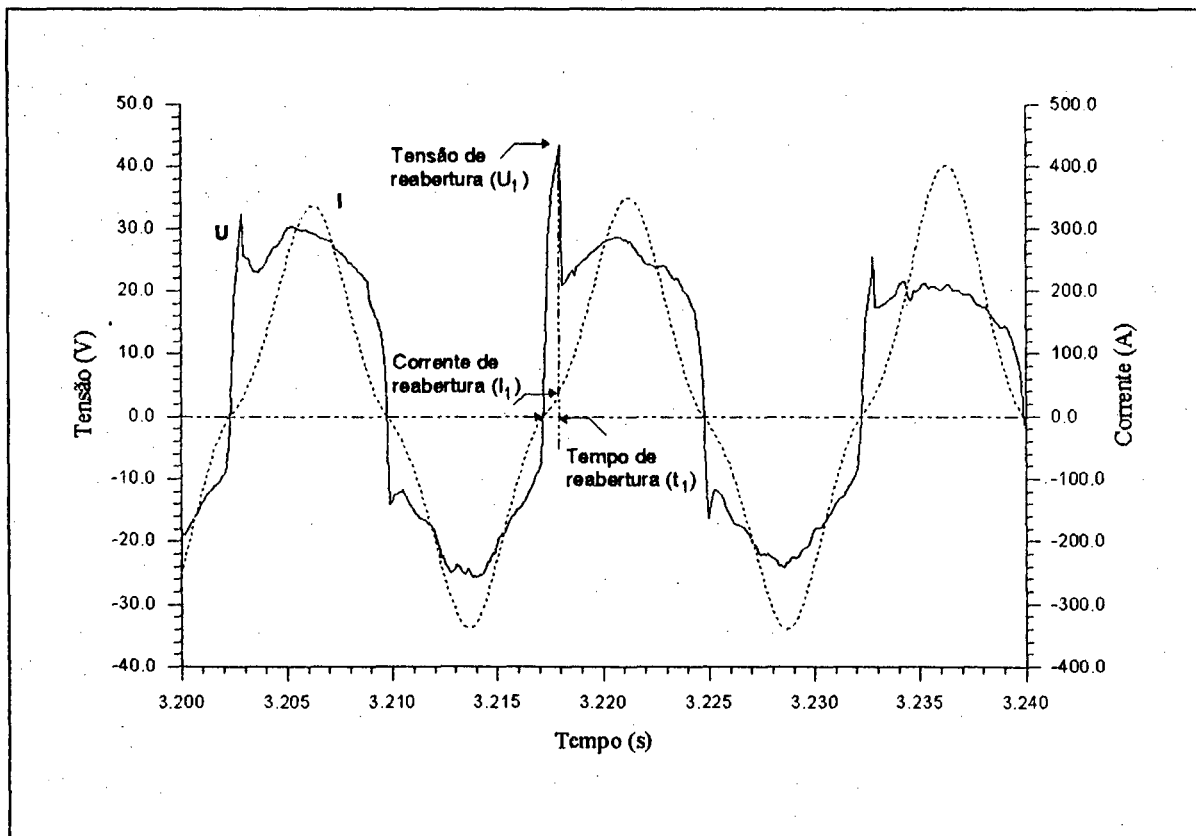


Figura 4 - Curvas de tensão e corrente indicando as variáveis empregadas no cálculo dos índices de estabilidade em CA.

- (d) Um procedimento muito antigo [30], que relacionava a estabilidade do arco com a menor tensão em vazio eficaz de um transformador na qual o arco não se extingue espontaneamente [27], ressurgiu com grande atualidade com o advento do computador. A tensão em vazio mínima,  $U_o^{\min}$ , pode ser determinada pela equação:

$$U_o^{\min} = \frac{U_1^+ + 3\sigma_{U_1}}{\sqrt{2}} \quad (V) \quad (09)$$

onde:  $U_1^+$  - média dos valores da tensão de reignição do arco no meio ciclo positivo (V) (fig. 4);  
 $\sigma_{U_1}$  - desvio-padrão dos valores de  $U_1^+$  (V).

Desta forma, quanto menor o valor de  $U_o^{\min}$ , maior a estabilidade do arco.

- (e) Pokhodnya e colaboradores [31] propuseram um índice de estabilidade, B, que representa a taxa média do aumento da condutividade elétrica do espaço entre o eletrodo e o material de base durante o período de reignição do arco quando da mudança de polaridade em corrente alternada, que é determinada de acordo com a fórmula:

$$B = \frac{I_1}{U_1 \cdot t_1} \quad (\Omega^{-1}s^{-1}) \quad (10)$$

Para analisar a característica B, a tensão de reignição  $U_1$  pode ser dada como:

$$U_1 = \sqrt{2} \cdot U_o \cdot \text{sen}(\omega t_1 + \phi) \quad (V) \quad (11)$$

Portanto temos:

$$t_1 = \frac{\text{arc sen}\left(\frac{U_1}{U_o \cdot \sqrt{2}}\right) - \phi}{\omega} \quad (s) \quad (12)$$

Sendo  $\omega = 2\pi f$  e substituindo na equação 10 temos:

$$B = \frac{I_1 \cdot 2 \cdot \pi \cdot f}{U_1 \left[ \left( \text{arc sen} \frac{U_1}{U_o \sqrt{2}} \right) - \phi \right]} \quad (\Omega^{-1}s^{-1}) \quad (13)$$

onde: B - índice de estabilidade do arco em corrente alternada ( $\Omega^{-1}s^{-1}$ );

$I_1$  - corrente no momento da reignição (A);

- $U_1$  - tensão do arco no momento da reignição (V);  
 $t_1$  - tempo necessário para a reignição (s);  
 $\omega$  - frequência angular da rede (Hz);  
 $\Phi$  - ângulo de fase entre a corrente e a tensão em vazio da fonte (rad);  
 $U_0$  - tensão em vazio da fonte (V);  
 $f$  - frequência da rede (Hz).

A equação 13 é o resultado final do desenvolvimento e pode ser mais facilmente entendida pela análise da figura 4.

- (f) Leskov [27] usou as trajetórias de variação de corrente (fig.5),  $(di/dt) = f(I)$  e adotou a taxa de mudança na corrente no momento do acendimento do arco  $(di/dt)$  como critério de estabilidade. A taxa na qual a corrente diminui é também muito importante. Quando a corrente passa por zero,  $(di/dt)$  é governado pelo valor da sua amplitude e pelas propriedades do circuito elétrico [27]. Portanto, com o objetivo de avaliar a forma da corrente, existe um critério baseado na comparação das taxas de mudança da corrente no início e no final do meio ciclo, definido por [27]:

$$A = \frac{di_2/dt}{di_1/dt} \cdot 100 \quad (14)$$

ou:

$$A = \frac{tg\alpha'}{tg\beta'} \quad (15)$$

Onde  $\alpha'$  e  $\beta'$  são os ângulos entre o eixo do tempo e a tangente à trajetória da corrente no início e no final do meio ciclo (fig.6).

O arco será mais estável, quanto mais próximo da unidade estiver o índice A. O grau de distorção da curva de corrente depende das propriedades elétricas do arco e dos fatores de projeto da fonte de corrente alternada, assim como de todo o circuito de soldagem.

- (g) Foi determinado experimentalmente que, para um arco em CA funcionar satisfatoriamente, a seguinte relação deve ser observada [27]:

$$U_0 \cdot tg \alpha'' \geq 40 - 50 \quad (V) \quad (16)$$

$$tg \alpha'' = \frac{tg \alpha_{cc}}{tg \alpha_{arco}} \quad (17)$$

onde:  $\alpha_{cc}$  - ângulo representando a forma de corrente do curto circuito (fig.6) e

$\alpha_{\text{arco}}$  - ângulo representando a forma de corrente do arco (fig.6).

- (h) Troitskii e Shigaev [27] modificaram o tratamento dado aos dois critérios anteriores (equações 14 e 16), e propuseram o índice F para avaliação da estabilidade do arco em CA. Ou seja:

$$F = A \cdot U_o = \frac{(di/dt)_2}{(di/dt)_1} \cdot U_o \quad (V) \quad (18)$$

$$A = \frac{\omega \cdot W_2^2 \cdot S \cdot \cos(\omega t_1 + \phi - \beta'')}{Z_1 \cdot l_m \cdot \alpha_1 \cdot \beta_1 \cdot \text{sen}\phi} \quad (19)$$

onde: F - índice de estabilidade (V);

$U_o$  - tensão no momento  $t = 0$  (V);

$\omega$  - freqüência angular da rede (Hz);

$W_2$  - número de espiras;

S - seção transversal do circuito magnético (m<sup>2</sup>);

$Z_1$  - resistência do circuito no momento da reignição ( $\Omega$ );

$l_m$  - comprimento médio de uma linha de força (m);

$\alpha_1$  - coeficiente de aproximação (A/m<sup>2</sup>)

$\beta_1$  - coeficiente de aproximação (m<sup>2</sup>/wb);

$t_1$  - tempo de reabertura do arco (s);

$\Phi$  - ângulo de fase (rad);

$\beta''$  - ângulo de fase modificado para o componente periódico da corrente (rad).

- (i) Zaruba e Dymenko [32] propuseram um índice que considera o efeito da transferência da gota metálica na estabilidade do arco em CA. O índice proposto é:

$$K = \frac{I_{cr}}{\tau} \quad (20)$$

onde o índice de estabilidade, K, é expresso em termos da corrente crítica,  $I_{cr}$ , e do tempo crítico,  $\tau$ . Quanto maior a corrente,  $I_{cr}$ , no momento em que a gota se desprende da ponta do eletrodo e atravessa o arco, e quanto menor o período,  $\tau$ , durante o qual poderá ocorrer a extinção do arco devido a transferência de metal, mais estável será o processo. O índice K pode ser dado por:

$$K = \frac{I \cdot \omega \cdot \text{sen}\phi}{2 \cdot \text{arc sen}(U_1/U_o)} \quad (21)$$

onde: I - amplitude de corrente (A);

- $U_0$  - amplitude de tensão em vazio da fonte (V);
- $U_1$  - tensão de reabertura do arco (V);
- $\omega$  - frequência angular da rede (Hz);
- $\Phi$  - ângulo de fase entre a tensão em vazio da fonte e a corrente de soldagem (rad).

(j) Outro critério muito empregado, em corrente contínua, baseia-se na análise da média e do desvio-padrão da tensão de soldagem e dos tempos de curto-circuito [33,34]. De acordo com este método um arco estável apresenta uma pequena dispersão dos valores da variável em análise em torno da sua média. O índice  $K_v$  [34] é dado por:

$$K_v = \frac{\sigma}{M} \cdot 100 \quad (\%) \quad (22)$$

- onde:  $K_v$  - índice de estabilidade (%);
- $\sigma$  - desvio padrão da variável;
- $M$  - média da variável.

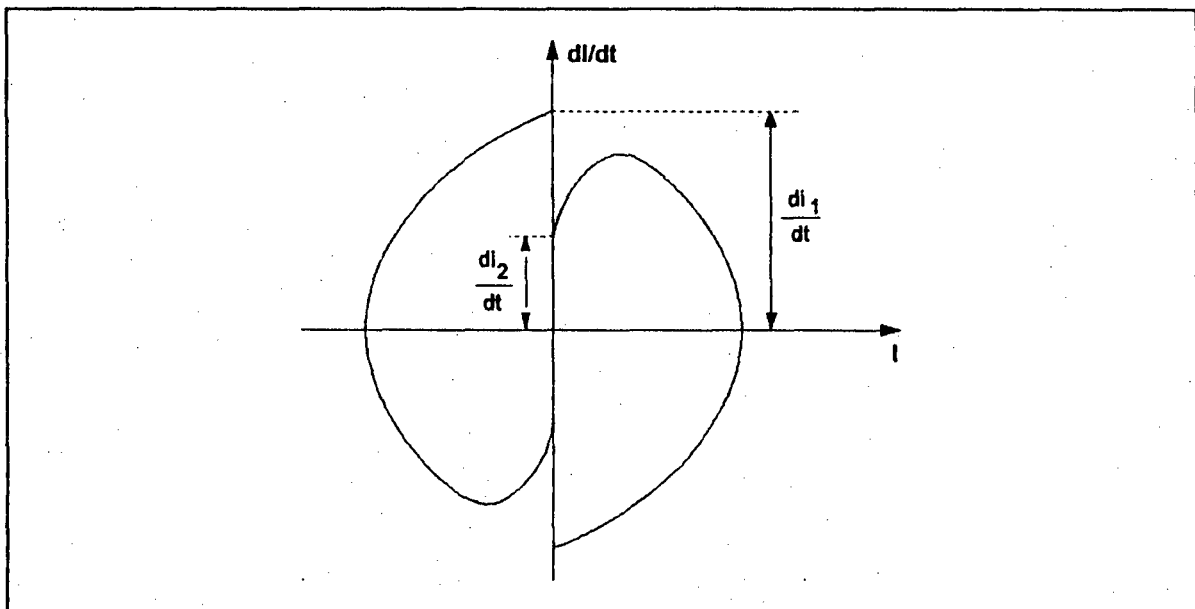


Figura 5 - Esquema das trajetórias de fase do arco em corrente alternada.

Além desses critérios quantitativos, destacam-se ainda aqueles referentes a avaliações qualitativas da estabilidade do arco. Um método muito empregado baseia-se na análise das irregularidades verificadas nos oscilogramas de tensão e de corrente de soldagem [35,36,37,38,39,40] e na forma da curva "I versus U" (campo de trabalho) [41,42]. Outros trabalhos [35,43], relacionam a estabilidade do arco com as características geométricas do cordão de solda.

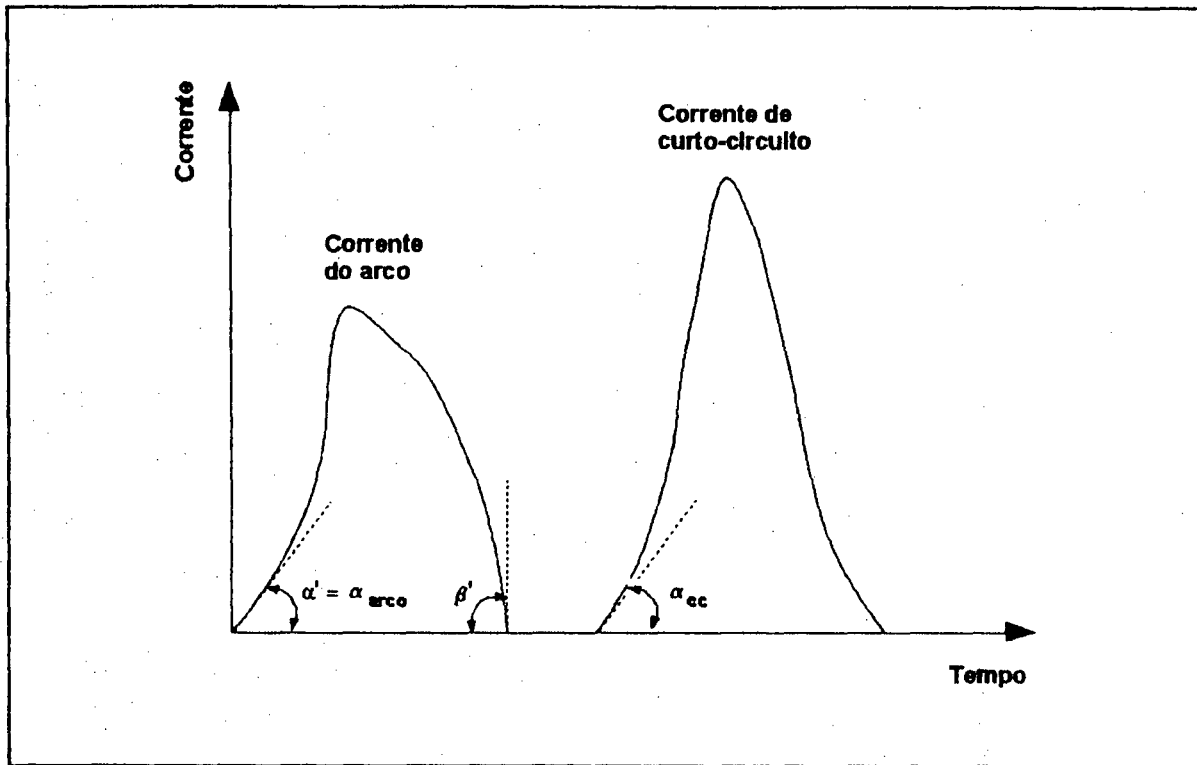


Figura 6 - Esquema da determinação dos ângulos  $\alpha$  e  $\beta$ .

A análise visual do comportamento do arco, assim como o nível do seu ruído, são critérios também muito empregados por diversos pesquisadores [35,39,44,45].

Trabalhos específicos procuram apontar a importância do tipo de transferência de metal [32,33,35] e das características estáticas e dinâmicas das fontes de soldagem [27,41,42,46,47,48]. Outros fatores importantes, para quem faz pesquisa experimental, são o sistema de aquisição de dados e o sistema de controle de alimentação do eletrodo [33,49].

A análise de todos estes critérios sugere uma reflexão maior sobre o próprio conceito de estabilidade do arco. Por um lado há que considerar a existência de dois fenômenos simultâneos: o transporte de carga elétrica e o transporte de massa (metal líquido). Por outro lado, há que considerar ainda a facilidade e a regularidade da ocorrência destes fenômenos durante a soldagem. Com base nestas considerações, um arco estável, tanto em CC como em CA, deve atender a duas ordens de requisitos:

- a) transferência de metal fácil e uniforme e
- b) transferência de carga elétrica fácil e uniforme.

Percebe-se que na maioria dos critérios apresentados, a estabilidade do arco é tratada apenas como a facilidade para o transporte de carga elétrica. No entanto, deve-se considerar também o estudo da transferência metálica, o qual pode ser feito a partir da análise estatística dos tempos ( $t_{cc}$ ) e dos períodos (T) de curtos-circuitos. A partir desta análise, pode-se estimar também as dimensões das gotas e o tempo de transferência até a poça de fusão [50].

No capítulo 5 será apresentada uma metodologia para a definição e avaliação da estabilidade do arco com base em todas estas considerações.

Uma vez que o comportamento do arco depende, dentre outros fatores, do tipo de corrente, é conveniente avaliar a sua estabilidade nos diferentes tipos de corrente. Descreve-se, a seguir, os aspectos que devem ser considerados na análise da estabilidade do arco em CC e em CA.

#### a) Análise em Corrente Alternada.

Na soldagem em corrente alternada, além da extinção do arco devido aos curtos-circuitos, ocorre a extinção periódica na mudança de polaridade. A grande maioria dos métodos de avaliação da estabilidade do arco neste tipo de corrente baseia-se no estudo das condições de reabertura do arco após a passagem pela "corrente zero". Durante a extinção do arco, há uma redução do grau de ionização do espaço entre o eletrodo e a poça de fusão e a emissão ocorre apenas por efeito da temperatura. Isto dificulta a reabertura do arco, notavelmente quando o material de base é o cátodo. No lado negativo, a reignição do arco ocorre após a passagem pela "corrente zero", a uma tensão mais baixa devido às condições térmicas favoráveis na ponta do eletrodo. Já no lado positivo, verifica-se a ocorrência de um pico de tensão. De uma forma geral, com respeito à energia, a formação do cátodo na poça de fusão é mais difícil do que no eletrodo. Isto está associado, entre outros fatores, com a menor temperatura média da poça de fusão e com a maior taxa de resfriamento das manchas ativas devido à dissipação no metal de base [19,31]. Para uma mesma fonte de soldagem, o processo de reignição do arco depende [19,24]:

- a) da temperatura do eletrodo, da poça de fusão e do gás presente na coluna do arco;
- b) da composição dos gases e vapores presentes na coluna do arco;
- c) das propriedades de emissão do eletrodo e da poça;
- d) da intensidade do campo elétrico aplicado à coluna do arco;
- e) da transferência de metal.

Estudos realizados com eletrodos revestidos comerciais avaliaram o efeito do tipo de revestimento sobre a reignição do arco [51,52,53]. Pode-se perceber, a partir da análise das figuras 7, 8 e 9, que apesar dos três tipos de eletrodos (AWS E6016, AWS E6011 e AWS E6013) apresentarem os maiores picos de reignição no lado positivo, os comportamentos individuais são completamente diferentes. A tabela 4 apresenta os valores médios das tensões de reabertura do arco no lado positivo,  $U_1^+$ , dos tempos de reignição,  $t_1^+$ , e das correntes de reabertura,  $I_1^+$ . Verifica-se que, para estas condições de soldagem, os eletrodos básico e celulósico apresentam o maior valor de tensão média de reignição. A menor tensão de reabertura é a do eletrodo rutilico, o qual apresenta o melhor comportamento com relação a reignição do arco. Para o eletrodo básico, acredita-se que a ação desestabilizadora da fluorita ( $\text{CaF}_2$ ) seja a principal responsável pela dificuldade de reignição do arco. Os átomos de fluor têm grande eletro-negatividade e, quando o espaço entre o eletrodo e a poça de fusão esfria durante a transição de

polaridade, ocorre a formação de íons  $F^-$ , de menor mobilidade que os elétrons, a qual, associada à dificuldade de emissão da poça de fusão, proporciona um pico elevado de tensão para a reabertura do arco. Os picos verificados na soldagem com eletrodo celulósico devem-se aos gases ( $CO$  e  $H_2$ ), de elevada energia de ionização, resultantes da queima do revestimento, e à pouca quantidade de escória. Além disso, a temperatura da poça de fusão é sempre menor que a da ponta do eletrodo. O que dificulta a emissão quando a poça é o cátodo. De acordo com Pokhodnya e colaboradores [18,19], no momento da transição de polaridade em CA o plasma, próximo ao eletrodo, é mantido pela emissão termoiônica simultânea de elétrons e íons da escória e do metal fundido. O grau de ionização deste plasma é muito maior do que aquele conseguido por ionização térmica do gás em temperaturas próximas à do eletrodo. Isto explica porque o eletrodo rutilico, de escória abundante, apresenta os menores picos de reignição em CA.

Na tabela 4 percebe-se que não há qualquer relação entre os valores de  $U_1^+$  e  $t_1^+$ . Embora os valores de  $U_1^+$  tenham sido equivalentes para os eletrodos básico (E6016) e celulósico (E6011), os valores de  $I_1^+$  e  $t_1^+$  são completamente diferentes. As figuras 10, 11 e 12 indicam que para a mesma classe de eletrodo (AWS E7016-C2L) em uma fonte de energia do tipo transformador/retificador, existe uma relação entre as grandezas indicativas da reabertura do arco em CA. A corrente de reabertura aumenta linearmente com o tempo  $t_1^+$  (figura 10). Esta relação também foi estabelecida com os dados da tabela 4. Já o aumento da tensão de reabertura resulta na redução do tempo  $t_1^+$  e da corrente  $I_1^+$  (figuras 11 e 12). A variação destas grandezas foi possível através da modificação do índice de basicidade da escória, a partir de alterações da composição do revestimento, de eletrodos E7016-C2L. A comparação entre os dados dos eletrodos básico e rutilico (tabela 4) apresenta esta mesma tendência. Por isso, acredita-se que, nos eletrodos celulósicos a grande quantidade de gases, de elevada energia de ionização e a deficiência de emissão a partir da escória sejam responsáveis pelo retardamento do reestabelecimento do arco.

É importante observar também que a fonte de energia desempenha um papel fundamental no processo de reabertura do arco em CA. Para o mesmo tipo de eletrodo, as fontes de onda quadrada apresentam menores tempos e maiores correntes de reabertura do que as fontes convencionais de onda senoidal.

TABELA 4 - Dados da reignição do arco em CA (+)

Eletrodo	$I_{ef}$ (A)	$U_{ef}$ (V)	$U_1^+$ (V)	$I_1^+$ (A)	$t_1^+$ (ms)
E6013	152	18.3	23.8	21.3	0.75
E6016	151	23.3	42.3	12.1	0.50
E6011	154	28.0	42.4	32.9	1.02



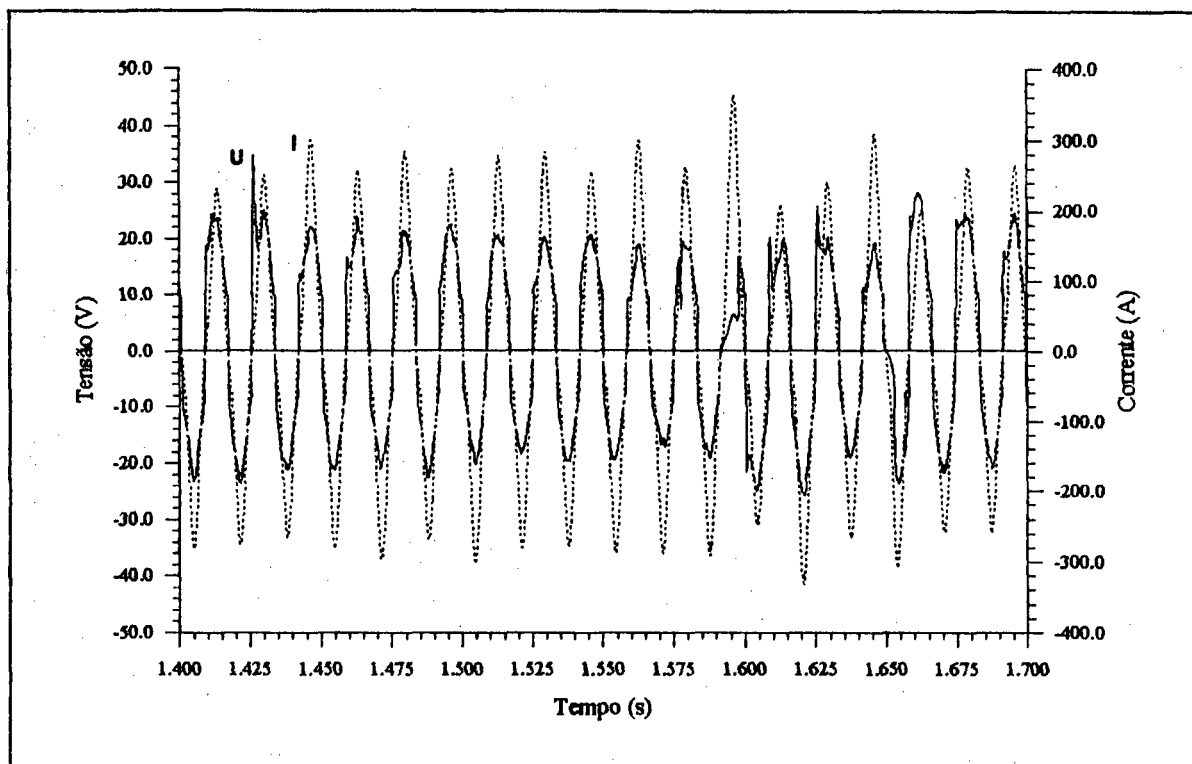


Figura 7 - Comportamento da tensão e da corrente do arco em CA. Eletrodo AWS E6013.

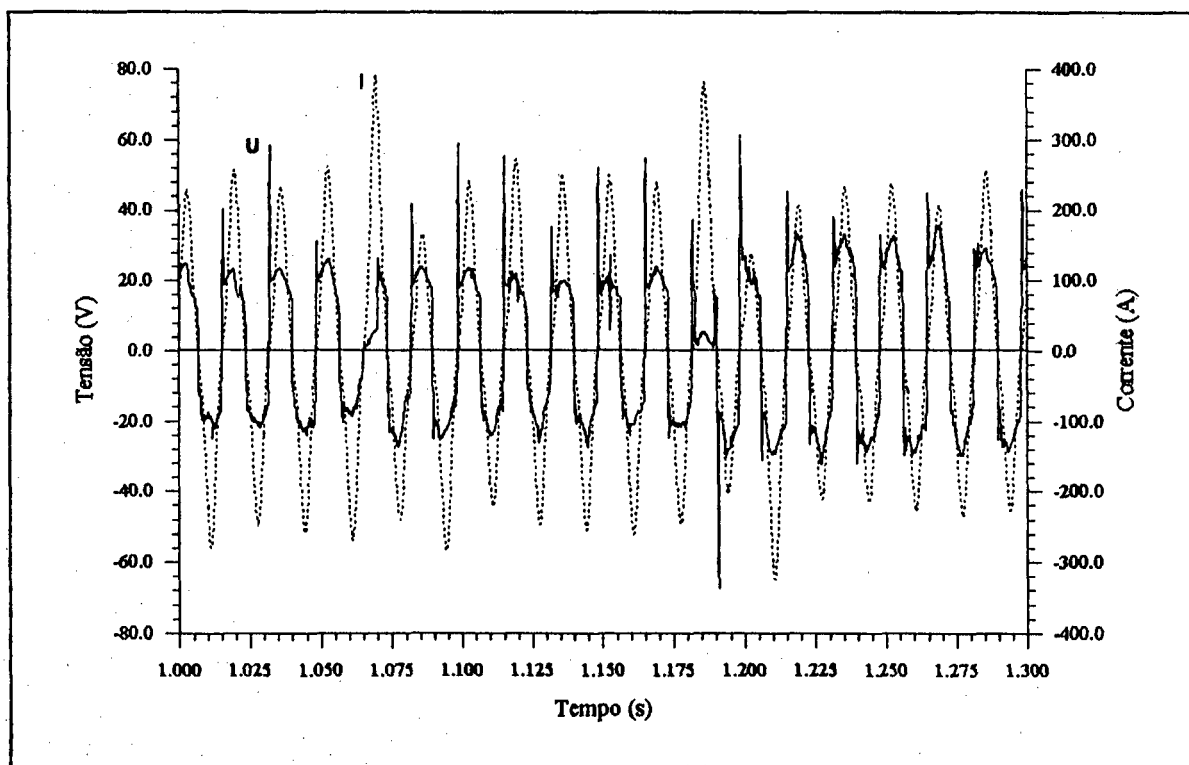


Figura 8 - Comportamento da tensão e da corrente do arco em CA. Eletrodo AWS E6016.

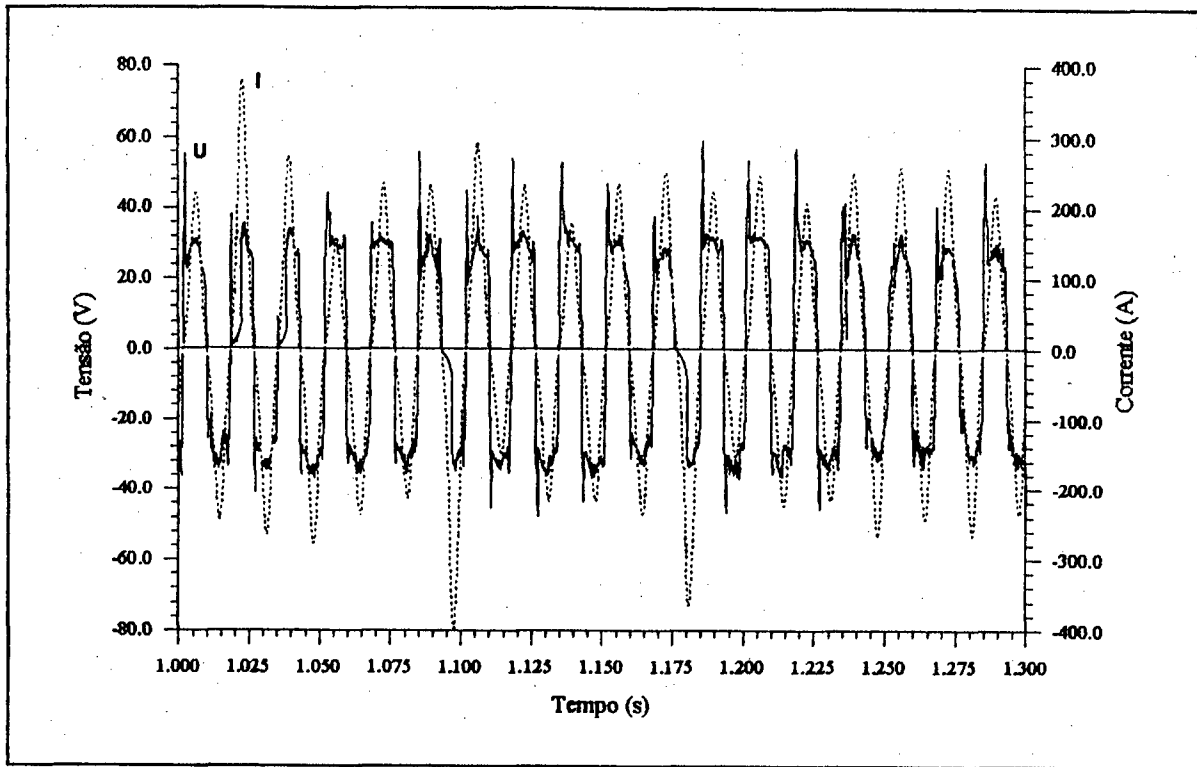


Figura 9 - Comportamento da tensão e da corrente do arco em CA. Eletrodo AWS E6011.

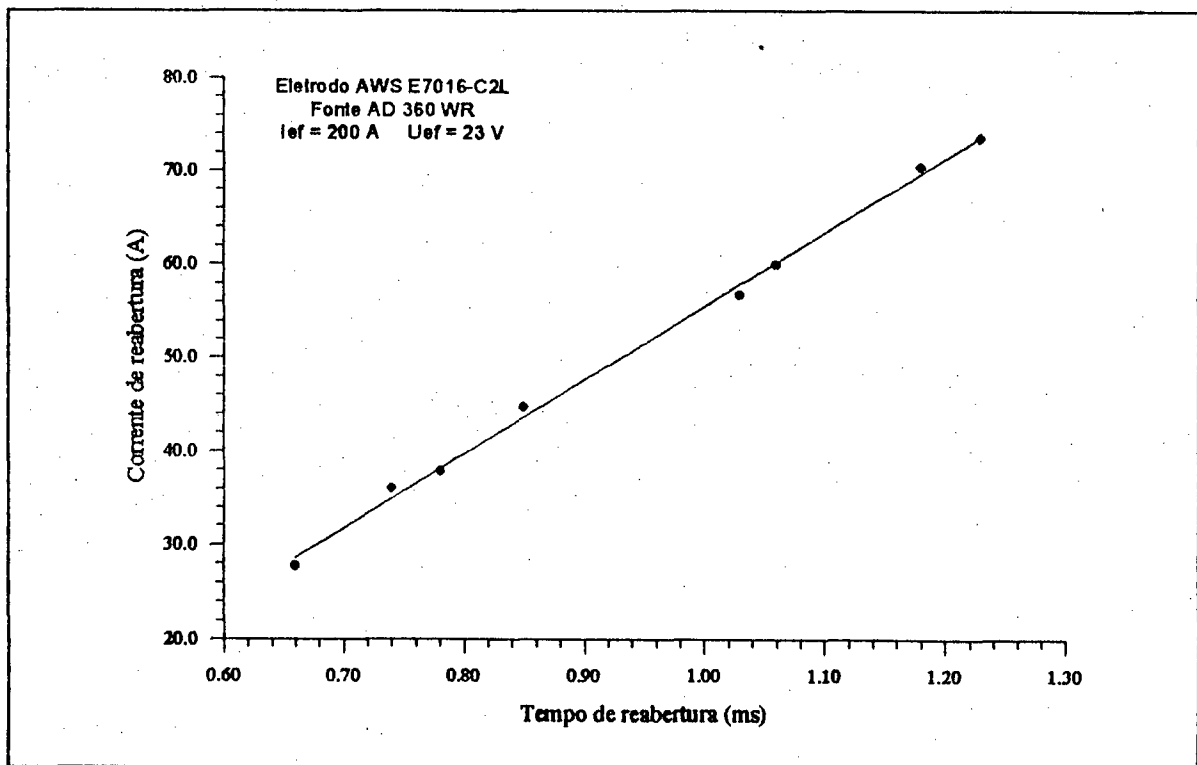


Figura 10 - Relação entre a corrente e o tempo de reabertura em CA.

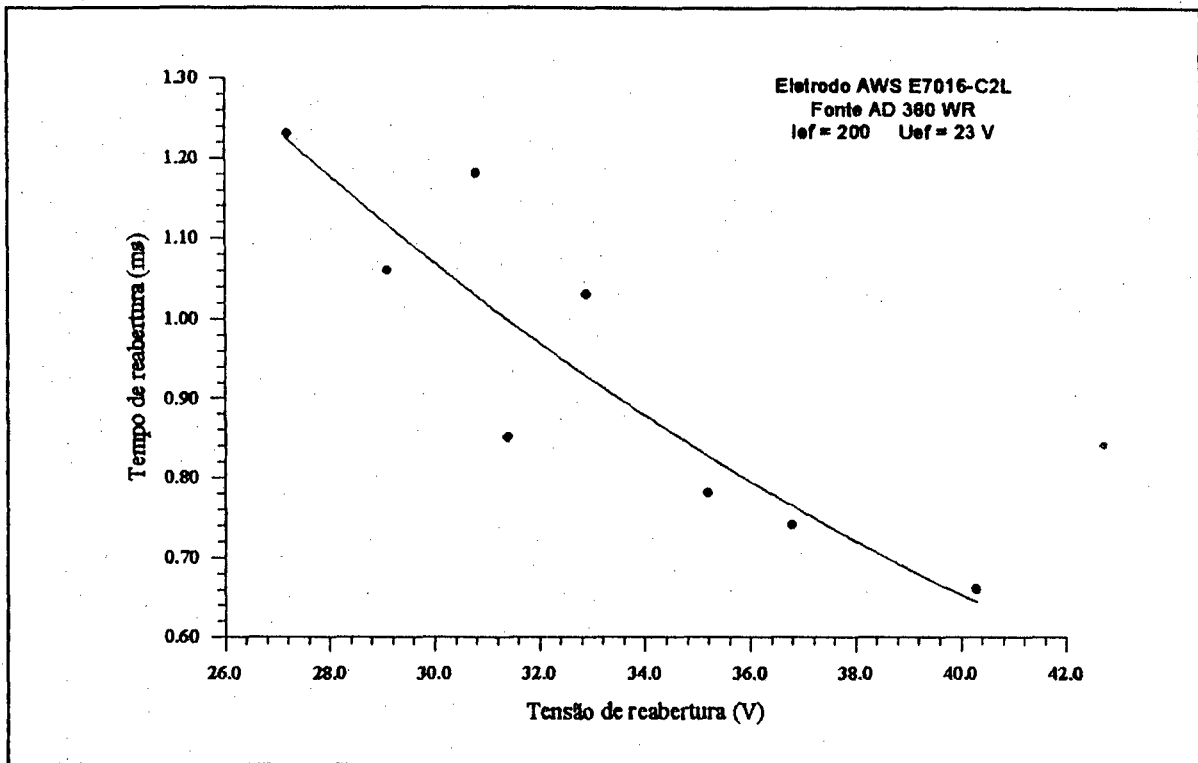


Figura 11 - Relação entre a tensão e o tempo de reabertura do arco em CA.

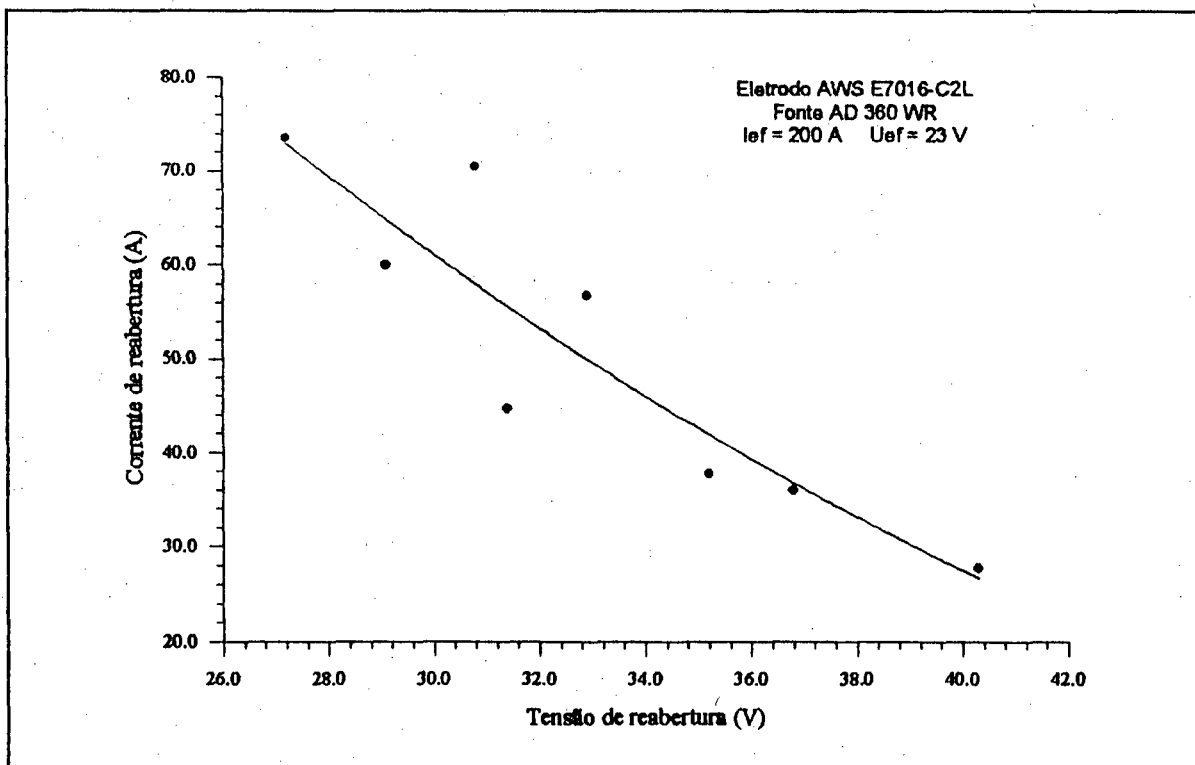


Figura 12 - Relação entre a tensão e a corrente de reabertura em CA.

Pode-se concluir a partir da análise destes resultados que o processo de reabertura do arco de eletrodos revestidos envolve uma complexidade de fatores cujos efeitos ainda não são completamente conhecidos. Neste caso, as propriedades físicas do cátodo tais como função de trabalho, potencial de ionização, pressão parcial de vapor e temperaturas de fusão e de ebulição, as quais determinarão o potencial de emissão do cátodo, não são facilmente identificadas devido a presença de escórias de composição química muito complexa, além de gases e vapores.

Uma das maiores deficiências do estudo da estabilidade do arco, em CA, é a ausência de dados com relação a transferência metálica. Os "softwares", normalmente empregados em CC, não se aplicam neste tipo de corrente. As tabelas 5 e 6 apresentam dados de transferência de metal (período,  $T$  e tempo de curto-circuito,  $t_{cc}$ ), para eletrodos comerciais, em CA e CC respectivamente [54]. Verifica-se uma tendência de maior frequência de curtos-circuitos em CA. No capítulo 5 será apresentada a metodologia empregada no desenvolvimento do "software" para análise da transferência metálica em CA.

#### b) Análise em Corrente Contínua.

A exemplo do que foi feito em corrente alternada, estudou-se o comportamento do arco de eletrodos revestidos comerciais em corrente contínua [54]. As tabelas 6 e 7 apresentam os valores médios obtidos para eletrodos comerciais.

Em corrente contínua, o arco se extingue a cada curto-circuito. Entretanto, a sua reabertura é bem mais fácil do que em CA. As tensões e os tempos de reabertura são menores. Isto se explica pelos elevados valores da corrente de curto-circuito, os quais contribuem para a manutenção de elevadas temperaturas nos eletrodos, o que facilita a subsequente reabertura do arco. A tabela 7 indica que em CC, o eletrodo rutilico também apresenta os menores picos de reabertura do arco. A exemplo do verificado em CA, o menor tempo se dá para o eletrodo básico. A maior corrente de reabertura, observada para o eletrodo celulósico, resultou numa maior potência  $P_r$ . De qualquer forma, estas grandezas devem se compor num só índice que possa ser empregado para o estudo comparativo da estabilidade do arco de diferentes tipos de eletrodos. Esta composição será apresentada no capítulo 5.

TABELA 5 - Dados da transferência de metal em CA

Eletrodo	I <sub>ef</sub> (A)	U <sub>ef</sub> (V)	T (ms)	t <sub>cc</sub> (ms)
E6013	152	18.3	157.1	5.63
E6016	151	23.3	187.7	4.69
E6011	154	28.0	73.5	3.45

TABELA 6 - Dados da transferência de metal em CC+

Eletrodo	I <sub>ef</sub> (A)	U <sub>ef</sub> (V)	T (ms)	t <sub>cc</sub> (ms)
E6013	160	19.3	178.7	5.75
E6016	155	24.4	259.4	6.18
E6011	156	26.1	85.8	4.61

TABELA 7 - Dados da reabertura do arco em CC+

Eletrodo	I <sub>ef</sub> (A)	U <sub>ef</sub> (V)	U <sub>1</sub> (V)	I <sub>1</sub> (A)	P <sub>1</sub> (W)	t <sub>1</sub> (ms)
E6013	160	19.3	23.2	240	5568	0.31
E6016	155	24.4	30.0	244	7320	0.24
E6011	156	26.1	30.5	260	7930	0.55

Com relação a transferência de metal, o eletrodo básico apresenta uma frequência de curtos-circuitos menor do que o eletrodo rutilico. Esta tendência já foi verificada por outros pesquisadores [50,55]. No entanto, o tempo médio (t<sub>cc</sub>) é maior para o eletrodo básico. Embora esta tendência não tenha sido verificada em CA, sabe-se que os eletrodos básicos caracterizam-se por um elevado t<sub>cc</sub>. Este comportamento pode ser explicado, principalmente, pela presença de CaF<sub>2</sub> (em torno de 20%) e do pó de ferro (em torno de 35%) presente em alguns tipos de revestimento (AWS E7018, E8018 etc.). O pó de ferro aumenta a produção do eletrodo e contribui para o aumento do tamanho da gota. Experimentos realizados por Pokhodnya e colaboradores [56,57,58] mostraram que o CaF<sub>2</sub> aumenta o tempo de curto-circuito devido a coalescência das gotas que se transferem à poça de fusão. De acordo com estes pesquisadores, o CaF<sub>2</sub> altera as propriedades superficiais das escórias, aumentando consideravelmente a tensão da interface escória-metal, causando aumento no tamanho das gotas. Na presença de compostos de fluor, ou de seus vapores, a coluna do arco se contrai e há uma redução significativa nas dimensões da mancha ativa devido a absorção de elétrons pelos compostos moleculares de fluor nas regiões de mais baixa temperatura da coluna do arco [58]. A contração desta e a redução do tamanho da mancha ativa na gota do metal do eletrodo aumentam a componente axial da força eletromagnética e a pressão reativa dos vapores [58]. Sabe-se que a última tende a prevenir a transferência da gota e aumentar o seu tamanho. Além disso quando a mancha ativa é reduzida, a superfície de troca de calor da coluna do arco para o

metal da gota diminui. Isto diminui a temperatura na qual o metal do eletrodo é aquecido, e, conseqüentemente, aumenta as forças de tensão superficial. Na verdade, em trabalhos experimentais, o estudo do efeito do  $\text{CaF}_2$  é feito variando-se também os teores de  $\text{CaCO}_3$ . De modo que à proporção que o teor de  $\text{CaF}_2$  do revestimento aumenta, e o de  $\text{CaCO}_3$  diminui proporcionalmente, deve-se esperar uma redução na força aerodinâmica criada pela evolução do  $\text{CO}_2$  durante a dissociação do  $\text{CaCO}_3$ , e como conseqüência o aumento no tamanho da gota. De fato, para Chen e colaboradores [59], a força aerodinâmica (força do arco) é uma das principais forças que atua na transferência de metal em eletrodos revestidos. Ao contrário, o eletrodo rutilico é caracterizado pelo elevado teor de  $\text{TiO}_2$  (em torno de 55%) o que resulta numa baixa tensão superficial com transferência de metal por gotas pequenas. O eletrodo rutilico apresentado na tabela 6 apresenta um baixo teor de Si no metal de solda (0.16%). O tempo de curto-circuito é elevado. O eletrodo celulósico apresenta a maior freqüência de curtos-circuitos e o menor tempo médio ( $t_{cc}$ ). Esse eletrodo contém grande quantidade de celulose no revestimento (em torno de 30%) que no arco voltaico se decompõe em  $\text{CO}$ ,  $\text{CO}_2$ ,  $\text{H}_2$  e seus produtos dissociados. Esses gases intensificam a força aerodinâmica e contribuem para o acelerado processo de transferência metálica. Salienta-se que neste eletrodo praticamente não há efeito da formação de escória neste mecanismo.

Além do tipo de revestimento, outros fatores afetam a freqüência de curtos-circuitos. Dentre eles destacam-se a corrente e a tensão de soldagem, a umidade do revestimento, a taxa de fusão do eletrodo e o comprimento do arco. A análise da tabela 8 [60] mostra que as tensões médias para os eletrodos AWS E6013 e AWS E6011 estão um pouco abaixo da faixa especificada pelo fabricante, 22-30 e 25-30V respectivamente. Como conseqüência, tem-se elevadas freqüências de curto-circuito. Percebe-se, neste caso, que o  $t_{cc}$  para o eletrodo básico (com pó de ferro) é muito maior que para o rutilico E6013 (com 0.25% Si).

TABELA 8 - Dados da transferência metálica em CC+

Eletrodo	I <sub>ef</sub> (A)	U <sub>ef</sub> (V)	T (ms)	t <sub>cc</sub> (ms)
E6013	150	19.0	44.2	3.20
E7018	150	21.0	118.2	6.37
E6011	150	23.0	41.0	3.66

Nem sempre um curto-circuito corresponde a uma transferência de metal. Durante a soldagem, ocorre, muitas vezes, um rápido contato entre a gota metálica e a poça de fusão com duração muito baixa (< 2.0 ms). De acordo com estudos realizados por Dorn e Rippl [45], neste instante, devido ao balanço

entre a tensão interfacial e o "efeito constricção" local, a gota e a poça de fusão se repelem e não há transferência de metal. No entanto, a explicação mais clara deste fenômeno exige um estudo mais detalhado com a utilização de câmera fotográfica de alta velocidade.

### 2.2.2 - Propriedades da Escória.

Na soldagem com eletrodos revestidos, as propriedades mais importantes das escórias são [61,62]:

- a) A faixa de temperatura de fusão. Os revestimentos devem fundir a uma temperatura máxima de 1200 a 1300° C. A escória deve permanecer líquida até a completa solidificação do metal de solda.
- b) A expansão térmica. O coeficiente de dilatação térmica linear da escória,  $\alpha_T$ , afeta diretamente a sua destacabilidade. Quanto maior a diferença entre este e o correspondente para o metal de solda, mais fácil será a remoção da escória.
- c) A tensão superficial,  $\gamma$ . De acordo com Coe [61] quanto menor a tensão interfacial entre a escória e o metal, mais facilmente a escória se espalha e mais difícil é a sua destacabilidade. Para Davis [62], a presença de elevadas forças de tensão superficial entre o metal e a escória favorece a ocorrência de mordeduras na solda.
- d) A viscosidade,  $\eta$ . As escórias devem ser suficientemente viscosas para encobrir e proteger a solda, mas não tão viscosas a ponto de impedir a evolução de gases e a remoção de inclusões da poça de fusão. A adição de  $\text{CaF}_2$ ,  $\text{CaO}$ ,  $\text{MnO}$  e  $\text{FeO}$  tendem, a diminuir a viscosidade, enquanto a adição de  $\text{SiO}_2$  aumenta. Uma vez que a viscosidade afeta a taxa de difusão dos íons, acredita-se que ela influencie as taxas de reação entre a escória e o metal.
- e) Condutividade elétrica e coeficiente de difusão. Do ponto de vista de estabilidade do arco, não importa muito se a condutância é alcançada por meios iônicos ou eletrônicos. Do ponto de vista das reações metal-escória, contudo, uma elevada condutância iônica implica numa elevada difusão iônica que, aliada à baixas viscosidades, facilitam as reações químicas entre o metal e a escória.
- f) Basicidade. A basicidade de um componente em um meio líquido é uma expressão de sua habilidade de proporcionar um par de elétrons capaz de entrar na formação de uma ligação coordenada com um grupo vizinho, o qual por definição deve ser um ácido. Esta basicidade é uma função não apenas da estrutura eletrônica do grupo, mas também da estrutura dos grupos vizinhos, e muda sempre que estes grupos mudam. Por isso, não existe nenhuma escala absoluta de basicidade. Esta propriedade da escória é muito importante no controle da composição química do metal de solda e da estabilidade do arco voltaico.

#### i) A Destacabilidade da Escória.

A destacabilidade da escória é uma propriedade muito importante que influi nas condições

econômicas e nas propriedades mecânicas de uma junta soldada com eletrodos revestidos. Do ponto de vista econômico, supõe-se que a operação de remoção da escória ocupe de 12% a 18% do tempo total da soldagem de tubulação na posição horizontal, sem rotação (posição 5G), por eletrodo revestido [63]. A retenção de escória, é reconhecidamente uma das causas mais comuns de deterioração das propriedades mecânicas da junta soldada.

A união no sistema metal-escória resulta de processos físicos e/ou químicos. Esses processos podem ser caracterizados como mecanismos de união química e física. A união física pode ser dividida em duas categorias: a união mecânica e a união através das forças de Van der Waals, sendo esta última de pequena intensidade e por isso, pode ser desprezada no caso da ligação metal-escória [63].

Considera-se como união mecânica a adesão da escória no cordão de solda, devido à penetração da mesma, enquanto líquida, nas reentrâncias da superfície e posterior aprisionamento devido à solidificação. Dois fatores governam este mecanismo, a molhabilidade e o coeficiente de dilatação térmica.

A molhabilidade representa a propriedade de a escória cobrir toda a superfície metálica, facilitando, então, a penetração nas reentrâncias mencionadas. Esta propriedade é função da tensão superficial entre os meios [62].

Se a escória tiver menor coeficiente de dilatação térmica que o metal de solda, poderá ocorrer retenção de escória, principalmente no passe de raiz, onde a mesma encontra restrições laterais para a sua expansão pelas paredes do chanfro. O mesmo efeito pode ocorrer quando não houver restrições das paredes, pois, a contração das reentrâncias provoca um efeito semelhante. Na soldagem com arco submerso, em chanfros profundos, é comum, na prática, fazer o primeiro passe com um perfil côncavo para facilitar a remoção da escória.

Se, por um lado, um coeficiente de dilatação térmica da escória menor que o do metal pode reter a escória, uma diferença entre os coeficientes, independente do sentido, pode criar tensões na interface metal-escória, facilitando o seu desprendimento [61,62,63,64,65]. Portanto, é interessante que a diferença seja a maior possível. Para que uma escória seja auto-destacável, é necessário que este estado de tensões se oponha e supere as forças de união entre o metal e a escória. Esta deverá ter uma resistência adequada para poder transmitir o esforço, pois o fato dela trincar não garante necessariamente o rompimento das ligações.

Pode-se, ainda, induzir um estado de tensões através de transformações polimórficas, que explicam a facilidade de remoção de algumas escórias de revestimentos básicos [63,64,66]. Estas transformações de fase, quando resultam em variação considerável de volume, podem causar um auto-desprendimento de escória [63]. No entanto, estas transformações dependem do tempo de resfriamento, o que pode ser controlado através de pré-aquecimento, aumento de corrente ou diminuição da velocidade de soldagem.



A união mecânica pode ainda ser afetada por descontinuidades ou defeitos do cordão de solda. Os salpicos e mordeduras, por exemplo, podem aumentar o grau de aderência, dificultando a remoção da escória.

Muitos pesquisadores [67,68,69,70] afirmam que, para haver uma ligação química forte entre a escória e a superfície do metal de solda, é necessário que a superfície do metal sofra oxidação, resultando na formação de um filme óxido de espessura suficiente, e que na camada de escória existam componentes que solidifiquem em estruturas similares àsquelas dos compostos que formam o filme de óxido, para permitir o seu crescimento epitaxial. Quando a escória fundida interage com o metal de solda solidificado, pode-se formar uma camada intermediária na superfície do metal que, em certos casos, dificulta a destacabilidade da escória. Esta camada intermediária forma-se devido a oxidação seletiva dos elementos de liga no metal de solda, os quais têm mais afinidade pelo oxigênio do que o ferro [69]. No caso da soldagem de aços contendo titânio e vanádio, a camada intermediária é formada de monóxido destes elementos [69,70]. Uma vez que em temperaturas elevadas (acima de 800°C) o coeficiente de difusão dos íons do metal é várias ordens de grandeza maior do que o coeficiente de difusão do oxigênio nos óxidos destes elementos, acredita-se que esta camada se forma, principalmente, como resultado da difusão de íons do metal [69]. Pokhodnya e colaboradores [70] descreveram o mecanismo básico de formação da camada de óxido: os elementos de liga, com grande afinidade pelo oxigênio, difundem para a interface metal-escória e saturam as regiões da superfície do metal com defeitos (vazios e discordâncias). Os óxidos destes elementos, formados como o resultado da oxidação seletiva, solidificam-se de forma orientada nas partes defeituosas da superfície do metal. Este processo é favorecido pela similaridade entre os parâmetros cristalinos do óxido e do ferro- $\alpha$ . Quanto mais próximos os parâmetros, mais pronunciado será o crescimento epitaxial do filme óxido. Este filme, formado na superfície do metal, começa a agir como inoculante para a solidificação da escória e, ao mesmo tempo, favorece a formação da ligação entre a escória e o metal.

Para tornar fácil a remoção da escória, um dos mecanismos seria evitar a ligação química. Isto pode ser alcançado pelo controle do potencial de oxidação da escória de forma a evitar a formação da camada de óxido ou, no caso da existência desta, não permitir que a sua estrutura cristalina provoque o seu crescimento epitaxial para a superfície da solda [68]. Neste caso, deve-se controlar a cinética do crescimento, reduzindo o tempo de permanência da escória a elevadas temperaturas. Isto leva a dois efeitos:

- (a) menor espessura da película de óxido e
- (b) formação de fase vítrea próximo à união metal/escória, devido a maior velocidade de resfriamento.

A partir desta discussão, pode-se concluir que a destacabilidade da escória depende de muitos fatores, os quais afetarão direta ou indiretamente os efeitos mecânicos e as propriedades físicas e químicas das escórias. As propriedades de remoção da escória podem ser, de acordo com Wittung [64], homogêneas

ou heterogêneas. Elas são homogêneas quando a remoção se dá em um único passe. Por outro lado, na remoção heterogênea a maior parte da escória é removida inicialmente, mas, a escória residual é mais difícil de ser removida. Uma escória de remoção heterogênea, sempre implica em difícil destacabilidade. No entanto, a remoção homogênea pode caracterizar tanto uma fácil como uma difícil destacabilidade.

Pode-se resumir afirmando que a destacabilidade da escória depende:

- (a) do tipo de junta: quanto menor o ângulo da junta, mais difícil é a remoção da escória;
- (b) das condições superficiais do cordão de solda: a presença de salpicos, mordeduras etc. dificultam a remoção da escória;
- (c) da tensão superficial entre escória e metal: quanto menor a tensão superficial entre a escória e o metal, mais facilmente a escória se espalha, e mais difícil é a sua destacabilidade [61];
- (d) da diferença entre os coeficientes de dilatação térmica linear da escória e do metal: quanto maior for esta diferença, mais fácil é a remoção da escória e,
- (e) dos parâmetros de soldagem: a temperatura de pré-aquecimento, a corrente, a tensão e a velocidade de soldagem atuam nas variáveis da cinética do crescimento da camada de óxido e nas transformações alotrópicas da escória durante o resfriamento.

A determinação da análise química da escória, apesar de muito complexa, é fundamental para facilitar o estudo sobre a sua destacabilidade e sobre a estabilidade do arco, além de facilitar o entendimento de algumas reações metalúrgicas ocorridas durante a soldagem. Vários trabalhos mostram a importância da composição química da escória sobre a sua destacabilidade e sobre as reações metal-escória [61,62,64,66,67,68,71]. O efeito da composição química da escória sobre a estabilidade do arco também tem sido discutido [72,73].

A análise dilatométrica tem sido apontada por muitos pesquisadores [61,72,74,75,76] como uma ferramenta importante para a determinação do início e do final das variações estruturais da escória em função da temperatura. Estas variações estão associadas a várias propriedades físicas e mecânicas das escórias. A figura 13 apresenta a variação do coeficiente de dilatação térmica da escória com a temperatura. Durante o resfriamento, em temperaturas próximas a  $T_w$ , a escória, que já se encontra altamente viscosa, conforma-se às bordas do metal de base sem acumular tensões. Para as demais condições constantes, quanto menor a temperatura na qual a escória ainda flui como líquido newtoniano sob a ação de cargas aplicadas, maior é o aumento na densidade da escória. Logo, a temperatura correspondente ao ponto  $w$  tem um efeito específico nas características de resistência da escória; quanto maior a temperatura  $T_w$ , menor a resistência da escória e melhor a sua destacabilidade [74].

Durante o resfriamento pela temperatura  $T_w$  a escória assume propriedades plásticas. Ao aproximar-se da temperatura  $T_p$  a escória começa a sofrer baixas tensões elásticas instantâneas. No resfriamento subsequente, começam a se acumular, na interface metal-escória, tensões de cisalhamento que facilitam a separação da escória do metal de solda [74].

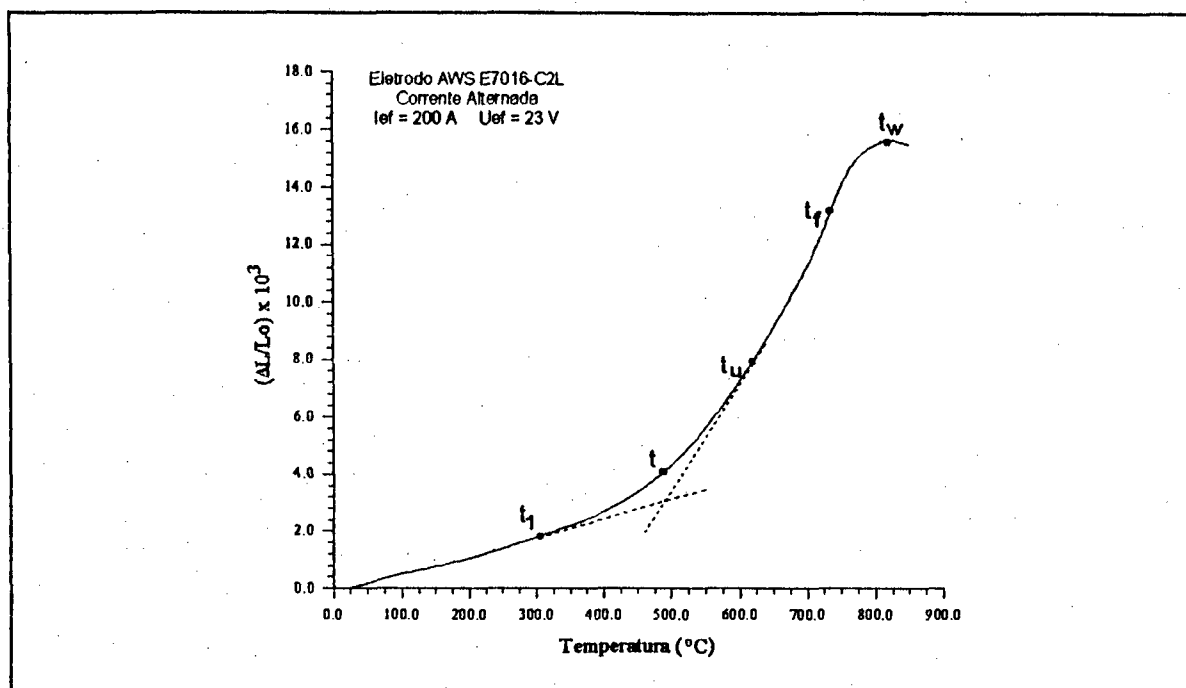


Figura 13 - Curva dilatométrica para a escória.

A acumulação de tensões residuais, capaz de causar auto-destacabilidade da escória, ocorre na faixa de temperatura entre  $T_0$  e  $T_1$ ; neste caso, quanto maior o valor do coeficiente de dilatação térmica linear na temperatura em consideração, maior a tendência para a auto-destacabilidade da escória [74].

Vornovitskii e colaboradores [75] analisaram o efeito da composição química da escória sobre o seu coeficiente de dilatação térmica linear,  $\alpha_T$  (figura 14). Pode-se perceber pela análise da figura, que um grupo de componentes (como o  $\text{CaO}$ , e o  $\text{MnO}$ ) causa uma variação linear no valor de  $\alpha_T$ . A adição destes compostos na escória causa um aumento ou uma redução no valor de  $\alpha_T$ . Outro grupo de constituintes (como o  $\text{SiO}_2$  e o  $\text{MgO}$ ) influencia  $\alpha_T$  de forma complexa. Isto está associado à interação destes componentes com outros originando compostos complexos de propriedades diferentes das propriedades originais de cada composto.

Ensaio dilatométricos de escórias de eletrodos revestidos comerciais realizados por Vornovitskii e colaboradores [76] comprovaram que quanto maior o coeficiente de dilatação térmica linear médio, entre 10 e 900°C, mais fácil é a destacabilidade da escória. Além disso, ficou comprovado que é mais fácil remover a escória do segundo passe do que a do primeiro. A razão para estes diferentes graus de destacabilidade da escória entre o primeiro e o segundo passe, segundo estes pesquisadores, se deve ao fato de que a espessura da escória diminui a partir da raiz até o topo da junta, com redução no efeito de aderência. Eles verificaram também que os revestimentos a base de  $\text{CaCO}_3$  e  $\text{CaF}_2$  (básicos) originavam escórias de  $\alpha_T$  maior ou menor do que o  $\alpha_m$  do metal de base.

Pokhodnya e colaboradores [77] estudaram o efeito da composição de escórias de

revestimentos básicos sobre a sua destacabilidade. As curvas mostrando os mesmos índices de destacabilidade para o sistema  $\text{CaO}$ ,  $\text{SiO}_2$  e  $\text{CaF}_2$  estão mostradas na figura 15. A destacabilidade da escória é fácil para as faixas de composições: 40-60%  $\text{CaO}$ , 20-40%  $\text{SiO}_2$  e 4-20%  $\text{CaF}_2$ . Estas escórias contêm apenas uma pequena quantidade de fase vítrea, e o componente cristalino contém dicálcio-silicato ( $2\text{CaO}\cdot\text{SiO}_2\text{-C}_2\text{S}$ ). A facilidade de remoção de escória, neste caso, deve-se, principalmente, às transformações polimórficas nos cristais de dicálcio-silicato. Em muitos casos estas tensões são suficientes para trincar a escória. Geralmente, o processo de transformação polimórfica nas escórias de soldagem são impedidos, devido ao aumento da proporção de fase vítrea. Por esta razão, o pré-aquecimento, o aumento da intensidade de corrente e a redução da velocidade de soldagem terão um efeito favorável à destacabilidade da escória, pois isto leva a uma menor velocidade de resfriamento, o que favorece a formação de fases cristalinas e reduz a componente vítrea. No entanto, deve-se atentar para a possibilidade da formação de ligação química muito forte, por formação de uma camada de óxido muito espessa.

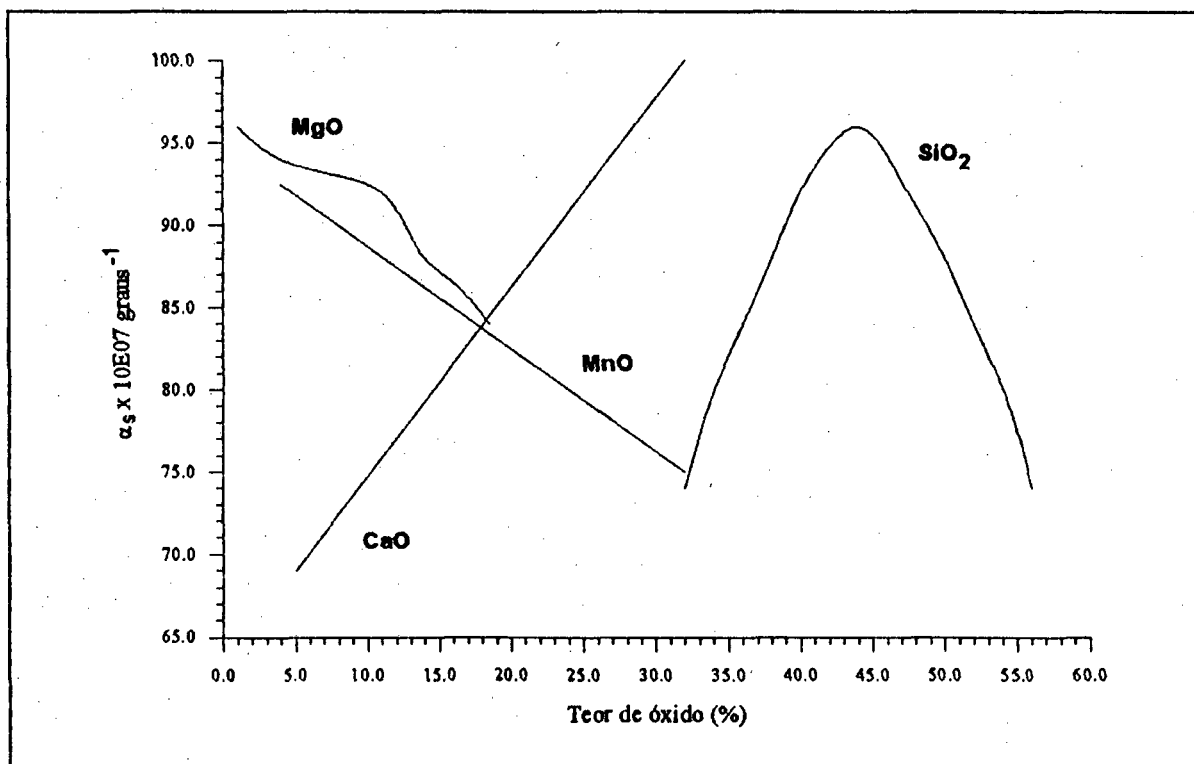


Figura 14 - Efeito da composição química da escória sobre o coeficiente de dilatação térmica linear.

Para Pokhodnya e colaboradores [66] os eletrodos básicos apresentam boa destacabilidade da escória quando se aumenta o teor de  $\text{TiO}_2$  e também quando a escória produz  $2\text{CaO}\cdot\text{SiO}_2$ , na solidificação, com condições suficientes para a sua transformação de fase  $\beta$ - $\alpha$  que resulta numa expansão volumétrica de aproximadamente 12%. O  $\text{TiO}_2$ , por sua vez, atua no sentido de dissolver a camada de

óxido através da reação  $(\text{MeO})_x + (\text{TiO})_y \rightarrow (\text{MeO} \cdot \text{TiO}_2)_x$ , limitando a sua espessura.

Wittung [64] fez um estudo comparativo entre a destacabilidade da escória de eletrodos rutilicos e básicos, e concluiu que a má destacabilidade da escória, para os eletrodos básicos ensaiados, se deve a presença de espinélios  $(\text{Cr}, \text{Mn})_3\text{O}_4$  próximo à interface metal-escória e à matriz cristalina contendo  $\text{CaF}_2$  e cuspidina  $(\text{Ca}_4\text{Si}_2\text{O}_7\text{F}_2)$ . Já a boa destacabilidade da escória do eletrodo rutilico se explica pela matriz amorfa com fases contendo óxidos de Cr-Ti.

Olson e colaboradores [78] discutiram o efeito da energia interfacial para a interface metal-escória sobre a destacabilidade. O aumento nesta energia aumenta a aderência da escória. Eles apresentam medições em sistemas binários do tipo  $\text{CaF}_2$ -óxidos que indicam que a presença de  $\text{MgO}$  na escória reduz a energia interfacial, facilitando a sua destacabilidade. Esta relação entre a energia interfacial e a destacabilidade é o oposto daquela apresentada por Coe [61].

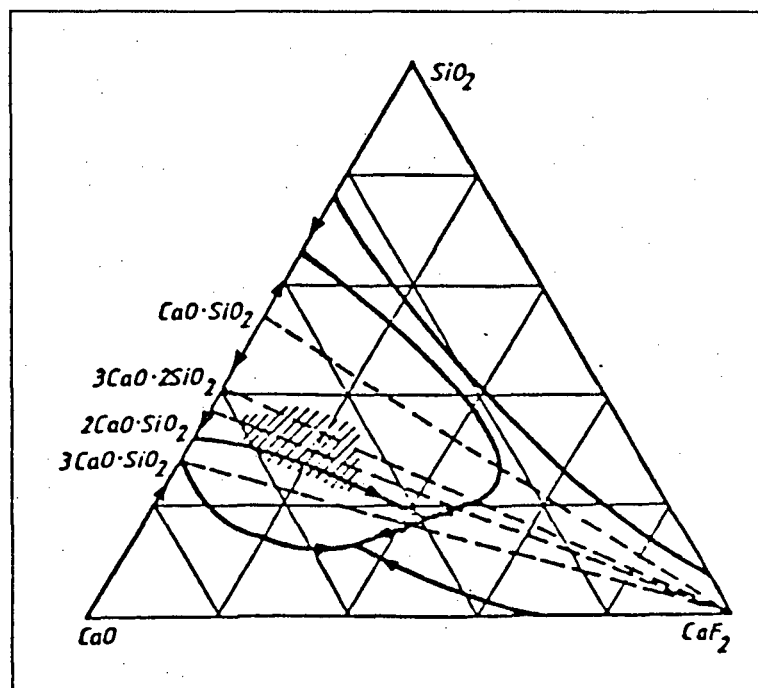


Figura 15 - Destacabilidade da escória para o sistema ternário  $\text{CaO-SiO}_2\text{-CaF}_2$ .

### 2.2.3 - Geometria da Solda.

A largura (b), o reforço (r), e a penetração (p) assim como a área da seção transversal, (S) caracterizam a geometria do cordão de solda e têm influência marcante nas suas propriedades mecânicas (figura 16). Experimentos têm demonstrado que a geometria do cordão de solda tem influência fundamental na resistência mecânica da junta soldada, principalmente no limite de resistência à fadiga [79,80,81].

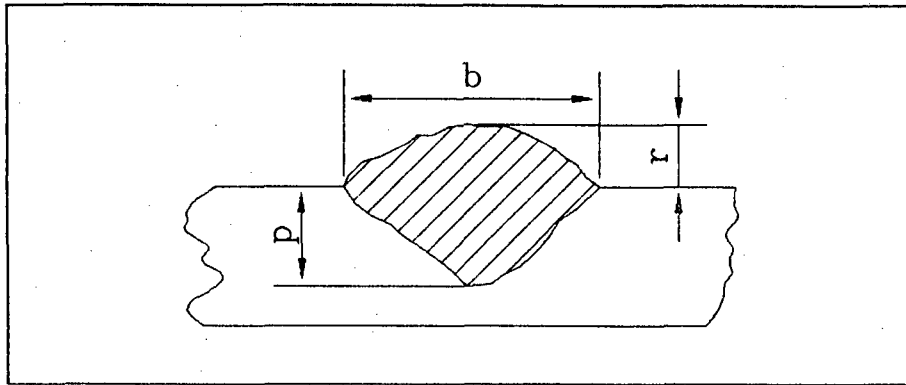


Figura 16 - Seção transversal da solda.

A tentativa de se estabelecer relações entre os parâmetros de soldagem e a geometria do cordão de solda passa por estudos teóricos, baseados na teoria clássica do fluxo do calor, até estudos empíricos. A maioria dos trabalhos busca o desenvolvimento de modelos a partir da soldagem a arco com eletrodo permanente. Um exemplo típico foi apresentado recentemente por Berezovskii e colaboradores [82]. Um avanço neste modelo inclui também o efeito do metal de adição [83]. No entanto, as simplificações utilizadas para o desenvolvimento dos modelos teóricos, assim como a dificuldade para a medição precisa das grandezas envolvidas (tensões interfaciais, densidade do metal líquido, força do arco etc.) tornam as suas aplicações muito limitadas. Dentre os processos de soldagem com presença de escória, o arco submerso tem sido o mais estudado com relação à geometria da solda. Apesar disso, identificam-se abordagens muito diferentes como aquelas apresentadas por Schwemmer e colaboradores [84], e aquelas discutidas por McGlone [85]. O primeiro, procura desenvolver equações relacionando a penetração com a estabilidade do arco, com a viscosidade do fluxo fundido e com as tensões superficiais, enquanto o segundo, estabelece relações entre a geometria da solda (largura, penetração e reforço) e os parâmetros de soldagem (tensão, corrente, velocidade de soldagem, diâmetro e comprimento do eletrodo). Não pode-se, portanto, deixar de considerar os dois casos, uma vez que a geometria da solda é também afetada pela composição dos fluxos, além dos parâmetros de soldagem. Os estudos de Chen e colaboradores [86] concluem que a quantidade e o tipo de compostos formadores de gases ao se decompor no plasma, exercem influência marcante na força do arco e, conseqüentemente, na penetração da solda de eletrodos revestidos. Desta forma, para o mesmo material e tipo de junta, tanto a composição do revestimento, como os parâmetros de soldagem devem ser considerados para efeito do estudo da geometria do cordão de solda de eletrodos revestidos.

Os principais fatores que influenciam o processo de fusão do metal de base e, conseqüentemente, controlam a quantidade de metal fundido são [87]:

- (a) o calor gerado nas zonas de queda do cátodo ou do ânodo;
- (b) o calor gerado na coluna do arco e,

(c) o superaquecimento das gotas metálicas durante a transferência através do arco.

A penetração da solda é tanto maior quanto maior a concentração e intensidade de energia e também quanto maior a ação de escavação do arco. A concentração de energia é função do diâmetro do arco e este é tanto menor quanto menor for o seu comprimento, maior a sua condutividade térmica e menor o diâmetro do eletrodo [88]. Já a intensidade de energia aumenta à medida em que aumenta a corrente e diminui a velocidade de soldagem para a mesma atmosfera do arco.

De acordo com Lancaster [89], a penetração na soldagem resulta basicamente da pressão exercida pela força do arco sobre a poça fundida, a qual comprime a superfície líquida para uma penetração profunda. Essa força resulta da inércia de um fluxo de gotas metálicas ou de um jato de gás colidindo com a poça de fusão, ou, ainda, uma combinação dos dois mecanismos. Para McGlone [85], na soldagem ao arco submerso, a penetração é diretamente proporcional à corrente de soldagem e dependente da geometria da junta. Aumentando-se a folga na raiz e/ou o ângulo do chanfro aumenta-se a penetração. Mas, quando o volume da junta permanece constante, qualquer mudança no ângulo do chanfro não altera a penetração. Para estes pesquisadores, em qualquer tipo de corrente, a penetração é inversamente proporcional à velocidade de soldagem e ao diâmetro do eletrodo. À proporção que a velocidade de soldagem aumenta, diminui o tempo de ação da força do arco na superfície do material, resultando em menor penetração. Este efeito é reduzido para velocidades maiores que 500 mm/minuto. O aumento no diâmetro do eletrodo reduz a densidade de corrente e, com isso, a penetração. Finalmente, McGlone [85] conclui que a penetração é maior em CC+ e menor em CC-, com valores intermediários em CA.

A largura do cordão de solda é tanto maior quanto maior for o diâmetro do arco e menor a viscosidade e tensão superficial da escória. Ela é inversamente proporcional à velocidade de soldagem e diretamente proporcional à tensão de soldagem e ao diâmetro do eletrodo, os quais afetam a área sobre a qual a força do arco é dissipada [85]. A influência da corrente de soldagem, extensão do eletrodo e composição do fluxo na largura do cordão de solda, é mais difícil de determinar. Geralmente em CC, a largura aumenta com a corrente até um valor crítico, a partir do qual ela começa a diminuir. Em CA verifica-se pouco efeito da corrente sobre a largura da solda [85].

Já a forma do reforço é determinada pela largura da poça de fusão, pelo volume do metal adicionado, pela pressão hidrostática sobre o metal líquido, pela presença de escória e, em correntes elevadas, pela velocidade de movimentação do metal líquido [89]. O reforço do cordão de solda aumenta com a redução do diâmetro do arco, com o aumento da área adicionada da solda, da viscosidade e tensão superficial. Logo, independente do tipo de corrente e polaridade, o reforço é diretamente proporcional à corrente de soldagem. Reduções na tensão de soldagem, na velocidade de soldagem e no diâmetro do eletrodo aumentam o reforço do cordão de solda. Experimentos têm comprovado que o reforço é maior em CC- e menor em CC+, com valores intermediários em CA [85].

A área total do cordão de solda,  $S$ , é diretamente proporcional à corrente e inversamente

proporcional à velocidade de soldagem e ao diâmetro do eletrodo. Alguns trabalhos mostram que a área da solda aumenta com a tensão de soldagem [90], enquanto em outros não há efeito da tensão sobre o valor de S [85]. Da mesma forma não há relação bem definida entre a área da solda e o comprimento do eletrodo [85,90].

Como se vê, além dos parâmetros de soldagem, muitos fatores afetam, direta ou indiretamente, as características geométricas do cordão de solda. Dentre eles estão as composições dos gases e fluxos, e a composição química do eletrodo e do metal de base. Estes fatores podem afetar significativamente a tensão de soldagem, a configuração e a estabilidade do arco, a função de trabalho das superfícies do cátodo e do ânodo, além de influenciarem nas propriedades físicas dos gases e escórias, no tipo de transferência de metal de adição e na força do arco.

Os modelos mais simplificados procuram explicar o mecanismo da penetração utilizando o processo TIG, por não envolver a transferência de material do eletrodo à poça de fusão [91,92,93,94]. De uma forma geral, neste processo de soldagem, os mecanismos de penetração são discutidos a partir dos tipos de transferência de calor no arco voltaico. Ishizaki [93], propõe que a transferência do calor através do arco pode se dar por ação direta do arco e por fusão indireta, a qual por sua vez pode ser através do líquido estático ou do líquido em movimento, axial ou radial. Muitos trabalhos destacam o efeito de pequenas concentrações de elementos ativos (elementos que segregam preferencialmente na superfície do metal líquido) na superfície do metal de base sobre a geometria do cordão de solda no processo TIG [91,95,96,97,98]. Em alguns casos, no processo TIG, atribui-se à pequenas variações da composição química do metal de base, alterações de até 100% ou mais na penetração do cordão de solda [91].

Essers e Walter [99] demonstraram que na soldagem pelo processo MIG, a corrente tem uma influência marcante na penetração. Esta influência, na verdade é indireta porque a variação da corrente afeta a velocidade da gota, e com isso, a intensidade do seu impacto na poça de fusão, além de afetar também a temperatura da gota. A transferência do calor das gotas metálicas que se dirigem para a peça é o principal fator na determinação da penetração total da área da seção transversal da solda, enquanto o impacto das gotas na poça de fusão governa a profundidade de penetração.

De acordo com Chandel [87], para um dado tipo, diâmetro e comprimento de eletrodo, pode-se considerar que as quedas de tensão do ânodo e do cátodo são constantes. Entretanto, a quantidade de calor gerada deve aumentar com o aumento da corrente de soldagem. Em um arco voltaico de soldagem a queda de tensão no cátodo é maior do que a queda de tensão no ânodo, desta forma, para as mesmas condições de soldagem, a quantidade de calor gerada no cátodo é maior [90]. Isto garante uma área de metal fundido maior quando a peça é o cátodo. O calor gerado na coluna do arco depende da corrente e da tensão de soldagem. Logo, quanto maior a corrente e/ou tensão, maior é a quantidade de calor gerada e maior é a quantidade de metal de base fundido. As gotas que se transferem da ponta do eletrodo à poça de fusão são superaquecidas durante a transferência (no caso do aço, a temperatura média das gotas está



em torno de 1750°C). Este calor é adicionado ao metal de base quando as gotas alcançam a poça de fusão. A distribuição do calor do arco e das gotas no metal de base é governado pela tensão e pelo diâmetro do eletrodo. Com uma tensão elevada, o arco é mais largo e incide numa área maior no metal de base, aumentando o tamanho da poça de fusão e diminuindo a sua penetração. O diâmetro do eletrodo tem um efeito similar.

Na soldagem com eletrodos revestidos, a penetração é igual à cavidade formada na poça de fusão [89]. Neste caso, o tipo e as características do revestimento exercem influência marcante na geometria do cordão de solda. Os tipos e as quantidades de gases resultantes da queima do revestimento são os fatores mais importantes [86,89]. À proporção que a quantidade de gases (CO, CO<sub>2</sub>, H<sub>2</sub>O e seus produtos de dissociação) da atmosfera do arco aumenta, aumenta também a sua energia de ionização média, resultando em tensões do arco mais elevadas. Conseqüentemente, as energias térmica e dinâmica do arco aumentam, resultando em aumento da penetração da solda [100]. Este aumento da tensão do arco depende também dos tipos e quantidades de componentes minerais do revestimento. Chen e colaboradores [86] mediram a força do arco de eletrodos revestidos e concluíram que ela origina-se principalmente da ação dos gases resultantes da decomposição do revestimento. Outros fatores importantes que aumentam a força do arco, foram apontados, destacando-se a corrente de soldagem.

O efeito do tipo de escória resultante da decomposição do revestimento sobre a geometria do cordão de solda tem sido muito pouco estudado. No entanto, alguns trabalhos procuram mostrar a sua influência direta sobre a formação da superfície da solda [72,101] e através do seu efeito sobre a estabilidade do arco [18,72,84,88]. A escória deve reter alta viscosidade mesmo em temperaturas elevadas para absorver a energia das oscilações na poça de fusão e garantir uma boa aparência do cordão de solda [101]. Schwemmer e colaboradores [84] estudaram o efeito das propriedades físicas dos fluxos sobre a penetração do cordão de solda. Eles concluíram que a penetração é diretamente proporcional à viscosidade do fluxo fundido. Um fluxo com elevada viscosidade tende a confinar a poça de solda fundida, aumentando o calor introduzido para uma dada área, resultando em maior penetração. As tensões superficiais determinam a forma do cordão de solda e controlam a área sobre a qual o calor é transferido. À proporção que a tensão interfacial entre o fluxo e o metal de base diminui, o fluxo tende a molhar a superfície do metal de base, evitando expansão da poça de fusão. Um aumento na tensão superficial entre o fluxo e o metal líquido, causa um aumento na penetração. À proporção que este parâmetro aumenta, o fluxo e o metal de solda líquido tendem a minimizar suas áreas superficiais e formam um cordão mais redondo. Este comportamento também tende a confinar o cordão de solda, aumentando o calor introduzido, levando a uma maior penetração.

### 2.3 - Características Econômicas.

O consumo, a produção e os rendimentos constituem as características econômicas dos

eletrodos revestidos. Elas dependem do tipo de eletrodo, do tipo de fonte de energia, do tipo de corrente e dos demais parâmetros de soldagem.

O tratamento matemático para o consumo pode ser obtido a partir do balanço térmico do cátodo e do ânodo. No entanto, a sua aplicação limita-se a soldagens com arame nu. Mesmo neste caso, encontram-se muitas restrições devido as dificuldades na determinação de propriedades importantes como o calor específico, o calor de fusão, a temperatura média da gota etc. Deve-se considerar também que este tratamento não se aplica a soldagens em CA. A seguir, apresenta-se o tratamento descrito por Lancaster [89]. Para este pesquisador, a taxa de aquecimento para o ânodo pode ser dada aproximadamente por:

$$q_a = \left( U_a + \phi_a + \frac{3}{2} \cdot \frac{k \cdot T}{e} \right) \cdot I \quad (\text{Jh}^{-1}) \quad (23)$$

onde:  $U_a$  - queda de tensão do ânodo, (V);

$\phi_a$  - função de trabalho da superfície do ânodo, (V);

$k$  - constante de Boltzman, (J/K);

$T$  - temperatura, (K);

$e$  - carga do elétron, (C);

$I$  - corrente, (A).

Pode-se considerar que:

$$q_a = c \cdot I \quad (\text{Jh}^{-1}) \quad (24)$$

onde:  $c$  - constante.

A taxa de calor absorvida por um arame no ânodo é:

$$q_a = \pi r^2 V_a \rho [H_m + (T_d - T_m) \cdot C_p] \quad (\text{Jh}^{-1}) \quad (25)$$

onde:  $r$  - raio do arame, (mm);

$V_a$  - velocidade de alimentação do arame, (m/h);

$\rho$  - densidade do material do arame, (kg/m<sup>3</sup>);

$H_m$  - quantidade de calor necessária para fundir 1 kg de metal, (J/kg);

$T_d$  - temperatura média da gota, (K);

$T_m$  - temperatura de fusão do metal do arame, (K);

$C_p$  - calor específico do metal líquido, (J/kg.K).

Além do calor absorvido do arco, ocorre também a geração de calor, por efeito joule, ao longo do comprimento do eletrodo. Nos processos de soldagem com elevada densidade de corrente elétrica, este calor afeta o consumo do eletrodo. Este calor é dado por:

$$q_r = \frac{L I^2}{\pi r^2 \sigma} \quad (\text{Jh}^{-1}) \quad (26)$$

onde: L - comprimento do eletrodo, (m);

I - corrente, (A);

$\sigma$  - condutividade elétrica do metal, (S/m).

O consumo do eletrodo pode ser dado pela equação:

$$C = \pi r^2 V_a \rho \quad (\text{kg h}^{-1}) \quad (27)$$

Dividindo-se os termos da equação 25 por I e substituindo  $q_r/I$  da equação 23, temos a seguinte relação para o consumo específico,  $C_e$ , quando o arame é o ânodo:

$$C_e = \frac{U_a + \phi_a + \frac{3}{2} \frac{kT}{e}}{[H_m + (T_d - T_m) \cdot C_p]} \quad (\text{kg.h}^{-1}\text{A}^{-1}) \quad (28)$$

O tratamento [89] segue com a determinação da taxa de aquecimento para o cátodo. Ou seja:

$$q_c = [U_c - (\phi_c + \frac{3}{2} \frac{kT}{e})] I \quad (\text{Jh}^{-1}) \quad (29)$$

onde:  $U_c$  - queda de tensão do cátodo, (V);

$\phi_c$  - função de trabalho da superfície do cátodo, (V).

Seguindo o mesmo raciocínio para a obtenção da equação 28, tem-se a seguinte equação para o consumo específico quando o arame é o cátodo:

$$C_e = \frac{U_c - (\phi_c + \frac{3}{2} \frac{kT}{e})}{[H_m + (T_d - T_m) C_p]} \quad (\text{kg.h}^{-1}\text{A}^{-1}) \quad (30)$$

As equações 28 e 30 estimam o consumo específico para soldagens com arame nu, sem considerar o calor gerado por efeito joule (equação 26).

Percebe-se, a partir do tratamento apresentado, que o calor necessário para fundir um eletrodo resulta dos processos que ocorrem na superfície do metal líquido (cátodo ou ânodo) e por aquecimento joule. Este, por sua vez, na soldagem com eletrodos revestidos, deve ser controlado para evitar o superaquecimento do revestimento. Por isso, as intensidades de corrente de soldagem, neste tipo de processo, são muito limitadas. Logo, pode-se considerar que o processo de fusão do eletrodo revestido é governado

apenas pelo calor gerado na conexão da ponta do eletrodo com o arco voltaico. Neste caso, o tratamento matemático fica dificultado devido a presença de escórias e gases, de composição química muito complexa, que alteram consideravelmente as propriedades do metal líquido e conseqüentemente do cátodo e do ânodo.

Waszink e Piena [102] estudaram os processos físicos que controlam o consumo de eletrodos revestidos. Para estes pesquisadores, a potência gerada na conexão da ponta do eletrodo com o arco é dada por:

$$P_o = V_o \cdot I \quad (\text{W}) \quad (31)$$

onde: I - corrente, (A);

$V_o$  - constante, (V).

A constante  $V_o$  depende da polaridade, da composição química do metal na ponta do eletrodo e das propriedades do plasma. Uma parte desta energia perde-se por radiação e por evaporação de material da superfície. A potência restante é absorvida pelo metal líquido, o qual transfere energia térmica para o metal sólido. Este fluxo de calor provoca o aquecimento e subseqüente fusão da alma do eletrodo. Na região sólida, bem próximo à interface sólido/líquido, ocorre um fluxo de calor radial em direção ao revestimento. Para estes pesquisadores, a transferência de calor da gota líquida, na ponta do eletrodo, para o metal sólido se dá por condução térmica e/ou por efeito do fluxo de fluido. As possíveis causas para o fluxo de fluido são apontadas como: forças eletromagnéticas (forças de Lorentz), força de empuxo e forças devido ao gradiente de tensão superficial. No entanto, determinou-se que as forças eletromagnéticas são predominantes enquanto as demais podem alcançar até 30 % do valor destas.

Os principais fatores que influenciam o consumo são: o diâmetro do eletrodo, a composição química da alma do eletrodo, o tipo e espessura do revestimento e o tipo de corrente e a polaridade.

Gurevich [103] demonstrou que os consumos máximo e mínimo, dos eletrodos na soldagem ao arco voltaico são determinados pelo balanço térmico da poça de fusão. Para este pesquisador, na soldagem de tampo, o consumo máximo do metal de adição independe do tipo de eletrodo e é determinada da mesma forma que a eficiência de fusão do metal de base:

$$C_{pm}^{\max} = 3600 \cdot \frac{\eta_d \cdot \eta_T \cdot P}{C_{pm}} \quad (\text{kg h}^{-1}) \quad (32)$$

onde:  $\eta_d$  - valor médio do rendimento térmico de fusão do metal (0,25 - 0,38);

$\eta_T$  - rendimento térmico do arco;

P - potência elétrica do arco, (W);

$C_{pm}$  - quantidade de calor específico do metal na temperatura de fusão, (J/kg).

Para soldagem, em aço baixo carbono, com o eletrodo dentro do chanfro, o consumo específico máximo (kg/A.h) pode ser estimado por:

$$C_e^{\max} = 1.02 \times 10^{-3} \cdot \eta_T \cdot U \quad (\text{kg.h}^{-1}\text{A}^{-1}) \quad (33)$$

Em juntas de tópo sem chanfro, para chapas finas, quando o eletrodo toca a poça de fusão, tem-se:

$$C_e^{\max} = 0.51 \times 10^{-3} \cdot \eta_T \cdot U \quad (\text{kg.h}^{-1}\text{A}^{-1}) \quad (34)$$

e finalmente, para as mesmas condições, em simples deposição para chapas grossas tem-se:

$$C_e^{\max} = 0.67 \times 10^{-3} \cdot \eta_T \cdot U \quad (\text{kg.h}^{-1}\text{A}^{-1}) \quad (35)$$

Enquanto o consumo,  $C$ , representa a quantidade de material da alma do eletrodo fundido por unidade de tempo, a produção,  $P$ , representa a quantidade de material efetivamente transferida para a solda na mesma unidade de tempo. A relação entre a produção e o consumo é o rendimento de deposição convencional,  $R_c$ , expresso em percentagem. Desta forma, o rendimento de deposição está relacionado com a quantidade de material perdido por salpicos e pela escória, e a quantidade de metais contidos no revestimento transferidos para a solda [104]. O rendimento pode ser tratado também como rendimento real,  $R_r$ , ou seja, a relação, para a mesma unidade de tempo, entre o peso do material depositado e o peso da parte consumida do eletrodo, incluindo o revestimento, expresso em percentagem. A avaliação é feita com o auxílio da relação:

$$R_r = \frac{(M_f - M_i)}{(m_i - m_f)} \cdot 100 \quad (\%) \quad (36)$$

onde:  $M_i$  - peso da chapa sem o cordão de solda, (g);

$M_f$  - peso da chapa com o cordão de solda, (g);

$m_i$  - peso inicial do eletrodo, (g);

$m_f$  - peso final do eletrodo, (g).

As principais fontes de salpicos na soldagem ao arco voltaico são [89,105,106,107]:

- (a) evolução dos gases: explosão da gota e/ou da poça de fusão;
- (b) curto-circuito ou desintegração explosiva do "pescoço" ("efeito constricção" na transferência por curto-circuito);
- (c) desintegração da gota devido ao tamanho excessivo;
- (d) transferência irregular de metal devido a movimentação das manchas catódica e anódica;
- (e) impacto do arco sobre a poça de fusão no instante da sua reignição após o curto-circuito;

- (f) choque das gotas na poça de fusão, e
- (g) instabilidade do arco devido a presença de uma nuvem de íons negativos ( $F^-$  por exemplo) que barram o fluxo de elétrons.

Na soldagem com eletrodos revestidos, pode-se reduzir as perdas por salpicos controlando-se a composição do revestimento de modo a garantir a formação do "efeito canhão" e/ou, quando possível, ajustando a indutância da fonte de soldagem de modo que a taxa de crescimento da corrente no momento do curto-circuito seja tal que não haja o crescimento violento da temperatura na região do "pescoço". Este procedimento vem sendo aprimorado por meio do desenvolvimento de circuitos, adaptados às fontes de energia, que controlam a variação da corrente durante o curto-circuito [108]. Para um determinado tipo de eletrodo e fonte de soldagem, pode-se, ainda, reduzir a quantidade de salpicos pela seleção correta dos parâmetros de soldagem.

#### **2.4 - Características Metalúrgicas.**

Um dos grandes desafios da soldagem, ao longo dos tempos, tem sido o controle da microestrutura do metal de solda para atender às severas exigências de resistência ao impacto na soldagem dos aços ao C-Mn e baixa liga. Este controle deve ser realizado em duas frentes independentes: na fabricação dos consumíveis e na operação de soldagem. Na primeira, o controle dos elementos de liga, dos teores de impurezas e de elementos residuais e do teor de oxigênio do metal de solda, realizado pelo fabricante dos eletrodos, tem como objetivo principal a obtenção do teor máximo possível de ferrita acicular no metal depositado. Na segunda, tem-se o controle do processo de soldagem, pelo soldador, que por sua vez afeta a composição química da solda, especialmente o teor de nitrogênio, o ciclo térmico de soldagem e o tipo, teor e distribuição de inclusões não metálicas, os quais são fatores determinantes no desenvolvimento da microestrutura e na definição das propriedades mecânicas do metal de solda [109].

Muitos pesquisadores tem estudado o efeito de todos estes fatores sobre a microestrutura e sobre as propriedades mecânicas do metal depositado. No entanto, a análise desta vasta bibliografia mostra que, na grande maioria dos trabalhos, a ausência de informações precisas sobre a formulação do revestimento, sobre a composição química do arame e sobre o teor de elementos residuais no metal de solda dificulta a pesquisa e não permite fazer comparações entre os resultados de diferentes pesquisadores. Além disso, em muitos casos, a falta de padronização dos ensaios e a falta de informação sobre o teor e a morfologia das microfases também dificultam as interpretações.

##### **2.4.1 - Controles na Fabricação dos Consumíveis.**

###### **i) Composição do Revestimento.**

O revestimento do eletrodo é o fator determinante para a composição química e propriedades mecânicas do metal de solda. Os eletrodos com pó de ferro no revestimento têm se mostrado

menos eficientes com relação à proteção gasosa, resultando numa absorção maior de nitrogênio [110]. De acordo com Boniszewski [07], para os demais fatores constantes, à proporção que se reduz o teor de pó de ferro do revestimento, o teor de oxigênio do metal de solda diminui de aproximadamente 350 - 400 ppm (AWS E7018) até 300 - 250 ppm (AWS E7016) com um conseqüente aumento da tenacidade. Possíveis excentricidades nos revestimentos também afetam as propriedades da solda. Pokhodnya e colaboradores [111], concluíram que o teor de nitrogênio do metal de solda aumenta com a excentricidade do revestimento, mas, que este efeito é reduzido com o aumento da sua espessura. Esta por sua vez, afeta a transferência de elementos químicos para a poça de fusão [112] além de influenciar, também, a estabilidade do arco [30]. A basicidade do revestimento também é fator determinante da composição química e das propriedades mecânicas do metal de solda [113,114].

## **ii) Propriedades Mecânicas do Metal de Solda.**

As propriedades mecânicas do metal depositado resultam da inter-relação existente entre a sua composição química e a sua microestrutura, determinadas pelo controle adequado das variáveis operacionais do processo de soldagem. Para o fabricante, a princípio, interessa atingir as especificações das normas para cada classe de eletrodo. Desta forma, limitam-se os parâmetros de soldagem. O controle dos elementos de liga, do teor de oxigênio, do teor de impurezas e do teor de nitrogênio em solução no metal de solda, é o mecanismo utilizado para alcançar a microestrutura e as propriedades mecânicas desejadas.

A microestrutura ideal é sempre a ferrita acicular que, reconhecidamente, proporciona as melhores propriedades de resistência ao impacto. No entanto, outros fatores, tais como microfases frágeis e endurecimento por solução sólida, contrapõem-se ao efeito benéfico da ferrita acicular. A solução, portanto, é maximizar a ferrita acicular sem excessivo endurecimento por solução sólida e/ou microfases frágeis. Além disso, deve-se garantir as características operacionais, como fluidez da poça de fusão, estabilidade do arco e destacabilidade da escória.

### **a) Efeito dos Elementos de Liga.**

Os elementos de liga normalmente empregados nos eletrodos revestidos ao C-Mn e baixa liga são: o manganês, o silício, o carbono, o níquel, o cromo e o molibdênio. Estes elementos desempenham papel fundamental no controle das propriedades mecânicas do metal de solda. Dentre elas, a tenacidade que é determinada por uma conjugação de fatores, tais como microestrutura, endurecimento por solução sólida e aumento da tensão de escoamento associado ao refino do grão ferrítico, todos controlados pelos teores dos elementos de liga. Pode-se resumir o papel desses elementos pelo seu efeito sobre a temperabilidade. Experimentos comprovam que eles diminuem a temperatura de transformação em todas as regiões do diagrama CCT [109,115,116].

Evans [117] determinou que, para eletrodos da classe AWS E7018, as melhores propriedades de impacto são alcançadas para 1,5% Mn, enquanto que para Svenson e Grefoft [118] este valor é 1,35%. Taylor [119] identificou uma tenacidade ótima para um teor de 1,7% Mn na soldagem com eletrodos AWS E7016. Este mesmo valor foi determinado por Court e Polard [120]. Para eletrodos, com 3,5% Ni, da classe AWS E8018-C2, Trotti e colaboradores [121] encontraram melhores propriedades de impacto para 0,8% Mn e para o eletrodo AWS E7016-1 Surian e Boniszewski [110] concluíram que o teor ótimo de manganês está na faixa de 1,45% a 1,6%. De uma forma geral, para aços ao C-Mn, o manganês refina a microestrutura quando acima de 1,2% mas inicia a atuar como endurecedor em solução sólida a partir de 1,8% [122]. Neste intervalo, o teor ótimo varia com o tipo de eletrodo, o aporte de calor, o tipo de corrente e com a presença de outros elementos com os quais interage. De acordo com Evans e Taylor [123] a adição de Ni ao sistema C-Mn reduz o teor ótimo de manganês de 1,5% para 0% Ni até 0,6% para 3,5% Ni. Para Abson e Evans [124] o efeito do manganês na microestrutura do metal de solda depende também da ação dos elementos residuais tais como Nb, V, Al, Ti e B. Já Pokhodnya e Korsun [125] concluíram que para a formação da ferrita acicular, é necessário um teor elevado de elementos de liga e que as inclusões não metálicas intensificam o processo de formação das agulhas. De acordo com estes pesquisadores, para que a austenita se transforme em ferrita acicular, o teor de Mn do centro dos grãos não deve ser menor do que 1,0%. O aumento do teor de Mn aumenta o teor de ferrita acicular do metal de solda e, conseqüentemente, a resistência ao impacto. No entanto, fatores concorrentes se contrapõem ao efeito positivo da ferrita acicular. Para Evans [117] o fator concorrente é o aumento da tensão de escoamento com o aumento do teor de Mn, ou seja, a predominância do efeito do endurecimento por solução sólida sobre o refino da microestrutura. Já Svenson e Grefoft [118] acreditam que a mudança da morfologia das microfases e o aumento nos seus teores com o aumento do teor de elementos de liga são os fatores concorrentes. Esta mesma tendência foi também comprovada posteriormente por Evans [126].

O efeito do silício também é muito complexo. Geralmente, a sua análise é feita conjuntamente com o manganês. Para Evans [127], com a otimização do teor de Mn (1,4 a 1,5%), pode-se tolerar teores de Si de até 0,5% nas soldas de aços ao C-Mn. No entanto, um teor mínimo, de 0,2% Si, é necessário para reduzir a probabilidade de porosidade e garantir a soldagem fora de posição. De acordo com Ferrante, [122] as melhores propriedades de impacto são alcançadas para 1,5% Mn e 0,3% Si. O aumento no teor de Si aumenta o teor de microfases na solda, havendo também uma mudança nas suas morfologias, passando gradualmente de filmes de cementita e B/P para M/A [120,127]. Há portanto uma redução na resistência ao impacto que depende do teor de Mn. Na presença de elementos com elevado potencial de oxidação, como Al e Ti, são liberados Mn e Si em solução sólida e seus teores no revestimento devem ser reduzidos devido aos seus efeitos sobre a temperabilidade e o endurecimento.

O efeito mais importante do aumento do teor de carbono parece ser o aumento da quantidade



de microfases frágeis precipitadas, que segregam no metal de solda e reduzem a resistência ao impacto facilitando a nucleação de trincas por clivagem [118]. Com o aumento do teor de carbono, na faixa de 0,005 a 0,150%, a tenacidade aumenta para baixos teores de Mn e diminui para teores maiores. Para Evans [128] a melhor resistência ao impacto do metal de solda de aço ao C-Mn é obtida para a combinação de 0,07 a 0,09% C e 1,4% Mn, e atribui isto a ação competitiva entre o refino dos grãos de ferrita obtido pelo aumento das adições de liga e pelo aumento simultâneo da resistência ao escoamento por solução sólida. Já para Svenson e Gretoft [118], a combinação ótima foi 0,12% C e 1,35% Mn. Para estes pesquisadores, a microestrutura adequada é conseguida através do balanceamento do carbono e do manganês em várias combinações de forma a obter a proporção adequada de ferrita acicular.

Em muitas aplicações, as propriedades de resistência ao impacto são requeridas a temperaturas da ordem de  $-100^{\circ}\text{C}$ , para se alcançar estas propriedades, utiliza-se do sistema de ligas ao C-Mn-Ni com adições de até 3,5% Ni [129].

O aumento no teor de níquel, refina a microestrutura do metal de solda, e com isso, aumenta a resistência ao impacto [130,131]. Na prática, o efeito do Ni é muito dependente dos teores de Mn, Si e C. O efeito do Mn foi estudado [132,133,134] para teores de Ni na faixa de 0 a 3,5%. Nestes trabalhos, o aumento no teor de Ni, aumentou a fração volumétrica de ferrita acicular às custas da redução da ferrita poligonal, exceto para níveis mais elevados de Mn onde ocorre transformação martensítica. A morfologia das microfases modificam de filmes de cementita e perlita para M/A e para carbeto segregado e martensita. Para baixos teores de Mn, o Ni aumenta a resistência à clivagem, mas torna-se prejudicial para teores elevados. No entanto, os teores ótimos de Mn, Si e C, obtidos nestes trabalhos, diferem. Para 3,5% Ni e 0,04% C, as melhores propriedades de impacto foram obtidas com  $\text{Mn} \leq 0,6\%$  e  $\text{Si} = 0,3\%$  [132,133]. Para 3,1% Ni e 0,05% C, estes teores foram 0,54 e 0,2 [134]. Surian e colaboradores [135] encontraram boas propriedades de impacto para 3,0% Ni e 0,07% C com 0,74% Mn e 0,16% Si.

O molibdênio, em teores até 1,1%, foi analisado por Evans [136]. Inicialmente, o Mo aumenta a acicularidade do metal depositado e progressivamente diminui a fração volumétrica de ferrita primária. Com o aumento da ferrita acicular, o tamanho das agulhas diminui e o volume de microfases M/A aumenta. Finalmente, a fração volumétrica de ferrita acicular diminui às expensas do aumento da ferrita com segunda fase. O efeito do Mo sobre a tenacidade depende muito do teor de Mn. Na condição "como soldado", teores até 0,25% Mo foram benéficos para baixos teores de Mn. Para qualquer adição de Mo o tratamento térmico de alívio de tensões (TTAT) é maléfico para a tenacidade.

O efeito do cromo também foi analisado por Evans [137] com variações até 2,35% Cr e de 0,6 a 1,8% Mn. O efeito do Cr sobre a microestrutura do metal de solda é similar ao do Mo. No entanto, para teores acima de 1,0% Cr, há uma redução violenta da fração volumétrica de ferrita acicular com o aumento da ferrita com segunda fase, de modo que para 2,3% Cr a estrutura consiste basicamente de colônias de ferrita contendo segunda fase. A resistência ao impacto é seriamente afetada com a adição de

cromo, especialmente para teores acima de 1,0%. Na presença do Cr no metal de solda, as melhores propriedades mecânicas ocorrem para 1,0% Mn.

Além dos efeitos sobre a resistência ao impacto, os elementos de liga aumentam a tensão de escoamento, a tensão de resistência à tração e a dureza do metal de solda [117,118,127, 128,136,137].

#### **b) Efeito dos Elementos Microligantes.**

Os elementos microligantes - vanádio, alumínio, titânio, boro e nióbio - oriundos dos consumíveis, desempenham um papel muito complexo sobre a microestrutura e as propriedades mecânicas do metal de solda ferrítico, como pode ser visto pelos trabalhos de Evans [124,138]. Embora estes trabalhos não considerem o efeito da interação, já se admite que ele ocorre e, que é necessário se determinar o balanço adequado entre os elementos, como no sistema Ti-B [139] por exemplo. Os teores ótimos desses elementos, no metal de solda, dependem do procedimento de soldagem e da presença de outros elementos, tais como Mn, Mo, Ni, Al, O, e N. A seguir discute-se o efeito isolado desses elementos.

O efeito do teor de vanádio foi discutido por Dolby [140] com base em trabalhos desenvolvidos na grande maioria por arco submerso. Para este pesquisador, o efeito do vanádio depende dos demais elementos presentes, e principalmente dos tipos de consumíveis utilizados. De uma forma geral, a adição de vanádio até 0,1% aumenta o teor de ferrita acicular do metal de solda, às custas da ferrita primária e da ferrita com segunda fase. Esta tendência também foi verificada por Evans e Bozanski [141,142]. Na condição "como soldado", verificou-se um aumento na tenacidade para teores intermediários de V, quando o teor de Mn era de 1,0% ou mais. Após TTAT a tenacidade reduzia-se muito com a adição de V para qualquer nível de Mn. Em termos gerais, o V pode ser tolerado até 200 ppm sem causar problemas após TTAT.

Do total de alumínio presente no metal de solda, pelo menos um terço encontra-se combinado, especialmente na forma de óxidos e nitretos [143]. O aumento no teor de Al pode tanto melhorar como piorar a tenacidade, dependendo dos consumíveis utilizados [143,144]. As mudanças na tenacidade verificadas por Terashima e Hart [145] foram diretamente atribuídas à variação na microestrutura. Para muitos pesquisadores, o efeito do Al sobre a microestrutura depende da relação Al/O, a qual caracteriza o tipo de inclusão resultante. Vários trabalhos indicam ser 0,84 a relação Al/O correspondente à estequiometria da galaxita ( $MnO,Al_2O_3$ ), a qual acelera a nucleação da ferrita acicular e, conseqüentemente, proporciona melhor resistência ao impacto [143,145,146,147]. Ferrante [143] concluiu que o teor ótimo de Al no metal de solda e nas inclusões ricas em oxigênio é de 0,02 - 0,03% e 30 - 40%, respectivamente.

Evans [148] verificou que, com o aumento do teor de Al até 610 ppm, a microestrutura do metal de solda sofre modificações. A fração volumétrica de ferrita acicular inicialmente diminui (até 80

ppm), depois aumenta (até 200 ppm) e finalmente diminui mais uma vez. Estas variações foram acompanhadas por maiores mudanças no teor de ferrita com segunda fase, do que no teor de ferrita primária. A composição química média das inclusões muda, sendo que produtos como MnO e SiO<sub>2</sub> são progressivamente substituídos por Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>. As melhores propriedades de impacto foram para 0 e 300 ppm Al.

O efeito do titânio na tenacidade é muito dependente da temperabilidade do metal de solda, sendo as melhores propriedades obtidas na faixa de 0,02 a 0,05% Ti [139,143]. A exemplo do Al, verificou-se também que existe uma relação ótima entre o Ti e o O para que se alcance a maior fração volumétrica de ferrita acicular. Para arco submerso, a fração volumétrica de ferrita acicular aumenta à proporção que o teor de Ti na inclusão aumenta até 2,0% [143,145,146].

Evans [149] verificou que pequenas quantidades de Ti, até 30 ppm, induzem um dramático efeito na microestrutura e nas propriedades mecânicas do metal de solda da classe AWS E7018. Esta quantidade é aproximadamente uma ordem de grandeza menor do que as que são geralmente associadas com o Ti. Neste trabalho, as melhores propriedades de impacto ocorreram para 2,4% TiO na inclusão. De especial importância foi o efeito de apenas 10 ppm de Ti no metal de solda sobre a sua microestrutura, passando de 80% de ferrita com segunda fase para 60% de ferrita acicular. Houve uma mudança na composição química média das inclusões, com SiO<sub>2</sub> sendo progressivamente substituído por TiO. Encontram-se dois pontos de ótima resistência ao impacto (30 ppm e 200 ppm).

O boro em solução segrega nas interfaces sólido/líquido que darão origem aos contornos de grão. A segregação de B nestas interfaces, incoerentes e de elevada energia, diminui-lhes a energia interfacial por um mecanismo de absorção [126,139,143]. Em conseqüência, a transformação austenita/ferrita é retardada, deixando mais tempo e espaço para que a ferrita acicular domine a microestrutura final do metal de solda às expensas da ferrita em contornos de grão [143]. O efeito do B é muito dependente dos elementos desoxidantes, especialmente do Ti e do N. Para Tehwllis [147], na presença de N, há formação de NB e conseqüente redução do B em solução. Elevadas frações volumétricas de partículas de NB atuam como barreiras para os contornos de grão da austenita, refinando o grão e aumentando a temperatura de transformação. A perda adicional de B solúvel também aumenta esta temperatura, resultando no aumento da fração volumétrica de ferrita em contorno de grão e redução de ferrita acicular. O aumento do teor de B do metal de solda aumenta a tenacidade, pelo aumento do teor de B em solução e pela remoção do N livre. Isto geralmente compensa o efeito negativo do refino dos grãos da austenita primária, pelo aumento da fração volumétrica das partículas de NB.

Estudos realizados por Garland e Kirkwood [150,151], em soldagens com arco submerso, comprovam que o nióbio aumenta a temperabilidade e com isso, a fração volumétrica de ferrita acicular e evita a formação de ferrita poligonal ao longo dos contornos do grão. No entanto, dependendo do teor de Nb, a tenacidade fica reduzida pela formação de microfases frágeis tipo M/A e pela precipitação de

Nb(C,N). Entretanto, estudos apontam que, dependendo da composição dos consumíveis, pode-se obter a quantidade desejada de ferrita acicular no metal de solda mesmo para teores elevados de Nb [122,152]. A presença de Ti e B são exemplos típicos na soldagem ao arco submerso. Recentemente Evans e Bosanski [142,153] analisaram o efeito do Nb, na faixa de 5 a 1000 ppm, para eletrodos AWS E7018 contendo de 30 a 40 ppm de Ti. Concluíram que esse elemento deve ser mantido nos níveis mais baixos possíveis. O aumento do teor de Nb aumentou a fração volumétrica de ferrita com segunda fase (bainita superior) e reduziu drasticamente a resistência ao impacto.

Além dos seus efeitos sobre a microestrutura e a resistência ao impacto, os elementos microligantes aumentam a dureza, a tensão de escoamento e a tensão limite de resistência à tração do metal de solda [141,148,149,153].

### c) Efeito de Impurezas.

O fósforo, o enxofre, o cobre e o nitrogênio são exemplos de impurezas indesejáveis no metal de solda de aços ferríticos.

O endurecimento por solução sólida é o principal efeito do fósforo. De acordo com Evans [154] o fósforo não afeta a microestrutura do metal de solda de eletrodos básicos com pó de ferro. Dentro dos limites analisados, de 70 a 400 ppm, este elemento aumenta a tensão de escoamento, a tensão limite de resistência à tração e a dureza, mas exerce pequeno efeito sobre a tenacidade. Resultados semelhantes foram obtidos por Alekseev e colaboradores [155] para teores de fósforo de 140 a 620 ppm. Eles atribuem o efeito prejudicial do fósforo à fragilização dos contornos dos grãos, causado por um aumento no grau de microheterogeneidades químicas. Este efeito pode ser intensificado pela formação de eutéticos de baixo ponto de fusão do tipo Fe-P-C [156].

De acordo com muitos pesquisadores, o enxofre atua principalmente sobre o mecanismo de nucleação da ferrita acicular. A formação de uma camada de MnS na superfície das inclusões inibe a nucleação da ferrita acicular [145,146,154]. Com isso o S aumenta a fração volumétrica de ferrita com M-A-C alinhados no metal de solda. Evans [154] estudou o efeito do S, na faixa de 50 a 400 ppm, sobre a solda de eletrodos AWS E7018, e concluiu que este elemento atua sobre a morfologia das microfases, passando de M/A para perlita e filmes de cementita. Para esta faixa de variação, o enxofre reduz a tensão de escoamento, a tensão limite de resistência à tração, a dureza e a resistência ao impacto. No entanto, acredita-se que a redução nos teores de P e S para níveis abaixo de 0,005% não traz ganhos consideráveis.

O efeito do cobre foi analisado por Evans [157]. De acordo com este estudo, o Cu aumenta a dureza, a tensão de escoamento e o limite de resistência à tração do metal de solda pela sua ação como endurecedor em solução, pelo aumento do teor de microfases e pelo refino da microestrutura. Para teores de Cu acima de 0,66%, há um aumento na temperatura de transição e uma redução no patamar superior da curva de energia de impacto. Para teores entre 0,02 e 0,66%, não há efeito marcante sobre as

propriedades de impacto devido, provavelmente, à elevada fração volumétrica de ferrita acicular e à moderada fração volumétrica de microfases. Evans concluiu, portanto, que é possível adicionar até 0,66% Cu no metal de solda, ganhando em resistência mecânica e provavelmente em resistência à corrosão, sem prejuízos à tenacidade.

O nitrogênio pode estar presente, no metal depositado, de três formas distintas: como átomos e/ou íons intersticiais (nitrogênio dissolvido ou livre); como nitretos (nitrogênio combinado) ou ainda, no estado gasoso (absorvido) em forma de poros [158]. No entanto, apenas o nitrogênio dissolvido e o combinado influenciam a microestrutura do metal de solda [159]. O primeiro, estabiliza a austenita e reduz a temperatura de transformação  $A_c$ , enquanto o último, proporciona muitos sítios de nucleação durante as transformações líquido/sólido e sólido/sólido, além de aumentar  $A_c$ , por meio de nitretos/carbonitretos [159].

Um teor mínimo de nitrogênio, na faixa de 0,002%, é necessário para evitar o crescimento dos grãos austeníticos pela redução da intensidade de precipitação de nitretos e carbonitretos no metal depositado [143]. O teor de nitrogênio do metal de solda, é muito dependente dos parâmetros de soldagem e dos teores de outros gases presentes na atmosfera do arco tais como:  $O_2$ ,  $H_2$  e  $CO_2$  [160]. O seu aumento eleva o teor de N livre. Elevados teores de N causam endurecimento por solução sólida e por ancoramento de discordâncias. As mudanças no teor de ferrita primária dependem da forma como o N está presente no metal de solda [147,161]. Experimentos, com eletrodos AWS E7018, comprovaram que o aumento no teor de N, de 83 a 213 ppm, reduziu moderadamente o teor de ferrita acicular e aumentou os teores de ferrita poligonal e de ferrita com segunda fase. Essa variação na microestrutura pode causar fragilidade no metal de solda [161]. Assim como o B, a ação do N depende muito dos elementos desoxidantes [159,161]. De uma forma geral, o aumento do teor de N, aumenta a dureza, a tensão de escoamento, a tensão limite de resistência à tração e diminui a tenacidade. Estes efeitos podem ser explicados principalmente pelo ancoramento das discordâncias causado pelo nitrogênio dissolvido [159].

#### **d) Efeito do Teor de Oxigênio.**

O aumento no teor de inclusões ricas em oxigênio, no metal de solda, de aços ao C-Mn e baixa liga, provoca um abaixamento no patamar superior da curva de impacto Charpy [114,122,135,146]. No entanto, para máxima resistência à clivagem, o teor ótimo de oxigênio não é zero, mas está tipicamente na faixa de 150 a 500 ppm [146,162]. Na verdade, o tipo, a distribuição de tamanhos e a fração volumétrica dessas inclusões é que irão influir fortemente na microestrutura e nas propriedades mecânicas do metal depositado [122,146,162,163]. O oxigênio incorpora-se ao metal de solda proveniente dos consumíveis, da atmosfera, da escória e, por diluição, do metal de base, além de sofrer influência do tipo de corrente e do comprimento do arco. Wolstenholme [164] concluiu que o oxigênio analisado no metal de solda é o mesmo já dissolvido no metal fundido, quando as reações metal-escória, na coluna do arco,

aproximam-se do equilíbrio.

Muitos pesquisadores [116,122,146,165,166] concordam com os quatro pontos básicos que identificam a ação das inclusões ricas em oxigênio na microestrutura do metal de solda. Primeiro, o desenvolvimento da microestrutura é afetado por inclusões que controlam a estrutura do grão austenítico e a nucleação de ferrita. Segundo, teores intermediários de oxigênio favorecem a formação de ferrita acicular, com boas propriedades de impacto. Terceiro, elevados teores de oxigênio favorecem a formação de ferrita poligonal grosseira, de tenacidade inferior. E, finalmente, teores muito baixos proporcionam a formação de grande quantidade de ferrita com segunda fase alinhada, de péssima resistência ao impacto.

As inclusões do metal de solda são uma mistura de óxidos de Mn e Si, e outros desoxidantes como Al e Ti, quando presentes na solda [146,148,149,167]. As inclusões geralmente são grosseiramente esféricas e heterogêneas, com superfícies de diferentes composições e estruturas cristalinas, incluindo sulfetos de Cu e Mn. A composição química da inclusão é um fator importante na nucleação da ferrita [130,146,147,148,149]. O efeito do Al e do Ti já foi discutido anteriormente. O mecanismo pelo qual os nucleantes mais efetivos facilitam a nucleação da ferrita acicular ainda não está bem explicado. O mecanismo mais provável parece ser o crescimento epitaxial de ferrita a partir da estrutura cristalina da galaxita (MnO,Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>), do TiN ou do TiO [145,147,148,149,166]. A eficácia das inclusões como nucleantes da ferrita acicular é reduzida pela presença de MnS nas suas superfícies [145,146,147].

#### e) Efeito dos Terras-Raras.

Ultimamente estuda-se muito o efeito da introdução de metais terras-raras nos revestimentos [168,169,170,171]. O objetivo é a redução dos teores de H e de O da solda. No entanto, em alguns casos, o aumento do teor de N é um fator limitante. Shiliang e colaboradores [170] concluíram que a adição de ítrio melhora a resistência ao impacto em baixas temperaturas, mantendo inalterada as propriedades de resistência à tração e ao impacto à temperatura ambiente.

### 2.4.2 - Controles no Processo de Soldagem.

Percebe-se pela discussão apresentada no item anterior, que a composição química exerce uma função muito complexa na determinação da microestrutura e das propriedades mecânicas do metal de solda de aços ao C-Mn e baixa-liga. Muitos pontos ainda necessitam de esclarecimentos, e futuros trabalhos deverão ser realizados, principalmente para determinar o papel das interações entre diferentes elementos químicos em diferentes teores. É importante, também, o perfeito entendimento do papel das inclusões não metálicas, do metal de solda, sobre a nucleação da ferrita acicular. Deve-se considerar, ainda, que os parâmetros de soldagem podem alterar a composição química e a formação de óxidos e nitretos no metal de solda e, assim, afetar a sua microestrutura e propriedades mecânicas. A seguir discute-se o efeito dos principais parâmetros.

### a) Aporte de Calor.

Para as demais condições constantes, a variação na velocidade de soldagem modifica o aporte de calor obtendo-se com isso, diferentes tempos de resfriamento entre 800 e 500°C. Para a mesma geometria da junta, o aumento do aporte de calor, por meio da redução da velocidade de soldagem, diminui a quantidade de cordões necessária para cada camada, aumentando a área recristalizada da solda. Este fato foi verificado experimentalmente por Evans [172] com eletrodos AWS E7018. O aumento no aporte de calor na faixa de 0,6 a 4,3 kJ/mm, reduziu o teor de ferrita acicular enquanto o de ferrita primária aumentou. As melhores propriedades de impacto ocorreram para 2,0 kJ/mm. Este valor é muito dependente da localização do entalhe do corpo de prova charpy, que neste caso foi na região central da solda totalmente recristalizada. O tempo de resfriamento também pode ser aumentado pelo aumento da temperatura de pré-aquecimento ( $T_p$ ) e interpasse ( $T_i$ ). Desta forma,  $T_p$  e  $T_i$  também afetam a microestrutura e as propriedades mecânicas do metal de solda, como demonstrou Evans [173]. Com o aumento da  $T_p$ , na faixa de 20 a 300°C, verificou-se uma pequena redução dos teores de Mn e Si do metal de solda do eletrodo AWS E7018. A exemplo do que ocorreu com a velocidade de soldagem [172], a microestrutura ficou mais grosseira, obtendo-se um aumento na fração volumétrica de ferrita primária às expensas da ferrita acicular. A largura da zona colunar foi reduzida até ser completamente eliminada para  $T_p = 300^\circ\text{C}$ . A resistência ao impacto aumentou devido a redução da zona colunar entre passadas. A dureza, o limite de escoamento e a tensão limite de resistência à tração diminuíram com o aumento do aporte de calor [172,173]. Os dados obtidos por Tweed e Knott [174] apresentam a mesma tendência verificada por Evans.

O tipo de corrente e a polaridade afetam consideravelmente a composição química do metal de solda. Morris [175] verificou que, para eletrodos AWS E7018, o teor de Mn é aproximadamente 0,07% menor em CA do que em CC+. Para eletrodos AWS E7016-1, Surian e Boniszewski [110] determinaram que este valor era 0,08%. Para estes pesquisadores, o teor de N em CA é cerca de 40 ppm maior do que em CC+. Como consequência, a dureza, a tensão de escoamento e a tensão limite de resistência à tração são maiores em CA. Estes resultados parecem indicar que, para os demais fatores constantes, a máxima tenacidade do metal de solda em CA é obtida com teor de Mn maior do que em CC+. Abson [176,177] verificou também a influência da tensão de soldagem (comprimento do arco) e da polaridade em metais de solda de aços ao C-Mn e baixa liga. A taxa de aumento do teor de O e de N com o aumento da tensão do arco foi maior em CC-. Além disso, o tipo de corrente influenciou a composição química resultando numa maior absorção de N em CC-, com efeitos danosos à tenacidade. Verificou-se também uma redução nos teores de Mn e Si. A microestrutura do metal de solda não sofreu influência marcante. Allum [178], apresenta resultados, em CC, onde os teores de nitrogênio da gota são maiores em CC-.

Sidoruk e colaboradores [179] concluíram que na soldagem manual com corrente modulada, pode-se controlar a estrutura primária e reduzir as microheterogeneidades químicas por meio do controle

dos parâmetros de soldagem.

**b) Outros Fatores Importantes.**

Para a mesma geometria da junta, o aumento no diâmetro do eletrodo diminui o número de camadas necessárias ao seu preenchimento e a área recristalizada da solda. Geralmente o aumento do diâmetro requer um aumento na corrente de soldagem, aumentando o calor adicionado, cujos efeitos já foram discutidos. Para Evans [180] o aumento no diâmetro e o aumento no aporte de calor torna a microestrutura do metal de solda mais grosseira, ocasionando uma pequena redução nas propriedades de resistência à tração e uma deterioração das propriedades de impacto. Por outro lado, o aumento no diâmetro do eletrodo reduz o total de gases (N e O) no metal de solda devido à maior proteção do revestimento [181].

A posição de soldagem é outro fator importante. A sua mudança geralmente é acompanhada pela mudança na velocidade de soldagem, e por conseguinte no aporte de calor. Para a mesma geometria da junta, as zonas recristalizadas serão diferentes, o que pode afetar as propriedades de resistência ao impacto. De fato, Evans [182] verificou que, para aporte de calor equivalentes, na passagem da posição plana para a posição vertical, há um aumento no teor de C, Mn, Si e O. A redução do teor de N do metal de solda não era esperada pois, normalmente, na soldagem vertical e sobre-cabeça o teor de N é maior do que na soldagem em posição plana [181]. Há uma redução no grau de recristalização, mas a microestrutura e as propriedades de resistência à tração permanecem inalteradas. O efeito sobre a resistência ao impacto depende, neste caso, da técnica de soldagem. Para o tipo de junta utilizado (ISO 2560), a mudança de posição plana para vertical prejudicou a tenacidade para soldagem com tecimento parcial (dois cordões por camada). De acordo com Brower e Kalb [183] é mais fácil atingir os requisitos de resistência ao impacto na soldagem plana e horizontal do que na soldagem vertical ascendente onde o aporte de calor e a espessura das camadas geralmente são maiores.

A técnica de soldagem tem sido considerada em muitos trabalhos, e na maioria das vezes verifica-se um efeito marcante sobre a microestrutura e propriedades mecânicas do metal de solda [06,175, 181,184,185]. Evans [184] comparou dois tipos diferentes de juntas (AWS A.5.5-69 e ISO 2560) e verificou que o corpo de prova AWS apresentou menor resistência à tração devido ao tecimento, o qual provoca uma redução nos teores de C, Mn e Si. As propriedades de impacto foram similares, sendo o grau de recristalização o fator de maior importância dependendo da localização do entalhe do corpo de prova charpy. De fato, Varga [185] mostra que a resistência ao impacto é muito dependente da relação entre a zona primária e a zona recristalizada ao longo do entalhe do corpo de prova charpy. Morris [175] analisou o desempenho de diferentes soldadores e identificou diferenças nos teores de Mn e nas características dos cordões de solda que foram atribuídas às diferentes técnicas utilizadas por cada soldador. Variações nos teores de N, na faixa de 60 a 140 ppm, também são atribuídas a diferentes técnicas de soldagem [181].



Outro fator importante na técnica de soldagem é a diluição, que afeta diretamente a composição química da solda.

Os tratamentos térmicos pós-soldagem também podem afetar as propriedades mecânicas do metal de solda. O alívio de tensões e a normalização são os tratamentos térmicos mais usados após a soldagem de aços ao C-Mn e baixa liga. Surian e colaboradores [121,135,186] verificaram que as melhores propriedades de impacto para eletrodos com 3,5% Ni são obtidas após TTAT a 580°C. Para estes pesquisadores, o aumento na temperatura de alívio de tensões produz uma redução nas propriedades de resistência à tração. Esta mesma tendência foi verificada por Evans [187]. Ele verificou, também, que o alívio de tensões em metais de solda do tipo AWS E7018 aumenta a tenacidade para baixos níveis de C e Mn e reduz para níveis mais altos. De acordo com Bozanski e Evans [142], o alívio de tensões, para esse tipo de metal depositado contendo vanádio e nióbio, leva a uma redução na quantidade de microfases frágeis na solda devido à decomposição da M/A e o coalescimento de outras microfases. O efeito da temperatura de normalização foi analisado por Evans [126]. Ele concluiu que este tratamento reduz as propriedades de resistência à tração e de resistência ao impacto do metal de solda. Acredita-se que a maior resistência mecânica do metal depositado, "como soldado", deve-se aos finos grãos de ferrita que contem uma elevada densidade de discordâncias (em torno de  $10^{14} \text{ m}^{-2}$ ) resistentes a aquecimentos até 700°C [126,188]. O revenimento após a normalização melhora a resistência ao impacto.

Outro fator que deve ser considerado, é a estabilidade do arco. Para eletrodos revestidos básicos, a instabilidade pode causar defeitos no metal de solda, como porosidade, e afetar as suas propriedades mecânicas [189,190,191,192,193].

### 2.4.3 - Considerações Finais.

Para prever as propriedades da solda (sem diluição) partindo-se da composição da alma e do revestimento do eletrodo, falta ainda maior clareza sobre quais as variáveis envolvidas e sobre as interações entre elas. A maioria dos trabalhos omitem informações relevantes tais como: a composição do revestimento, especialmente o sistema de desoxidação; os teores de oxigênio e nitrogênio do metal de solda etc. O número de variáveis envolvidas é muito grande e o número de interações é ainda maior. Além disso, não se utilizam procedimentos de análises próprios para interações múltiplas. Entende-se que os testes e procedimentos devem ser adequadamente padronizados. Os resultados apresentados na literatura, em sua grande maioria, não podem ser base para generalizações porque dizem respeito a casos particulares. Uma modificação mínima na composição do revestimento pode alterar completamente as tendências apresentadas. Para prever as propriedades da solda, tal como se necessita na prática, deve-se ainda levar em consideração a diluição com o metal de base.

## CAPÍTULO 3

### OBJETIVOS E ORGANIZAÇÃO DO TRABALHO

#### 3.1 - A Colocação do Problema

Os consumíveis desempenham um papel muito complexo no processo de soldagem. Nos eletrodos revestidos, a constituição do revestimento influencia a composição química e a morfologia do cordão de solda, a transferência de metal de adição, facilita a abertura e a manutenção do arco além de possibilitar a soldagem fora da posição plana. Os gases e escórias resultantes da queima do revestimento desempenham também a importante função de proteção da poça de fusão e das gotas que se transferem da ponta do eletrodo. As escórias devem solidificar a temperaturas menores que o metal de solda, ser impermeáveis à penetração de gases, ter uma densidade menor que a do metal de solda, além de permitirem a sua fácil remoção após a soldagem. A viscosidade e a tensão superficial são características muito importantes a serem controladas para que as escórias desempenhem satisfatoriamente as suas funções durante a soldagem com eletrodos revestidos. Quando se exige de um consumível boa estabilidade do arco em qualquer posição de soldagem, a flexibilidade na formulação do revestimento do eletrodo, para o controle da composição química e das propriedades mecânicas da solda, fica muito limitada. Portanto, um dado revestimento resulta de um balanço de muitos requisitos, que muitas vezes são até concorrentes. À proporção que nos aproximamos do século XXI, a formulação de um eletrodo, baseado apenas na experiência, avançará para um caminho fundamental baseado em modelos químicos e físicos [03]. Desta forma faz-se necessário o profundo conhecimento do papel dos constituintes dos consumíveis na soldagem, assim como a introdução de novos compostos que venham atuar no sentido de facilitar o controle da composição química, da microestrutura e das propriedades mecânicas do metal de solda, garantindo também boas características operacionais e econômicas e condições satisfatórias para a fabricação do eletrodo.

Em 1976, Evans iniciou um estudo sistemático para aprofundar o conhecimento dos eletrodos básicos com pó de ferro no revestimento (tipo AWS E7018). O seu objetivo fundamental foi tratar de relacionar a composição química do metal de adição puro com as variáveis operacionais e os efeitos sobre a microestrutura e propriedades mecânicas do metal de solda (figura 17). Vários trabalhos foram publicados relacionando o efeito do manganês [117], da temperatura de interpasse [173], do diâmetro do eletrodo [180], da energia adicionada [172], da posição de soldagem [182], do carbono [128], do silício [127], do fósforo e enxofre [154], do molibdênio [136], do tratamento térmico [126], do cobre [157], do cromo [137], do níquel [132], do alumínio [148], do titânio [149], do vanádio [141] e do nióbio [153] sobre a microestrutura e as propriedades mecânica do metal de solda de aços ao C-Mn. Alguns aspectos relevantes destes trabalhos são questionados por Svenson e Gretoft [118].

Em 1980, iniciou-se na CONARCO, Argentina, uma série de trabalhos visando ampliar estes

conhecimentos, com relação ao efeito da temperatura de alívio de tensões [121] e do tratamento térmico posterior [186] para o eletrodo AWS E8018-C2, do tipo de corrente [110] para o eletrodo AWS E7018-1 e o do teor de oxigênio [135] para o eletrodo AWS E7016-C2L sobre a microestrutura e as propriedades mecânicas do metal de solda.

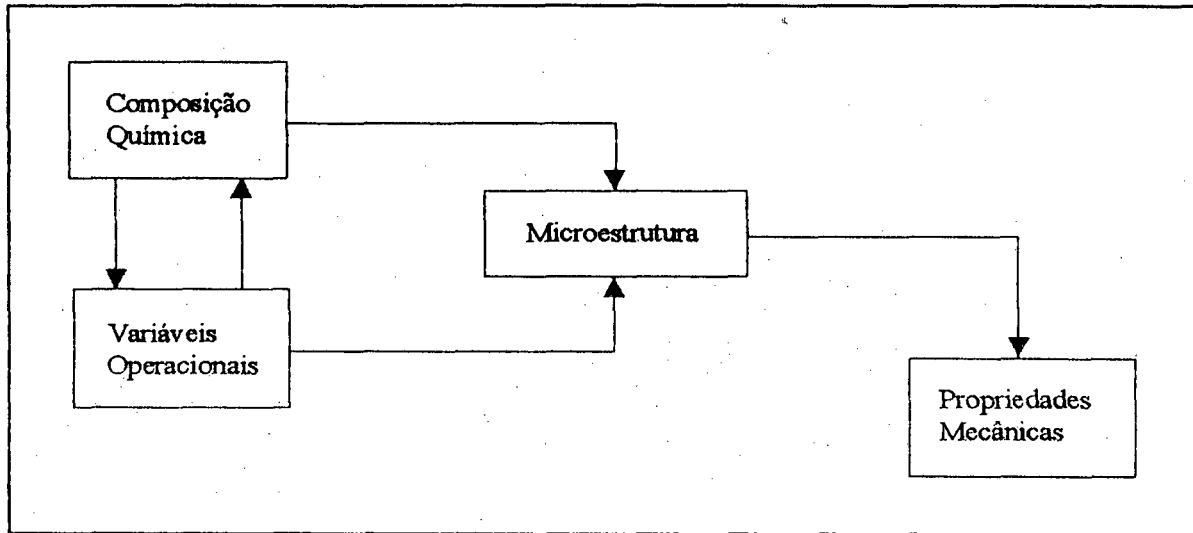


Figura 17 - Esquema da interdependência de parâmetros.

De especial importância tem sido o estudo do efeito do teor de oxigênio em metais de solda sobre sua microestrutura e propriedades mecânicas. Estudos recentes reconheceram a importância do oxigênio na formação da microestrutura do metal de solda e em suas propriedades. Este elemento atua via controle do tamanho do grão austenítico e nucleação direta de ferrita acicular [145,146,147,194]. Estes mecanismos são ativados por uma população de inclusões ricas em oxigênio, cuja distribuição ótima controla o tamanho dos grãos austeníticos a ponto de não favorecerem a formação de constituintes microestruturais característicos da decomposição da austenita em baixas temperaturas (ferrita com segunda fase), nem de extensa rede de ferrita em contorno de grão [109,122,146]. A microestrutura do metal de solda, particularmente a morfologia da ferrita, afeta enormemente as propriedades de impacto [118,122,146,147]. Vários são os trabalhos que relacionam o efeito do oxigênio sobre a microestrutura e sobre a resistência ao impacto, do metal de solda, a baixas temperaturas [114,135,162,163,164]. No entanto, sabe-se também que as inclusões não metálicas que se desprendem facilmente da matriz metálica e/ou fraturam por efeito da deformação plástica são prejudiciais para a tenacidade [114,195]. Para a fratura dúctil, o aumento no teor de inclusões não metálicas diminui o patamar superior da curva de transição charpy-V do metal de solda [146]. Para a fratura frágil, as inclusões não metálicas contidas na zona plástica à frente da ponta da trinca são pontos ativos iniciadores de clivagem [174,196]. Pode-se

generalizar afirmando que os principais fatores atuantes no controle das propriedades de impacto charpy-V, em metais de adição puro do tipo C-Mn e baixa liga, são [135]:

1. A microestrutura da matriz metálica.

A fração volumétrica crescente de ferrita acicular, na solda sem tratamento térmico posterior, beneficia a resistência ao impacto.

2. O teor de nitrogênio.

O aumento do teor de nitrogênio é prejudicial para a tenacidade.

3. O teor de oxigênio.

Além do teor de oxigênio, destaca-se a importância do tipo, da fração volumétrica e da distribuição das inclusões não-metálicas associadas. O aumento do teor de oxigênio acima de um valor ótimo (200-300 ppm), é também prejudicial para a tenacidade.

4. A resistência à tração e o limite de escoamento.

Para as demais condições constantes, o aumento destas propriedades prejudica a tenacidade.

A análise individual de um destes fatores, na maioria dos casos, torna-se muito difícil senão impossível. Por exemplo, quando se aumenta o teor de manganês no metal de solda do tipo C-Mn, os fatores 1, 3 e 4 variam simultaneamente [110,117,124,182], ou seja:

- a) a fração volumétrica de ferrita acicular aumenta;
- b) o teor de oxigênio diminui, em torno de 100 ppm, quando o de Mn aumenta entre 0,6 e 1,8 %;
- c) os limites de resistência à tração e ao escoamento aumentam.

Quando nos sistemas C-Mn e C-Mn-1%Ni o teor de nitrogênio se altera, por meio do tipo de corrente [110,176] ou do tipo de corrente e de tensão do arco [177], o aumento do teor de nitrogênio é normalmente acompanhado por:

- a) um aumento nos valores da resistência mecânica quando se passa de corrente contínua (CC+) para corrente alternada (CA);
- b) um aumento no teor de oxigênio quando se aumenta a tensão do arco.

Mais uma vez, verifica-se a impossibilidade de se separar o efeito dos fatores 2, 3 e 4 sobre a tenacidade.

Em um recente trabalho, Surian e colaboradores [135] conseguiram isolar os demais efeitos, usando dois tipos de eletrodos experimentais, em CA, com variação do teor de magnésio do revestimento, obtendo material de adição puro com características da classe AWS E7016-C2L, mas diferentes entre si pelo teor de oxigênio depositado. Destaca-se a seguir as principais conclusões deste trabalho.

- i) Com dois teores diferentes (4,0 e 6,0%) de Mg metálico, obteve-se metal de solda de baixa liga com 3,0 % Ni e distintos teores de oxigênio (470 e 300 ppm respectivamente). No entanto:
  - a) a composição química dos dois metais depositados foi similar;
  - b) os teores de nitrogênio foram equivalentes (em torno de 100 ppm);
  - c) as propriedades de resistência à tração foram muito próximas;

- d) as microestruturas quantificadas ao microscópio óptico virtualmente não tiveram diferenças.
- ii) As resistências ao impacto charpy-V a  $-101^{\circ}\text{C}$ , após tratamento térmico de alívio de tensões a  $620^{\circ}\text{C}/1\text{h}$  e  $580^{\circ}\text{C}/1\text{h}$ , foram muito diferentes, sendo o metal de solda de baixo teor de oxigênio mais tenaz, com energia média acima de 60 J contra 16 J para o de maior teor de oxigênio, após tratamento térmico a  $620^{\circ}\text{C}/1\text{h}$ .
- iii) A diferença de tenacidade foi associada com os maiores tamanhos e quantidades de inclusões verificadas no metal de solda de maior teor de oxigênio.
- iv) A adição de Mg metálico ao revestimento de eletrodos básicos é uma forma poderosa de controlar o teor de oxigênio do metal depositado, sem interferir demasiadamente nos demais elementos. Isto pode ser benéfico em vários metais de solda de baixa liga. A tenacidade do metal depositado ligado ao Mn-Ni-Cr-Mo pode ser melhorada. Nos metais de solda ao Cr-Mo, nos quais as inclusões não metálicas prejudicam a resistência à fluência e a ductilidade, pode-se obter melhoria nestas propriedades.

Percebe-se, portanto, que o magnésio metálico é uma arma poderosa no controle da microestrutura e das propriedades mecânicas do metal de solda de aços baixa-liga. No entanto, o campo de conhecimento do assunto está restrito às conclusões acima. Não são conhecidos ainda os efeitos do Mg sobre as características operacionais (estabilidade do arco, geometria da solda, destacabilidade da escória etc.) e econômicas dos eletrodos (consumo específico, produção específica e rendimentos de deposição). Também não se tem estudos sobre o seu comportamento nos diferentes tipos de corrente ou ainda, em diferentes tipos de fontes de energia. Percebe-se também a necessidade de ampliar a faixa de variação do teor de Mg metálico para se ter uma idéia mais ampla dos efeitos descritos acima. Além disso, é muito importante também a verificação do efeito do fator de revestimento. Acredita-se que somente a partir de um estudo sistemático, com base em todas estas considerações, pode-se avaliar efetivamente o poder do magnésio metálico e definir as condições ótimas para a sua aplicação.

### 3.2 - Objetivos.

Este trabalho se propõe a ampliar este campo de conhecimentos através de um estudo mais amplo do efeito do teor de magnésio metálico do revestimento e pela introdução do efeito do fator de revestimento e do tipo de corrente sobre:

- a) o teor de oxigênio do metal de solda e suas conseqüências sobre a microestrutura e sobre as propriedades mecânicas;
- b) as características operacionais dos eletrodos, tais como: a estabilidade do arco, a geometria da solda, a destacabilidade da escória e o "efeito canhão";
- c) as características econômicas dos eletrodos, tais como: consumo específico, produção específica, rendimento convencional e rendimento real.

Serão analisados também os efeitos de diferentes fontes de energia sobre a estabilidade do arco e sobre as características econômicas na soldagem com os eletrodos experimentais.

### 3.3 - Planejamento Experimental.

#### 3.3.1 - Os Eletrodos Experimentais.

De acordo com Evans e Taylor [123], os principais fatores a serem considerados no projeto de eletrodos revestidos ao C-Mn e baixa-liga para se obter elevada tenacidade são: a adição de liga, o sistema de desoxidação, a alma do eletrodo e os constituintes minerais do revestimento. A seguir, apresentam-se as características dos eletrodos experimentais com relação a cada um destes fatores.

##### a) Adição de Liga.

O eletrodo da classe AWS E7016-C2L será utilizado como veículo para as variações experimentais. Serão empregados eletrodos com 5,0 mm de diâmetro e a formulação do revestimento deverá garantir os requisitos de composição química do metal depositado especificado (percentuais máximos em peso) na norma AWS A5.5-83, ou seja:

0,05% C; 1,25% Mn; 0,03% P; 0,04% S; 0,5% Si; 3,00-3,75% Ni.

Como elementos de liga, serão adicionados na formulação do revestimento o manganês (0.8 - 2.0%) e o níquel (7.4 - 9.4%), ambos na forma metálica, além do Si na forma Fe-Si com 40% Si (4.9 - 6.5%).

A justificativa para a escolha deste tipo de eletrodo pode ser resumida assim:

- dentre os eletrodos especificados na norma AWS A5.5-83, este tipo é o que apresenta as exigências mais rígidas quanto a resistência ao impacto charpy-V (27 J a -101°C);
- pode ser utilizado tanto em CC+ como em CA;
- apresenta um revestimento mais fino que o AWS E7018-C2L e permite uma maior variação do fator de revestimento sem muito comprometimento da operacionalidade;
- O diâmetro de 5,0 mm garante condições mais severas de estudo uma vez que a tenacidade aumenta para diâmetros menores [180].

##### b) Sistema de desoxidação.

O magnésio metálico será utilizado como desoxidante. Diferentes teores (de 2,0 a 8,0 %) serão adicionados aos revestimentos para se obter uma variação sistemática de oxigênio no metal depositado.

##### c) Alma do eletrodo.

Para todos os eletrodos fabricados, a composição química (percentagem em peso) da alma, de aço comum ao carbono, será mantida constante, ou seja:

0,08% C; 0,017% P; 0,018% S; 0,05% Si; 0,51% Mn; 0,05% Cu; 0,03% Ni; 0,06% Cr; 0,003% Mo; 0,018% V; < 0,01% Ti; 0,099% Al.

d) Constituintes Minerais do revestimento.

Cada variação do teor de magnésio será compensada com adição de pó de ferro e alterações nos elementos de liga (Mn e Fe-Si) de modo que os teores (% em peso do revestimento) dos constituintes minerais (76.9% do peso do revestimento) serão mantidos constantes ou seja:

1% SiO<sub>2</sub>; 16% CaF<sub>2</sub>; 9% TiO<sub>2</sub>; 1.4% K<sub>2</sub>O; 1% Na<sub>2</sub>O; 2.5% Zr<sub>2</sub>O; 46% CaCO<sub>3</sub>.

De acordo com Pokhodnya e colaboradores [58], o fator de revestimento afeta a posição de soldagem, a transferência de metal e o teor de hidrogênio do metal de solda. Para estes pesquisadores, o valor ótimo do fator de revestimento para eletrodos básicos de 4,0 mm de diâmetro está entre 1,55 e 1,65. Para este trabalho os eletrodos, de 5,0 mm de diâmetro, foram fabricados em dois fatores de revestimento (1,60 e 1,72). A tabela 9 apresenta os diferentes tipos de eletrodos experimentais com a composição química dos demais constituintes do revestimento.

**TABELA 9 - Eletrodos experimentais**

Eletrodo	% Mg	% Fe	% Mn	% Fe-Si	% Ni	FR
A	2.4	3.3	1.5	6.5	9.4	1.60
B	3.9	2.7	1.3	5.8	9.4	1,60
C	5.8	1.2	1.1	5.6	9.4	1,60
D	7.7	0.0	1.0	5.0	9.4	1,60
E	1.9	6.2	1.4	6.2	7.4	1,72
F	3.1	5.8	1.1	5.7	7.4	1.72
G	4.6	4.9	0.9	5.3	7.4	1,72
H	6.1	3.9	0.8	4.9	7.4	1,72

**3.3.2 - Descrição dos Experimentos.**

Para o desenvolvimento dos objetivos descritos no item 3.2, serão realizados quatro tipos principais de ensaios, os quais receberão os seguintes códigos: ESTABI, DESTAC, ANALIS e ENSAIO.

As soldagens serão realizadas, em CC+ e CA, na posição plana, utilizando-se um simulador de soldagem manual com eletrodos revestidos, em uma fonte modelo AD 360 WR (tabela 10). Os valores de tensão e de corrente de soldagem serão medidos por uma placa de aquisição de dados, em 12 bit, numa frequência de 11,5 kHz/canal (tensão e corrente). Todos os eletrodos serão secados a 250°C por uma

hora, imediatamente antes de serem utilizados. Os corpos de prova "ENSAIO" serão soldados manualmente. Nestes ensaios, a velocidade média de soldagem será de 3.0 mm/s com energia adicionada média de 1.6 kJ/mm. Para o estudo do efeito do tipo de fonte de energia, os experimentos "ESTABI" serão realizados com as fontes descritas na tabela 10. Os parâmetros de soldagem estão apresentados na tabela 11.

TABELA 10 - Fontes de energia

Fonte de Energia	Características	$U_o$ (V)	$I_N$ (A)
EW 200 T	chaveada no primário *	80	150
LABSOLDA	chaveada no secundário *	65	300
C400 P	analógica *	54	400
RS 425 NM	retificador	87	300
AD 360 WR	transformador/retificador	74	300

\* fontes transistorizadas

TABELA 11 - Parâmetros de soldagem

Corrente	$I_{ef}$ (A)	$U_{ef}$ (V)	$V_s$ (mm/s)	$E_a$ (kJ/mm)
CC+	200	25-26	2,5	2,0-2,1
CA	200	22-24	2,5	1,8-1,9

a) Experimentos "ESTABI".

Estes ensaios terão como objetivo o estudo do efeito do teor de magnésio, do fator de revestimento e do tipo de fonte de energia, sobre a estabilidade do arco e sobre as características econômicas dos eletrodos ( $C_e$ ,  $P_e$ ,  $R_e$  e  $R_e$ ) em CC+ e em CA. Para a fonte convencional do tipo AD 360 WR serão também analisados estes efeitos sobre a geometria do cordão de solda (largura, penetração e reforço).

b) Experimentos "DESTAC".

Os ensaios "DESTAC" serão realizados com o objetivo de avaliar o efeito do teor de



magnésio e do fator de revestimento sobre a destacabilidade da escória em CA. Com a escória destacada durante os ensaios serão preparados corpos de prova para a determinação destes efeitos sobre o coeficiente de dilatação térmica linear e sobre a composição química da mesma.

c) Experimentos "ANALIS".

Estes experimentos destinam-se ao estudo do efeito do teor de magnésio, do fator de revestimento e do tipo de corrente sobre a composição química do metal de solda. Estes ensaios serão realizados em almofadas, de acordo com a norma AWS A5.5.83, com energia média adicionada de 2.9 kJ/mm.

d) Experimentos "ENSAIO".

Nestes experimentos serão analisados os efeitos do teor de magnésio, do fator de revestimento e do tipo de corrente sobre as propriedades de resistência à tração e ao impacto charpy-V do metal de solda. Serão também avaliados os efeitos do teor de magnésio e do tipo de corrente sobre a microestrutura do metal de solda. Análises químicas do metal depositado (incluindo oxigênio e nitrogênio) também serão realizadas nestes corpos de prova.

### 3.4 - Contribuição Científica Pretendida.

Uma análise da literatura corrente sobre o efeito da composição química do revestimento e do tipo de corrente sobre a microestrutura e sobre as propriedades mecânicas do metal de solda, mostrou que a grande maioria dos trabalhos se referem a eletrodos básicos ao C-Mn. Poucos trabalhos dedicam-se ao estudo dos eletrodos baixa-liga. Além disso, estes estudos não contemplam os efeitos sobre as características operacionais e econômicas dos eletrodos. De forma que, muitas vezes as conclusões ficam muito limitadas.

Na maioria dos casos, a experimentação clássica é aplicada e, desta forma, não se pode avaliar o efeito causado pela combinação de fatores. Além disso, tem sido muito comum a existência de diferenças marcantes entre os resultados de vários pesquisadores. Para exemplificar, Evans [117,128] encontrou que a resistência ótima ao impacto do metal de solda de aço ao C-Mn era obtida para a combinação de 0,07 a 0,09% C e 1,4% Mn e atribuiu isto a ação competitiva entre o refino dos grãos de ferrita obtido pelo aumento das adições de liga e pelo aumento simultâneo da resistência ao escoamento. Já no trabalho de Svensson e Gretoft [118], a maior resistência ao impacto foi obtida com a combinação de 0,12% C e 1,35% Mn. Eles concluíram que a microestrutura adequada para uma boa tenacidade pode ser conseguida através do balanceamento do carbono e manganês em várias combinações de forma a obter a proporção adequada de ferrita acicular. Para eletrodos da classe AWS E7016, outros pesquisadores [119,120] identificaram uma tenacidade ótima para um teor de 1,7% Mn. Embora não se encontre na literatura as razões exatas para explicar estas diferenças, é possível que variações no tipo de preparação da junta, na energia adicionada e possivelmente nos teores de oxigênio e elementos residuais possam, de

uma certa forma, contribuir para as discrepâncias encontradas. Além disso, o tipo de corrente, assim como o teor de nitrogênio do metal de solda afetam as propriedades de resistência ao impacto [110,135,176,177].

O efeito do fator de revestimento sobre as características do arco e da solda de eletrodos revestidos também tem sido pouco estudado. Na maioria dos trabalhos, aborda-se o seu efeito sobre a estabilidade do arco. Neste trabalho, pretende-se analisar o seu efeito sobre as características operacionais e econômicas dos eletrodos e sobre as propriedades mecânicas do metal de solda.

A utilização de um método estatístico, para a comparação das médias das grandezas obtidas nos diferentes tipos de ensaios, objetiva a determinação das variações que efetivamente são significativas, além de permitir detectar possíveis interações entre os fatores analisados.

O uso de magnésio metálico no revestimento, como desoxidante, não é uma idéia nova. Acredita-se que a sua utilização em eletrodos comerciais já seja uma realidade. No entanto, como os fabricantes não divulgam as fórmulas dos revestimentos, os conhecimentos obtidos a partir de diferentes trabalhos com diferentes formulações não saem do domínio das indústrias multinacionais.

Na maioria das aplicações, os desoxidantes mais empregados na formulação dos revestimentos são: Al, Ti, Al-Mg, Si-Ti e Si-Zr na forma de ferro-ligas. Neste caso, além da ação desoxidante ocorre também a transferência destes elementos para a solda. Isto, na maioria das vezes pode prejudicar a resistência ao impacto, do metal depositado, à baixas temperaturas.

Em aplicações nas quais as exigências de resistência ao impacto são mais severas, existem dois problemas básicos a solucionar durante a formulação dos revestimentos. Primeiro, os teores de manganês e silício do metal depositado devem ser mais baixos (por exemplo, para o eletrodo AWS E7016-C2L deve-se obter de 0,6 a 0,7% Mn e aproximadamente 0,2% Si). Neste caso, não há desoxidação suficiente pelo Mn e Si. Segundo, não se deve utilizar os desoxidantes convencionais porque a transferência de elementos como o Al e o Ti para a solda, pode reduzir a resistência ao impacto a baixas temperaturas. Desta forma, para garantir a transferência do Mn e Si, os quais estão em teores mais baixos no revestimento, deve-se recorrer a um elemento com forte poder desoxidante e que não se transfira para a solda.

Neste trabalho, a idéia de se usar o magnésio metálico, como desoxidante, visa também estudar o efeito isolado do teor de oxigênio (inclusões não metálicas) sobre as propriedades de resistência ao impacto do metal de solda a baixas temperaturas. Estas propriedades têm se tornado uma das exigências mais difíceis de ser alcançada pelos fabricantes de eletrodos revestidos, uma vez que a tendência atual é exigir energias elevadas em temperaturas cada vez mais baixas. Exemplos típicos são os eletrodos ao Ni-Cr-Mo, de alta resistência mecânica (AWS E9018-M, AWS E10018-M, AWS E11018-M e AWS E12018-M), os quais, de acordo com a norma AWS A5.5.83, devem alcançar 27 J a -51°C sem tratamento térmico de alívio de tensões após a soldagem. Acredita-se, que nestes eletrodos, sem o uso de

um forte desoxidante, o teor de oxigênio fique entre 400 e 450 ppm devido ao elevado teor de pó de ferro do revestimento (em torno de 35%). O uso de desoxidantes convencionais, como Al, Ti e Zr, pode prejudicar a resistência ao impacto e torna o controle da microestrutura do metal de solda muito difícil. Casos críticos são os eletrodos ao Ni (AWS E7015-C2L, AWS E7016-C2L e AWS E7018-C2L), os quais, de acordo com a mesma norma, devem alcançar 27 J a  $-101^{\circ}\text{C}$  após tratamento térmico de alívio de tensões. Nestes casos, o controle do teor de oxigênio (inclusões não-metálicas) por meio do uso do magnésio metálico no revestimento, pode garantir com maior facilidade as propriedades de resistência ao impacto exigidas pela norma.

De uma forma geral, vislumbra-se uma contribuição científica muito diversificada. Em primeiro lugar, destaca-se o desenvolvimento de uma metodologia pioneira para a valiação da estabilidade do arco tanto em corrente contínua como em corrente alternada. Esta metodologia inclui o desenvolvimento de "softwares" para a determinação de todas as grandezas envolvidas no estudo do arco voltaico de soldagem. Apresenta-se especialmente um "software" inédito que possibilita o estudo da transferência metálica em corrente alternada. O efeito do tipo de fonte de energia sobre a estabilidade do arco representa, também, uma contribuição importante, uma vez que este aspecto não é comumente considerado em trabalhos sobre o comportamento do arco. Destaca-se também o desenvolvimento e adequação de um banco de ensaios para a soldagem automática com eletrodos revestidos. Outro aspecto relevante é a completa caracterização do revestimento. Poucos trabalhos, com eletrodos revestidos, apresentam a composição química detalhada do revestimento. Finalmente, espera-se, dentro dos intervalos analisados, poder caracterizar o efeito do teor de magnésio do revestimento, do fator de revestimento e do tipo de corrente sobre a estabilidade do arco, sobre as características operacionais e econômicas dos eletrodos, sobre a composição química e sobre a microestrutura e propriedades mecânicas do metal de solda.

A partir da determinação do desempenho do magnésio, poder-se-á avaliar as possibilidades de sua aplicação como desoxidante em revestimentos de eletrodos para reduzir a quantidade de inclusões não-metálicas, garantindo melhor ductilidade, tenacidade e resistência à fluência na soldagem de aços baixa-liga.

## CAPÍTULO 4

### METODOLOGIA DE TRATAMENTO DOS DADOS

Na pesquisa científica geralmente formula-se uma ou mais hipóteses e procura-se verificá-las por meio de um conjunto de observações. O planejamento experimental é uma ferramenta fundamental para a verificação das hipóteses formuladas, a qual é feita por meio de métodos de análises estatísticas, selecionados em função da forma de obtenção das observações. Logo, está implícita a ligação íntima existente entre o planejamento dos experimentos e a análise dos resultados, os quais devem ser utilizados obedecendo-se uma seqüência nas pesquisas científicas das diversas áreas do conhecimento. De acordo com Peres e Saldiva [197], isto pode ser visto por meio da representação gráfica da circularidade do método científico ilustrado na figura 18.

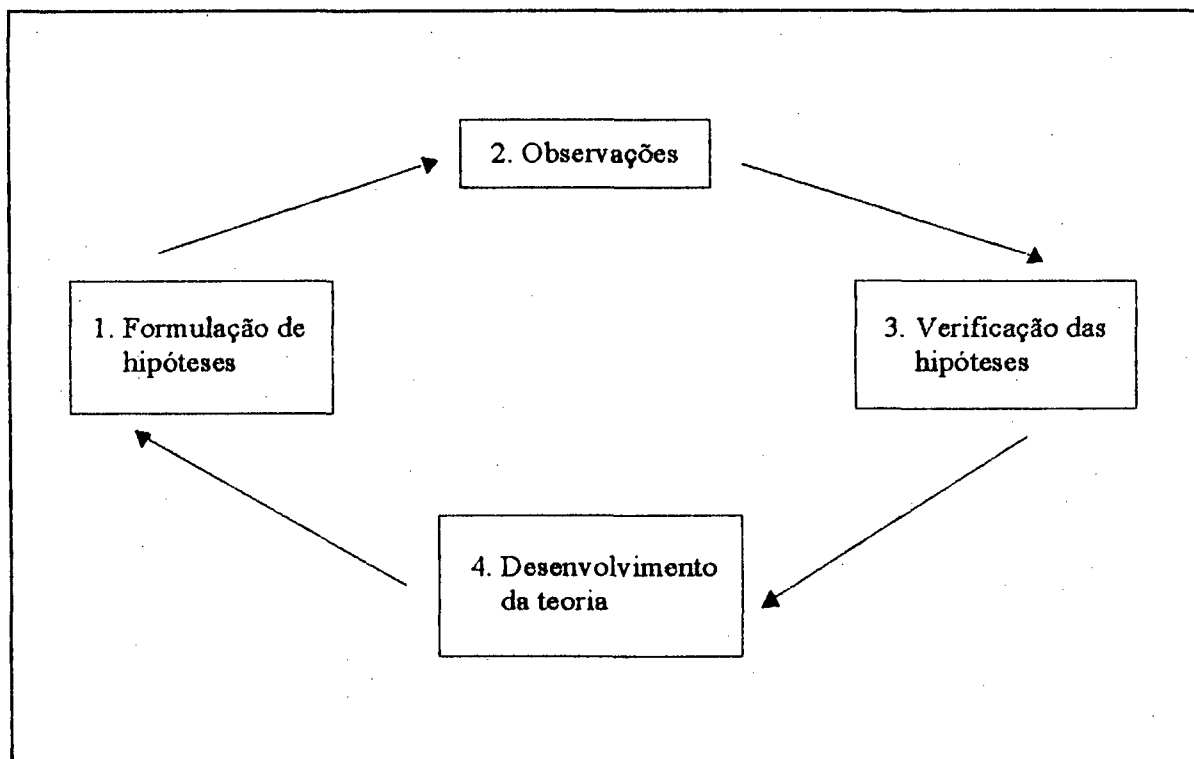


Figura 18 - Circularidade do método científico [197].

As técnicas de planejamento devem ser empregadas entre as etapas 1 e 2, enquanto os métodos de análise estatística devem ser utilizados na etapa 3.

De uma forma geral pode-se afirmar que uma pesquisa científica estatisticamente planejada acompanha as seguintes etapas [197]:

- a) enunciado do problema com formulação das hipóteses;

- b) escolha dos fatores (variáveis independentes) que devem ser incluídos no estudo;
- c) escolha da unidade experimental e da unidade de observação;
- d) escolha das variáveis que serão medidas nas unidades de observação;
- e) determinação das regras e procedimentos pelos quais os diferentes tratamentos são atribuídos às unidades experimentais (ou vice-versa);
- f) análise estatística dos resultados;
- g) relatório final contendo conclusões com medidas de precisão das estimativas, interpretação dos resultados com possível referência a outras pesquisas similares e uma avaliação dos itens "a" a "f" (desta pesquisa) com sugestões para possíveis alterações em pesquisas futuras.

Os itens de "a" a "e" foram apresentados, de forma resumida no capítulo 3 e serão complementados nos capítulos 5 e 6. O item "g" será apresentado durante a discussão dos resultados (capítulos 7 a 11) e nas conclusões (capítulo 12). Neste capítulo serão tratados os aspectos básicos referentes à análise estatística dos resultados. Maiores detalhes sobre a metodologia do planejamento experimental podem ser encontrados na bibliografia especializada [197,198,199].

#### 4.1 - Fatores e Níveis

Os fatores representam as variáveis independentes enquanto os níveis indicam as suas variações. Uma vez que a composição química do revestimento é diferente para cada fator de revestimento a análise estatística será feita separadamente. Em alguns experimentos, com "n" repetições, serão analisados os efeitos de dois fatores (tipo de eletrodo e tipo de corrente ou tipo de eletrodo e tipo de fonte de energia), em outros apenas o efeito de um fator (tipo de eletrodo). Outros ensaios, por questões econômicas, serão realizados sem repetição (análises químicas e dilatométricas e ensaios de tração). Percebe-se que, apesar do esforço na fase de planejamento experimental, não será possível em alguns casos (como na comparação entre os dois fatores de revestimento), fugir do método clássico de análise de resultados. As tabelas 12 a 17 apresentam as variáveis e respectivos níveis para os diferentes tipos de experimentos onde estará envolvida a análise estatística. Uma vez que os fatores são fixos, as conclusões obtidas a partir desta análise serão válidas somente entre os intervalos definidos pelas variáveis escolhidas.

#### 4.2 - Fundamentos da Análise Estatística

O objetivo da análise estatística é verificar as hipóteses formuladas no início da pesquisa científica. Não é objetivo deste trabalho apresentar todos os aspectos relevantes envolvidos no método estatístico. Para tanto, recomenda-se a bibliografia especializada [197,198,199,200]. Descreve-se a seguir o procedimento adotado neste trabalho com base nas abordagens de Peres e Saldiva [197] e de Costa Neto [200]. Acredita-se que esta descrição esclareça a metodologia empregada para o tratamento dos dados.

Para facilitar a abordagem, apresenta-se o método para o caso onde apenas um fator está

envolvido (caso das tabelas 16 e 17). O problema consiste na verificação da influência dos "k" níveis deste fator sobre uma variável "y" em questão. Uma forma de se determinar a existência desta influência é comparar as médias populacionais da variável "y" sob o efeito dos "k" tratamentos. A técnica mais importante para a solução deste problema é a Análise de Variância, desenvolvida pelo estatístico britânico Sir. R. A. Fisher como instrumento para a análise de experimentos agrícolas [200]. Este método é muito poderoso na identificação de diferenças entre médias populacionais devido a várias causas atuando simultaneamente sobre os elementos da população.

**TABELA 12 - Variáveis e níveis para eletrodos com FR = 1,60  
(com dois fatores)**

Variáveis (Fatores)	Código	Níveis			
		1	2	3	4
Eletrodo	M	2.5	4.0	6.0	8.0
Corrente	C	CC+	CA	-	-

**TABELA 13 - Variáveis e níveis para eletrodos com FR = 1,72  
(com dois fatores)**

Variáveis (Fatores)	Código	Níveis			
		1	2	3	4
Eletrodo	M	2.0	3.0	4.5	6.0
Corrente	C	CC+	CA	-	-

**TABELA 14 - Variáveis e níveis para eletrodos com FR = 1,60  
(com dois fatores em CC+)**

Variável (Fatores)	Código	Níveis				
		1	2	3	4	5
Fonte	F	AD 360 WR	C400 P	EW 200 T	LABSOLDA	RS 425 NM
Eletrodo	M	2.5	8.0	-	-	-

**TABELA 15** - Variáveis e níveis para eletrodos com FR = 1,60  
(com dois fatores em CA)

Variáveis (Fatores)	Código	Níveis	
		1	2
Fonte	F	AD 360 WR	LABSOLDA
Eletrodo	M	2.5	8.0

**TABELA 16** - Variáveis e níveis para eletrodos com FR = 1,60  
(com um fator em CC+ ou CA)

Variável (Fator)	Código	Níveis			
		1	2	3	4
Eletrodo	M	2.5	4.0	6.0	8.0

**TABELA 17** - Variáveis e níveis para eletrodos com FR = 1,72  
(com um fator em CC+ ou CA)

Variável (Fator)	Código	Níveis			
		1	2	3	4
Eletrodo	M	2.0	3.0	4.5	6.0

#### 4.2.1 - Modelo Matemático

O modelo matemático associado a experimentos com um fator fixo é:

$$y_{ij} = \mu + \delta_i + e_{ij} \quad (38)$$

onde:  $y_{ij}$  - observação correspondente a j-ésima repetição submetida ao i-ésimo nível do fator;

$\mu$  - média geral comum a todas as observações;

$\delta_i$  - efeito do i-ésimo nível do fator na variável dependente e mede o afastamento da média  $\mu_i$  em relação a  $\mu$ ;

$e_{ij}$  - erro casual associado à observação  $y_{ij}$ ;

com:

$$\mu = \frac{1}{N} \sum_{i=1}^k n_i \mu_i \quad (39)$$

onde  $\mu_i$  - média populacional de "y" no i-ésimo tratamento e

$$\delta_i = \mu_i - \mu \quad (40)$$

#### 4.2.2 - Suposições Associadas ao Modelo Matemático

As suposições implícitas básicas à aplicação do modelo matemático são que os erros,  $e_{ij}$ , são variáveis aleatórias independentes e identicamente distribuídas com distribuição  $N(0, \sigma^2)$ . Daí decorre que as observações,  $y_{ij}$ , são normalmente distribuídas e independentes com média  $\mu_i$  e variância  $\sigma^2$  [197] ou seja:

$$y_{ij} \sim N(\mu_i, \sigma^2), \text{ independentes.}$$

Logo, supõe-se que as observações a serem analisadas correspondem a amostras aleatórias de "k" populações normais com a mesma variância e que podem ter médias diferentes. No entanto, o método é robusto ou seja, algum afastamento das suposições básicas ainda leva a resultados válidos com razoável aproximação [200].

#### 4.2.3 - Hipóteses

A hipótese geral para o problema é:

$$H_0 : \delta_1 = \delta_2 = \dots = \delta_k = 0 \quad (41)$$

Testa-se, portanto, a não existência do efeito do fator. Da equação (40) temos que:

$$\mu_i = \mu + \delta_i \quad (42)$$

Logo, pode-se formular, alternativamente:

$$H_0 : \mu_1 = \mu_2 = \dots = \mu_k \quad (43)$$

Para simplificar o desenvolvimento do método estatístico, adota-se a seguinte notação:

- a) soma dos valores da i-ésima amostra,



$$T_i = \sum_{j=1}^n y_{ij} \quad (44)$$

- b) soma dos quadrados dos valores da i-ésima amostra,

$$Q_i = \sum_{j=1}^n y_{ij}^2 \quad (45)$$

- c) soma total dos valores,

$$ST = \sum_{i=1}^k T_i = \sum_{i=1}^k \sum_{j=1}^n y_{ij} \quad (46)$$

- d) soma total dos quadrados,

$$Q = \sum_{i=1}^k Q_i = \sum_{i=1}^k \sum_{j=1}^n y_{ij}^2 \quad (47)$$

- e) média da i-ésima amostra,

$$\bar{y}_i = \frac{T_i}{n} \quad (48)$$

- f) média de todos os valores,

$$\bar{y} = \frac{T}{nk} \quad (49)$$

A Análise de Variância fundamenta-se no fato de que, sendo verdadeira a hipótese  $H_0$ , existem três formas de se estimar a variância,  $\sigma^2$ , comum implicitamente a todas as populações ou seja:

- a) a estimativa total,  $s_T^2$ ;
- b) a estimativa entre amostras,  $s_E^2$ ;
- c) a estimativa residual,  $s_R^2$ .

#### 4.2.4 - Estimativas para a variância, $\sigma^2$

- a) A Estimativa Total,  $s_T^2$

Considera-se as "k" amostras reunidas em uma só e calcula-se a variância  $s_T^2$ . Esta só será uma estimativa válida de  $\sigma^2$  se e somente se a hipótese  $H_0$  for verdadeira. Desta forma todas as

populações seriam identicamente distribuídas (normais, de mesma média e mesma variância) e justificaria a fusão das "k" amostras em uma só. A estimativa total de  $\sigma^2$  é:

$$s_T^2 = \frac{Q - [T^2/(n.k)]}{n.k-1} = \frac{SQT}{n.k-1} \quad (50)$$

onde: SQT - soma dos quadrados total;  
nk-1 - graus de liberdade.

b) A Estimativa entre Amostras,  $s_E^2$

Sendo verdadeira a hipótese  $H_0$ , pode-se também considerar as médias  $\bar{y}_i$  das "k" amostras como uma mostra de "k" valores retirados da população dos possíveis valores de  $\bar{y}$ , a qual é normalmente distribuída com variância  $\sigma^2/n$ . Portanto, a variância da amostra formada pelos "k" valores de  $\bar{y}_i$  estima  $\sigma^2/n$ . Logo, a estimação de  $\sigma^2$  será n vezes a variância desta amostra, ou seja:

$$s_E^2 = \frac{\sum_{i=1}^k (T_i^2/n) - T^2/n.k}{k-1} = \frac{SQE}{k-1} \quad (51)$$

onde: SQE - soma dos quadrados entre amostras;  
k-1 - graus de liberdade.

c) A Estimativa Residual,  $s_R^2$

A variância comum,  $\sigma^2$  pode ser também estimada individualmente a partir dos elementos de cada uma das "k" amostras, ou seja, dentro de cada amostra. Tem-se, portanto, "k" estimativas individuais de  $\sigma^2$ , todas elas válidas, independentemente da veracidade de  $H_0$ . Cada uma delas é dada por:

$$s_i^2 = \frac{Q_i - (T_i^2/n)}{n-1} \quad (52)$$

sendo as amostras de mesmo tamanho, a estimativa resultante,  $\sigma^2$ , para o conjunto de amostras, será a média aritmética das "k" estimativas individuais, ou seja:

$$s_R^2 = \frac{Q - \sum_{i=1}^k T_i^2/n}{k(n-1)} = \frac{SQR}{k(n-1)} \quad (53)$$

onde: SQR - soma dos quadrados residual;

$k(n-1)$  - graus de liberdade.

#### 4.2.5 - Um Exemplo de Aplicação

A tabela 18 apresenta os valores obtidos para o efeito do tipo de eletrodo (FR=1,60) sobre a facilidade de transferência de carga em CA ( $B^*$ ).

TABELA 18 - Valores de  $B^*$  para FR = 1,60

Eletrodo	$B^*$ ( $\Omega^{-1}s^{-1}$ )				Média	$s_i^2$
A	1498	1479	1347	1037	1347	45685
B	1755	1583	1756	1464	1640	20302
C	1876	2107	1858	1903	1936	13338
D	2394	1955	2306	2060	2179	42230

A figura 19 representa a plotagem destes pontos e indica que a hipótese  $H_0$  seria rejeitada pela Análise de Variância.

Pode-se estimar  $\sigma^2$  pela estimativa residual obtida dentro das amostras. Neste caso obtém-se  $s_R^2 = 30389$ . Os cálculos de  $s_E^2$  e  $s_T^2$  resultam respectivamente em 520908 e 128439. Este último indica que a faixa total em que os valores ocorrem é muito maior que a faixa em que estes ocorrem dentro de cada amostra. Isto aponta para a falsidade de  $H_0$ . Logo, sendo falsa  $H_0$ , considerável parte da variação total se deve a diferenças existentes entre as médias populacionais, restando uma parcela atribuível ao acaso. No entanto, a variação residual deve-se tão somente ao acaso, sendo a variação resultante quando se desconsideram todas as fontes identificáveis de variação.

A partir deste exemplo, conclui-se que, quando a hipótese  $H_0$  é falsa, haverá uma tendência a que  $s_T^2$  e  $s_E^2$  superestimem  $\sigma^2$ , o que não ocorrerá com  $s_R^2$ . Inversamente se  $H_0$  for verdadeira,  $s_T^2$ ,  $s_E^2$  e  $s_R^2$  fornecerão estimativas justas para a variância comum  $\sigma^2$  [200]. Tem-se aí o ponto em que se apoia a Análise de Variância. Sendo  $H_0$  verdadeira as estimativas  $s_E^2$  e  $s_R^2$  serão independentes, podendo-se compará-las mediante um teste para comparação de duas variâncias (teste F) [200].

#### 4.2.6 - Quadro da Análise de Variância

Com base no que foi apresentado até aqui, pode-se substituir a hipótese  $H_0$  original pela hipótese de que  $s_E^2$  e  $s_R^2$  estimem a mesma variância  $\sigma^2$ , ou seja  $\sigma_E^2 = \sigma^2$ , onde  $\sigma_E^2$  é a variância estimada por  $s_E^2$ . O problema agora consiste na comparação de duas variâncias mediante o teste de Fischer (teste

F) [196,197,198,200]. Ou seja:

$$F = \frac{S_E^2}{S_R^2} \quad (54)$$

Assim, rejeita-se  $H_0$  ao nível de significância  $\alpha$  se:

$$F > F_{k-1, k(n-1), \alpha} \quad (55)$$

$F_{k-1, k(n-1), \alpha}$  é o quantil de ordem  $1-\alpha$  da distribuição Fisher-Snedecor com  $k-1$  graus de liberdade no numerador e  $k(n-1)$  graus de liberdade no denominador. Rejeitando-se  $H_0$ , conclui-se que há diferenças significativas, ao nível de significância  $\alpha$ , entre as médias dos diferentes níveis "i". O nível de significância,  $\alpha$ , representa a probabilidade de se rejeitar  $H_0$ , sendo  $H_0$  verdadeira. É fácil concluir que se  $F < 1$ , tal fato só pode ser atribuído ao acaso, e a hipótese  $H_0$  deverá ser automaticamente aceita.

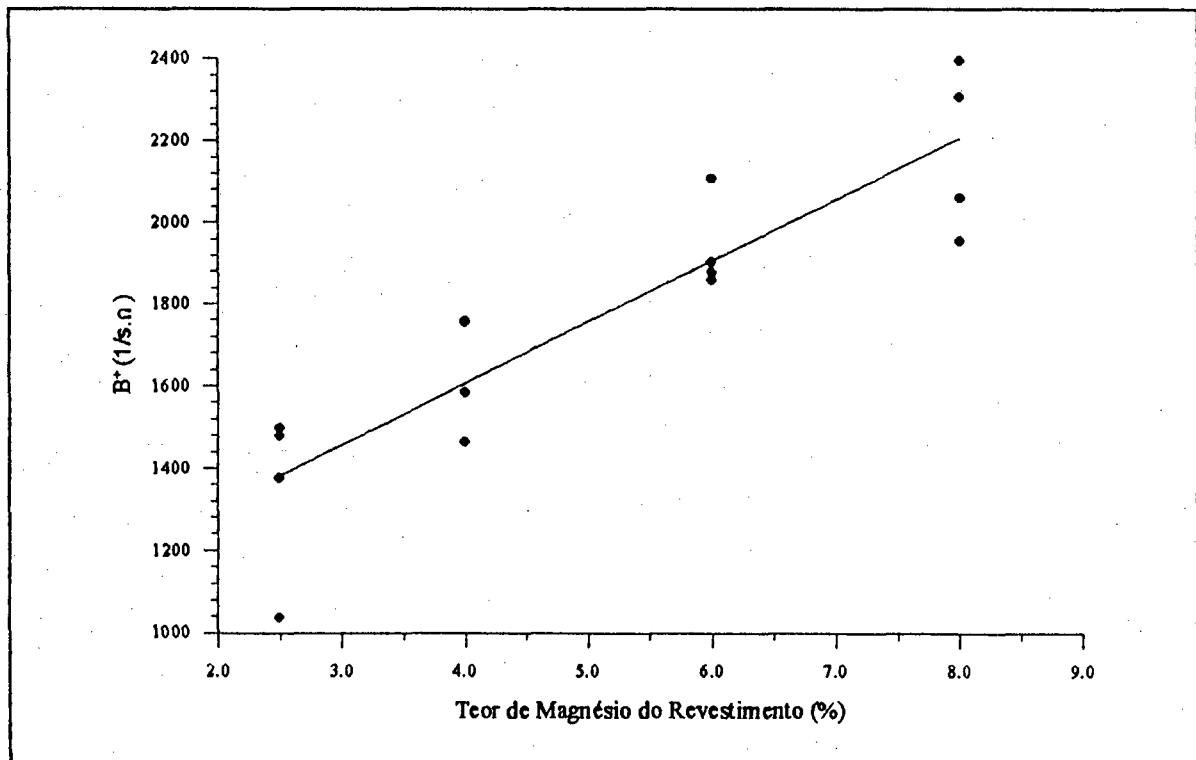


Figura 19 - Efeito do teor de magnésio sobre a facilidade de transferência de carga em CA.

É comum, na Análise de Variância, dispor os cálculos segundo o chamado quadro de Análise de Variância (ANOVA). A tabela 19 ilustra o quadro da ANOVA para experimentos com um fator (casos

das tabelas 16 e 17), enquanto as tabelas 20 e 21 referem-se a experimentos com dois fatores (casos das tabelas 12 e 13). Neste caso, quando o experimento é realizado com repetições, além do efeito dos fatores (M e C), testa-se também os efeitos das interações entre eles (M x C).

TABELA 19 - ANOVA para um fator (tipo de eletrodo)

Fonte de variação	Soma de quadrados	Graus de liberdade	Quadrado médio	F	F $\alpha$
M	SQM	k-1 = 3	$s_M^2 = SQM/(k-1)$	$F_M = s_M^2/s_R^2$	F <sub>3,12,<math>\alpha</math></sub>
Residual	SQR	k(n-1) = 12	$s_R^2 = SQR/k(n-1)$	-	-
Total	SQT	nk-1 = 15	-	-	-

Obs. k=4 (níveis do fator M) e n=4 (repetições para cada ensaio)

TABELA 20 - ANOVA para dois fatores (tipo de eletrodo e tipo de corrente)

Fonte de variação	Soma de quadrados	Graus de liberdade	Quadrado médio	F	F $\alpha$
M	SQM	k-1 = 3	$s_M^2 = SQM/(k-1)$	$F_M = s_M^2/s_R^2$	F <sub>3,24,<math>\alpha</math></sub>
C	SQC	m-1 = 1	$s_C^2 = SQC/(m-1)$	$F_C = s_C^2/s_R^2$	F <sub>1,24,<math>\alpha</math></sub>
M x C	SQMC	(k-1)(m-1) = 3	$s_{MC}^2 = SQMC/(k-1)(m-1)$	$F_{MC} = s_{MC}^2/s_R^2$	F <sub>3,24,<math>\alpha</math></sub>
Residual	SQR	k.m(n-1) = 24	$s_R^2 = SQR/k.m(n-1)$	-	-
Total	SQT	nkm-1 = 31	-	-	-

Obs. k = 4 (níveis do fator M); m = 2 (níveis do fator C) e n = 4 (repetições para cada ensaio)

TABELA 21 - ANOVA para dois fatores (tipo de eletrodo e tipo de corrente)

Fonte de variação	Soma de quadrados	Graus de liberdade	Quadrado médio	F	F $\alpha$
M	SQM	k-1 = 3	$s_M^2 = SQM/(k-1)$	$F_M = s_M^2/s_R^2$	$F_{3,3,\alpha}$
C	SQC	m-1 = 1	$s_C^2 = SQC/(m-1)$	$F_C = s_C^2/s_R^2$	$F_{1,3,\alpha}$
Residual	SQR	(k-1)(m-1) = 3	$s_R^2 = SQR/(k-1)(m-1)$	-	-
Total	SQT	km-1 = 7	-	-	-

Obs. k = 4 (níveis do fator M); m = 2 (níveis do fator C) sem repetição

## CAPÍTULO 5

### METODOLOGIA EXPERIMENTAL

#### 5.1 - A Estabilidade do Arco

Apresentam-se aqui critérios inéditos para uma medição quantitativa da estabilidade do arco na soldagem com eletrodos revestidos.

##### 5.1.1 - Requisitos para um Arco Estável

Os profissionais da área de soldagem empregam o termo "estabilidade do arco" desde o surgimento deste processo no ano de 1822. Mais de 170 anos se passaram e ainda não se tem um consenso sobre a sua definição e sobre a metodologia da sua avaliação. No item 2.2.1 foram relacionadas as diferentes formas de se quantificar a estabilidade do arco. Percebe-se, na maioria dos casos, a indissociação entre a transferência de metal e a transferência de carga elétrica. De uma forma geral, a estabilidade implica tanto na facilidade de soldagem como na obtenção de uma geometria o mais regular possível do cordão de solda. Acredita-se que, de qualquer forma, em ambos os casos, um arco estável deve atender a duas ordens de requisitos:

- a) transferência de metal fácil e uniforme e
- b) transferência de carga elétrica fácil e uniforme.

##### 5.1.2 - Critérios para a Medição dos Requisitos de Estabilidade

Com base nos dois itens descritos acima, propõe-se os seguintes critérios de avaliação da estabilidade do arco, a partir dos valores instantâneos da tensão e da corrente de soldagem, para o conjunto eletrodo/fonte de energia.

#### 1) Transferência de metal.

- a) Facilidade de transferência de metal: avaliada, em CC e CA, a partir dos índices  $F_{cc}$  e  $F_{tm}$ . O primeiro expressa a facilidade de ocorrência de curto-circuito, enquanto o segundo representa a facilidade de transferência da gota no curto-circuito. Ou seja:

$$F_{cc} = \frac{1}{T} \cdot 1000 \quad (s^{-1}) \quad (56)$$

$$F_{tm} = \frac{1}{t_{cc}} \cdot 1000 \quad (s^{-1}) \quad (57)$$

onde: T - período médio de transferência (ms);

$t_{cc}$  - tempo médio de curto-circuito (ms);

quanto maiores estes índices, maiores serão a facilidade de ocorrência de curtos-circuitos e de transferência metálica por curto-circuito.

- b) Regularidade da transferência de metal: avaliada, em CC e CA, pelos índices  $R_{cc}$  e  $R_{tm}$ , os quais representam o inverso do desvio padrão relativo de  $T$  e  $t_{cc}$ . Ou seja:

$$R_{cc} = \frac{T}{\sigma_T} \quad (58)$$

$$R_{tm} = \frac{t_{cc}}{\sigma_{t_{cc}}} \quad (59)$$

onde:  $\sigma_T$  - desvio padrão dos valores de  $T$  (ms);

$\sigma_{t_{cc}}$  - desvio padrão dos valores de  $t_{cc}$  (ms);

quanto maiores estes valores, maior é a regularidade de transferência de metal.

## 2) Transferência de carga elétrica.

- a) Facilidade de transferência de carga elétrica: avaliada a partir das condições de reabertura do arco após o curto-circuito em CC (índice  $FE_1$ ) e após a mudança de polaridade para o meio ciclo positivo em CA (índice  $B^+$ ).

O índice  $E_1$  representa a energia dispendida para a abertura do arco após o curto-circuito em CC. Ele indica a área sob a curva  $P \times t$  durante a reabertura do arco após o curto-circuito, ou seja:

$$E_1 = \frac{(P_1 - P_r) \cdot t_1}{2000} \quad (\text{W.s}) \quad (60)$$

sendo:

$$P_1 = U_1 \cdot I_1 \quad (\text{W}) \quad (61)$$

$$P_r = U_r \cdot I_r \quad (\text{W}) \quad (62)$$

onde:  $P_1$  - potência no instante da reabertura do arco (W);

$P_r$  - potência de referência (W);

$I_1$  - corrente no instante da reabertura (A);



- $I_r$  - corrente de referência (A);  
 $t_1$  - tempo de reabertura do arco (ms);  
 $U_1$  - tensão de reabertura do arco (V);  
 $U_r$  - tensão de referência (V);

A facilidade de transporte de carga elétrica é expressa pelo inverso da energia  $E_1$ , ou seja:

$$FE_1 = \frac{1}{E_1} \quad (\text{W}^{-1} \cdot \text{s}^{-1}) \quad (63)$$

quanto maior o valor de  $FE_1$ , maior a facilidade de transferência de carga elétrica em CC.

O índice  $B^+$  [31], empregado em CA, representa o aumento médio da condutividade elétrica do espaço entre o eletrodo e a poça de fusão na mudança de polaridade para o meio ciclo positivo.

Ou seja:

$$B^+ = \frac{I_1^+}{U_1^+ \cdot t_1^+} \cdot 1000 \quad (\Omega^{-1} \cdot \text{s}^{-1}) \quad (64)$$

onde:  $I_1^+$  - corrente média de reabertura do arco para o meio ciclo positivo (A);

$U_1^+$  - tensão média de reabertura do arco (V);

$t_1^+$  - tempo médio de reabertura (ms);

quanto maior o valor de  $B^+$ , maior é a facilidade de transferência de carga elétrica em CA.

- b) Regularidade do transporte de carga elétrica: avaliada a partir do inverso do desvio padrão relativo do índice  $E_1$ , em CC, e do índice  $B^+$ , em CA. Ou seja:

$$RE_1 = \frac{E_1}{\sigma_{E_1}} \quad (65)$$

$$RB^+ = \frac{B^+}{\sigma_{B^+}} \quad (66)$$

onde:  $\sigma_{E_1}$  - desvio padrão dos valores de  $E_1$  (Ws);

$\sigma_{B^+}$  - desvio padrão dos valores de  $B^+$  ( $\Omega^{-1} \cdot \text{s}^{-1}$ );

quanto maiores estes valores, mais regular é a transferência de carga elétrica em CC e em CA respectivamente.

Observa-se que a avaliação da transferência de carga elétrica em CC é feita com base nos fenômenos que ocorrem imediatamente após o curto-circuito, enquanto que em CA baseia-se nos fenômenos que ocorrem imediatamente após a inversão de polaridade. No primeiro caso (CC), durante o curto-circuito, o comprimento da coluna do arco é nulo, enquanto a corrente permanece elevada ou aumenta. No segundo caso (CA) o comprimento da coluna do arco não se altera enquanto a corrente, teoricamente, anula-se no instante da inversão de polaridade. A reabertura do arco em CC é facilitada devido as altas temperaturas envolvidas. Deseja-se portanto a menor dissipação de energia neste momento ou seja, que a reabertura se dê com a menor potência possível. Já em CA, a reabertura do arco é mais difícil por se dar em temperaturas mais baixas. Neste caso, ao contrário da reabertura após o curto-circuito, ocorre um aumento da corrente do arco a partir do zero. A avaliação da facilidade de transferência de carga, portanto, pode ser pensada como a medida do reestabelecimento da condutividade elétrica da coluna do arco, o que também depende da fonte de energia. Logo, o índice E, não é apropriado para esta avaliação.

As variáveis utilizadas para o cálculo dos índices de avaliação da estabilidade do arco estão ilustradas nas figuras 20, 21 e 22.

A figura 23 representa a forma proposta de definição e avaliação da estabilidade do arco. Por um lado há que considerar a existência de dois fenômenos simultâneos: o transporte de carga elétrica e o transporte de massa (metal líquido). Por outro lado, há que considerar ainda a facilidade e a regularidade destes fenômenos durante a soldagem. A metodologia proposta fundamenta-se em dois pontos básicos:

- a) com eletrodos revestidos, em condições normais, sempre ocorrem curtos-circuitos com transferência metálica durante a soldagem;
- b) em corrente alternada, a reignição do arco na mudança de polaridade para o meio ciclo positivo (formação do cátodo na poça de fusão) é sempre mais difícil do que para o meio ciclo negativo (formação do cátodo no eletrodo) e também após a extinção do arco no curto-circuito.

Percebe-se, portanto, que esta metodologia não se aplica a soldagens sem transferência metálica por curto-circuito. Neste caso, a partir dos valores instantâneos da tensão e da corrente de soldagem, pode-se avaliar apenas o transporte de carga elétrica. Em CA, aplica-se a mesma metodologia descrita anteriormente. Em CC, sugere-se o valor médio da tensão de soldagem ( $U$ ) para avaliar a facilidade de transferência de carga elétrica e o inverso do seu desvio padrão relativo ( $U/\sigma_U$ ) para a avaliação da regularidade de transferência, em ambos os casos, para igual valor de corrente e comprimento do arco.

### 5.1.3 - Softwares para o Estudo da Estabilidade do Arco.

O estudo da estabilidade do arco pode ser facilitado através da análise qualitativa do comportamento dinâmico da tensão e da corrente de soldagem, assim como da potência e da resistência do arco. Outra análise importante, principalmente quando diferentes tipos de fontes estão envolvidos, é

a da curva  $I \times U$ . A análise destas curvas permite uma avaliação qualitativa com relação à frequência e os tempos de curto-circuitos, às condições de reabertura do arco, à frequência de extinções do arco, à variação da tensão e da corrente durante a soldagem etc. Para tanto, foi desenvolvido o programa "POLY". Este programa permite a "plotagem" de todas as curvas sem limitação da quantidade de pontos. Adicionalmente foram desenvolvidos dois programas. O "CONT93" para o estudo do comportamento do arco em CC e o "ALT93" para o estudo em CA.

É de fundamental importância o estabelecimento de critérios para a determinação das variáveis envolvidas no cálculo dos índices indicativos da estabilidade do arco. Estes, por sua vez, dependem:

- dos fatores inerentes ao processo de soldagem;
- do sistema de tratamento dos dados e
- do sistema de medição.

Os fatores inerentes ao processo de soldagem foram discutidos no item 2.2.1 e aqueles inerentes ao sistema de medição serão apresentados no item 6.1. A seguir descrevem-se os fatores a considerar no sistema de tratamento dos dados.

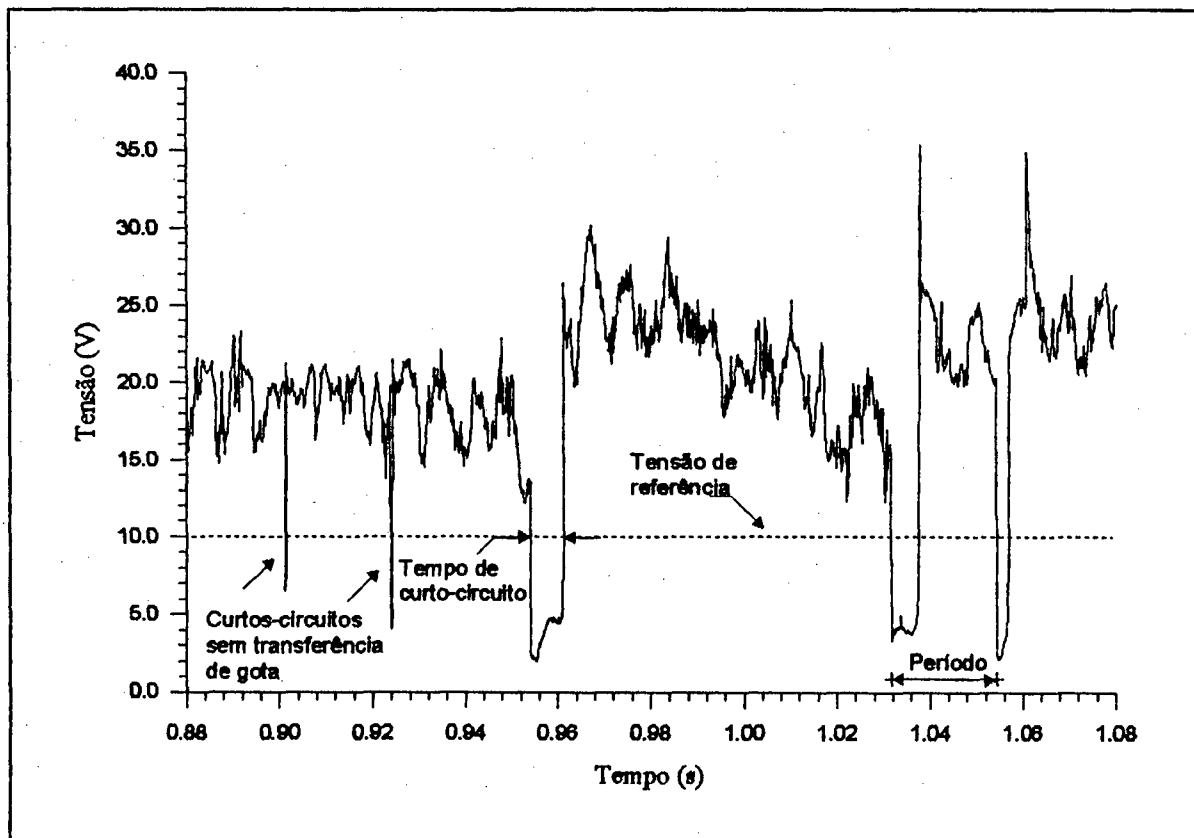


Figura 20 - Indicação das variáveis empregadas no cálculo dos índices  $F_{cc}$  e  $F_{tm}$  em CC+.

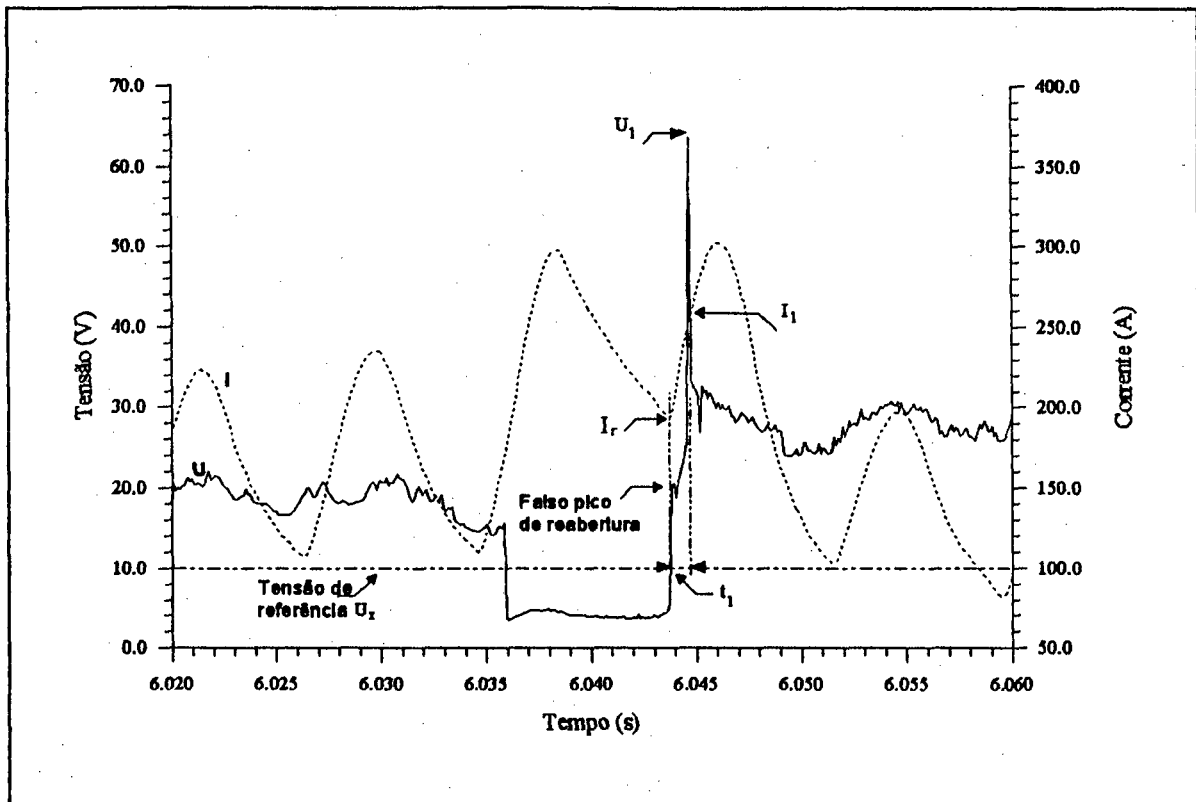


Figura 21 - Corrente e tensão de soldagem em CC com indicação das variáveis envolvidas no cálculo do índice  $E_1$ .

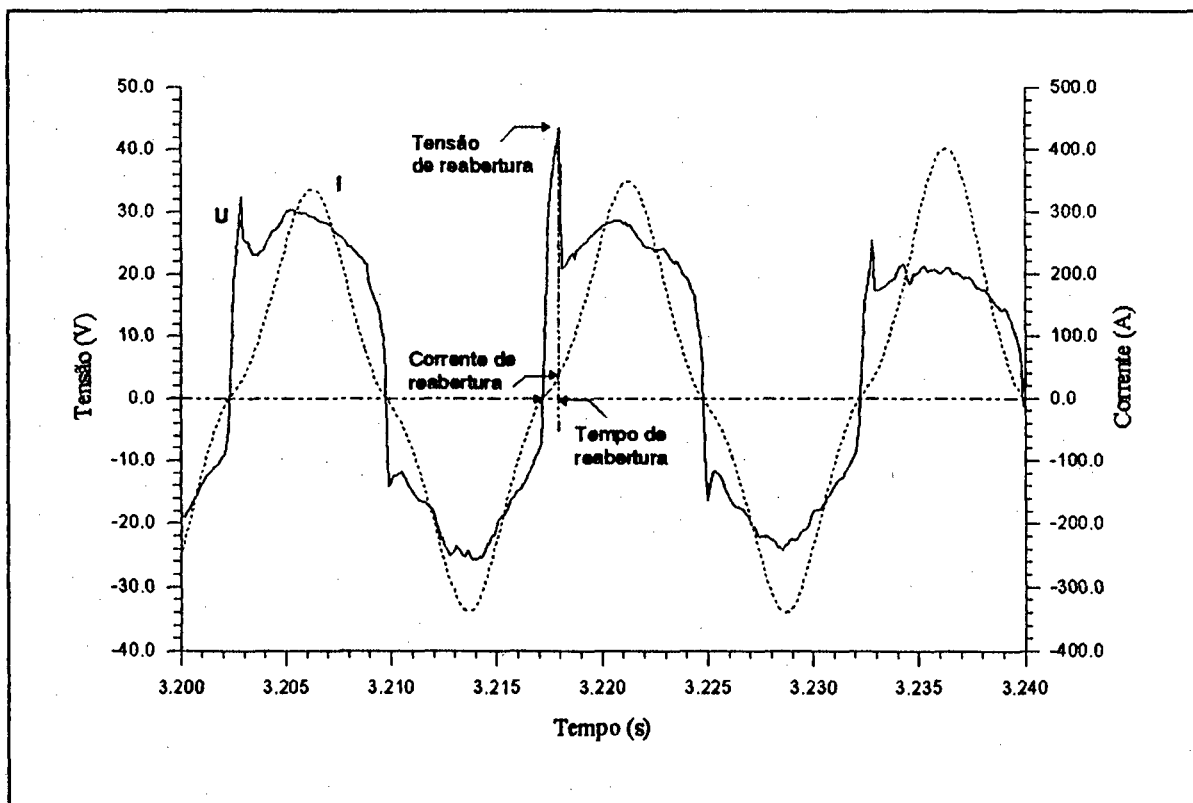


Figura 22 - Indicação das variáveis envolvidas no cálculo do índice  $B^+$ .

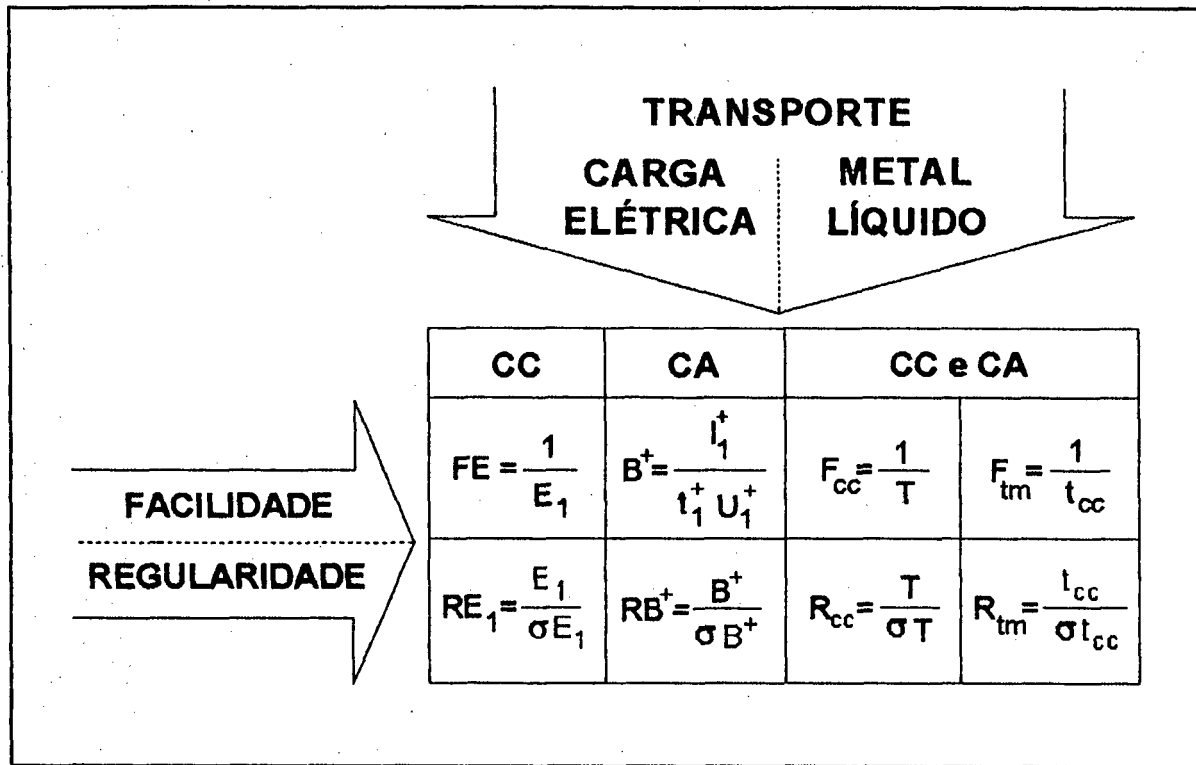


Figura 23 - Formas de definição e avaliação da estabilidade do arco voltaico de soldagem.

#### a) O programa "CONT93"

Este programa permite o processamento do arquivo completo ou de intervalos específicos.

A partir dos valores instantâneos da tensão e da corrente de soldagem em corrente contínua, obtém-se as seguintes variáveis:

1. a tensão média ( $U$ ), o seu desvio padrão ( $\sigma_U$ ) e o desvio padrão relativo ( $\sigma_U/U$ );
2. a corrente média ( $I$ ), o seu desvio padrão ( $\sigma_I$ ) e o desvio padrão relativo ( $\sigma_I/I$ );
3. a tensão eficaz ( $U_{ef}$ );
4. a corrente eficaz ( $I_{ef}$ );
5. o período médio de transferência ( $T$ ), o seu desvio padrão ( $\sigma_T$ ) e o desvio padrão relativo ( $\sigma_T/T$ );
6. o tempo médio de curto-circuito ( $t_{cc}$ ), o seu desvio padrão ( $\sigma_{t_{cc}}$ ) e o desvio padrão relativo ( $\sigma_{t_{cc}}/t_{cc}$ );
7. a tensão média de reabertura após o curto circuito ( $U_1$ ), o seu desvio padrão ( $\sigma_{U_1}$ ) e o desvio padrão relativo ( $\sigma_{U_1}/U_1$ );
8. o tempo médio de reabertura ( $t_1$ ), o seu desvio padrão ( $\sigma_{t_1}$ ) e o desvio padrão relativo ( $\sigma_{t_1}/t_1$ );
9. a corrente média de reabertura ( $I_1$ ), o seu desvio padrão ( $\sigma_{I_1}$ ) e o desvio padrão relativo ( $\sigma_{I_1}/I_1$ );
10. o índice  $E_1$ , o seu desvio padrão ( $\sigma_{E_1}$ ) e o desvio padrão relativo ( $\sigma_{E_1}/E_1$ ).

O programa tem as opções de saída para impressora, para arquivo texto e para arquivo ASCII.

Desta forma, pode-se obter, por exemplo, a listagem de todos os valores individuais de  $T$ , de  $t_{cc}$ , de  $U_1$ ,

de  $t_i$ , de  $I_i$  e de  $E_i$ , ou ainda, um arquivo ASCII destas variáveis que pode ser utilizado posteriormente em softwares comerciais para tratamento estatístico e/ou elaboração de gráficos (anexo I).

Para a análise do comportamento do arco de um determinado eletrodo, é importante a definição de um critério de avaliação. No programa "CONT93", o critério tem como base a definição de três parâmetros que devem ser definidos pelo usuário.

- i) A tensão de referência para o curto-circuito,  $U_r$ . O curto-circuito só é registrado quando a tensão do arco cair abaixo de  $U_r$ . O produto de  $U_r$  pelo seu correspondente de corrente  $I_r$  determina o valor de  $P_r$  (potência de referência) que é empregado para o cálculo do índice  $E_i$  (equação 60). Neste trabalho utilizou-se  $U_r = 10$  V. Na literatura encontram-se variações na faixa de 7-13 V [19]. Este valor pode ser avaliado a partir da análise do comportamento dinâmico da tensão do arco.
- ii) O tempo mínimo de curto-circuito com transferência da gota,  $t_{min}$ . A partir da análise de histogramas dos valores dos tempos de curtos-circuitos, como o apresentado na figura 24, é possível determinar o tempo limite que separa os curtos circuitos que efetivamente transferem uma gota metálica. Para eletrodos revestidos este valor varia de 1.5 a 3.0 ms [19]. Neste trabalho adota-se o valor de 2.0 ms. Desta forma, o tratamento dos dados referente à transferência de carga em CC e aqueles referentes à transferência de metal em CC e em CA são apresentados de três formas distintas: o processamento total, o processamento com transferência (para  $t_{cc} > 2.0$  ms) e o processamento sem transferência (para  $t_{cc} \leq 2.0$  ms).
- iii) O tempo máximo de reabertura,  $t_{max}$ . Para a determinação da tensão de reabertura do arco após o curto-circuito, verifica-se a condição:

$$U_i - U_{i+1} \geq 0 \quad (V) \quad (67)$$

No entanto, em alguns casos, como indica a figura 21, há uma queda de tensão durante a reabertura que não caracteriza, de fato, a abertura do arco. Em outros casos, não ocorre o pico e a tensão registrada não teria o significado de  $U_i$ . Define-se, portanto, a tensão de reabertura como a tensão máxima que satisfaz a equação 67 no intervalo de tempo ( $t_{max}$ ) considerado. Não havendo pico neste intervalo, o curto-circuito não é considerado para efeito da determinação dos valores médios de  $U_i$ ,  $I_i$  e  $t_i$ . Neste trabalho adota-se  $t_{max} = 1.0$  ms.

A partir da definição destes três critérios pode-se ter mais segurança na análise dos resultados. Cada variável fica bem definida e só pode ser comparada a outra que tenha sido determinada a partir dos mesmos critérios. A falta destas determinações torna difícil a interpretação de resultados que são comumente publicados na literatura. Fala-se, por exemplo, em tempo médio de curto-circuito para um dado eletrodo. No entanto, este valor, quando computados os curtos-circuitos aleatórios, é bem menor que o valor que efetivamente transfere metal. Para um eletrodo AWS E6016, que apresenta, em CC,

freqüência de curto-circuito de 6.9 Hz, tempo médio de curto-circuito de 3.59 ms e tensão de reabertura do arco após o curto-circuito de 26 V no processamento total, estes valores mudam para 3.8 Hz, 6.18 ms e 30 V quando se considera apenas os curtos-circuitos com transferência [54]. Entende-se que para efeito de avaliação da transferência metálica, estes valores são mais representativos.

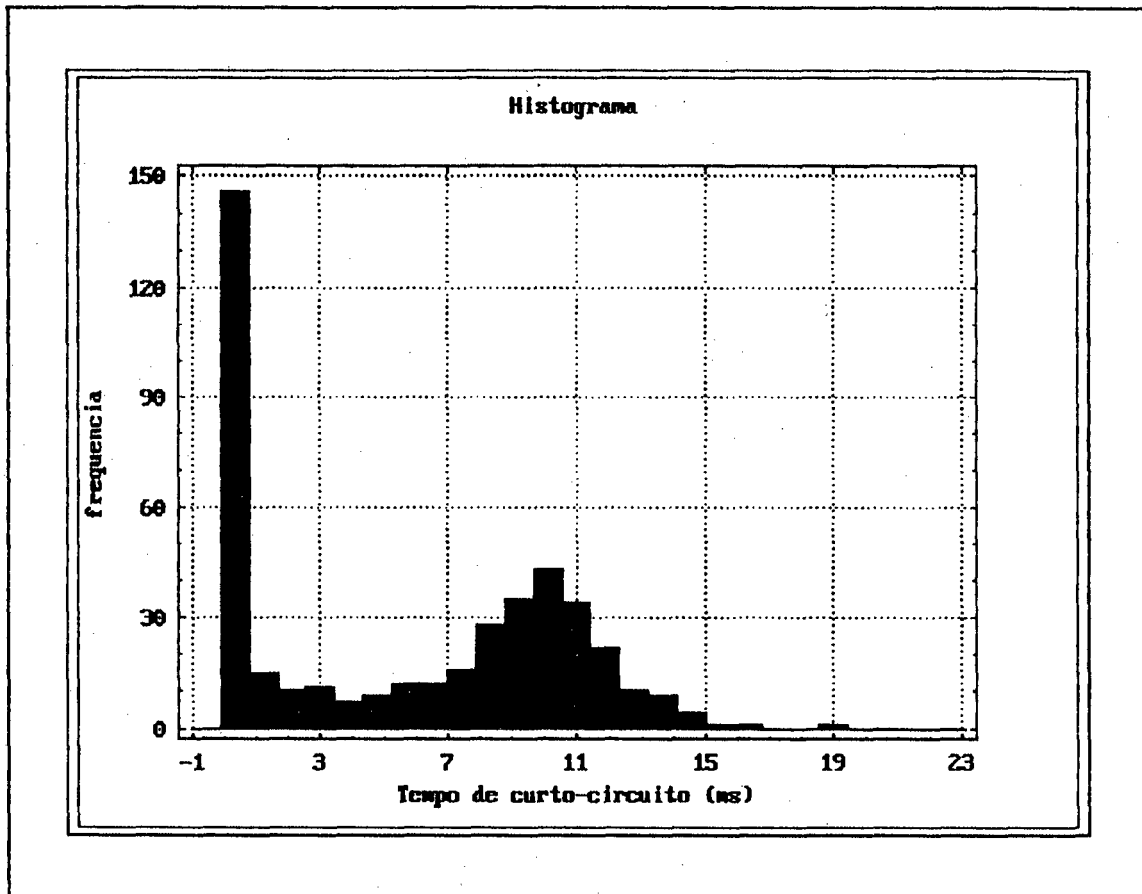


Figura 24 - Histograma dos tempos de curto-circuito para eletrodos da classe AWSE7016-C2L.

#### **b) O programa "ALT93"**

Este programa permite o processamento do arquivo completo ou de intervalos específicos. A partir dos valores instantâneos da tensão e da corrente de soldagem em corrente alternada, obtém-se as seguintes variáveis:

1. a tensão eficaz de soldagem ( $U_{ef}$ );
2. a corrente eficaz de soldagem ( $I_{ef}$ );
3. o período médio de transferência ( $T$ ), o seu desvio padrão ( $\sigma_T$ ) e o desvio padrão relativo ( $\sigma_T/T$ );
4. o tempo médio de curto-circuito ( $t_{cc}$ ), o seu desvio padrão ( $\sigma_{t_{cc}}$ ) e o desvio padrão relativo ( $\sigma_{t_{cc}}/t_{cc}$ );
5. a tensão média de reabertura na mudança de polaridade para o meio ciclo positivo ( $U_1^+$ ), o seu

- desvio padrão ( $\sigma_{U_1^+}$ ) e o desvio padrão relativo ( $\sigma_{U_1^+}/U_1^+$ );
6. o tempo médio de reabertura na mudança de polaridade para o meio ciclo positivo ( $t_1^+$ ), o seu desvio padrão ( $\sigma_{t_1^+}$ ) e o desvio padrão relativo ( $\sigma_{t_1^+}/t_1^+$ );
  7. a corrente média de reabertura na mudança de polaridade para o meio ciclo positivo ( $I_1^+$ ), o seu desvio padrão ( $\sigma_{I_1^+}$ ) e o desvio padrão relativo ( $\sigma_{I_1^+}/I_1^+$ );
  8. o índice  $B^+$ , o seu desvio padrão ( $\sigma_{B^+}$ ) e o desvio padrão relativo ( $\sigma_{B^+}/B^+$ );
  9. a tensão média de reabertura na mudança de polaridade para o meio ciclo negativo ( $U_1^-$ ), o seu desvio padrão ( $\sigma_{U_1^-}$ ) e o desvio padrão relativo ( $\sigma_{U_1^-}/U_1^-$ );
  10. o tempo médio de reabertura na mudança de polaridade para o meio ciclo negativo ( $t_1^-$ ), o seu desvio padrão ( $\sigma_{t_1^-}$ ) e o desvio padrão relativo ( $\sigma_{t_1^-}/t_1^-$ );
  11. a corrente média de reabertura na mudança de polaridade para o meio ciclo negativo ( $I_1^-$ ), o seu desvio padrão ( $\sigma_{I_1^-}$ ) e o desvio padrão relativo ( $\sigma_{I_1^-}/I_1^-$ );
  12. o índice  $B^-$ , o seu desvio padrão ( $\sigma_{B^-}$ ) e o desvio padrão relativo ( $\sigma_{B^-}/B^-$ );

O programa tem as opções de saída para impressora, para arquivo texto e para arquivo ASCII. Desta forma, pode-se obter, por exemplo, a listagem de todos os valores individuais de  $T$ , de  $t_{cc}$ , de  $U_1^+$ , de  $t_1^+$ , de  $I_1^+$ , de  $B^+$  etc., ou ainda, um arquivo ASCII destas variáveis que pode ser utilizado posteriormente em softwares comerciais para tratamento estatístico e/ou elaboração de gráficos (anexo II).

A exemplo do "CONT93", também para o programa "ALT93" foram estabelecidos critérios com base na definição das variáveis que devem ser consideradas para a sua utilização. Neste caso, o problema é mais complexo pois, o algoritmo para a determinação dos curtos-circuitos em CA não é tão simples como em CC. Acredita-se, inclusive, que o algoritmo desenvolvido seja pioneiro na análise de curtos-circuitos em CA, pois, de acordo com Pokhodnya e colaboradores [19], não existe um programa para a determinação dos períodos e dos tempos de curto-circuito em CA. No entanto, partindo-se da análise do comportamento dinâmico da resistência do arco (figura 25), percebeu-se que era possível estabelecer um algoritmo para o estudo da transferência de metal em CA. De início, deve-se estabelecer uma resistência de referência,  $R_r$  (ver figura 26). No entanto, percebe-se (ver figuras 25 e 26 para  $t = 3.516$  e  $3.592$  s) que muitas vezes durante um curto-circuito com mudança de polaridade ocorrem valores de resistência menores que  $R_r$ , antes da transferência da gota. O algoritmo deve eliminar estas ocorrências sem contudo, eliminar os curtos-circuitos que ocorrem durante a mudança de polaridade. Por isso, deve-se estabelecer também valores de referência para a tensão ( $U_r$ ) e para a corrente ( $I_r$ ). Os anexos I e II apresentam os algoritmos para a determinação dos índices de estabilidade.

Os critérios para a utilização do programa "ALT93" têm como base a definição de sete parâmetros que devem ser definidos pelo usuário.

- i) A tensão mínima de reabertura,  $U_1^{min}$ . Em corrente alternada de onda senoidal ocorrem muitos curtos-circuitos na mudança de polaridade e em alguns casos, o pico de tensão medido representa



um início de um curto-circuito como indicado na figura 25 (para  $t = 3.584$  s). Deve-se, portanto, estabelecer um valor mínimo para a tensão de reabertura. Neste trabalho utilizou-se  $U_1^{\min} = 15$  V. Nos casos em que a reabertura ocorre com valores abaixo de  $U_1^{\min}$ , esta não é considerada para o cálculo dos valores médios de  $U_1$ ,  $t_1$  e  $I_1$ .

- ii) O tempo máximo de reabertura no meio ciclo positivo,  $t_1^+_{\max}$ . A exemplo do que ocorre na reabertura do arco após o curto-circuito em CC, em CA pode não ocorrer o pico (figura 27) e pode-se também registrar a ocorrência de pequenas quedas de tensão durante a reabertura do arco (figura 28). Por isso, deve-se considerar, como tensão de reabertura, o máximo valor da tensão após a mudança de polaridade que satisfaça a equação 67 no intervalo de tempo  $t_1^+_{\max}$ . Neste trabalho adotou-se 2.0 ms.
- iii) O tempo máximo de reabertura no meio ciclo negativo,  $t_1^-_{\max}$ . A reabertura do arco para o meio ciclo negativo é mais fácil que para o positivo. A experiência tem mostrado que o tempo máximo de 1.0 ms é satisfatório.
- iv) A resistência de referência,  $R_r$ . A sua determinação é feita a partir da análise do comportamento dinâmico da resistência do arco (figura 25). O seu valor está entre 0.03 e 0.06  $\Omega$ . Neste trabalho foi estabelecido o valor 0.05  $\Omega$ .
- v) O tempo mínimo de curto-circuito com transferência,  $t_{\min}$ . Tem o mesmo significado descrito para o programa "CONT93". Utilizou-se  $t_{\min} = 2.0$  ms.
- vi) A tensão de referência para o curto-circuito,  $U_r$ . A exemplo do "CONT93" adotou-se 10 V.
- vii) A corrente de referência para o curto-circuito,  $I_{rc}$ . É comum, na mudança de polaridade, uma queda da resistência abaixo de  $R_r$  sem caracterizar o início de um curto-circuito. Isto ocorre para valores de tensão próximo a zero. No entanto, quando ocorre o curto-circuito, a corrente cresce rapidamente. Logo, além da  $R_r$  e da  $U_r$ , deve-se adotar também uma corrente mínima de referência de modo que, o curto-circuito seja considerado apenas se a corrente for maior que  $I_{rc}$ . Este valor depende fundamentalmente da fonte de energia. Para fontes de onda senoidal,  $I_{rc}$  está entre 10 e 20 A, enquanto que, para onda quadrada pode-se adotar 75% da corrente de soldagem. De qualquer forma é conveniente fazer uma análise qualitativa das características dinâmicas da tensão, da corrente e da resistência do arco, antes de se estabelecer as variáveis de referência. Neste trabalho adotaram-se  $I_{rc} = 15$  A para a fonte de onda senoidal e 150 A para a fonte de onda quadrada.

Tanto para o programa "CONT93" como para o "ALT93", os valores de referência padrão (Tabela 22) foram determinados a partir de exaustivos estudos com eletrodos comerciais da classe AWS E6016, AWS E6013 e AWS E6011 e também com eletrodos básicos e rutilicos não-comerciais. Estes valores foram empregados para diferentes tipos de fontes, exceto o valor de  $I_{rc}$ , que para a fonte de onda quadrada foi de 150 A. As tabelas de 23 a 28 ilustram resultados de análise do comportamento do arco para diferentes tipos de eletrodos comerciais em CC e em CA [54]. Com exceção da transferência de

carga em CA, os dados apresentados referem-se ao processamento com transferência ou seja,  $t_{cc} > 2.0$  ms.

Os dados obtidos com estes programas permitem ainda diversos tipos de análises que auxiliam o estudo do comportamento do arco. Pode-se obter relações entre tempo de curto-circuito e corrente de curto-circuito (Fig. 29), entre corrente de curto-circuito e tensão de reabertura (Fig. 30) etc. Pode-se empregar também a metodologia apresentada, para o estudo da estabilidade do arco em outros processos de soldagem tais como soldagem a arco submerso, soldagem com arame tubular e soldagem MIG/MAG com transferência por curto-circuito.

#### 5.1.4 - Caracterização dos experimentos

Para o estudo da estabilidade do arco foram realizadas aquisições dos valores instantâneos da tensão e da corrente, durante a soldagem dos corpos de prova "ESTABI" (aço ABNT 1020 de 50 x 200 x 10 mm). Para cada experimento foram realizados cinco segundos de aquisição, numa frequência de 11.39 kHz, em quatro repetições, totalizando 20 s para cada tipo de eletrodo/fonte de energia/tipo de corrente.

Para o estudo do efeito do tipo de fonte de energia, foram empregadas as fontes ilustradas na tabela 10 em CC+ e as fontes AD 360 WR e LABSOLDA em CA com os eletrodos A e D.

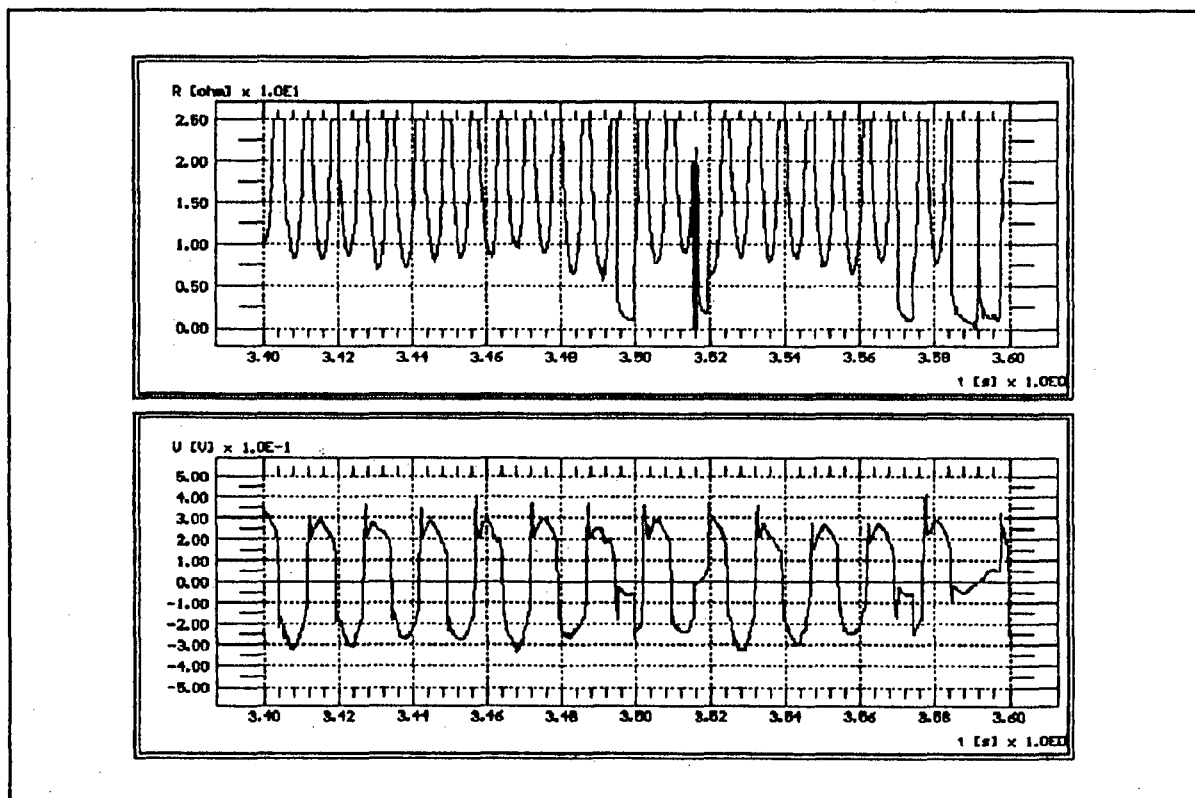


Figura 25 - Tensão e resistência do arco (valores até 0.25  $\Omega$ ) em CA com ocorrência de quatro curtos-circuitos.

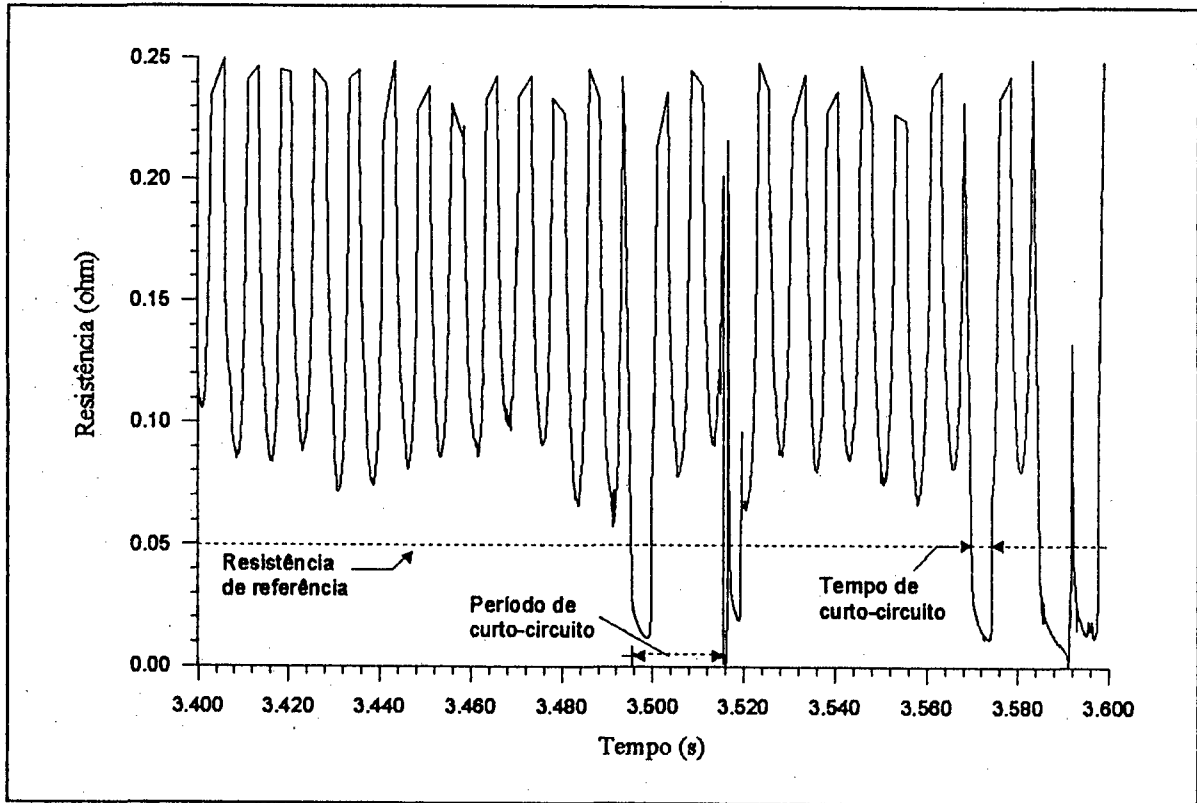


Figura 26 - Resistência do arco (valores até  $0.25 \Omega$ ) com indicações das variáveis para o cálculo de  $F_{cc}$  e  $F_{lm}$ .

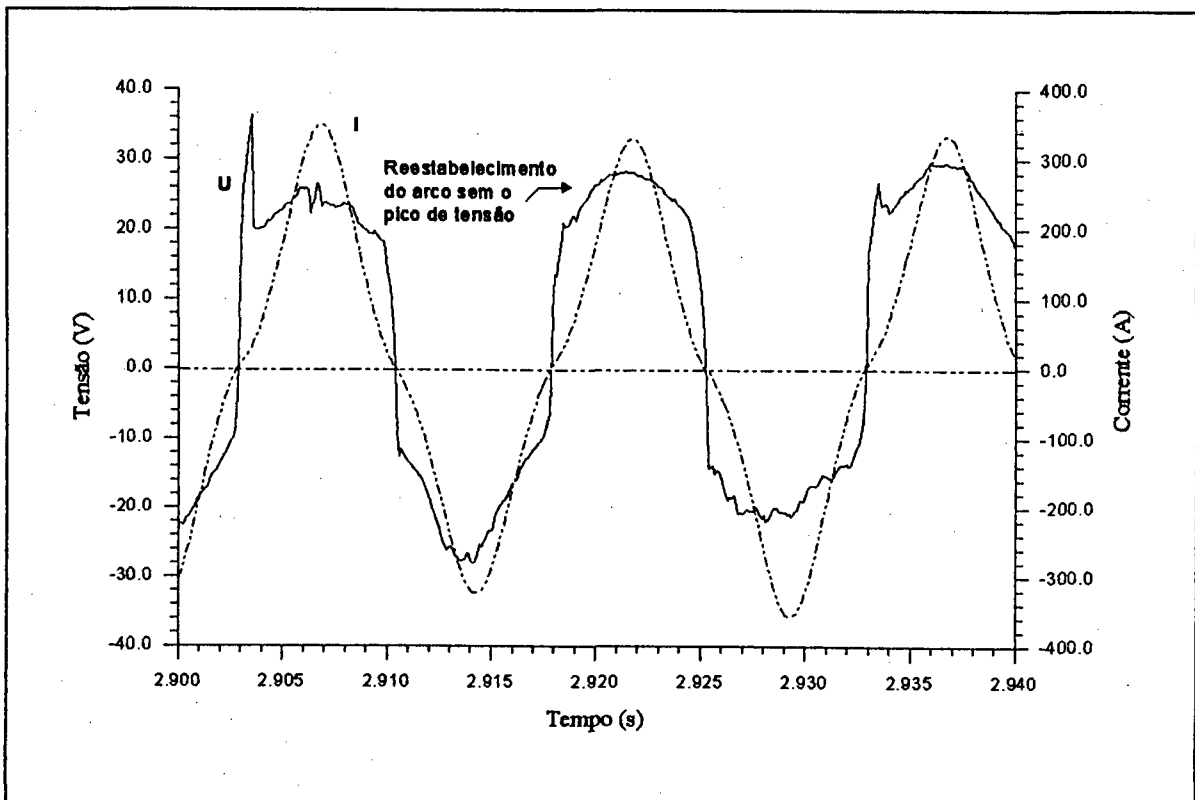


Figura 27 - Indicação de uma reabertura do arco na mudança de polaridade sem o pico de tensão.

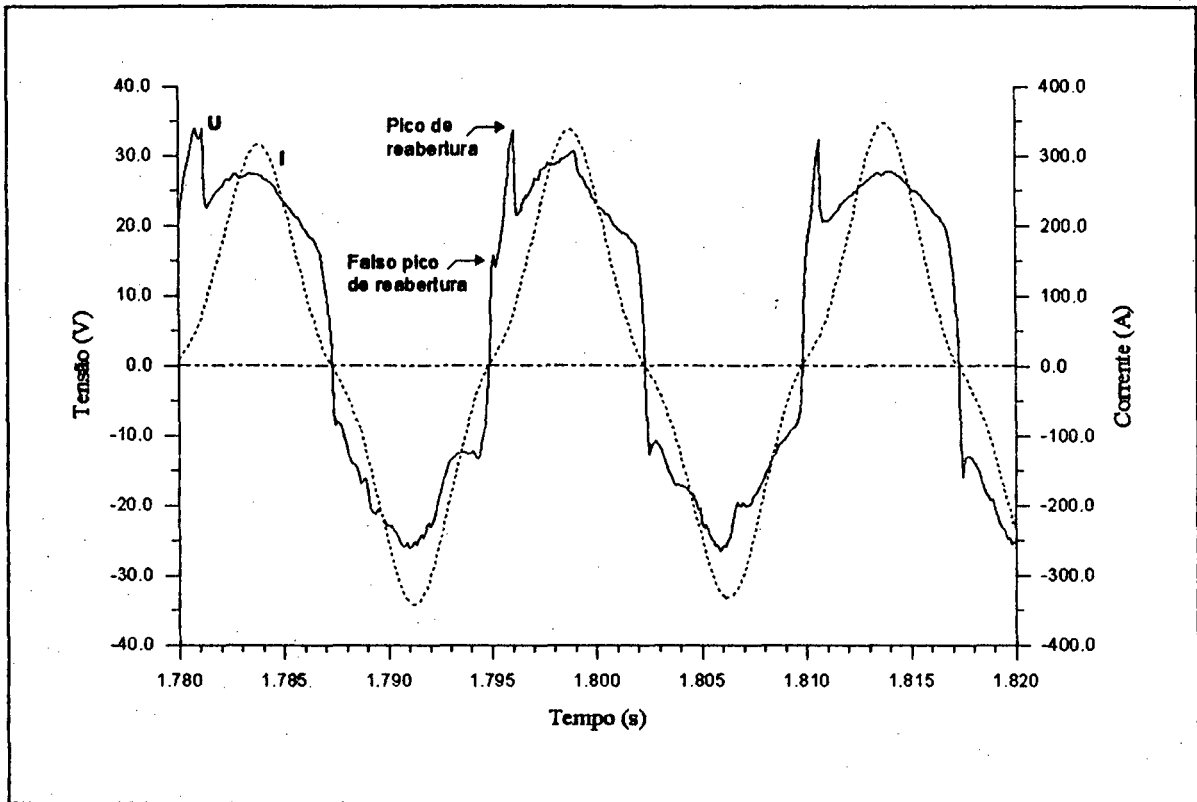


Figura 28 - Indicação de um falso pico de reabertura na inversão de polaridade em CA.

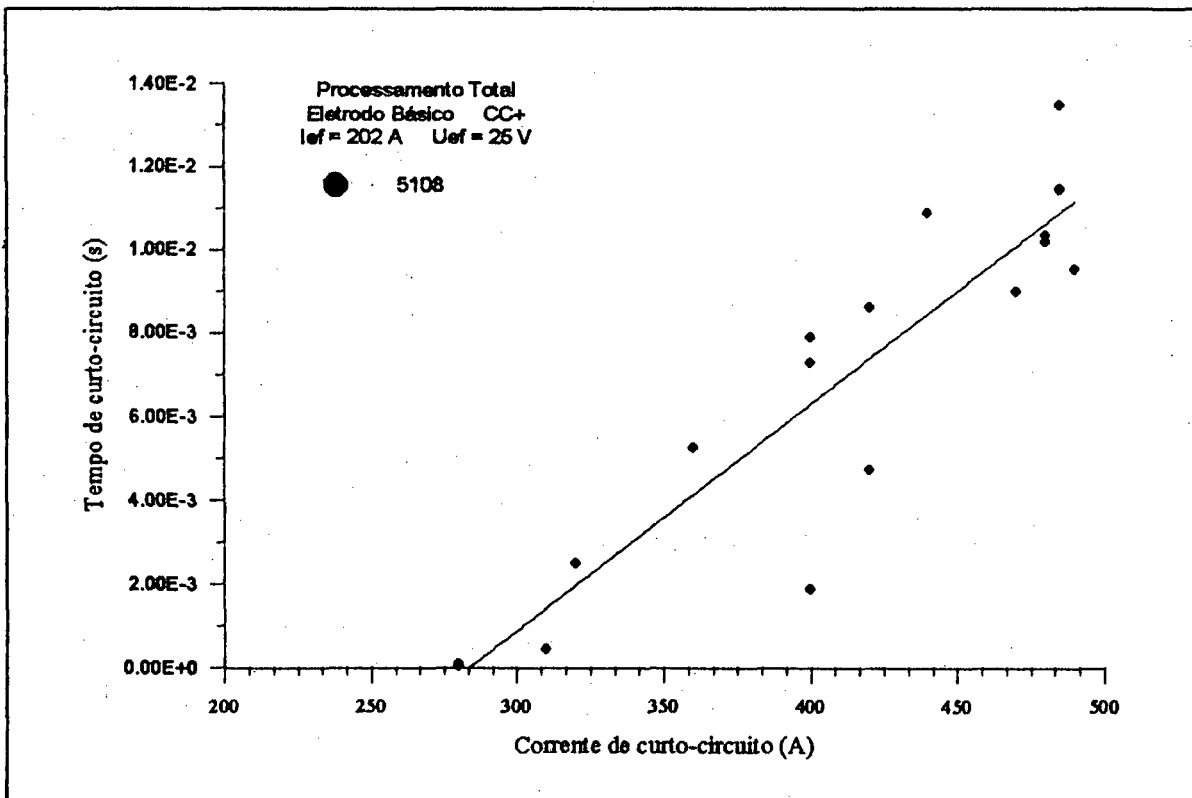


Figura 29 - Relação entre a corrente de curto-circuito e o tempo de curto-circuito.

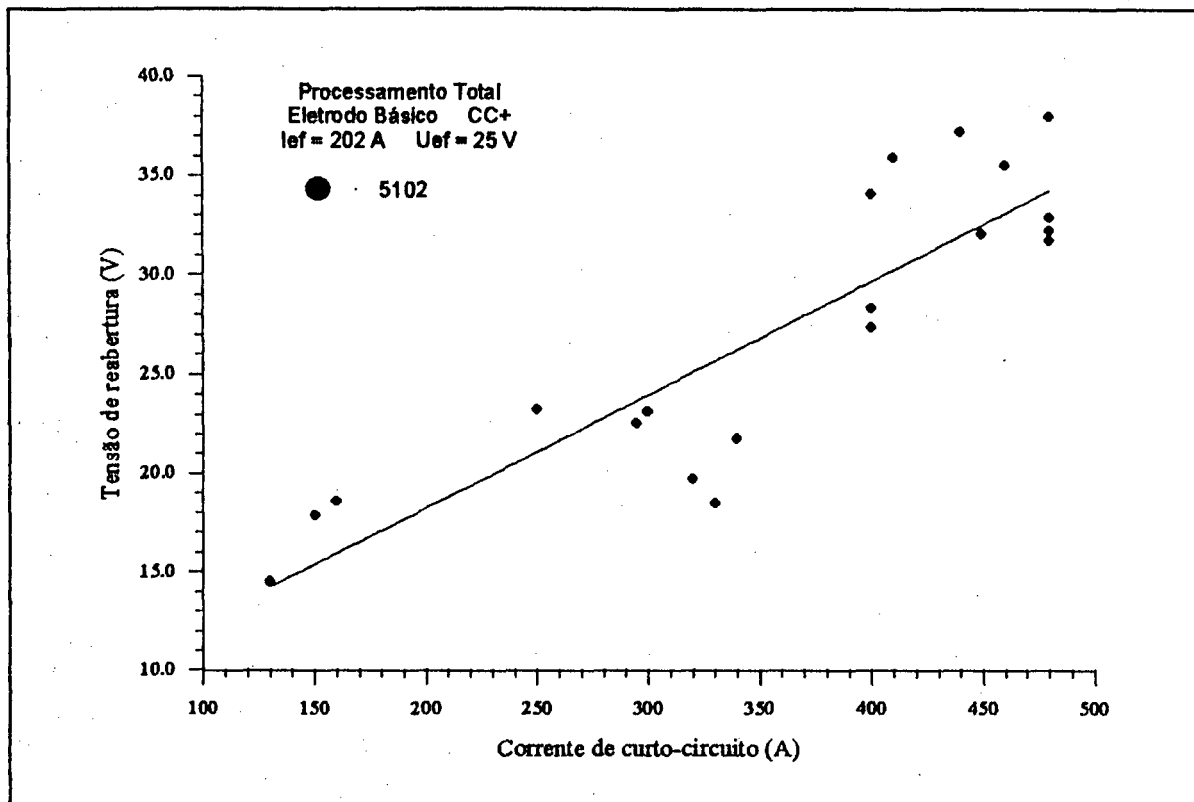


Figura 30 - Comportamento da tensão de reabertura com a corrente de curto-circuito em CC.

TABELA 22 - Valores de referência

Parâmetro	Valor	Parâmetro	Valor
$U_r$	10.0 V	$t_{\min}$	2.0 ms
$U_i^{\min}$	15.0 V	$t_{\max}$	1.0 ms
$I_{rc}$	15.0 A	$t_{1\max}^+$	2.0 ms
$R_r$	0.05 $\Omega$	$t_{1\max}^-$	1.0 ms

TABELA 23 - Dados da transferência de carga em CC (com transferência)

Eletrodo	$I_{ef}$ (A)	$U_{ef}$ (V)	$U_i$ (V)	$I_i$ (A)	$t_i$ (ms)	$E_i$ (Ws)	$\sigma_{E_i}/E_i$
E6013	160	19.3	23.2	240	0.31	0.45	0.63
E6016	155	24.4	30.0	244	0.24	0.68	1.67
E6011	156	26.1	30.5	260	0.55	1.34	0.66

TABELA 24 - Dados da transferência de metal em CC (com transferência)

Eletrodo	$I_{ef}$ (A)	$U_{ef}$ (V)	$f$ (s <sup>-1</sup> )	T (ms)	$t_{cc}$ (ms)	$\sigma_T/T$	$\sigma_{tcc}/t_{cc}$
E6013	160	19.3	5.6	178.7	5.75	0.73	0.43
E6016	155	24.4	3.8	259.4	6.18	0.73	0.35
E6011	156	26.1	11.6	85.8	4.61	81.8	0.32

TABELA 25 - Dados da transferência de carga em CA (+)

Eletrodo	$I_{ef}$ (A)	$U_{ef}$ (V)	$U_1^+$ (V)	$I_1^+$ (A)	$t_1^+$ (ms)	$B^+$ ( $\Omega^{-1}s^{-1}$ )	$\sigma_{B^+}/B^+$
E6013	152	18.3	23.8	21.3	0.75	1291	0.46
E6016	151	23.3	42.3	12.1	0.50	602	0.72
E6011	154	28.0	42.4	32.9	1.02	791	0.41

TABELA 26 - Dados da transferência de metal em CA (com transferência)

Eletrodo	$I_{ef}$ (A)	$U_{ef}$ (V)	$f$ (s <sup>-1</sup> )	T (ms)	$t_{cc}$ (ms)	$\sigma_T/T$	$\sigma_{tcc}/t_{cc}$
E6013	152	18.3	6.4	157.1	5.63	0.86	0.47
E6016	151	23.3	5.3	187.7	4.69	0.72	0.35
E6011	154	28.0	13.6	73.5	3.45	0.78	0.33

TABELA 27 - Dados da estabilidade em corrente contínua

Tipo de Eletrodo	Transferência de Carga		Transferência de Metal			
	Facilidade	Regularidade	Facilidade		Regularidade	
	$FE_1$ (W <sup>-1</sup> s <sup>-1</sup> )	$RE_1$	$F_{cc}$ (s <sup>-1</sup> )	$F_{tm}$ (s <sup>-1</sup> )	$R_{cc}$	$R_{tm}$
E6013	2.22	1.59	5.6	173.9	1.37	2.32
E6016	1.47	0.60	3.8	161.8	1.37	2.86
E6011	0.75	1.52	11.6	216.9	1.22	3.15

TABELA 28 - Dados da estabilidade em corrente alternada

Tipo de Eletrodo	Transferência de Carga		Transferência de Metal			
	Facilidade	Regularidade	Facilidade		Regularidade	
	$B^*$ ( $\Omega^{-1}s^{-1}$ )	RB*	$F_{cc}$ ( $s^{-1}$ )	$F_{tm}$ ( $s^{-1}$ )	$R_{cc}$	$R_{tm}$
E6013	1291	2.17	6.4	177.6	1.16	2.13
E6016	602	1.39	5.3	213.2	1.39	2.86
E6011	791	2.44	13.6	289.8	1.28	2.94

## 5.2 - A Destacabilidade da Escória.

Apesar da importância dispensada à destacabilidade da escória quando da formulação de revestimentos e fluxos, não se dispõe de métodos normalizados para quantificar esta propriedade. Normalmente, o próprio soldador classifica as escórias, de forma qualitativa, de acordo com o tempo necessário para a sua remoção. Muitos pesquisadores relacionam o coeficiente de dilatação térmica linear da escória,  $\alpha_T$ , com a sua destacabilidade. Na verdade, quanto maior a diferença entre esta propriedade e a correspondente para o metal de solda, mais fácil é a remoção da escória. No entanto, esta avaliação isolada não considera alguns fatores importantes do processo de soldagem, tais como: a salpicagem sobre a escória, mordeduras, posição do cordão de solda na junta etc. Convém, portanto, proceder uma avaliação que permita a análise do efeito do processo. Neste trabalho, emprega-se um método proposto por Vornovitskii e colaboradores [65], o qual baseia-se na aplicação de uma carga dinâmica, por meio de um pêndulo, na direção paralela à das forças de adesão da escória depositada em um corpo de prova padronizado (figura 31). Avalia-se a destacabilidade no passe de raiz onde a contração é maior, o que resulta em maiores restrições. Por este método, a avaliação da destacabilidade é baseada na energia necessária para remover uma unidade de área de escória. Ou seja:

$$D = \frac{P_m \cdot l (1 - \cos \phi_0)}{S} \quad (\text{Kgf.m/cm}^2) \quad (68)$$

onde: D - índice de destacabilidade da escória;

$P_m$  - peso da massa do pêndulo, Kgf;

$l$  - comprimento do pêndulo, m;

$\phi_0$  - ângulo de queda, grau;

S - área livre de escória após o impacto,  $\text{cm}^2$ .

Neste trabalho, utilizou-se um pêndulo de 0,4 m de comprimento com 2,0 kg e um ângulo de queda de  $67,5^\circ$ .

Embora a experiência tenha demonstrado que os índices de destacabilidade apresentam uma dispersão relativamente grande, procurou-se minimizar os erros empregando-se o método de digitalização da imagem [201] para a medição da área livre de escória após o impacto. O procedimento consiste, inicialmente, na definição de uma área padrão para todos os corpos de prova (área preta da figura 32). Após o ensaio, pinta-se de branco a área livre de escória e de preto o restante da área padrão. Em seguida posiciona-se o corpo de prova na bancada de medição (ver item 6.2.2) para a determinação das quantidades relativas de cada cor. A partir destes dados determina-se o valor de S.

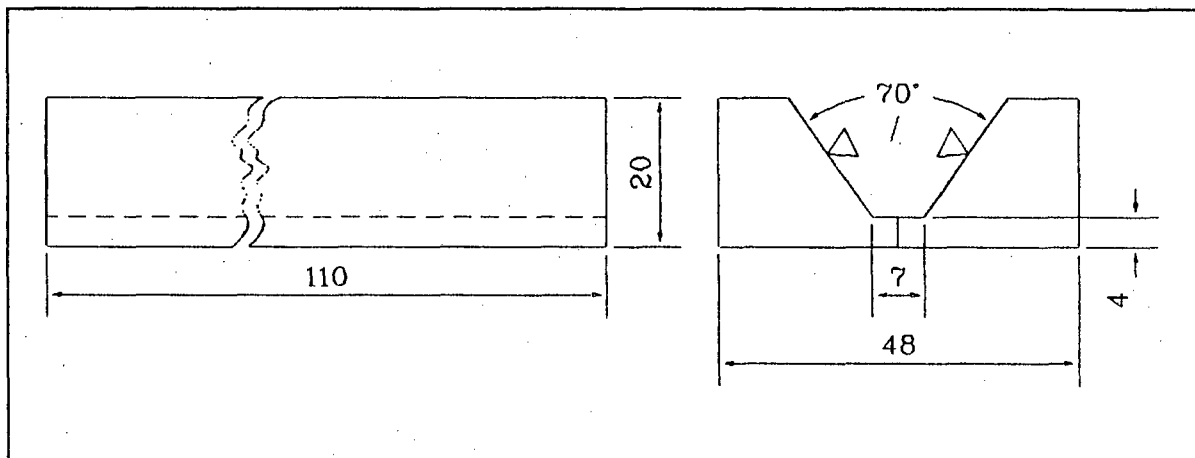


Figura 31 - Corpo de prova padrão para o ensaio de destacabilidade da escória [65]

A escória removida foi pulverizada e compactada a seco para a preparação de corpos de prova de 10,0 mm de diâmetro por 8,0 mm de comprimento, com densidade de  $2,37 \text{ g/cm}^3$ , para a determinação do coeficiente de dilatação térmica linear,  $\alpha_T$ , de 25 a  $850^\circ\text{C}$ . Os ensaios foram realizados em um dilatômetro diferencial, em ar atmosférico, com velocidade de aquecimento de  $10^\circ\text{C}/\text{min}$ . Outros métodos de preparação de amostras podem ser empregados [202,203,204].

### 5.2.1 - Caracterização dos Experimentos

Os ensaios para a avaliação da destacabilidade da escória foram realizados na fonte AD 360 WR, somente em corrente alternada, com os parâmetros descritos na tabela 11. Para cada tipo de eletrodo foram realizados oito experimentos. No cálculo dos valores médios, foram desconsiderados os valores extremos. O corpo de prova de aço ABNT 1020 está ilustrado na figura 31.



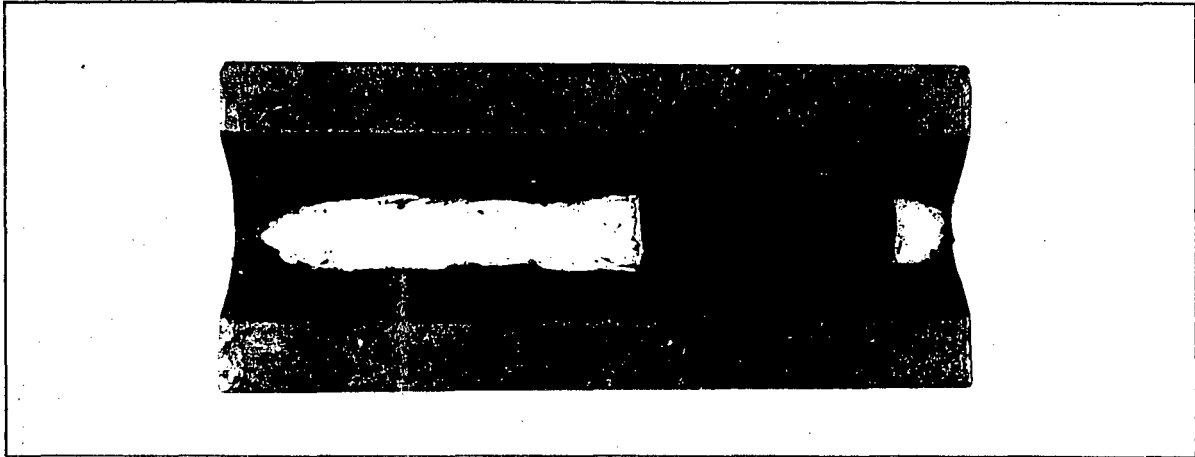


Figura 32 - Corpo de prova "DESTAC" pronto para a determinação da área S.

### 5.3 - As Características Econômicas

#### 5.3.1 - O Consumo Específico do Eletrodo, $C_e$

O consumo específico do eletrodo é definido como a quantidade de alma de eletrodo consumida por unidade de tempo e por unidade de corrente. Para eletrodos com alma de aço carbono pode-se determinar o  $C_e$  pela equação:

$$C_e = 0,0223 \cdot d^2 \cdot \frac{(L_i - L_f)}{t \cdot I} \quad (69)$$

onde:

- $C_e$  - consumo específico do eletrodo, (kg/hA);
- $d$  - diâmetro do eletrodo, (mm);
- $I$  - corrente de soldagem, (A);
- $t$  - tempo de soldagem, (s);
- $L_i$  - comprimento inicial do eletrodo, (mm);
- $L_f$  - comprimento final do eletrodo, (mm).

Para os eletrodos experimentais, com 5,0 mm de diâmetro, tem-se:

$$C_e = 0,5575 \cdot \frac{(L_i - L_f)}{t \cdot I} \quad (70)$$

#### 5.3.2 - A Produção Específica do Eletrodo, $P_e$

A produção específica é a quantidade de material depositada pelo eletrodo, que é efetivamente incorporada à solda, na unidade de tempo e por unidade de corrente, ou seja:

$$P_e = 3,6 \cdot \frac{(M_f - M_i)}{t \cdot I} \quad (71)$$

onde:  $P_e$  - produção específica do eletrodo, (kg/hA);  
 $M_i$  - peso inicial da chapa, (g);  
 $M_f$  - peso da chapa após a soldagem, (g);  
 $t$  - tempo de soldagem, (s);  
 $I$  - corrente de soldagem, (A);

### 5.3.3 - Rendimento de Deposição Convencional, $R_c$

O rendimento de deposição é a relação entre a produção ( $P_e$ ) e o consumo ( $C_e$ ), expresso em porcentagem. Ou seja:

$$R_d = \frac{P_e}{C_e} \cdot 100 \quad (72)$$

### 5.3.4 - Rendimento de Deposição Real, $R_r$

O rendimento de deposição real expressa, em porcentagem, a relação entre a quantidade de material incorporada à solda e a quantidade de eletrodo fundida (incluindo o revestimento). Ou seja:

$$R_r = \frac{M_f - M_i}{m_i - m_f} \cdot 100 \quad (73)$$

onde:  $m_i$  - peso inicial do eletrodo, (g);  
 $m_f$  - peso final do eletrodo, (g);

### 5.3.5 - Caracterização dos Experimentos.

As medições das grandezas indicativas das características econômicas dos eletrodos foram realizadas para todos os experimentos "ESTABI".

## 5.4 - A geometria do Cordão de Solda.

As principais grandezas características da geometria do cordão de solda são a largura (b), a penetração (p) e o reforço (r) como pode ser visto na figura 16.

### 5.4.1 - Caracterização dos Experimentos.

A avaliação da geometria do cordão de solda foi realizada em três corpos de prova dos

experimentos "ESTABI" com a fonte AD 360 WR para cada tipo de eletrodo e de corrente. Cada corpo de prova foi seccionado em quatro partes e os dois extremos foram desprezados. Nas duas secções restantes foram realizadas três macrografias, com reativo de iodo, totalizando nove análises por tipo de eletrodo e de corrente. As medições das grandezas indicadas na figura 16 foram realizadas num microscópio ótico com aumento de 10 vezes.

### 5.5 - A Microestrutura e as Propriedades Mecânicas do Metal de Solda

Para o estudo da microestrutura e das propriedades mecânicas do metal de solda foi efetuada a soldagem manual, com a fonte AD 360 WR, de um corpo de prova para cada tipo de eletrodo e de corrente. A figura 33 ilustra a seção transversal do corpo de prova "ENSAIO". Utilizaram-se corrente eficaz de 200 A, tensão eficaz de 24-26 V e velocidade de soldagem de 3.0 mm/s. A temperatura de pré-aquecimento e de interpasse foi de 100° C. O corpo de prova foi previamente "amanteigado" com os eletrodos experimentais e foram utilizadas seis camadas para o preenchimento da junta. As duas primeiras camadas foram soldadas com duas passadas enquanto as demais com três. Foi utilizado chapa de aço ABNT 1020 com 19 mm de espessura (T) com suporte (S) também de aço ABNT 1020 de 10 mm e uma folga (F) de 13 mm.

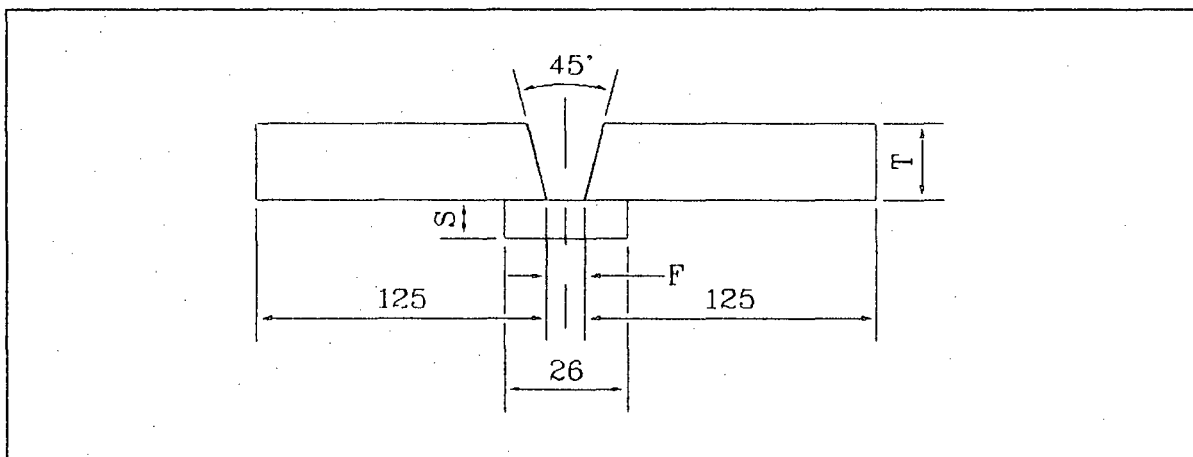


Figura 33 - Corte da seção transversal do corpo de prova "ENSAIO". Dimensões em mm.

Todos os corpos de prova foram radiografados após a soldagem. O tratamento térmico de alívio de tensões foi realizado a 580° C/1h. Para cada corpo de prova "ENSAIO" foram retiradas duas secções transversais de 10 mm para análises metalográficas, uma amostra para ensaio de tração e 12 amostras para ensaios de impacto charpy-V.

### 5.5.1 - Caracterização dos Ensaios de Tração.

Os ensaios de tração do metal de solda foram realizados em corpos de prova "Minitrac" usinados da região longitudinal central dos corpos de prova "ENSAIO" de acordo com a norma AWS A.5.5.83. Os ensaios foram conduzidos à temperatura ambiente, com velocidade de carregamento de 1 kgf/mm<sup>2</sup> por segundo, e foram determinadas a estrição, o alongamento, a tensão de escoamento ( $\sigma_e$ ) e a tensão limite de resistência à tração ( $\sigma_r$ ).

### 5.5.2 - Caracterização dos Ensaios de Impacto Charpy-V

As amostras para Charpy-V foram usinadas a partir dos corpos de prova "ENSAIO" com o entalhe posicionado transversalmente na região central da solda, de acordo com a norma AWS A5.5.83. Os ensaios foram realizados nas temperatura de -60° C, -73° C e -101° C. Foram utilizados, em média, cinco corpos de prova para cada temperatura.

### 5.5.3 - Caracterização das Análises Metalográficas

Com as amostras retiradas dos corpos de prova "ENSAIO" realizaram-se as seguintes análises metalográficas.

- a) Determinação das porcentagens de zona colunar e zona refinada ao longo do eixo central da secção transversal da solda, onde se localizou o entalhe do corpo de prova charpy-V.
- b) Quantificação da microestrutura da zona colunar do último passe (ver figura 34) de acordo com Davery e Widgery [205].

## 5.6 - Análises Químicas.

As análises químicas necessárias para a realização deste trabalho foram: as análises dos materiais dos corpos de prova e da alma dos eletrodos, do metal de solda e das escórias.

### 5.6.1 - Análises Químicas dos Corpos de Prova e da Alma dos eletrodos

Os corpos de prova para os experimentos "ENSAIO", "DESTAC" e "ANALIS" foram retirados do mesmo tipo de chapa, enquanto as chapas empregadas para os corpos de prova "ESTABI" e para os encostos dos corpos de prova "ENSAIO" foram diferentes. As análises químicas destes três tipos de chapas foram realizadas, por espectrometria em quantômetro de aciaria, em amostras de 25 mm por 25 mm. Já as análises químicas do material da alma do eletrodo foi realizada pelo método clássico (via úmida). Em ambos os casos, a determinação dos teores de carbono foram realizados em Leco.

### 5.6.2 - Análises Químicas do Metal de Solda

Inicialmente foram realizadas análises químicas de acordo com a norma AWS A5.5.83. Os

corpos de prova "ANALIS" foram preparados sobre chapas de aço ABNT 1020 e constaram de almofadas com 40 x 40 x 16 mm. As análises foram realizadas por espectrometria em quantômetro de aciaria. No entanto, foram realizadas também análises químicas, confirmatórias, na região central da secção transversal da solda onde se localiza a cabeça do corpo de prova de tração. Empregou-se o mesmo método de análise. Os teores de nitrogênio e oxigênio foram determinados, em um equipamento de análises do tipo LECO, em corpos de provas cilíndricos de 6 mm por 4 mm, usinados a partir dos corpos de prova "Minitrac" rompidos. Foram realizadas três análises químicas por corpo de prova. Os teores de carbono foram analisados em um determinador de carbono do tipo LECO.

### 5.6.3 - Análises Químicas das Escórias

Uma vez que a composição química da escória é muito complexa, convencionou-se expressá-la na forma de óxidos "padrões" (MnO, Na<sub>2</sub>O, Fe<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, TiO<sub>2</sub>, CaO etc.). As análises químicas das escórias foram realizadas em material recolhido dos ensaios "DESTAC". O método utilizado para as análises foi a espectrometria de emissão com acoplamento indutivo de plasma (ARL 3520) e determinador de carbono do tipo LECO IR 12. Para cada tipo de eletrodo foi calculado o índice de basicidade da escória empregando-se a fórmula de Boniszewski [206]. Ou seja:

$$IB = \frac{(1/2)(MnO + FeO) + CaO + MgO + BaO + SiO + Na_2O + K_2O + Li_2O + CaF_2}{(1/2)(Al_2O_3 + TiO_2 + ZrO_2) + SiO_2} \quad (74)$$

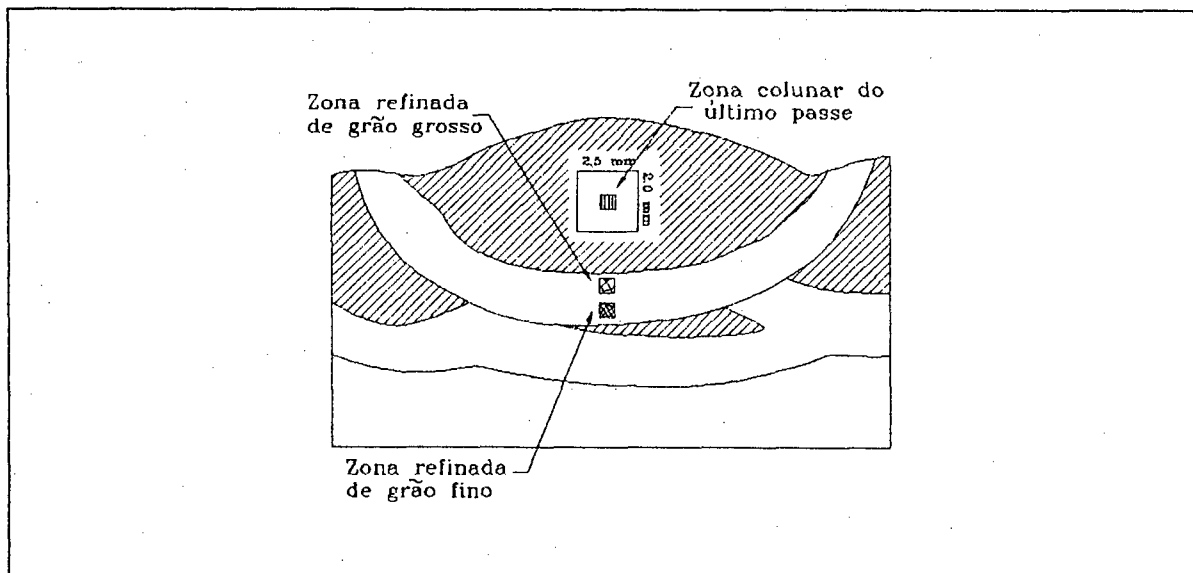


Figura 34 - Corte mostrando as zonas colunares e refinadas da última camada [117]

## CAPÍTULO 6

### DESCRIÇÃO DOS EQUIPAMENTOS

#### 6.1 - A Bancada de Ensaios

Com exceção dos corpos de prova "ENSAIO", soldados manualmente, os demais foram soldados em um banco de ensaios com aquisição de dados computadorizada, ilustrado esquematicamente na figura 35. Os constituintes da bancada estão distribuídos em três partes, a saber:

- a) a fonte de energia;
- b) o simulador de soldagem;
- c) o sistema de medição.

As figuras 36, 37 e 38 ilustram em detalhes estes constituintes do banco de ensaios.

#### 6.1.1 - A Fonte de Energia

Para a realização deste trabalho foram empregadas as seguintes fontes de energia:

- a) Fonte AD 360 WR:
  - tipo: convencional - transformador/retificador;
  - fabricante: Oerlikon;
  - corrente nominal: 300 A;
  - tensão em vazio: 74 V.
- b) Fonte RS 425 NM:
  - tipo: convencional - transformador/retificador;
  - fabricante: White Martins;
  - corrente nominal: 300 A;
  - tensão em vazio: 87 V.
- c) Fonte C400 P:
  - tipo: transistorizada analógica;
  - fabricante: Elma;
  - corrente nominal: 400 A;
  - tensão em vazio: 54 V.
- d) Fonte LABSOLDA:
  - tipo: transistorizada chaveada no secundário;
  - fabricante: Labsolda - UFSC;
  - corrente nominal: 300 A;
  - tensão em vazio: 65 V.
- e) Fonte EW 200 T:

tipo: transistorizada chaveada no primário;

fabricante: EWS

corrente nominal: 150 A;

tensão em vazio: 80 V.

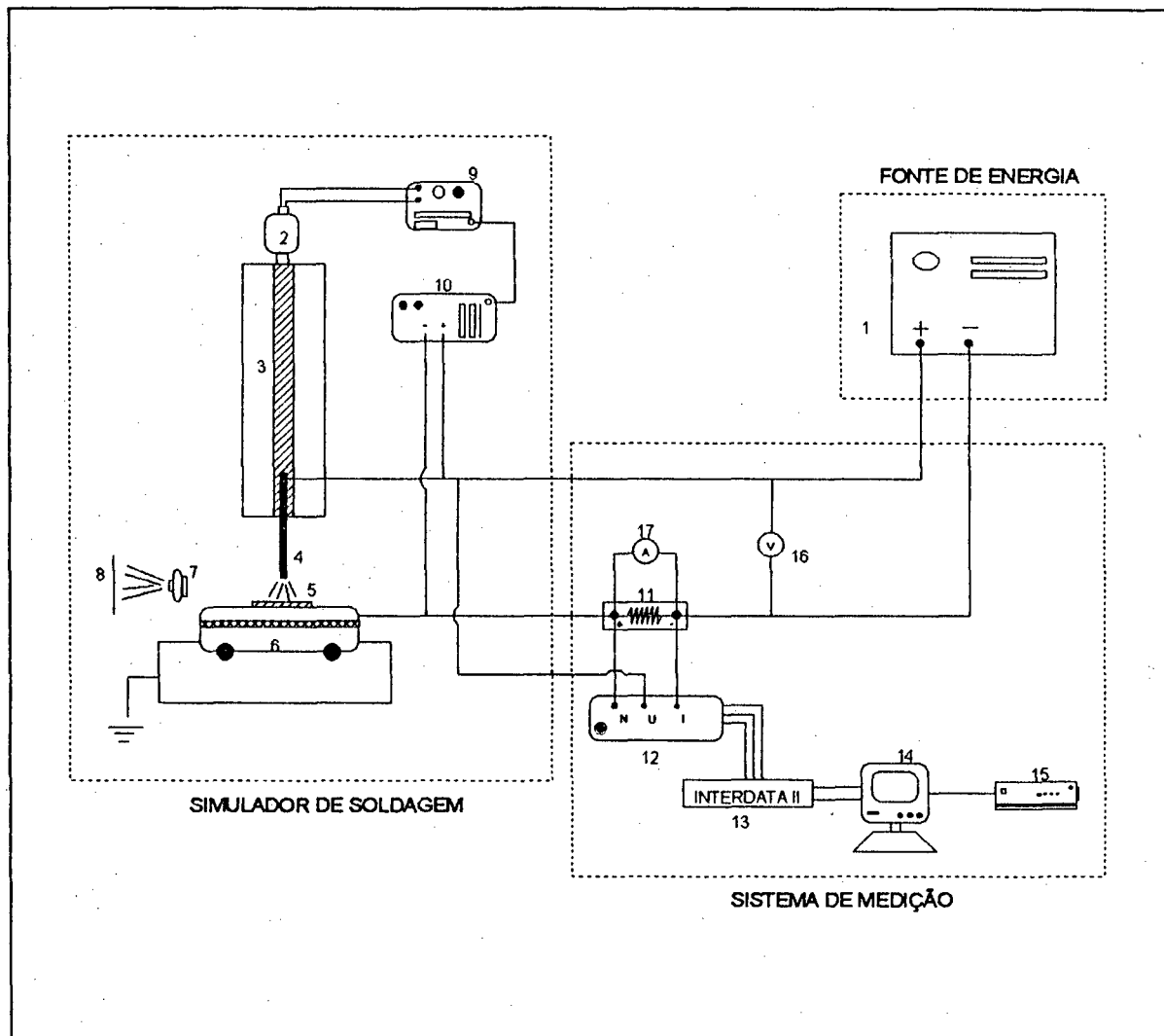


Figura 35 - Esquema do banco de ensaios para soldagem com eletrodos revestidos.

### 6.1.2 - O Simulador de Soldagem.

O simulador de soldagem, desenvolvido no Labsolda da UFSC, permite a soldagem automática ou semi-automática com eletrodos revestidos através de controle externo do comprimento do arco. O equipamento foi desenvolvido para soldagens na posição plana, podendo-se inclinar o alimentador do eletrodo (item 3, figura 35). O sistema constitui-se das partes descritas a seguir.

- a) Motor de acionamento (item 2, figura 35):  
 modelo: 053 DHP;  
 tensão: 24 V;  
 fabricante: Bosch.
- b) Alimentador do eletrodo (item 3, figura 35):  
 comprimento: 0,5 m;  
 velocidade máxima: 10 mm/s.
- c) Tartaruga (item 6, figura 35):  
 modelo: MC-5N;  
 faixa de velocidade: 80 - 1300 mm/min;  
 fabricante: White Martins.
- d) Lente para projeção do arco (item 7, figura 35).
- e) Tela graduada para acompanhamento do comprimento do arco (item 8, figura 35).
- f) Variador de tensão (item 9, figura 35):  
 modelo: 00510 B;  
 faixa de tensão: 0 a 12 V;  
 fabricante: DIACTI.
- g) Controlador eletrônico (item 10, figura 35):  
 tensão máxima de controle: 100 V;  
 fabricante: Labsolda.

O princípio de funcionamento é bastante simples. Inicialmente, determina-se a tensão de soldagem,  $U$ , para o "comprimento exposto" do arco (excluindo-se o "efeito canhão") desejado. Este valor de tensão é selecionado no controlador eletrônico, por meio de um valor de referência  $U_{ref}$ , o qual modificará a tensão do variador,  $U_m$ , para corrigir a velocidade de alimentação do eletrodo, sempre que houver alteração da tensão do arco,  $U_a$ . A figura 39 ilustra o esquema de controle da tensão de soldagem. A abertura do arco é feita automaticamente, uma vez que o controlador dispõe de uma tensão de aproximação (1,6 V), a qual atua enquanto a fonte estiver operando em vazio. Para facilitar o contato no instante do curto-circuito, emprega-se pequenas quantidades de palha de aço. Após a abertura do arco, aciona-se a tartaruga, a qual manterá a velocidade de soldagem, pré-selecionada, constante. Ao final da soldagem reposicionam-se a tartaruga e o alimentador do eletrodo.

### 6.1.3 - O Sistema de Medição

O sistema de medição é constituído dos seguintes componentes:

- a) "Shunt" (item 11, figura 35):  
 relação: 300A/ 60mV.



b) Caixa de medição (item 12, figura 35):

1. placa de atenuação de sinal:

entrada de sinal: -110 a +110 V;

saída de sinal: -10 a + 10 V.

2. placa de amplificação de sinal:

entrada de sinal: -100 a +100 mV (-500 a +500 A);

saída de sinal: -10 a +10 V.

fabricante: Labsolda-UFSC.

c) Placa de aquisição de dados (item 13, figura 35):

modelo: INTERDATA II:

fabricante: Labsolda-UFSC:

frequência máxima de aquisição para computador AT 386/25 mHz:

1. em 8 bit: 43 kHz;

2. em 12 bit: 28 kHz;

faixa de leitura: -10 a +10 V.

A tabela 29 apresenta a resolução da placa para a caixa de medição empregada.

TABELA 29 - Resoluções para a placa INTERDATA II.

Aquisição	Corrente (A)	Tensão (V)
8 bit	4	0.9
12 bit	0.3	0.06

d) Microcomputador AT 386/25 mHz (item 14, figura 35).

e) Impressora matricial (item 15, figura 35).

f) Voltímetro analógico (item 16, figura 35):

faixa de leitura: 0 a 100 V;

resolução: 2 V.

g) Amperímetro analógico (item 17, figura 35):

faixa de leitura: 0 a 300 A;

resolução: 10 A

Na concepção do sistema de medição ressalta o objetivo de se determinar transitórios de

corrente e de tensão. O sistema, desenvolvido no Labsolda-UFSC, permite a determinação das grandezas elétricas do arco voltaico (ver item 5.1) sem as interferências causadas por campos eletro-magnéticos, tão usuais em soldagem. Foram solucionados também todos os problemas de compatibilidade de sinais e de isolamento.

O objetivo do sistema de medição é, portanto, medir os valores instantâneos da tensão e da corrente do arco, em frequências elevadas, sem qualquer espécie de ruído. Foram desenvolvidas duas placas para o tratamento dos sinais, de tensão e de corrente, empregando-se o princípio da modulação por amplitude [207], as quais foram montadas em monobloco, constituindo-se na caixa de medição (item 12, figura 35). Neste sistema estão incluídos também os filtros para isolamento de ruídos. Na placa de tratamento do sinal da tensão, a faixa de operação da tensão, de -110 a +110 V, é convertida para a faixa de -10 a +10 V, compatível com o conversor A/D da placa de aquisição. Já a placa de corrente converte para esta mesma faixa os valores de queda de tensão medidos no "shunt" ou seja, -100 mV (-500 A) a +100 mV (+500 A). Os sinais de tensão e de corrente, assim tratados, entram nos canais do conversor A/D. Estes sinais são novamente convertidos, por meio de "software", para os valores efetivamente medidos.

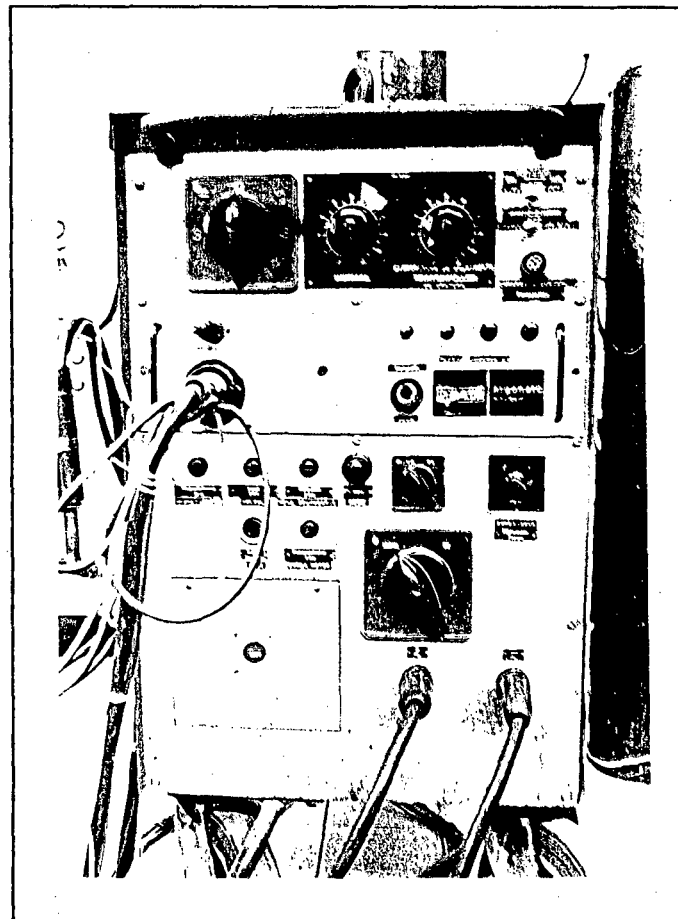


Figura 36 - Detalhe da fonte de energia AD 360 WR.

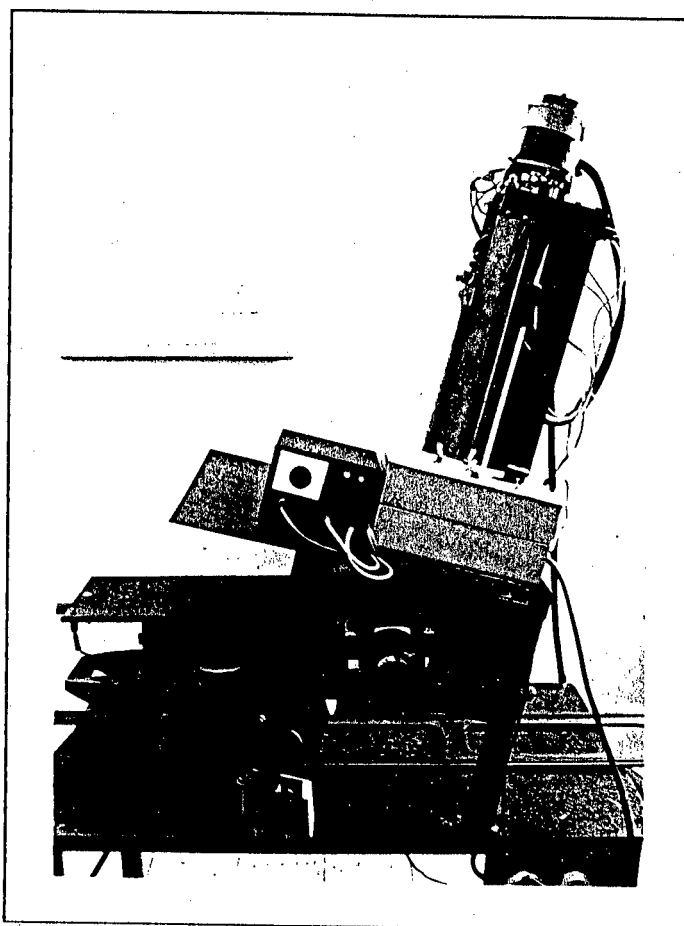


Figura 37 - Detalhe do simulador de soldagem manual.

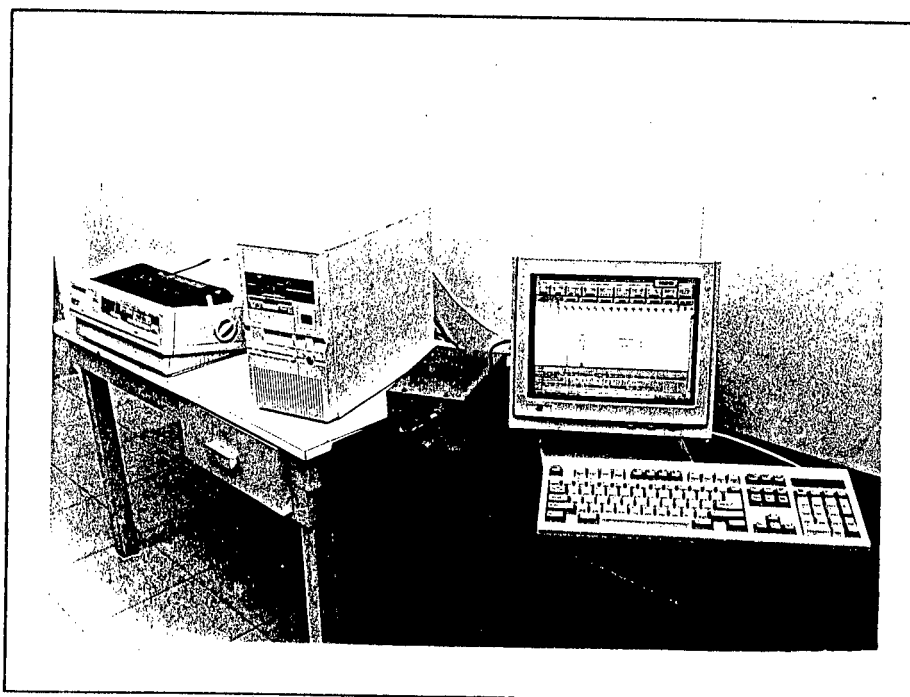


Figura 38 - Detalhes do sistema de medição.

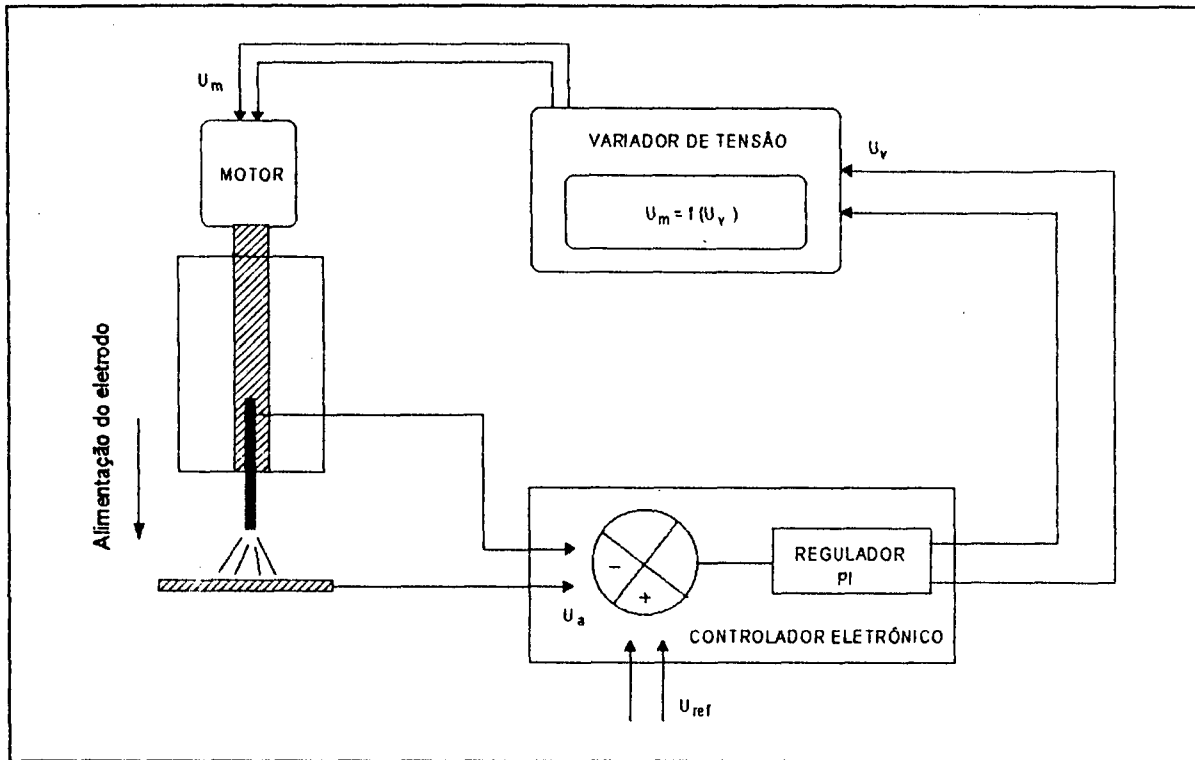


Figura 39 - Esquema de funcionamento do controle da tensão de soldagem.

## 6.2 - Equipamentos para o Ensaio de Destacabilidade da Escória

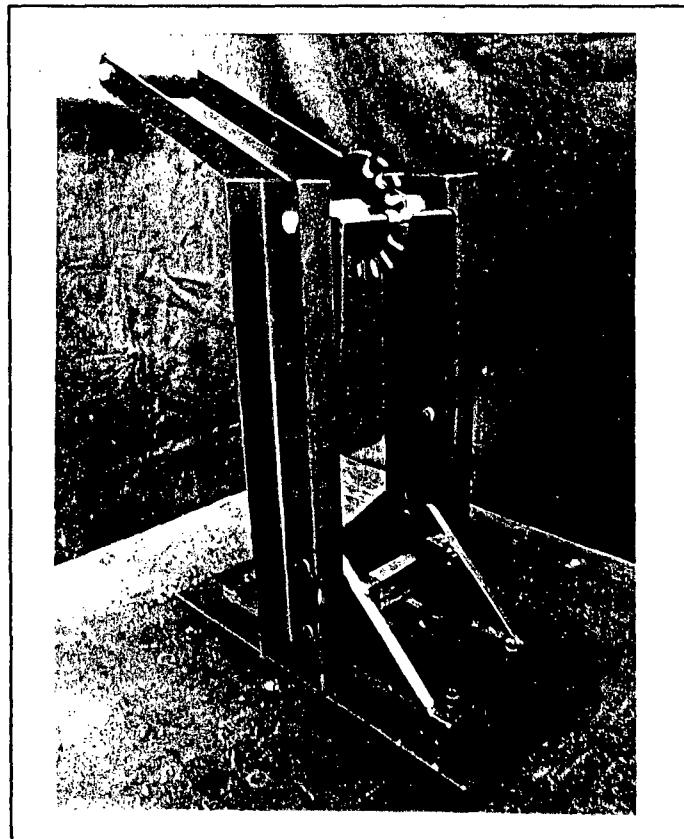


Figura 40 - Pêndulo para destacabilidade da escória.

### 6.2.1 - O Pêndulo para Ensaio de Destacabilidade da Escória

A figura 40 ilustra o pêndulo empregado para o ensaio de destacabilidade da escória. O pêndulo têm 0,4 m de comprimento e massa de 2,0 kg. É possível a realização de ensaios com ângulos de queda de 22,5 a 180°, com divisões de 22,5°. A energia de impacto varia, portanto, entre 0,06 e 0,8 kgf.m.

### 6.2.2 - A Bancada para a Medição da Área Livre de Escória, S

A área, S (equação 68), foi medida de acordo com o procedimento descrito no item 5.2, empregando-se o banco de ensaios ilustrado na figura 41.

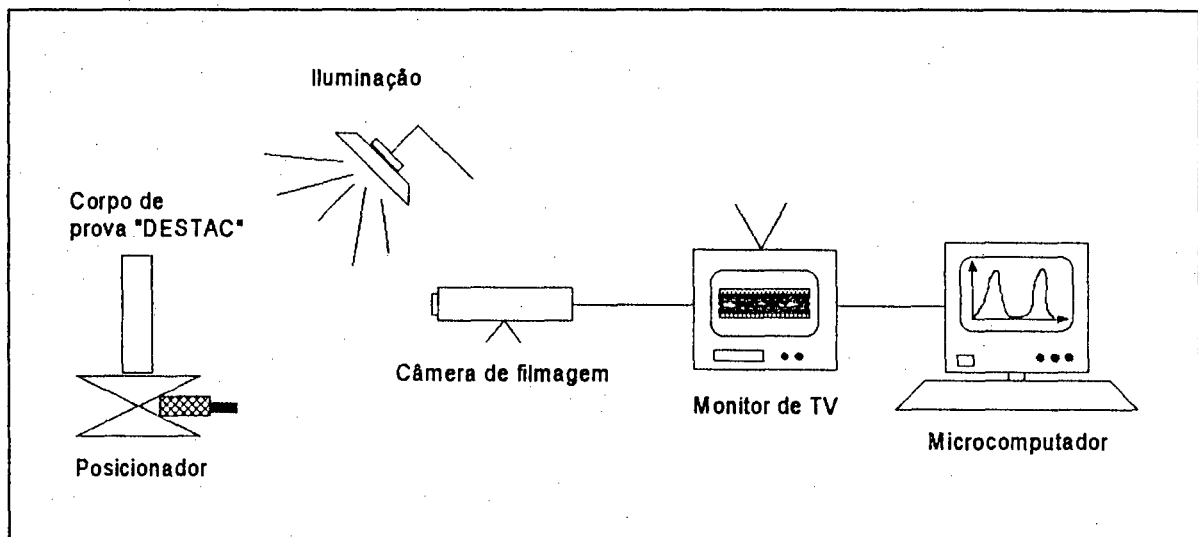


Figura 41 - Esquema do banco de ensaios para a medição da área livre de escória, S.

## CAPÍTULO 7

### O ESTUDO DA ESTABILIDADE DO ARCO

#### 7.1. Introdução.

Neste capítulo apresentam-se os resultados referentes ao estudo da estabilidade do arco voltaico com base na metodologia descrita no item 5.1. Inicialmente discutem-se os efeitos do tipo e do fator de revestimento, para os ensaios "ESTABI" realizados com a fonte do tipo AD 360 WR, em corrente contínua, CC+, e em corrente alternada, CA. Em seguida apresentam-se as discussões referentes aos efeitos de diferentes fontes de energias, em ambos os tipos de corrente, utilizando-se apenas os eletrodos A e D (tabela 9) com fator de revestimento de 1.60.

A tabela 30 apresenta a composição química e o índice de basicidade (equação 74) para as escórias dos eletrodos. As tabelas 31 e 32 apresentam as médias dos dados da estabilidade do arco em CC+ e CA, respectivamente, enquanto que as tabelas 33 a 36 indicam os resultados da Análise de Variância para as variáveis indicativas do comportamento do arco. Já a tabela 37 expressa a profundidade do "efeito canhão". Os dados de estabilidade referentes aos diferentes tipos de fontes estão apresentados nas tabelas 38 e 40, enquanto as tabelas 39 e 41 expressam os resultados da Análise de Variância.

#### 7.2 - Transferência de Carga Elétrica.

##### 7.2.1 - Análise em Corrente Alternada.

Em CA, a intensidade de corrente passa pelo zero e permanece quase nula durante um certo intervalo de tempo, sendo apenas mantida pelo efeito da emissão termoiônica.

A emissividade do eletrodo onde se formará o cátodo, na mudança de polaridade, desempenha um papel fundamental no processo de reestabelecimento pleno do arco. Esta emissividade depende da temperatura e da "função de trabalho" da superfície do eletrodo. No entanto, em alguns casos, embora a "função de trabalho" da escória seja menor que a do aço, a estabilidade do arco é baixa [19]. Portanto, outros fatores devem ser considerados. Pode-se generalizar afirmando que os fatores determinantes do processo de reestabelecimento pleno do arco na mudança de polaridade são [19]:

- a) a temperatura do eletrodo, da poça de fusão e dos gases presentes na coluna do arco;
- b) a composição destes gases e vapores;
- c) as propriedades de emissão do eletrodo e da poça;
- d) a intensidade do campo elétrico aplicado à coluna do arco.

No entanto, mostra-se neste trabalho o quanto é relevante considerar também o efeito da fonte de energia. Ressalta-se que, para uma fonte de onda quadrada, por exemplo, os efeitos dos itens b e c são menos importantes. Isto ocorre porque, ao contrário do que acontece com as fontes convencionais, de onda senoidal, não há redução, por tempo significativo, da corrente durante a inversão da polaridade. Além

disso, nas fontes de onda quadrada a tensão disponível para a reabertura do arco (imposta pela fonte) atua num tempo bem menor. Neste caso, a ação da fonte é mais importante do que a ação da composição da coluna do arco e das propriedades de emissão dos eletrodos.

Inicialmente discutem-se os resultados obtidos nos experimentos com a fonte convencional de onda senoidal. A análise da figura 42 indica que a adição de magnésio ao revestimento aumenta a facilidade de transferência de carga elétrica, medida pelo índice  $B^*$ , enquanto o efeito do fator de revestimento parece não ser significativo. Acredita-se que o magnésio desempenha um papel equivalente ao do titânio, descrito por Pokhodnya e colaboradores [19]. Estes elementos, de elevada afinidade pelo oxigênio, desoxidam intensivamente a escória aumentando a sua basicidade (ver índice de basicidade, IB, na tabela 30 para o Mg) e, conseqüentemente, a sua capacidade termoiônica. Os óxidos resultantes apresentam uma baixa "função de trabalho" e a escória, contendo estes óxidos, deve também ter sua "função de trabalho" reduzida. A figura 43 indica que a facilidade de transferência de carga aumenta com o aumento do teor de MgO na escória e este, por sua vez, aumenta com o aumento do teor de magnésio do revestimento como indica a figura 44. Além de facilitar o reestabelecimento do arco, o magnésio também melhora a regularidade da transferência de carga, como indica a figura 45. Esta também independe do fator de revestimento.

### 7.2.2 - Análise em Corrente Contínua

Em condições normais de soldagem, em CC ocorre a extinção do arco nos curtos-circuitos, durante os quais a corrente permanece alta e, dependendo da fonte de energia, pode até mesmo ultrapassar o dobro da corrente de soldagem. Isto proporciona uma elevada temperatura na ponta do eletrodo e na poça de fusão e facilita o processo de reabertura após a transferência da gota. Acredita-se que, neste caso, a basicidade da escória não afeta o mecanismo de reabertura do arco porque as elevadas correntes de curto-circuito já são suficientes para garantir a ionização e posterior reabertura. A análise da figura 46, bem como da tabela 35, indica que o magnésio não afeta a facilidade de transferência de carga em CC+. No entanto, o efeito do fator de revestimento é mais representativo do que em CA. O aumento no fator de revestimento (de 1.60 para 1.72) dificulta muito a transferência de carga elétrica em CC+. Estes eletrodos apresentaram maiores picos de potência do arco no instante da reabertura resultantes de maiores picos de tensão. Dois fatores podem estar contribuindo para este fato. Primeiro, o aumento no fator de revestimento aumenta proporcionalmente a quantidade de gases que devem ser ionizados. Isto pode explicar os maiores picos de potência para os eletrodos com  $FR = 1.72$  em CC+. Segundo, percebe-se um aumento médio de 1,0 mm na profundidade do "efeito canhão" com o aumento do fator de revestimento (ver tabela 37 para os eletrodos C e H). Isto também dificulta a reabertura do arco após o curto-circuito. Em CC+, a regularidade de transferência de carga independe do teor de magnésio e do fator de revestimento, conforme indica o teste estatístico (tabela 35) com os dados da figura 47.

TABELA 30 - Composição química da escória

Tipo de óxido	Tipo de eletrodo							
	A	B	C	D	E	F	G	H
MnO	2.10	1.40	0.90	0.85	1.60	1.40	1.00	0.80
FeO	2.40	2.20	1.80	2.00	2.50	2.20	1.90	1.80
CaO	34.6	33.5	32.1	30.8	34.2	32.8	33.4	31.1
K <sub>2</sub> O	2.00	2.00	1.70	1.30	2.30	2.00	2.00	1.50
CaF <sub>2</sub>	16.0	16.2	16.8	16.6	18.0	18.1	16.5	17.3
MgO	4.80	7.90	11.2	13.6	3.90	6.30	9.10	11.9
Na <sub>2</sub> O	1.80	2.30	2.40	1.80	2.40	2.20	1.60	1.90
TiO <sub>2</sub>	12.0	11.5	11.2	10.8	11.7	11.5	11.5	11.0
Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	0.60	0.50	0.50	0.50	0.50	0.50	0.60	0.50
Zr <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	2.90	2.80	2.70	2.70	2.80	2.70	2.70	2.70
SiO <sub>2</sub>	22.2	21.2	20.5	19.7	22.0	22.0	21.4	19.5
NiO	0.20	0.20	0.10	0.10	0.30	0.20	0.10	< 0.10
IB	2.05	2.23	2.37	2.45	2.13	2.15	2.22	2.44

### 7.3 - Transferência de Metal

A variação da composição do revestimento pode afetar as propriedades da escória e do metal líquido. No entanto, para os teores analisados, o magnésio não causou alterações significativas nestas propriedades de modo a influenciar o mecanismo de transferência de metal. A análise das figuras 48, 49, 50 e 51, reforçada com a análise de variância (tabelas 33 e 34), indica que, de uma forma geral, o magnésio não afeta significativamente esta transferência. No entanto, percebe-se um efeito (ao nível,  $\alpha$ , de  $\approx 3.0\%$ ) da interação entre o tipo de eletrodo e o tipo de corrente sobre  $F_{cc}$ , para os eletrodos com  $FR = 1.60$  (tabela 33). Enquanto em  $CC+$  praticamente não há efeito do teor de Mg sobre a facilidade de ocorrência de curto-circuito, em  $CA$ , verifica-se uma tendência de aumento deste índice com o aumento



do teor de Mg (figura 48). O efeito mais significativo é o do tipo de corrente. A facilidade de transferência de metal em CA, caracterizada por uma maior facilidade de ocorrência de curtos-circuitos (figura 48) e de transferência de metal (figura 50) é maior do que em CC+. Entretanto, a regularidade é maior em CC+. A comparação de resultados entre a soldagem em CC+ e a soldagem em CA tem uma complicação que deve ser considerada. Dificilmente se obtêm parâmetros idênticos. Para o mesmo comprimento do arco, a tensão eficaz depende do tipo de revestimento e do tipo de corrente. Por outro lado, ao se buscar valores iguais de tensões eficazes, os comprimentos dos arcos são diferentes. Neste trabalho, procurou-se manter o comprimento "exposto" do arco o mais constante possível para todos os experimentos. No entanto, espera-se uma diferença no comprimento real do arco para os dois fatores de revestimento, devido ao "efeito canhão". Este, por sua vez, é maior em CC+, e diminui com o aumento do teor de magnésio e com a redução do fator de revestimento. A tabela 37 apresenta valores médios de três repetições, para a profundidade do "efeito canhão", medidos em eletrodos selecionados dos experimentos "ESTABI". A Análise de Variância indicou que estas variações são significativas. A tensão eficaz foi sempre menor para o eletrodo de revestimento mais fino e em CA (tabela 11). Acredita-se que a maior frequência de curtos-circuitos também contribua para uma menor tensão eficaz em CA.

Em CC+ não há efeito significativo do fator de revestimento sobre o mecanismo da transferência de metal. Já em CA, destaca-se a maior facilidade de ocorrência de curto-circuito para o eletrodo de revestimento mais fino (figura 48). De acordo com Pokhodnya e colaboradores [56], o aumento na espessura do revestimento de eletrodos básicos reduz drasticamente o tempo de curto-circuito (aumenta a facilidade de transferência de metal). No entanto, estes resultados não foram comprovados neste trabalho. O aumento do fator de revestimento aumentou um pouco a facilidade de transferência de metal em CA, mas não causou efeito significativo em CC+ (figura 50).

Embora em CA tanto a facilidade de ocorrência de curto-circuito como a facilidade de transferência de metal sejam maiores que em CC+, as suas regularidades são menores (figuras 51). Isto significa que em CA há uma maior variação dos valores destas grandezas em torno das suas médias.

#### 7.4 - Outras Considerações

A variação no teor de magnésio do revestimento foi compensada com os seguintes elementos: pó de ferro, manganês e silício (tabela 9). Acredita-se que isto não altere consideravelmente o potencial médio de ionização do arco, uma vez que estes elementos apresentam valores equivalentes de energia de ionização ou seja: 7.83 eV para o Fe, 7.94 para o Si, 4.70 para o Mn e 7.61 eV para o Mg. Embora o Mn apresente uma menor energia de ionização, é possível que as variações extremas de apenas 0.5% não sejam suficientes para alterar o comportamento do arco. Isto pode justificar a inexistência de efeito do magnésio na transferência de carga em CC+ (figura 46 e tabela 35). No entanto, em CA, a condutividade elétrica do arco, durante o período de transição da polaridade, é muito dependente das propriedades de

emissão da escória. Neste caso, o magnésio desempenha um papel muito importante devido ao seu efeito sobre a basicidade da escória e, conseqüentemente, sobre as propriedades de emissão da mesma. Para teores de Mg acima de 3.0%, alcançam-se valores de estabilidade do arco (facilidade e regularidade de transferência de carga em CA) superiores aos dos eletrodos rutilicos da classe AWS E6013 [54]. Este comportamento caracteriza o magnésio como excelente estabilizador do arco em CA. Além disso, não há efeito significativo sobre a transferência de metal em ambos os tipos de corrente.

Os resultados, até aqui apresentados, referem-se à soldagens realizadas com um tipo específico de fonte de energia (AD 360 WR). A seguir serão apresentados os efeitos de diferentes tipos de fontes de energia sobre a estabilidade do arco voltaico em CC+ e em CA.

**TABELA 31 - Dados da estabilidade em corrente contínua**

Tipo de Eletrodo	Transferência de Carga		Transferência de Metal			
	Facilidade	Regularidade	Facilidade		Regularidade	
	$FE_1 (W^{-1}s^{-1})$	$RE_1$	$F_{cc} (s^{-1})$	$F_{tm} (s^{-1})$	$R_{cc}$	$R_{tm}$
A	0.90	1.32	2.37	112.3	2.00	3.06
B	0.95	1.36	2.69	115.7	1.98	3.42
C	0.80	1.15	2.29	104.3	2.34	3.45
D	0.94	0.99	2.22	106.8	1.70	2.65
E	0.72	1.24	2.28	111.4	2.01	3.16
F	0.78	1.17	2.05	111.9	2.70	4.15
G	0.62	1.41	1.78	104.2	2.96	4.40
H	0.62	1.14	2.02	109.5	1.98	4.58

TABELA 32 - Dados da estabilidade em corrente alternada

Tipo de Eletrodo	Transferência De Carga		Transferência de Metal			
	Facilidade	Regularidade	Facilidade		Regularidade	
	$B^*$ ( $\Omega^{-1}s^{-1}$ )	$RB^*$	$F_{cc}$ ( $s^{-1}$ )	$F_{tm}$ ( $s^{-1}$ )	$R_{cc}$	$R_{tm}$
A	1347	2.67	5.52	131.2	1.12	2.36
B	1639	3.10	6.16	131.9	1.16	1.72
C	1936	3.96	6.73	144.8	0.98	2.05
D	2179	4.86	8.40	153.9	0.97	1.90
E	1071	2.44	3.65	142.6	1.32	2.29
F	1339	2.84	3.80	137.9	1.22	2.10
G	1622	3.39	3.92	136.4	1.22	2.12
H	1908	4.08	4.47	148.2	1.03	2.15

TABELA 33 - Resultados da ANOVA (FR = 1.60)  
Transferência de Metal

Variável Dependente	Fatores		
	Eletrodo	Corrente	Interação
$F_{cc}$	8.62	0.10	2.85
$F_{tm}$	59.76	0.10	6.02
$R_{cc}$	73.83	0.10	72.32
$R_{tm}$	35.22	0.10	25.14

Obs. níveis de significância,  $\alpha$ , em %.

**TABELA 34 - Resultados da ANOVA (FR = 1.72)  
Transferência de Metal**

Variável Dependente	Fatores		
	Eletrodo	Corrente	Interação
$F_{CC}$	28.06	0.10	8.34
$F_{tm}$	34.09	0.10	63.48
$R_{CC}$	56.70	0.10	65.12
$R_{tm}$	80.36	0.10	66.73

Obs. níveis de significância,  $\alpha$ , em %.

**TABELA 35 - Resultados da ANOVA (CC+)  
Trasferência de carga elétrica**

Variável Dependente	FR = 1.60	FR = 1.72
	Eletrodo	Eletrodo
$FE_1$	71.81	68.46
$RE_1$	55.04	24.70

Obs. níveis de significância,  $\alpha$ , em %.

**TABELA 36 - Resultados da ANOVA (CA)  
Trasferência de carga elétrica**

Variável Dependente	FR = 1.60	FR = 1.72
	Eletrodo	Eletrodo
$B^+$	0.10	0.10
$RB^+$	0.10	0.32

Obs. níveis de significância,  $\alpha$ , em %.

TABELA 37 - Profundidade do efeito canhão (mm)

Tipo de eletrodo	Tipo de corrente	
	CC+	CA
A	3.85	3.16
C	3.25	2.78
D	2.86	2.75
H	4.15	3.97

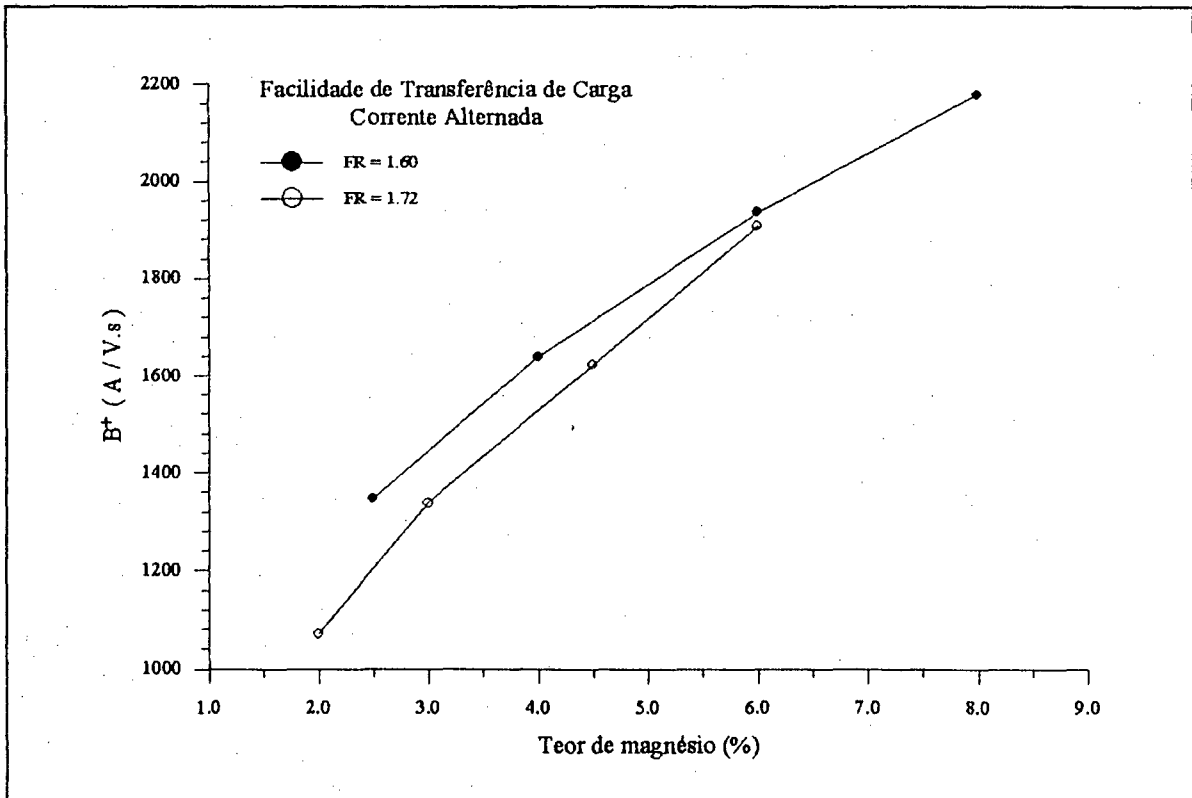


Figura 42 - Efeito do teor de magnésio sobre a facilidade de transferência de carga em CA.

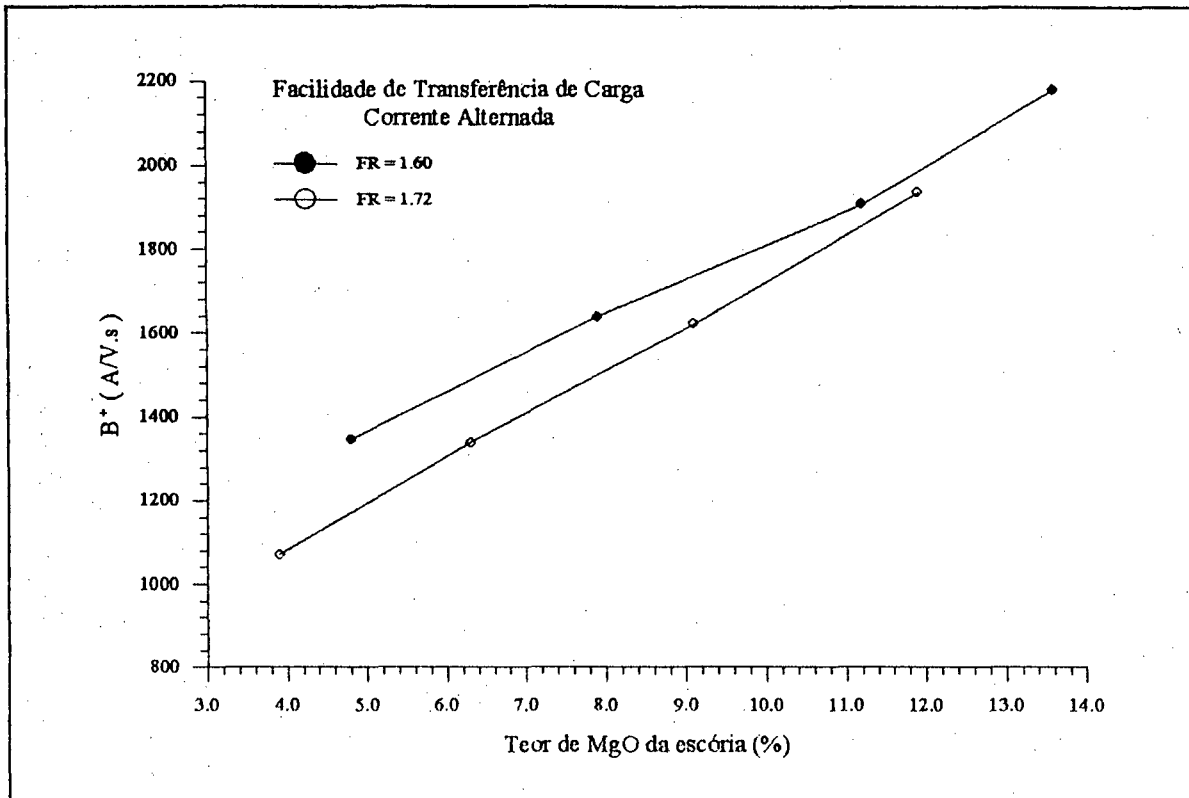


Figura 43 - Efeito do teor de MgO da escória sobre a facilidade de transferência de carga em CA.

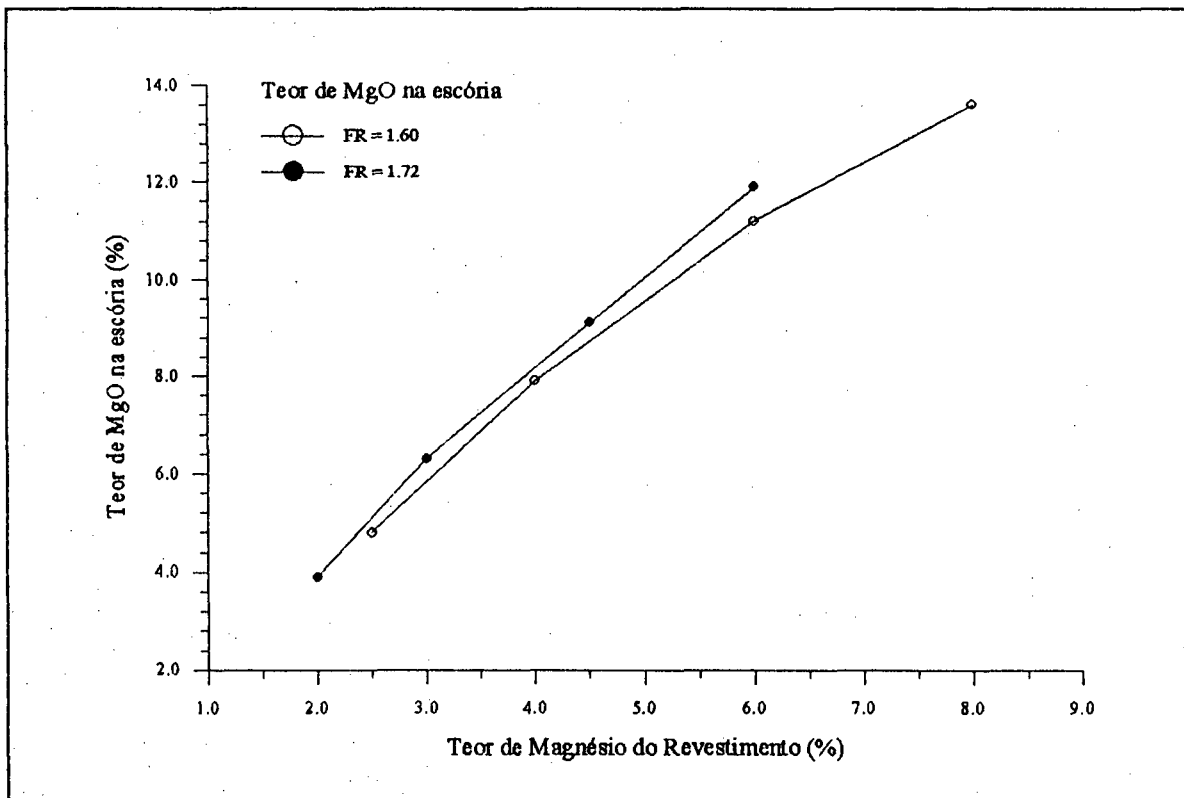


Figura 44 - Efeito do teor de magnésio do revestimento sobre o teor de MgO da escória.

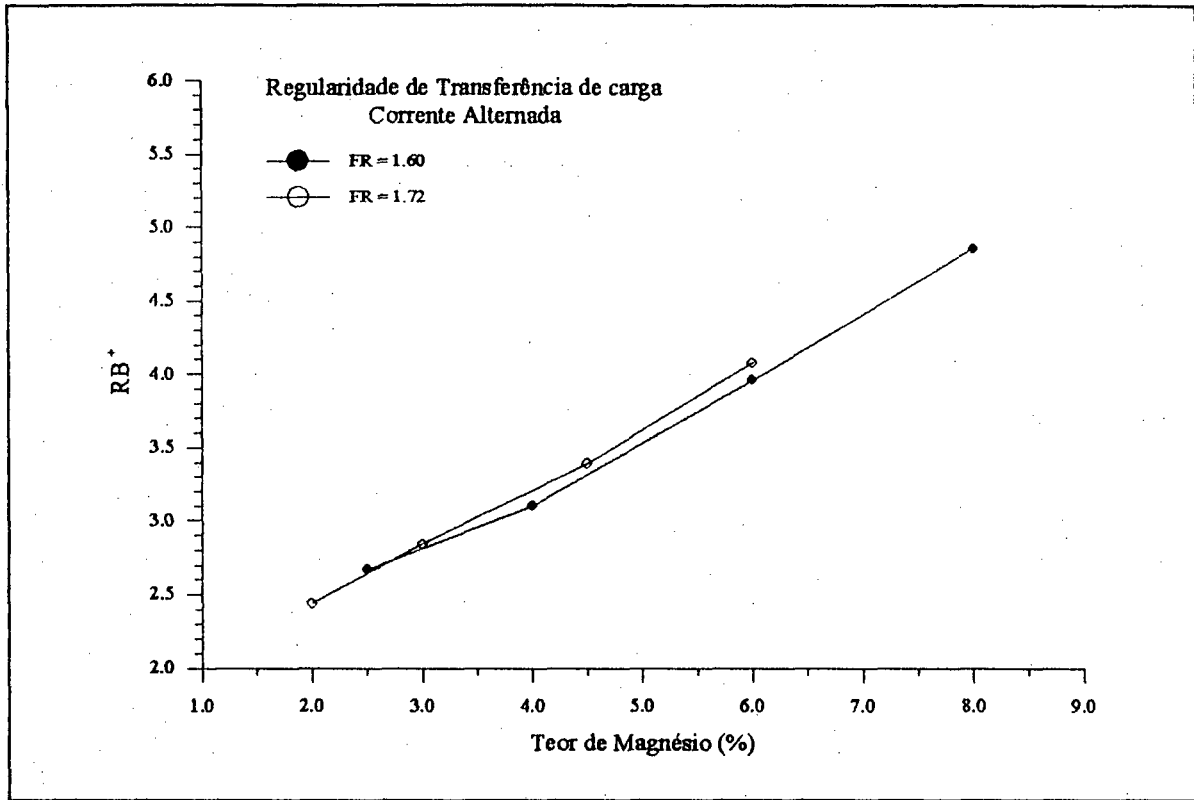


Figura 45 - Efeito do teor de magnésio sobre a regularidade de transferência de carga em CA.

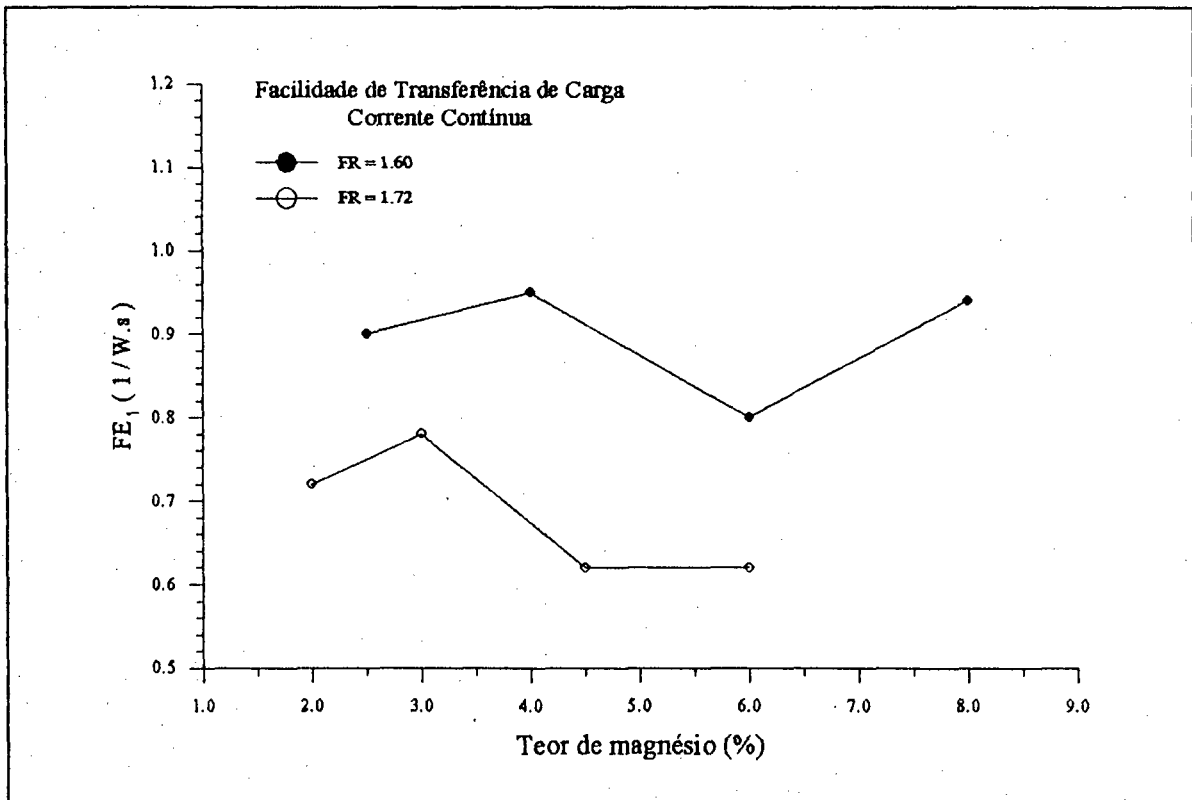


Figura 46 - Efeito do teor de magnésio sobre a facilidade de transferência de carga em CC+.

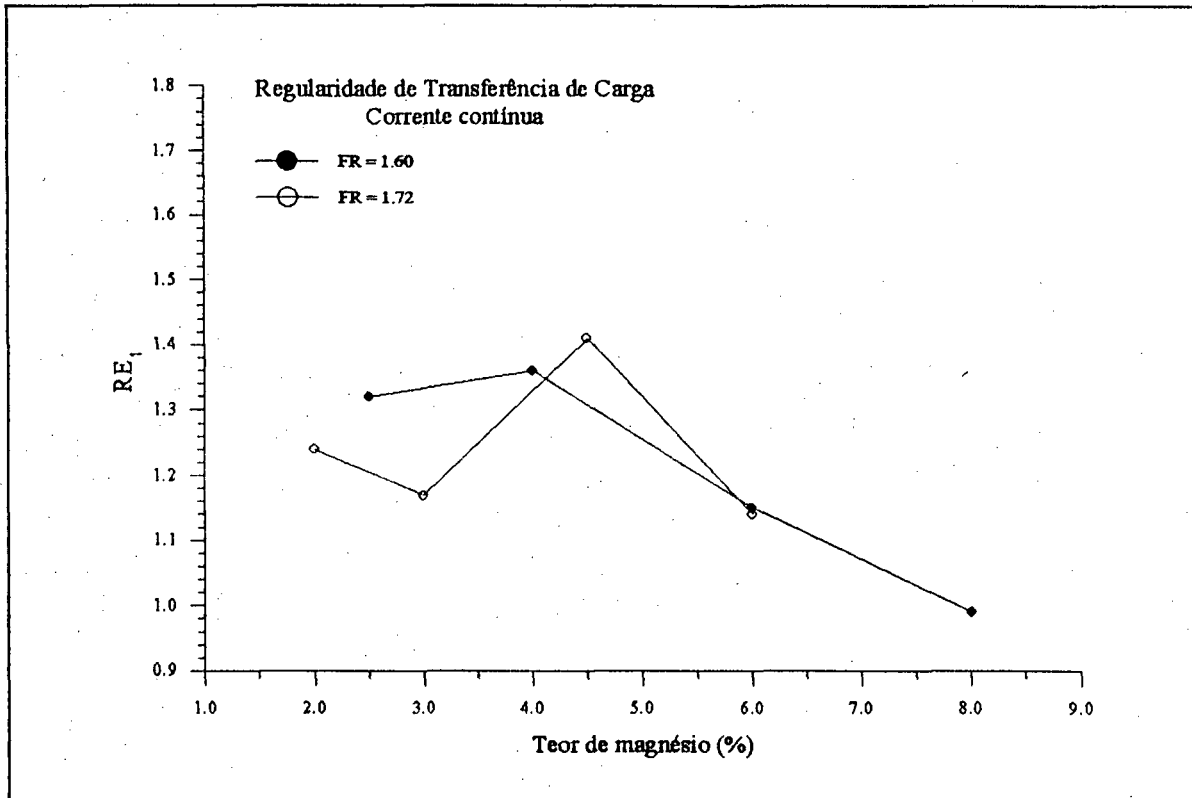


Figura 47 - Efeito do teor de magnésio sobre a regularidade de transferência de carga em CC+.

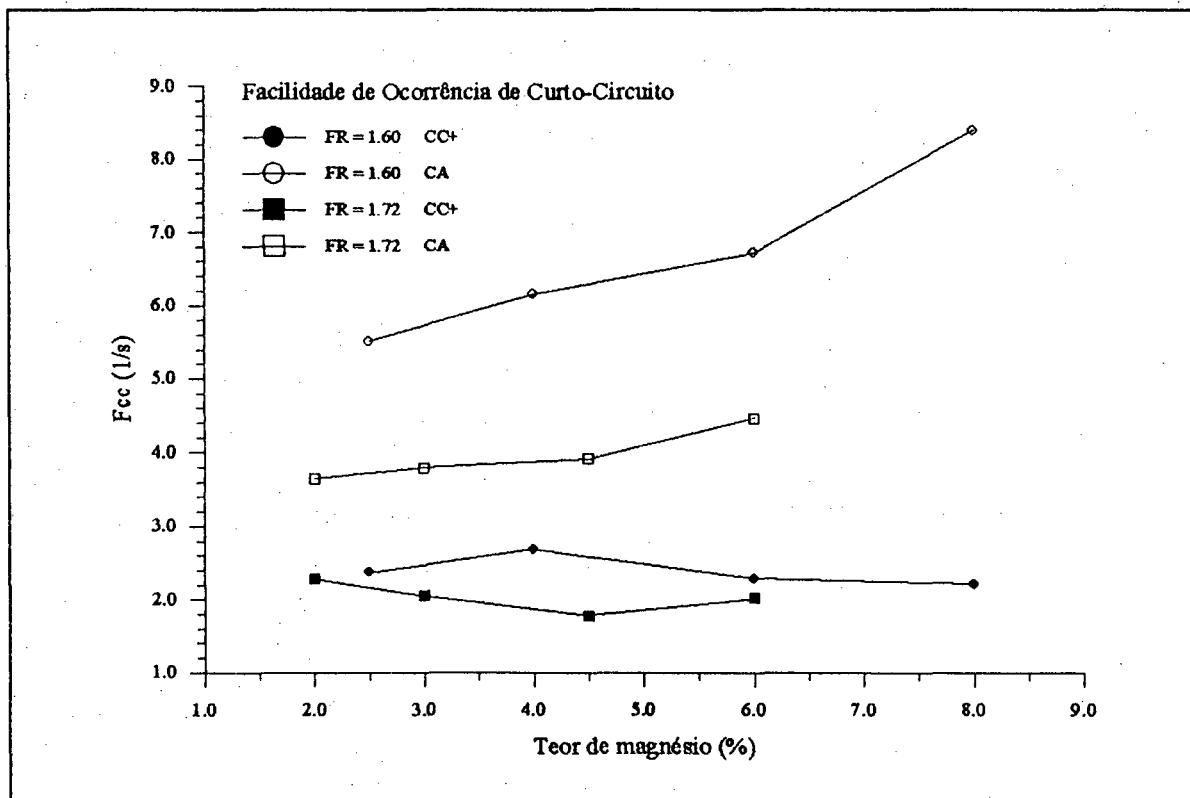


Figura 48 - Efeito do teor de magnésio sobre a facilidade de ocorrência de curto-circuito.



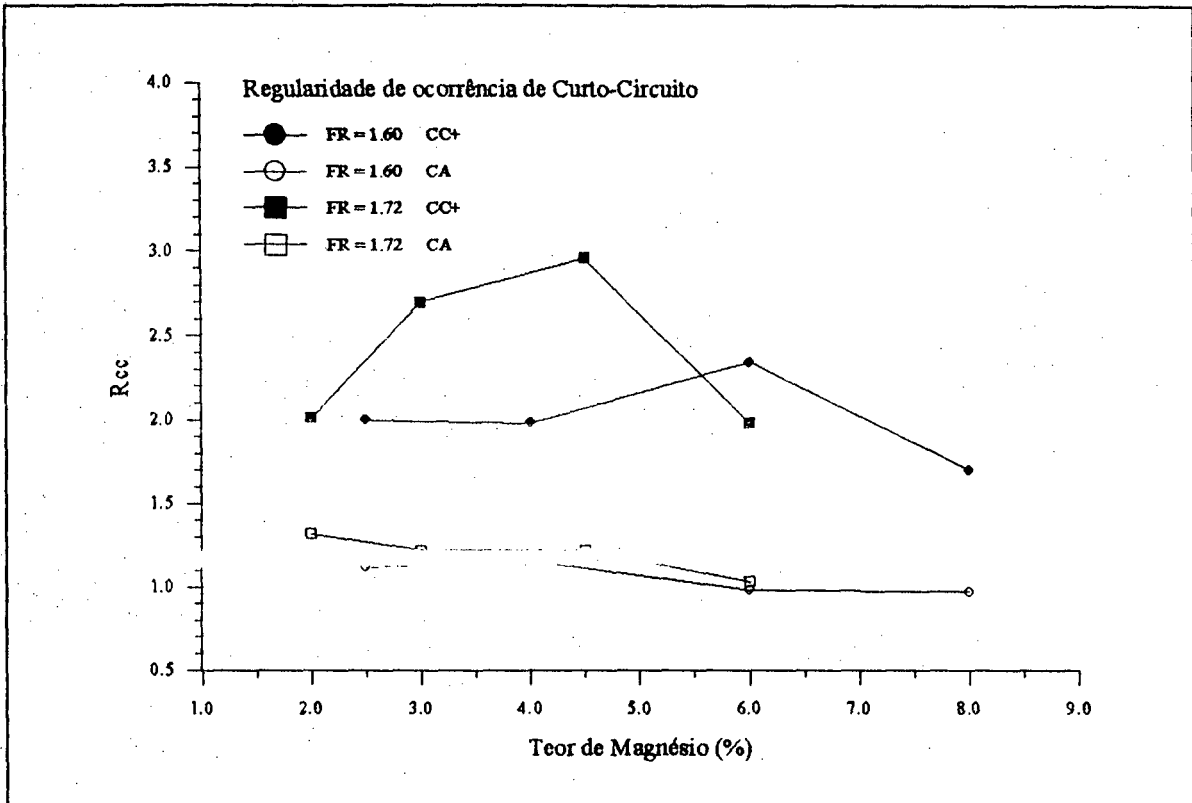


Figura 49 - Efeito do teor de magnésio sobre a regularidade de ocorrência de curto-circuito.

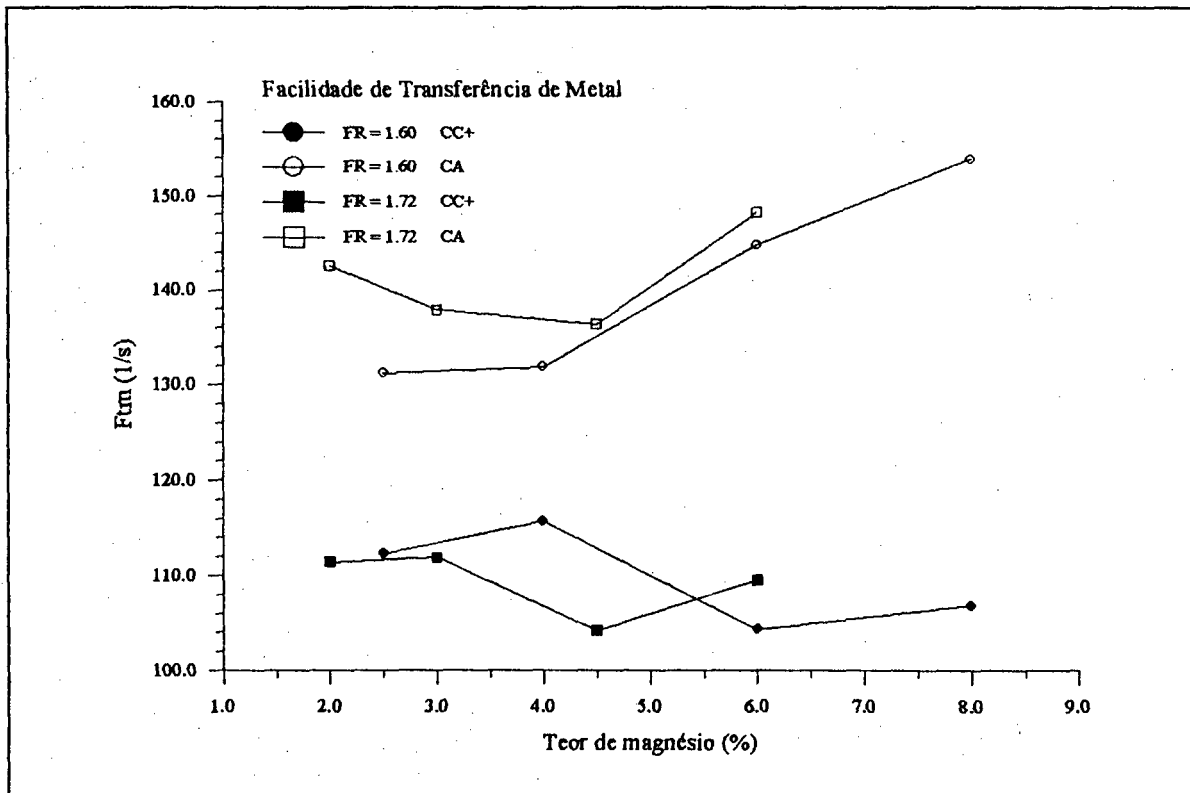


Figura 50 - Efeito do teor de magnésio sobre a facilidade de transferência de metal.

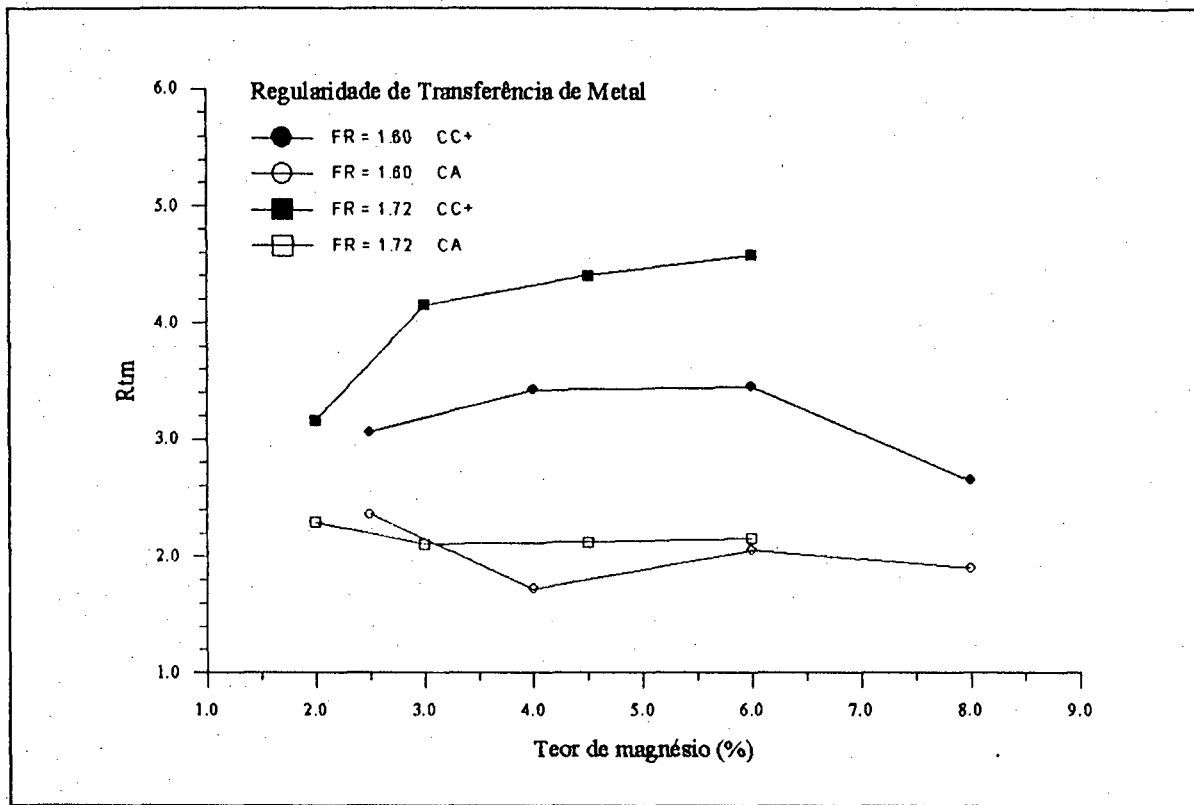


Figura 51 - Efeito do teor de magnésio sobre a regularidade da transferência de metal.

### 7.5 - Efeito do Tipo de Fonte de Energia Sobre a Estabilidade do Arco em Corrente Contínua.

Durante as soldagens observou-se que a facilidade de abertura do arco aumenta com a tensão em vazio da fonte. Acredita-se que a corrente de curto-circuito também seja importante. A maior facilidade para a abertura do arco ocorreu com as duas fontes retificadoras (convencionais). O arco abriu sempre na primeira tentativa. O pior desempenho foi o da fonte transistorizada analógica, a qual apresenta a menor tensão em vazio (54 V).

No estudo do arco voltaico, envolvendo vários tipos de fontes, é conveniente uma análise qualitativa do "campo de trabalho" na curva tensão x corrente. As fontes convencionais apresentaram maiores variações da corrente durante a soldagem. Na fonte AD 360 WR esta variação foi de 90 a 490 A (figura 52). Isto se deve ao tipo de retificação da onda senoidal, com grande amplitude de ondulação da curva de corrente (figura 53), às elevadas correntes de curto-circuito e ainda, ao gradiente da curva característica estática. Em seguida vem a fonte RS 425 NM (figura 54) a qual apresentou uma variação muito menor (120 a 310 A). Esta fonte, com baixas correntes de curto-circuito, apresenta uma retificação com menor amplitude na ondulação da curva de corrente (figura 55). Nas fontes C400 P e LABSOLDA a corrente praticamente não variou durante a soldagem (figuras 56 a 59). A fonte EW 200T apresentou pequenas variações na corrente (figura 60). Esta fonte foi empregada na sua corrente máxima (200 A) e, sempre que a tensão do arco excedia de 30 V a fonte permitia reduções de corrente (figura 61) de modo

a não ultrapassar o valor máximo da sua potência (8 kW). Estas variações não seriam verificadas em soldagens com menores valores de corrente.

A análise das tabelas 38 e 39 indica que o tipo de fonte de energia influencia todas as variáveis estudadas, exceto a facilidade de ocorrência de curtos-circuitos ( $F_{cc}$ ). No entanto, os valores de  $\alpha$  (níveis de significância) são diferentes. O maior efeito se dá sobre a regularidade de transferência de carga ( $RE_1$ ), sobre a facilidade de transferência de metal ( $F_{tm}$ ) e sobre a regularidade de ocorrência de curtos-circuitos ( $R_{cc}$ ), todos com nível de significância  $\alpha < 1.0\%$ . A facilidade de transferência de carga ( $FE_1$ ) vem em seguida com  $\alpha = 2.0\%$  e por último, a regularidade de transferência de metal ( $R_{tm}$ ) com  $\alpha = 5.0\%$ .

TABELA 38 - Dados da estabilidade em CC+

Fonte de Energia	Tipo de Eletrodo	Transferência de Carga		Transferência de Metal			
		Facilidade	Regularidade	Facilidade		Regularidade	
		$FE_1$ ( $W^{-1}s^{-1}$ )	$RE_1$	$F_{cc}$ ( $s^{-1}$ )	$F_{tm}$ ( $s^{-1}$ )	$R_{cc}$	$R_{tm}$
EW 200 T	A	0.96	2.11	2.27	80.3	4.35	4.66
	D	1.02	1.88	2.49	72.1	3.82	3.89
LABSOLDA	A	1.00	1.76	2.06	83.8	3.49	3.60
	D	1.22	1.89	2.43	77.6	2.44	3.47
C400 P	A	1.20	1.74	2.00	78.8	2.94	4.17
	D	1.30	1.28	2.23	80.4	3.05	4.41
RS 425 NM	A	1.19	1.77	2.18	87.8	2.94	2.87
	D	1.23	1.68	2.16	72.0	2.30	2.84
AD 360 WR	A	0.90	1.32	2.37	112.3	2.00	3.06
	D	0.94	0.99	2.22	106.8	1.70	2.65

### 7.5.1 - Transferência de Carga Elétrica

A facilidade de transferência de carga ( $FE_1$ ) foi maior para as fontes C400 P e RS 425 NM e menor para a fonte AD 360 WR (tabela 38). Esta fonte apresentou os maiores valores de tensão média (31.5 V) e de corrente média (347 A) de reabertura do arco após o curto-circuito, o que resulta numa elevada potência média (10930 VA) e, embora o seu tempo médio de reabertura tenha sido o menor (0.32 ms) dentre todas as fontes analisadas, o valor de  $FE_1$  se manteve baixo. Os maiores valores de  $FE_1$  para

as fontes C400 P e RS 425 NM estão associados as menores correntes (197 e 199 A) e tempos (0.44 e 0.46) entre as demais, uma vez que as tensões de reabertura são equivalentes. Pode-se supor que, após a transferência da gota, a distância entre a ponta do eletrodo e a poça de fusão seja proporcional à corrente de curto-circuito. Isto explicaria a maior tensão de reabertura para a fonte AD 360 WR, enquanto os menores valores para  $t_1$  poderiam estar relacionados com a maior corrente de curto-circuito, a qual aceleraria a reabertura do arco. Embora verifique-se uma pequena elevação na corrente ( $I \approx 280$  A), durante o curto-circuito, para a fonte RS 425 NM (figura 55), parece que este aumento, para eletrodos de 5.0 mm de diâmetro, não é suficiente para influir na tensão de reabertura.

A fonte AD 360 WR apresentou também o pior índice de regularidade (tabela 38) seguida da fonte C400 P. As demais apresentaram índices estatisticamente equivalentes com uma tendência de melhora para a fonte EW 200 T.

**TABELA 39 - Resultados da Análise de Variância em CC+**  
(níveis de significância,  $\alpha$ , em %)

Variável dependente	Fatores		
	Fonte	Eletrodo	Interação
$FE_1$	1.89	18.14	91.66
$RE_1$	0.10	9.68	54.22
$F_{cc}$	73.79	34.40	73.36
$F_{tm}$	0.10	1.91	42.12
$R_{cc}$	0.28	14.00	83.10
$R_{tm}$	4.50	57.15	93.44

### 7.5.2 - Transferência de Metal

A variável mais importante afetada pelo tipo de fonte de energia foi o tempo médio de curto-circuito. No entanto, verificaram-se apenas dois níveis de variações (tabela 38). A fonte AD 360 WR apresentou os maiores valores de  $F_{tm}$  ( $110 \text{ s}^{-1}$  em média), enquanto as demais apresentaram valores estatisticamente equivalentes (de 79 a  $88 \text{ s}^{-1}$ ). Na fonte AD 360 WR, a corrente pode subir até valores próximos de 500 A no momento do curto-circuito (figura 53). Isto intensifica o "efeito constricção" e acelera a transferência da gota para a poça de fusão. Nas demais fontes, a corrente não sofre variações consideráveis no instante do curto-circuito, de forma que no mecanismo de transferência predomina a ação da tensão superficial da poça líquida. Vale salientar que, se por um lado, uma transferência rápida (maior

$F_{tm}$ ) caracteriza um arco mais estável, por outro lado, o aumento da quantidade de salpicos, causado pelo destacamento da gota por efeito de elevadas correntes de curto-circuito, reduz o rendimento dos eletrodos. Além disso, a salpicagem excessiva pode dificultar a limpeza do cordão de solda.

O efeito das fontes de energia sobre a regularidade da transferência de metal no curto-circuito ( $R_{tm}$ ) indica uma diferença pouco significativa (tabela 39). Percebe-se que as fontes AD 360 WR e RS 425 NM apresentam os menores índices de regularidade (tabela 38).

Embora a fonte de energia não tenha afetado a facilidade de ocorrência de curtos-circuitos  $F_{cc}$  (tabela 39), percebe-se um efeito significativo sobre a sua regularidade ( $R_{cc}$ ). O melhor desempenho foi o da fonte EW 200 T e o pior foi da fonte AD 360 WR. As demais tiveram desempenhos equivalentes (tabela 38).

#### 7.6 - Efeito do Tipo de Fonte de Energia Sobre a Estabilidade do Arco em Corrente Alternada.

Em corrente alternada comparou-se a fonte convencional (AD 360 WR), de onda senoidal, com a fonte transistorizada chaveada no secundário (LABSOLDA), de onda quadrada. Verificou-se uma maior facilidade de abertura do arco para a fonte convencional, a qual apresenta maior tensão em vazio e maior corrente de curto-circuito (figuras 62 e 64). A análise do campo de trabalho também mostra a mesma tendência verificada em CC+ (figuras 63 e 65). A tabela 40 apresenta os valores médios das grandezas indicativas da estabilidade do arco para as duas fontes empregadas.

TABELA 40 - Dados da estabilidade em CA

Fonte de Energia	Tipo de Eletrodo	Transferência de Carga		Transferência de Metal			
		Facilidade	Regularidade	Facilidade		Regularidade	
		$B^*$ ( $\Omega^{-1}s^{-1}$ )	$RB^*$	$F_{cc}$ ( $s^{-1}$ )	$F_{tm}$ ( $s^{-1}$ )	$R_{cc}$	$R_{tm}$
LABSOLDA	A	11816	2.39	1.98	75.6	1.84	2.37
	D	10146	2.34	1.80	73.7	1.80	2.70
AD 360 WR	A	1347	2.68	5.52	131.2	1.12	2.36
	D	2179	4.86	8.40	153.9	0.97	1.90

A análise da tabela 41 indica que o tipo de fonte afeta, ao nível de significância de 0.1 %, todas as variáveis analisadas, exceto a regularidade de transferência de metal. Ao contrário da corrente contínua, em CA percebe-se o efeito da interação entre os fatores (tipo de eletrodo e tipo de fonte). A

variação dos índices  $B^*$ ,  $RB^*$  e  $F_{cc}$  para os dois tipos de eletrodos depende do tipo de fonte.

**TABELA 41** - Resultados da Análise de Variância em CA  
(níveis de significância,  $\alpha$ , em %)

Variável dependente	Fatores		
	Fonte	Eletrodo	Interação
$B^*$	0.10	20.00	0.16
$RB^*$	0.10	0.10	0.10
$F_{cc}$	0.10	0.64	0.30
$F_{tm}$	0.10	9.51	5.28
$R_{cc}$	0.10	46.76	68.92
$R_{tm}$	15.88	81.54	17.09

### 7.6.1 - Transferência de Carga

A fonte LABSOLDA apresenta maior facilidade de transferência de carga. Nesta fonte, para o eletrodo A, o índice  $B^*$  é 8.8 vezes maior do que para a fonte AD 360 WR. Para o eletrodo D, esta relação cai para 4.7 (tabela 40). Enquanto o aumento no teor de magnésio melhora a estabilidade (índice  $B^*$ ) para a fonte AD 360 WR (em torno de 62 %), para a fonte LABSOLDA há uma redução (aproximadamente 16 %). Nas fontes de onda senoidal, na mudança de polaridade, há uma redução da corrente por um tempo muito maior do que nas fontes de onda quadrada. Neste período, o arco é mantido essencialmente por efeito da emissão termoiônica, a qual é muito dependente da temperatura e da "função de trabalho" do eletrodo e da poça de fusão. Como visto no item 7.2.1, o aumento no teor de magnésio de 2.0 para 8.0 %, aumenta a basicidade da escória (tabela 30) e, conseqüentemente, a sua capacidade termoiônica [19]. Os óxidos resultantes (MgO) apresentam uma baixa "função de trabalho" e a escória, contendo estes óxidos, deve também ter sua "função de trabalho" reduzida [19]. Isto justifica o expressivo aumento da facilidade de transferência de carga para o eletrodo D na fonte de onda senoidal. Os elevados valores de  $B^*$ , para a fonte LABSOLDA ocorrem principalmente devido as elevadas correntes de reestabelecimento do arco,  $I_1^*$  (de 180 a 200 A contra 40 a 70 A para a fonte AD 360 WR). Os tempos de reestabelecimento do arco também são menores e a tensão,  $U_1^*$ , independe do tipo de eletrodo. Isto ocorre porque, nas fontes de onda quadrada, não há redução, por tempo significativo, da corrente durante a inversão de polaridade. Neste caso, a ação da fonte é mais importante do que a ação da composição da coluna do arco e das propriedades de emissão dos eletrodos.

A regularidade de transferência de carga,  $RB^*$ , foi maior para a fonte de onda senoidal. Neste tipo de fonte, o aumento do teor de magnésio aumenta a regularidade, enquanto que para a fonte LABSOLDA, não há efeito do tipo de eletrodo. Acredita-se que a ação estabilizadora do magnésio contribua para esta ocorrência.

### 7.6.2 - Transferência de Metal.

Tanto a facilidade de ocorrência de curtos-circuitos, como a de transferência de metal foram maiores para a fonte AD 360 WR e aumentam para o eletrodo D. No entanto, a regularidade, em ambos os casos, foi maior para a fonte LABSOLDA. Enquanto, para esta fonte, a transferência de metal praticamente independe do tipo de eletrodo, na fonte de onda senoidal há efeito significativo do teor de magnésio (tabela 40). A explicação para as diferenças nos valores de  $F_{im}$  são as mesmas apresentadas em CC+. Os elevados valores de  $F_{cc}$  para a fonte AD 360 WR parecem estar relacionados com as características da fonte, especialmente com as condições do arco durante a mudança de polaridade. Percebe-se, neste tipo de fonte, uma grande quantidade de curtos-circuitos na mudança de polaridade, quando os valores de corrente são baixos. Outro trabalho com eletrodos comerciais, básicos, rútilicos e celulósicos, em CC+ e CA [54], indicou que, para esta fonte, os valores de  $F_{cc}$  e de  $F_{im}$  são maiores em corrente alternada (tabelas 27 e 28). No entanto, a análise quantitativa da transferência metálica, a partir dos valores instantâneos da tensão e da corrente de soldagem em CA, é muito recente. Acredita-se que o LABSOLDA da UFSC seja pioneiro neste tipo de estudo pois, de acordo com a literatura especializada [19] ainda não foram desenvolvidos "softwares" para a determinação das frequências e dos tempos de curto-circuito em CA. Por isso, fazem-se necessários estudos mais detalhados para se entender melhor este comportamento, em CA, para fontes de onda senoidal.

## 7.7 - Considerações Sobre o Efeito do Tipo de Eletrodo Para as Diferentes Fontes de Energia.

### 7.7.1 - Em Corrente Contínua.

O tipo de eletrodo afeta, ao nível  $\alpha \approx 2.0\%$ , apenas a facilidade de transferência de metal  $F_{im}$  (tabela 39). Verifica-se uma tendência de redução deste índice, com o aumento do teor de Mg, para todas as fontes de energia, exceto para a fonte C400 P (tabela 38).

### 7.7.2 - Em Corrente Alternada.

Especialmente em CA, percebe-se a importância do tipo de fonte de energia sobre a estabilidade do arco. Para a fonte AD 360 WR, o aumento no teor de Mg de 2.5 (eletrodo A) para 8.0 % (eletrodo D) afeta significativamente a transferência de carga elétrica (tabela 40) e, em menor escala, a transferência de metal (tabela 40). Verifica-se o aumento nos índices  $B^*$ ,  $RB^*$ ,  $F_{cc}$  e  $F_{im}$ . Estes efeitos não são verificados na soldagem com a fonte LABSOLDA.

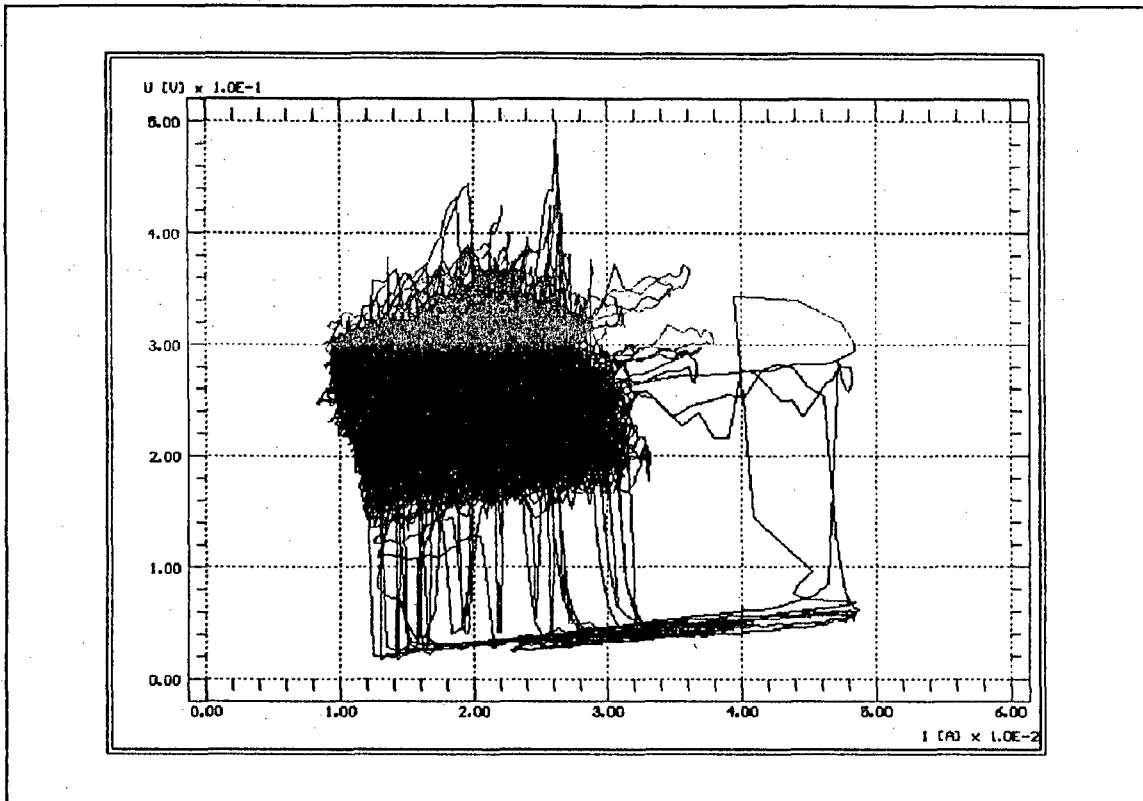


Figura 52 - Campo de trabalho para a fonte AD 360 WR em CC+. Eletrodo A.

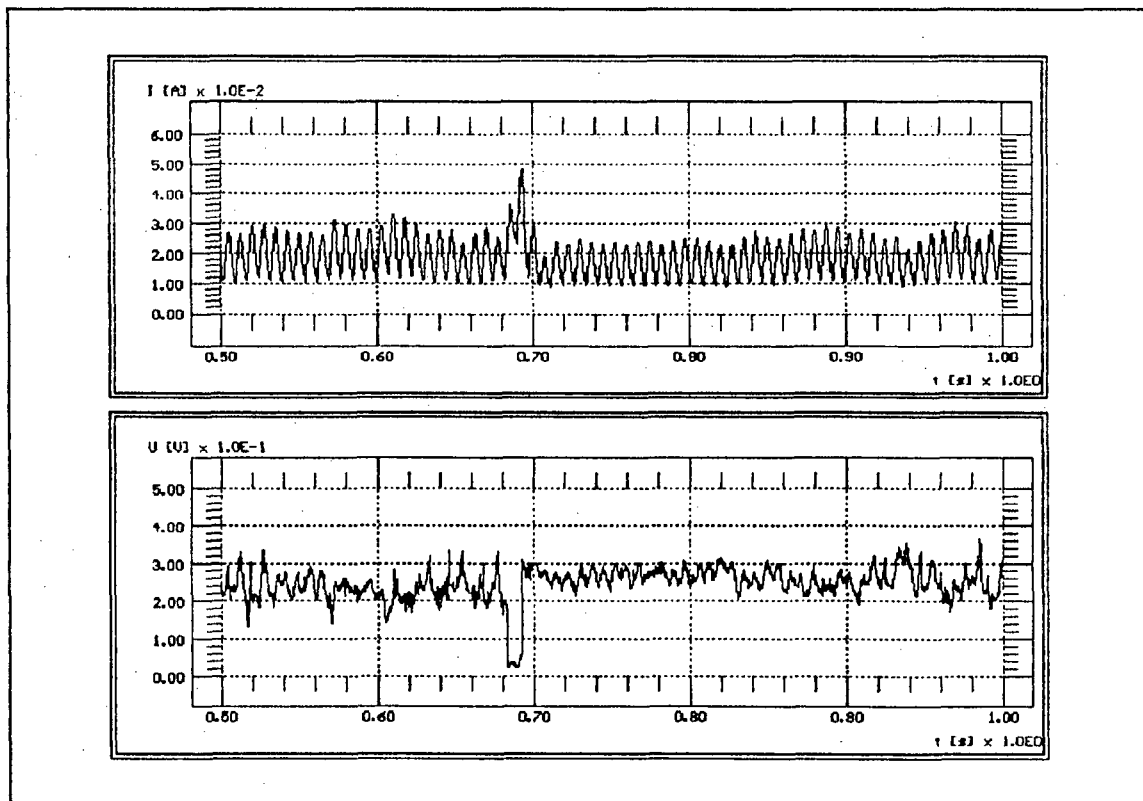


Figura 53 - Comportamento da tensão e da corrente para a fonte AD 360 WR. Eletrodo A.



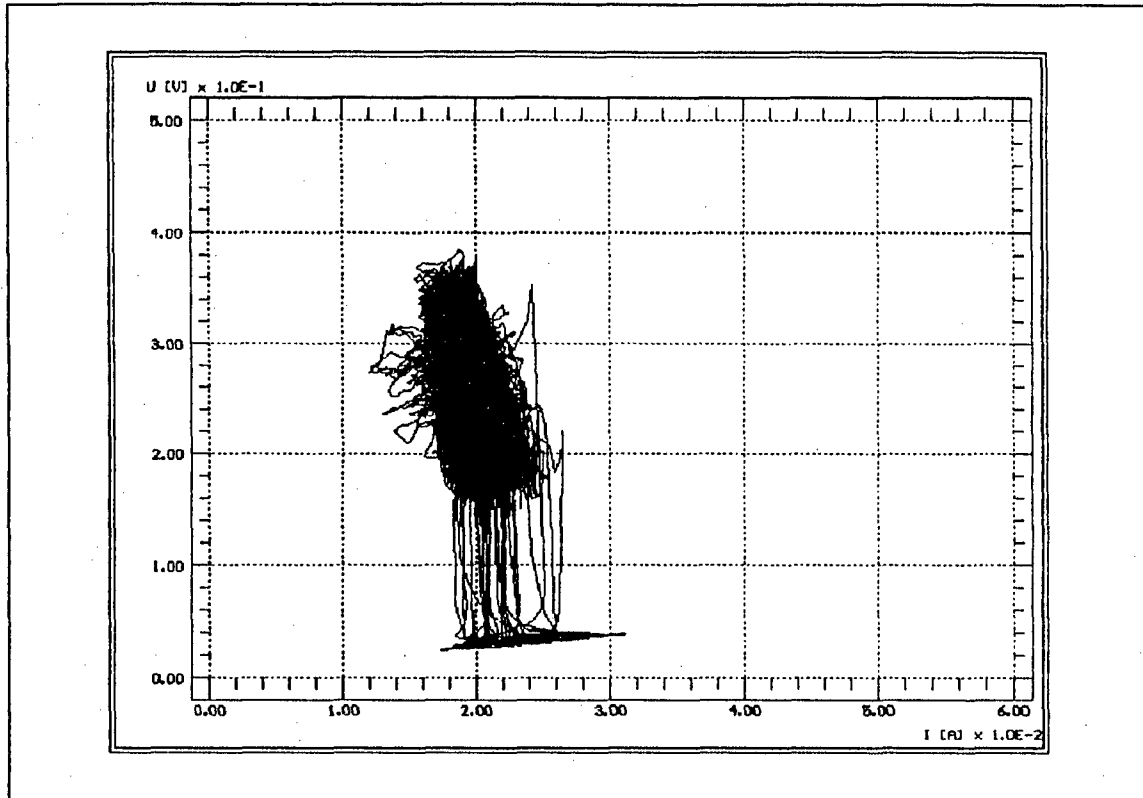


Figura 54 - Campo de trabalho para a fonte RS 425 NM em CC+. Eletrodo A.

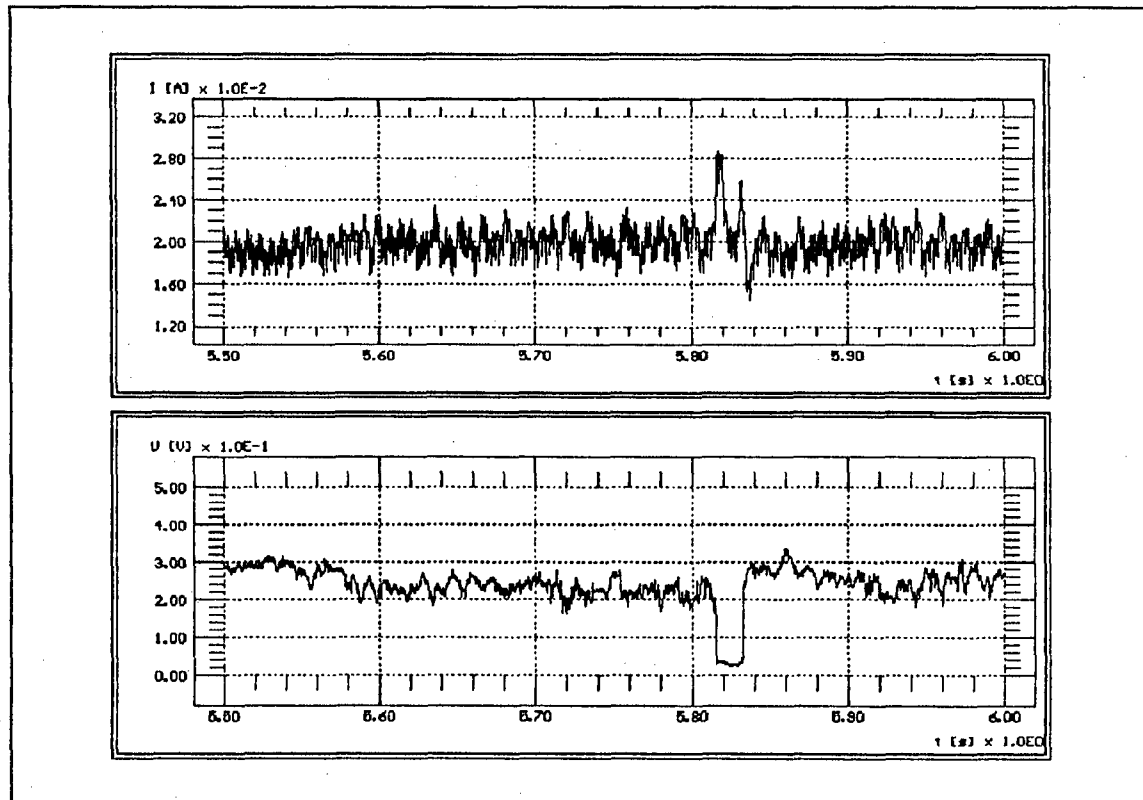


Figura 55 - Comportamento da tensão e da corrente para a fonte RS 425 NM. Eletrodo A.

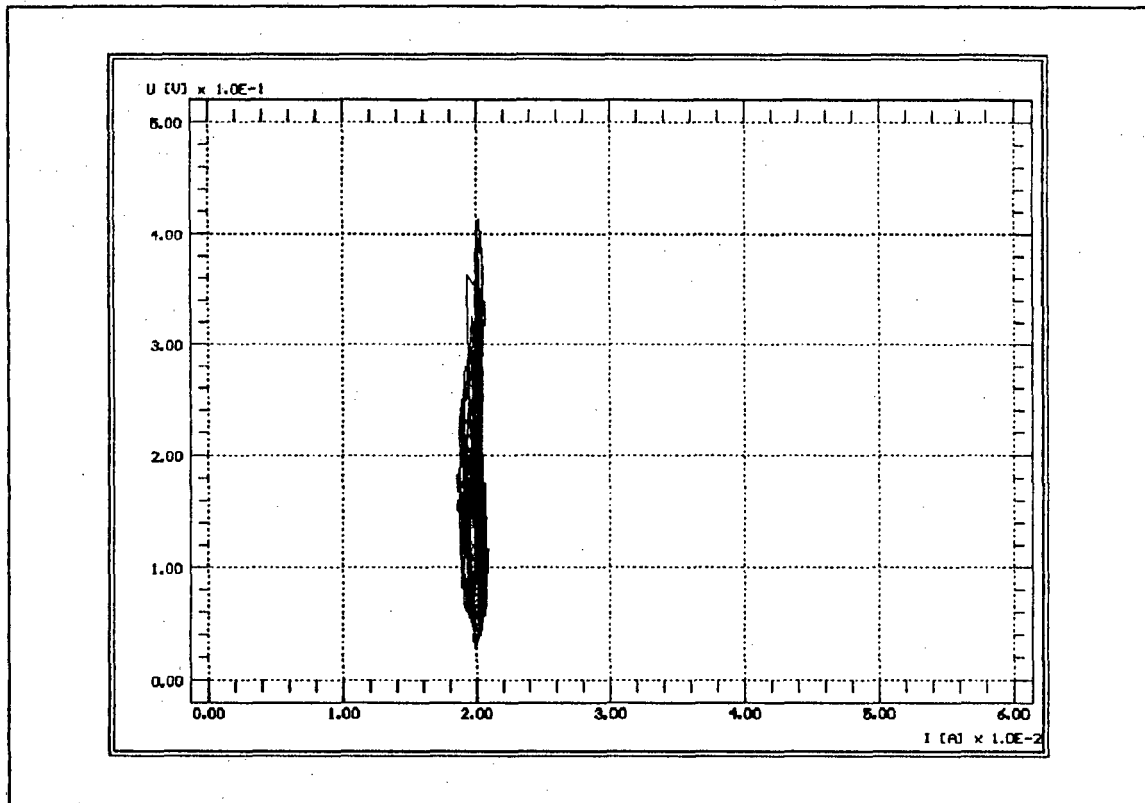


Figura 56 - Campo de trabalho para a fonte C400 P em CC+. Eletrodo A.

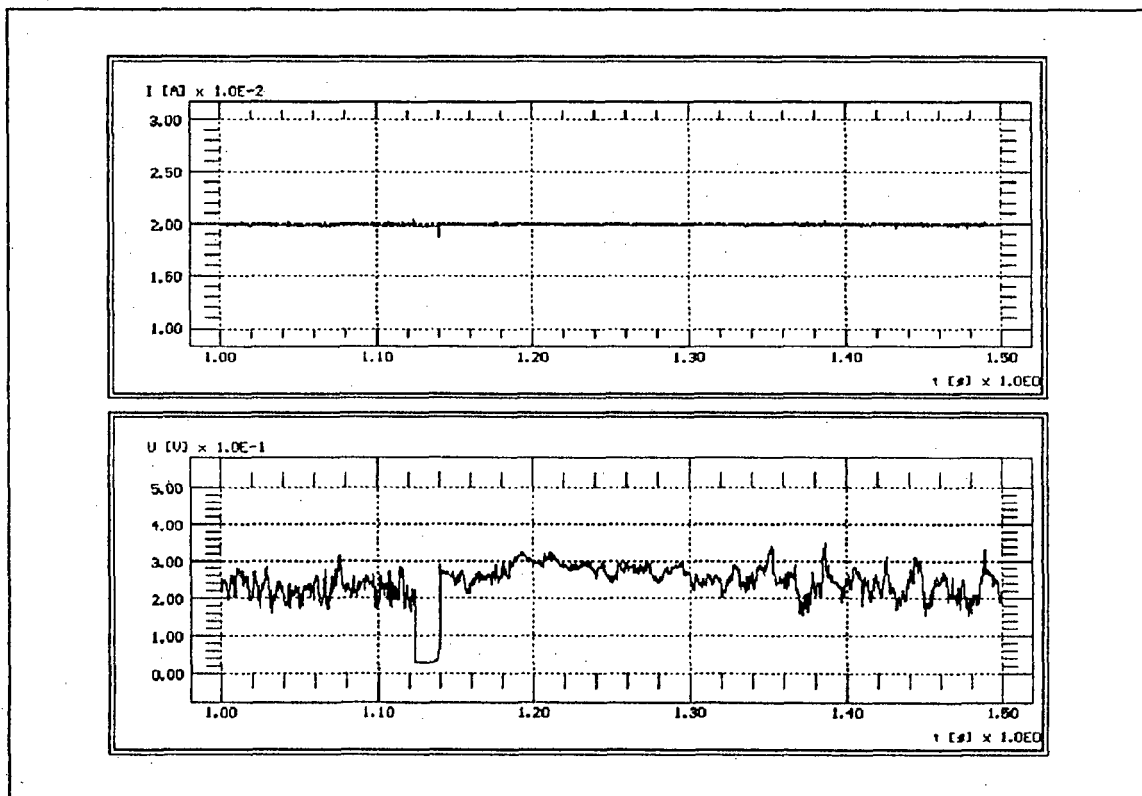


Figura 57 - Comportamento do tensão e da corrente para a fonte C400 P. Eletrodo A.

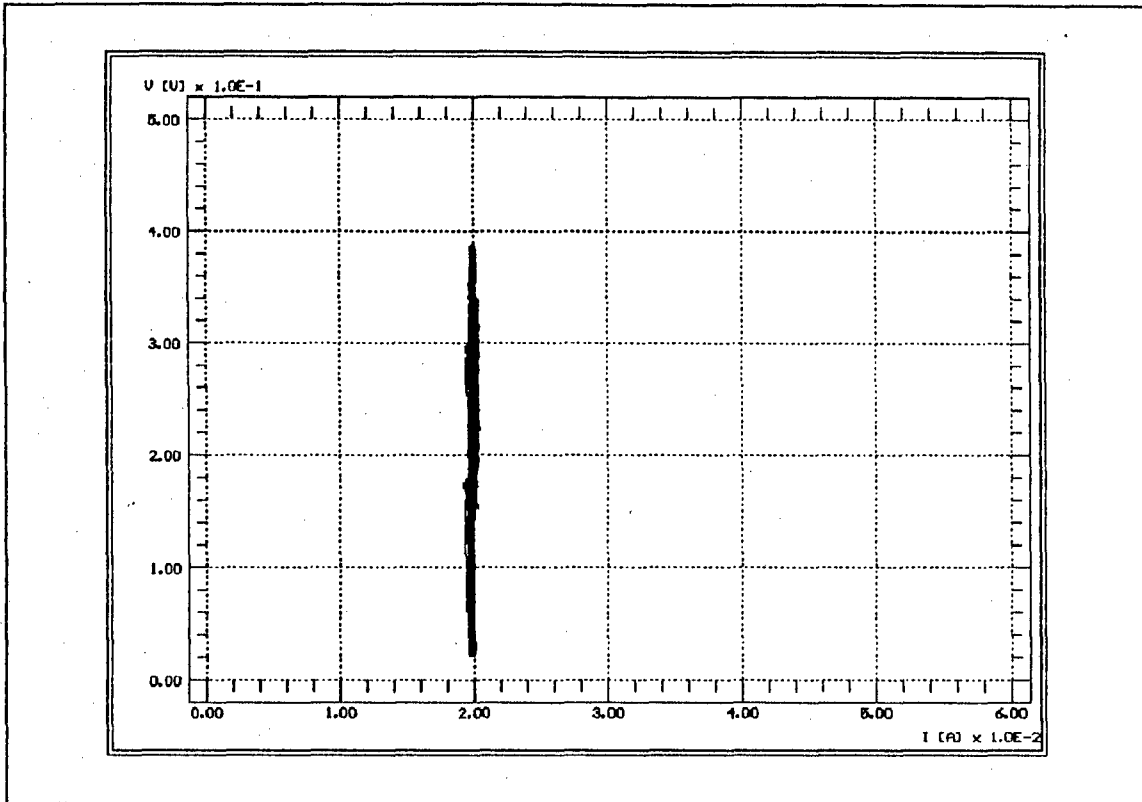


Figura 58 - Campo de trabalho para a fonte LABSOLDA em CC+. Eletrodo A.

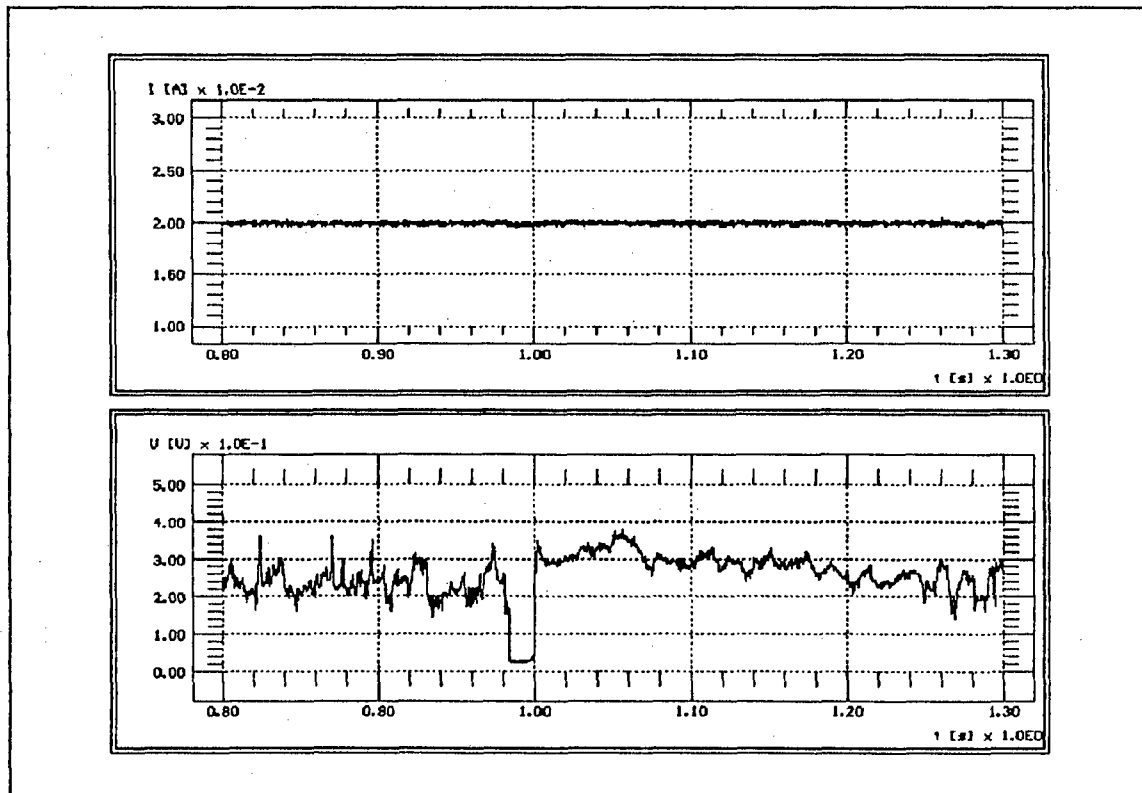


Figura 59 - Comportamento da tensão e da corrente para a fonte LABSOLDA. Eletrodo A.

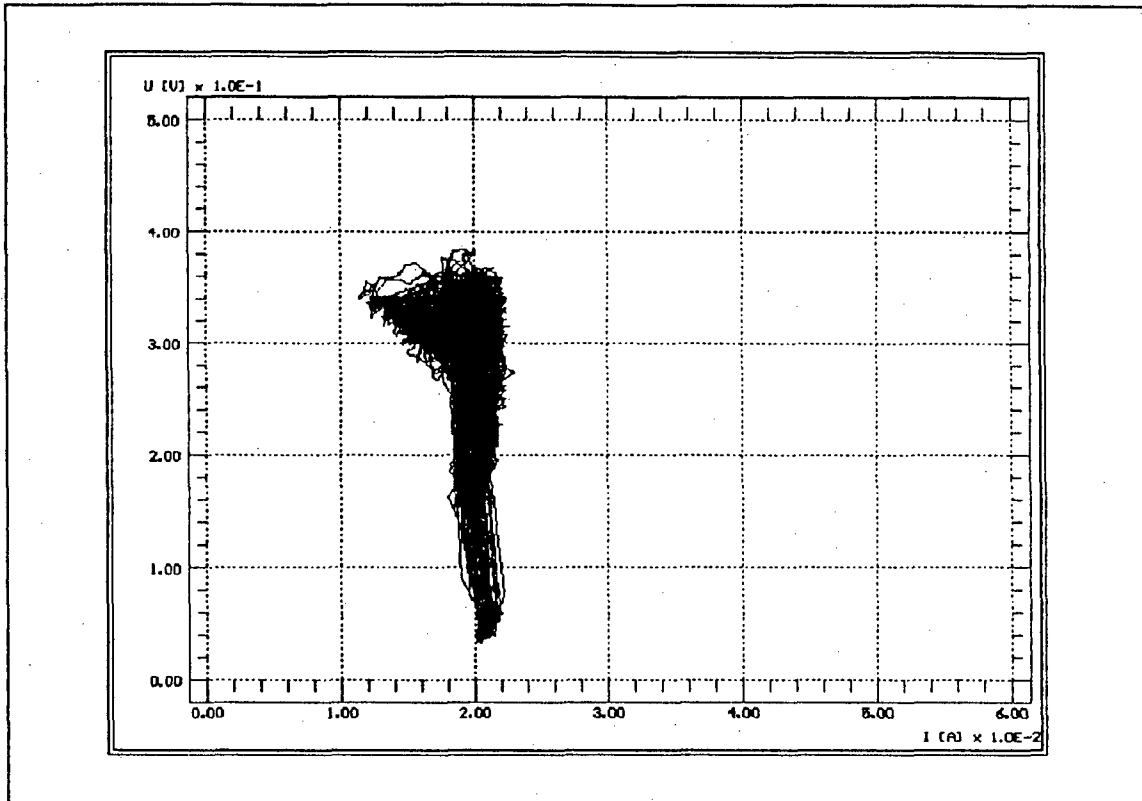


Figura 60 - Campo de trabalho para a fonte EW 200T em CC+. Eletrodo A.

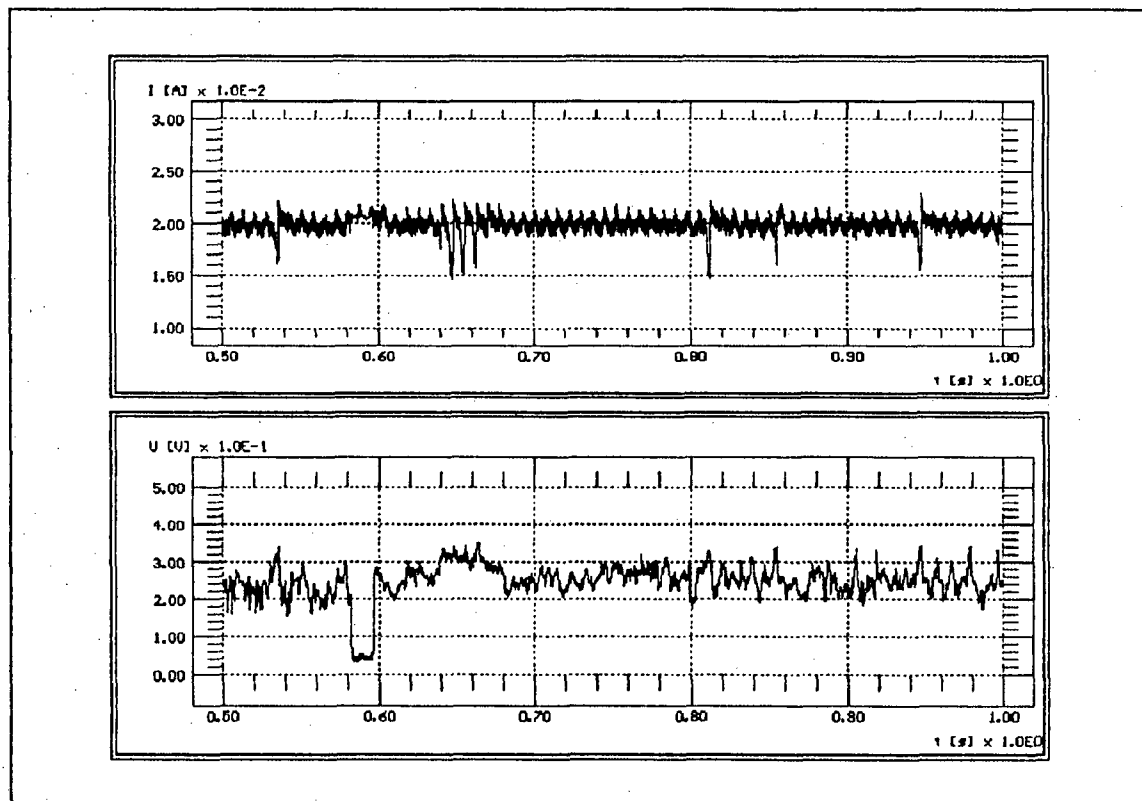


Figura 61 - Comportamento da tensão e da corrente para a fonte EW 200T. Eletrodo A.

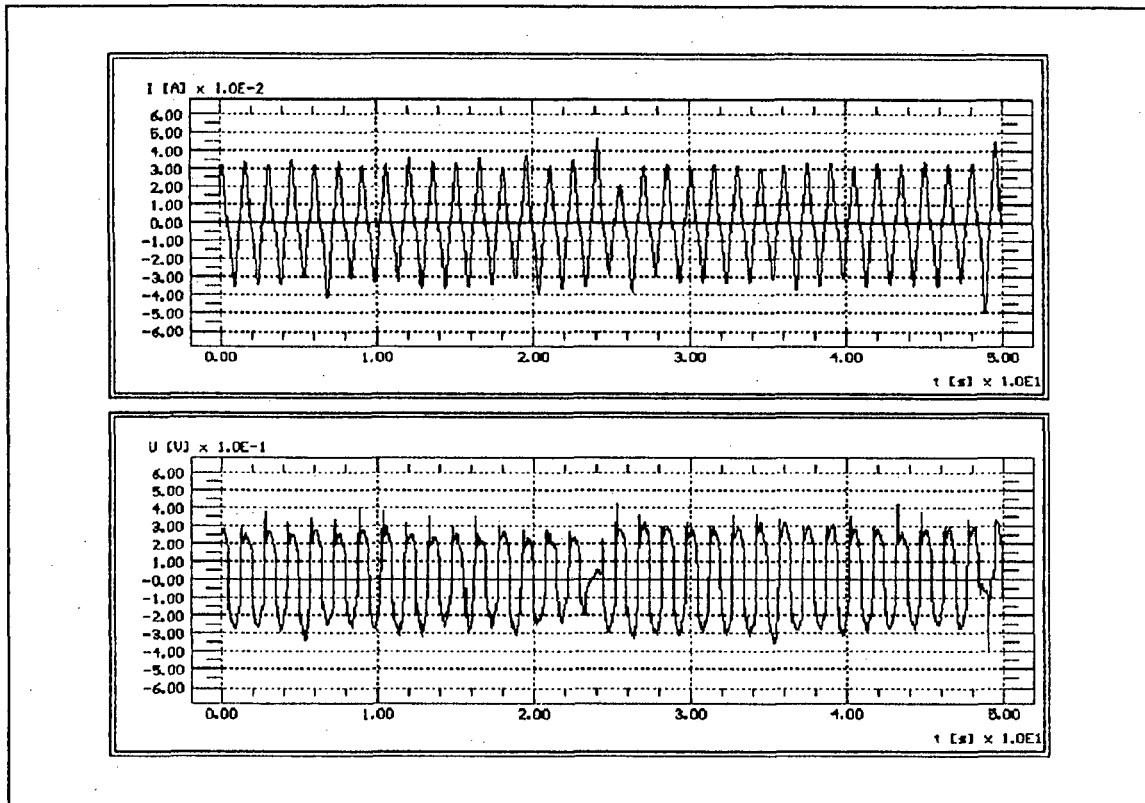


Figura 62 - Comportamento da tensão e da corrente para a fonte AD 360 WR em CA. Eletrodo A.

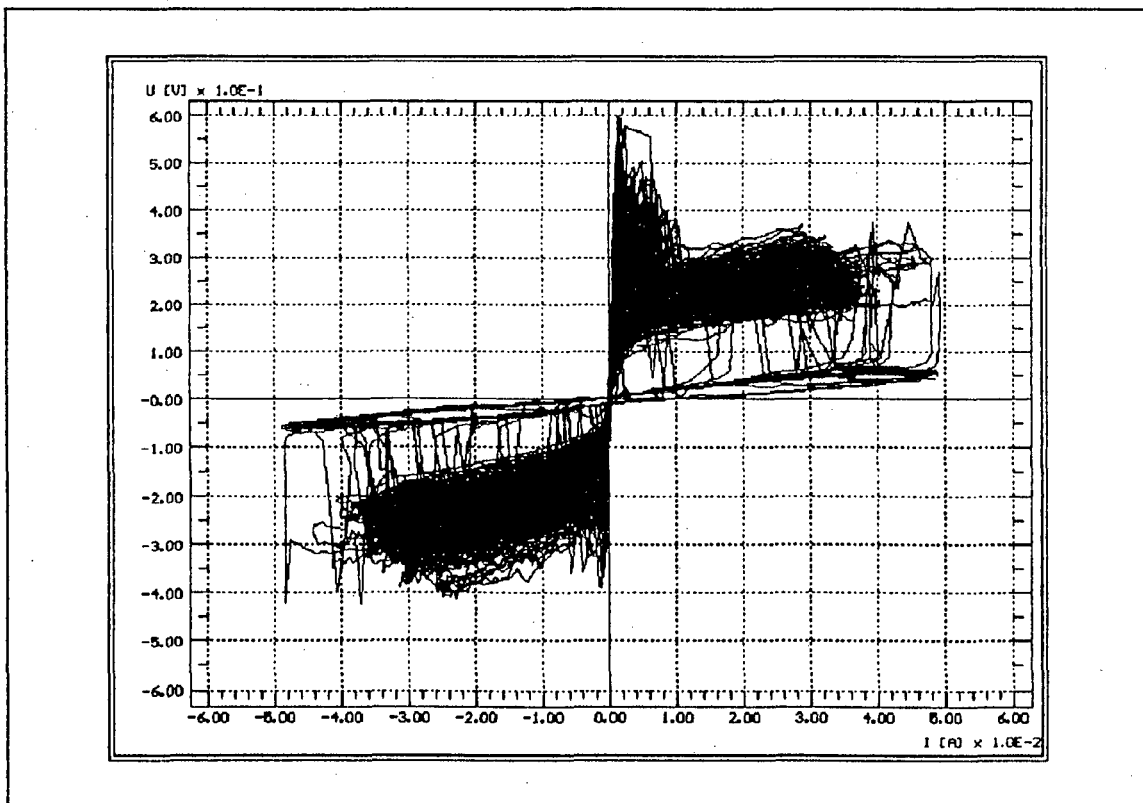


Figura 63 - Campo de trabalho para a fonte AD 360 WR em CA. Eletrodo A.

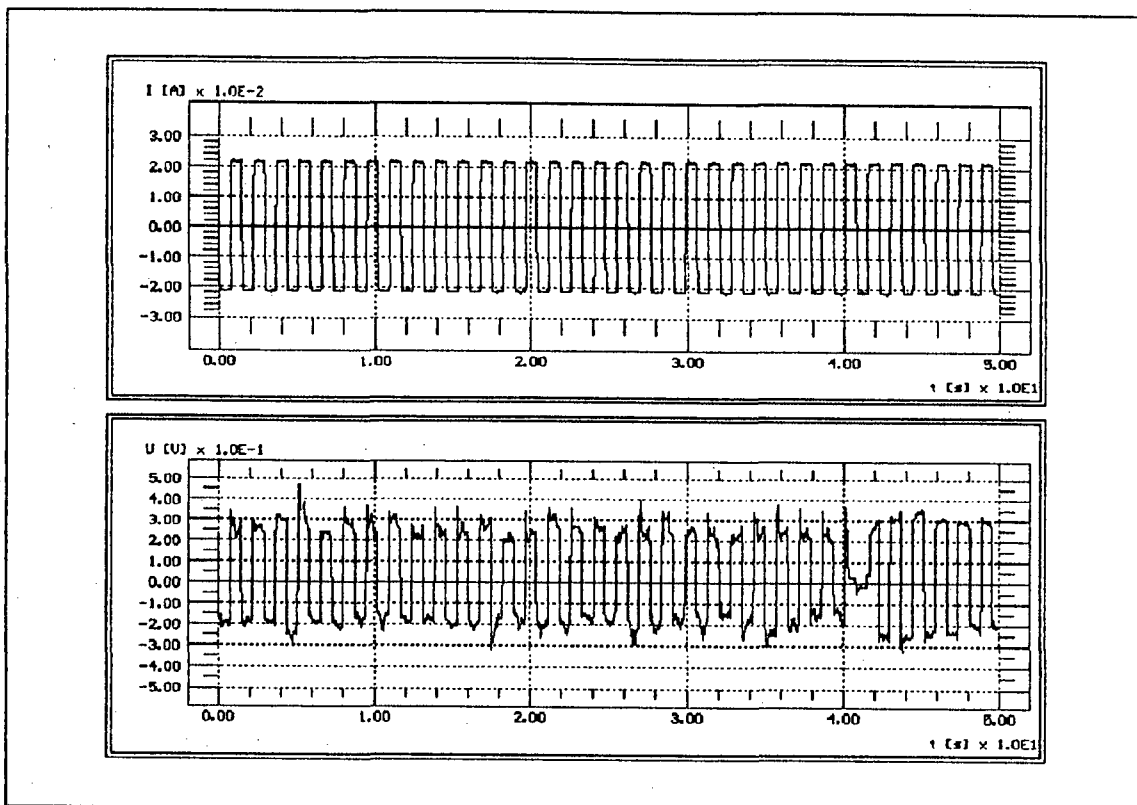


Figura 64 - Comportamento da tensão e da corrente para a fonte LABSOLDA em CA. Eletrodo A.

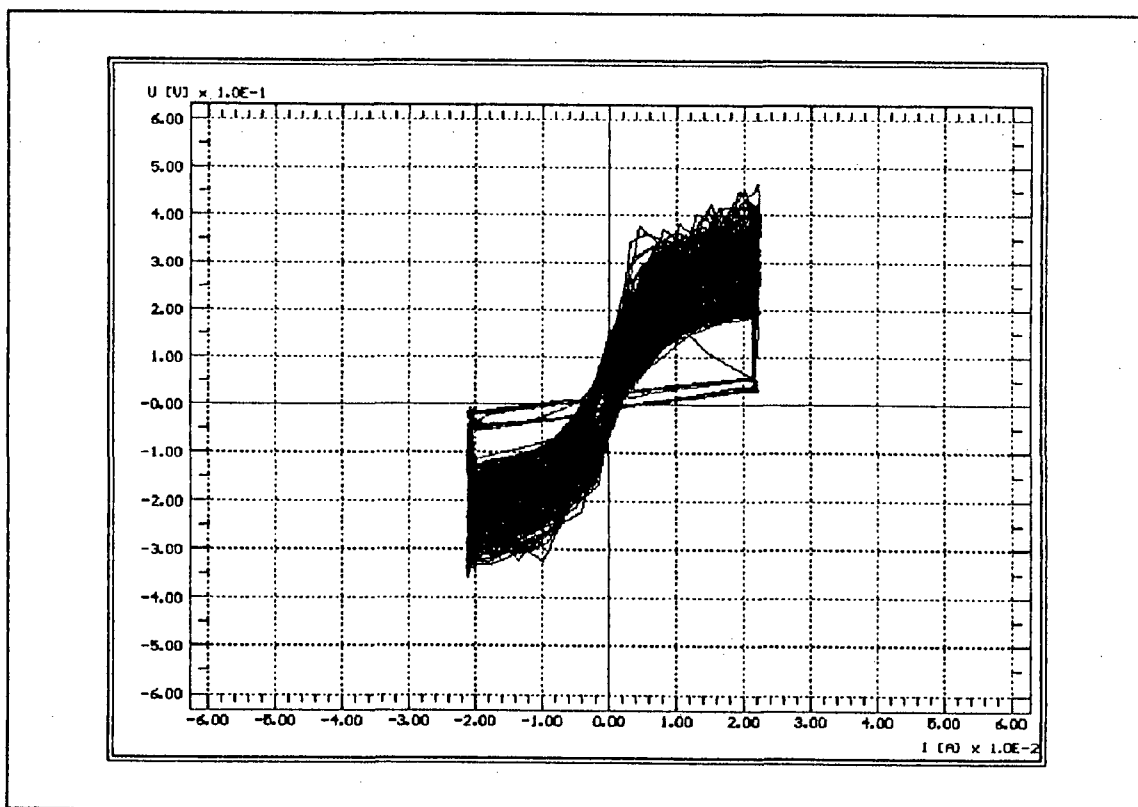


Figura 65 - Campo de trabalho para a fonte LABSOLDA em CA. Eletrodo A.

## CAPÍTULO 8

### O ESTUDO DA DESTACABILIDADE DA ESCÓRIA

#### 8.1 - Inspeção Visual.

Uma análise qualitativa realizada durante as soldagens, com a fonte AD 360 WR, e reforçada com a análise de fotografias dos corpos de prova "ESTABI" (figuras 66, 67, 68 e 69), indicou que o aumento no teor de magnésio diminui o grau de recobrimento da escória sobre o cordão. A escória acumula-se nas laterais do cordão de solda devido à redução da sua viscosidade. Este fato é mais marcante em CC+. Para o mesmo tipo de corrente, o recobrimento melhora com o aumento do fator de revestimento. As figuras 66 a 69 ilustram estas afirmativas.

Por inspeção visual observou-se também uma salpicagem muito intensa (figuras 66 a 69). É possível que esta salpicagem excessiva esteja relacionada com o tamanho das partículas de magnésio metálico do revestimento. Experimentos realizados durante a fase de fabricação dos eletrodos experimentais indicaram um aumento da salpicagem com o aumento do tamanho destas partículas. Verificou-se também uma tendência do aumento da salpicagem com o aumento do teor de magnésio. Este efeito é mais marcante em CA e nos eletrodos com menor fator de revestimento (figuras 66 a 69). O tamanho médio das partículas de magnésio não pode ser reduzido para não aumentar muito a energia superficial por unidade de volume, o que facilitaria a reação do Mg metálico com o meio alcalino do silicato.

#### 8.2 - A Destacabilidade da Escória.

Os ensaios "DESTAC" foram realizados de acordo com o procedimento descrito no item 5.2. A tabela 42 apresenta os valores médios do índice de destacabilidade, E, e do coeficiente de dilatação térmica linear,  $\alpha_T$ , para os eletrodos experimentais e para alguns eletrodos comerciais russos [65,75].

A figura 70 apresenta a variação do índice de destacabilidade da escória com o teor de magnésio do revestimento. O teste estatístico indicou que as variações nos valores do índice E para os eletrodos com maior fator de revestimento não são significativas ( $\alpha = 6.36\%$ ). Já para os eletrodos com FR = 1.60, as variações são significativas ( $\alpha = 0.1\%$ ). Neste caso, destaca-se o elevado valor de E para o eletrodo D (8.0 % Mg). Os demais eletrodos (A, B e C) apresentaram o mesmo nível de energia no ensaio de destacabilidade. A figura 71 apresenta a evolução do coeficiente de dilatação térmica linear da escória com o teor de magnésio do revestimento. Vale salientar, entretanto, que apesar de serem eletrodos experimentais, os índices de destacabilidade, assim como os coeficientes de dilatação térmica linear, estão dentro dos limites encontrados para eletrodos comerciais russos [65,75]. A tabela 42 confronta estes valores.

Em todos os corpos de prova "DESTAC" ocorreram trincas transvesais na escória como

podem ser vistas nas figuras 66 a 69 para os corpos de prova "ESTABI". Estas trincas, originadas durante o resfriamento da escória solidificada, aliviam as forças de adesão escória-metal e em muitos casos resultam na sua autodestacabilidade no início do cordão de solda. Ocorreram também trincas longitudinais que, embora não tenham causado autodestacabilidade, podem ter contribuído para facilitar a remoção da escória. A origem destas trincas pode estar relacionada tanto com as tensões resultantes da contração térmica diferencial entre o metal e a escória, como com aquelas resultantes de variações volumétricas causadas por transformações alotrópicas de fase durante o resfriamento da escória (ver figura 13 para o eletrodo D). Olson e colaboradores [78] discutiram o efeito da contração térmica diferencial no sistema metal escória. Com base nesta teoria, durante o resfriamento, em temperaturas abaixo da temperatura de amolecimento, a escória passa a ser tensionada sob compressão por ação da contração térmica diferencial. O estado final das tensões dependerão também das transformações de fase em ambos os componentes do sistema. De qualquer forma, uma vez que os materiais cerâmicos não fraturam em compressão, as fraturas são causadas pelo estado de tensões cisalhantes resultantes na vizinhança da interface metal-escória.

TABELA 42 - Dados da destacabilidade da escória

Tipo de Eletrodo	$\alpha_T \times 10^6$ (mm/mmK)	D x 10 <sup>2</sup> (kgm/cm <sup>2</sup> )
A	20.86	9.7
B	20.61	8.6
C	19.00	8.2
D	19.25	15.8
E	22.51	5.3
F	21.65	6.0
G	21.03	7.0
H	20.26	6.6
TMU 21	20.76	8.6
OZN 350	24.97	5.0
UONI 13/55	11.08	15.4



É muito comum relacionar a destacabilidade da escória com o seu coeficiente de dilatação térmica linear,  $\alpha_T$ . Acredita-se que quanto maior a diferença entre este e o correspondente para o metal de solda, mais fácil é a sua remoção [75]. Embora tenha sido verificada uma redução de  $\alpha_T$  em função do aumento do teor de magnésio (figura 71), não houve uma correspondente variação no valor de D (figura 70). Isto sugere que outros fatores tais como: salpicagem sobre a escória, distribuição da mesma sobre o cordão (recobrimento), mordeduras etc., são muitas vezes mais importantes. Logo, para os eletrodos experimentais, atribuem-se as diferenças detectadas nos índices de destacabilidade aos diferentes graus de salpicagem e de recobrimento da escória. Os eletrodos de menor fator de revestimento, com maior salpicagem e pior recobrimento (figuras 68 e 69), apresentaram maior dificuldade para a destacabilidade. O eletrodo D, com FR = 1.60 e 8.0 % Mg, apresentou o pior índice de destacabilidade. Este eletrodo destaca-se como o de pior recobrimento e maior salpicagem (figura 68).

Estudos anteriores indicaram que o magnésio pode afetar a destacabilidade da escória devido ao aumento do teor de espinélio do tipo  $MgO \cdot Al_2O_3$ , próximo à camada intermediária entre a escória e a solda [68]. Outros concluíram que o aumento do teor de MgO na escória diminui o seu coeficiente de dilatação térmica linear, prejudicando a sua destacabilidade [75]. No entanto, estas ocorrências não foram significativas para os teores de magnésio empregados neste trabalho.

Pode-se considerar que o magnésio metálico, em teores até 6.0 %, não prejudica a destacabilidade da escória para o sistema analisado. Apesar dos problemas operacionais, tais como a salpicagem excessiva e dificuldade de recobrimento do cordão de solda, a destacabilidade para estes eletrodos pode ser considerada satisfatória. Dois fatores podem estar contribuindo para a boa destacabilidade neste sistema. Primeiro, as escórias apresentaram  $\alpha_T$  maior que o do aço ferrítico ( $11 \times 10^{-6}$  mm/mmK). Segundo, sabe-se que a presença de MgO na escória reduz a energia interfacial escória-metal. Este efeito é explicado por Olson e colaboradores [78]. De acordo com estes pesquisadores, a tendência para a aderência da escória no metal aumenta com o aumento na diferença entre o trabalho de adesão,  $W_{m,s}$ , e o trabalho de coesão,  $W_c$ . Esta diferença mede a energia interfacial para a interface escória-metal.

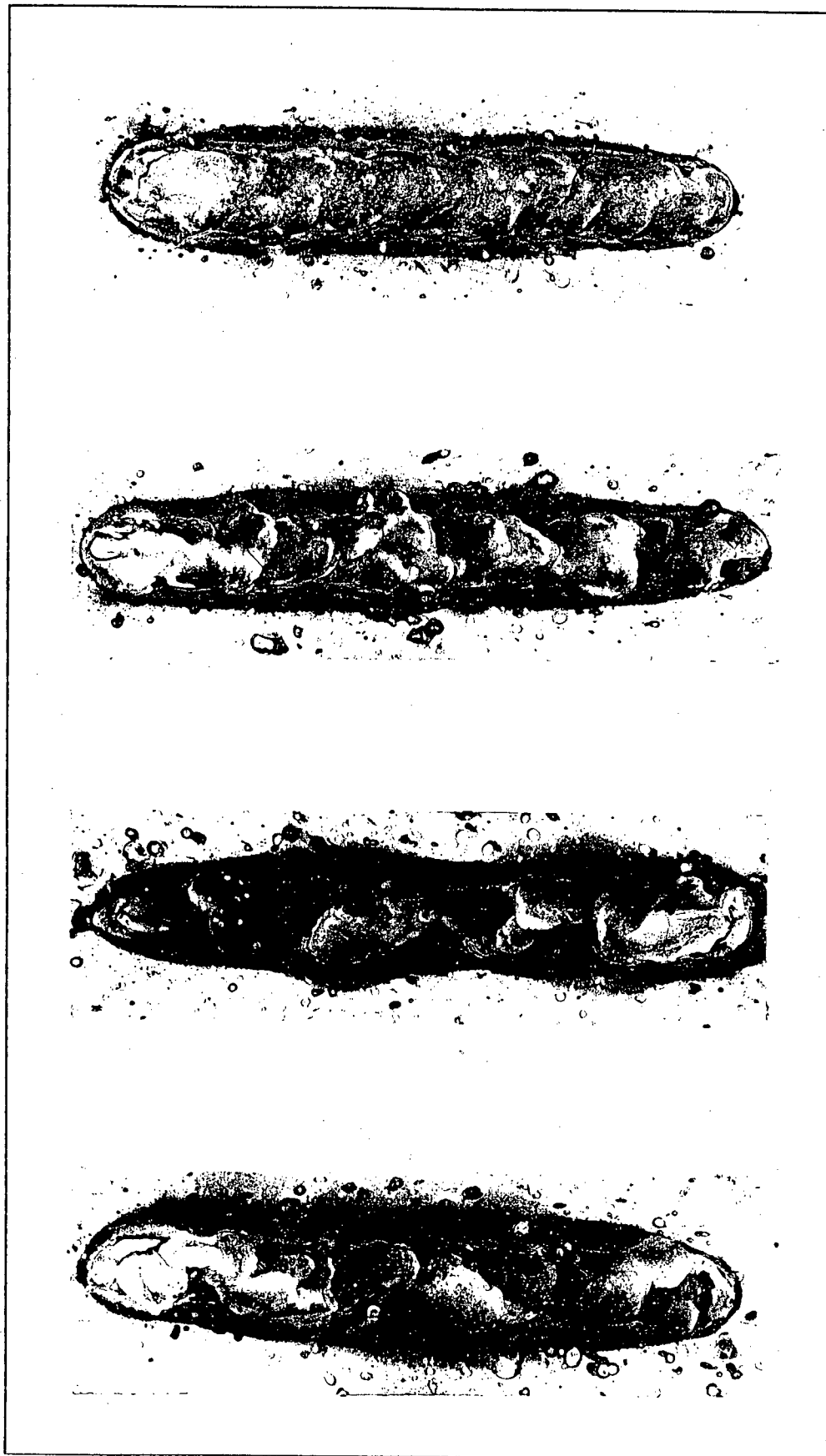


Figura 66 - Evolução do grau de recobrimento da escória em CC+. De cima para baixo: A, B, C e D (FR = 1.60).

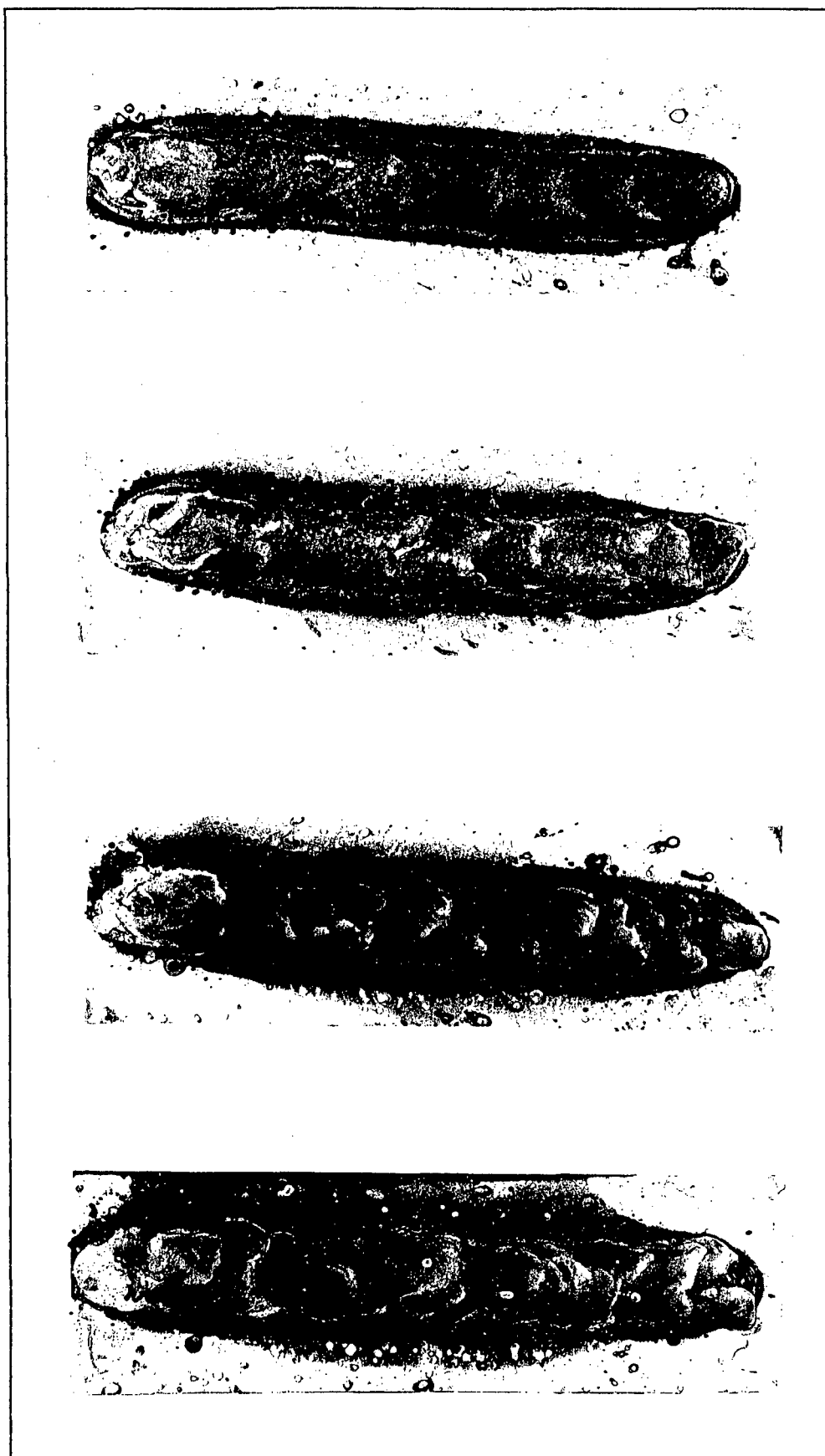


Figura 67 - Evolução do grau de recobrimento da escória em CC+. De cima para baixo: E, F, G e H (FR = 1.72).

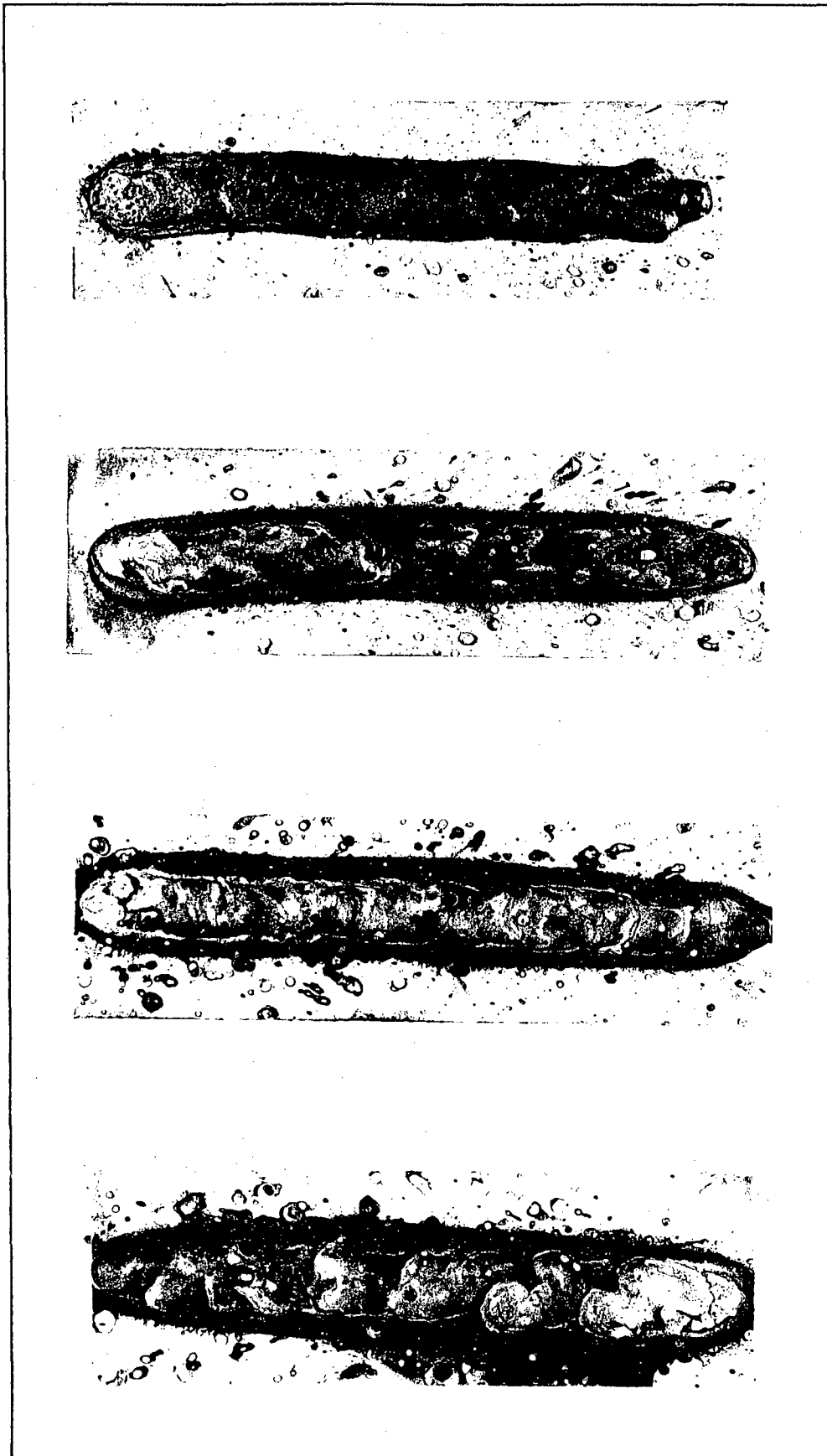


Figura 68 - Evolução do grau de recobrimento da escória em CA. De cima para baixo: A, B, C e D (FR = 1.60).

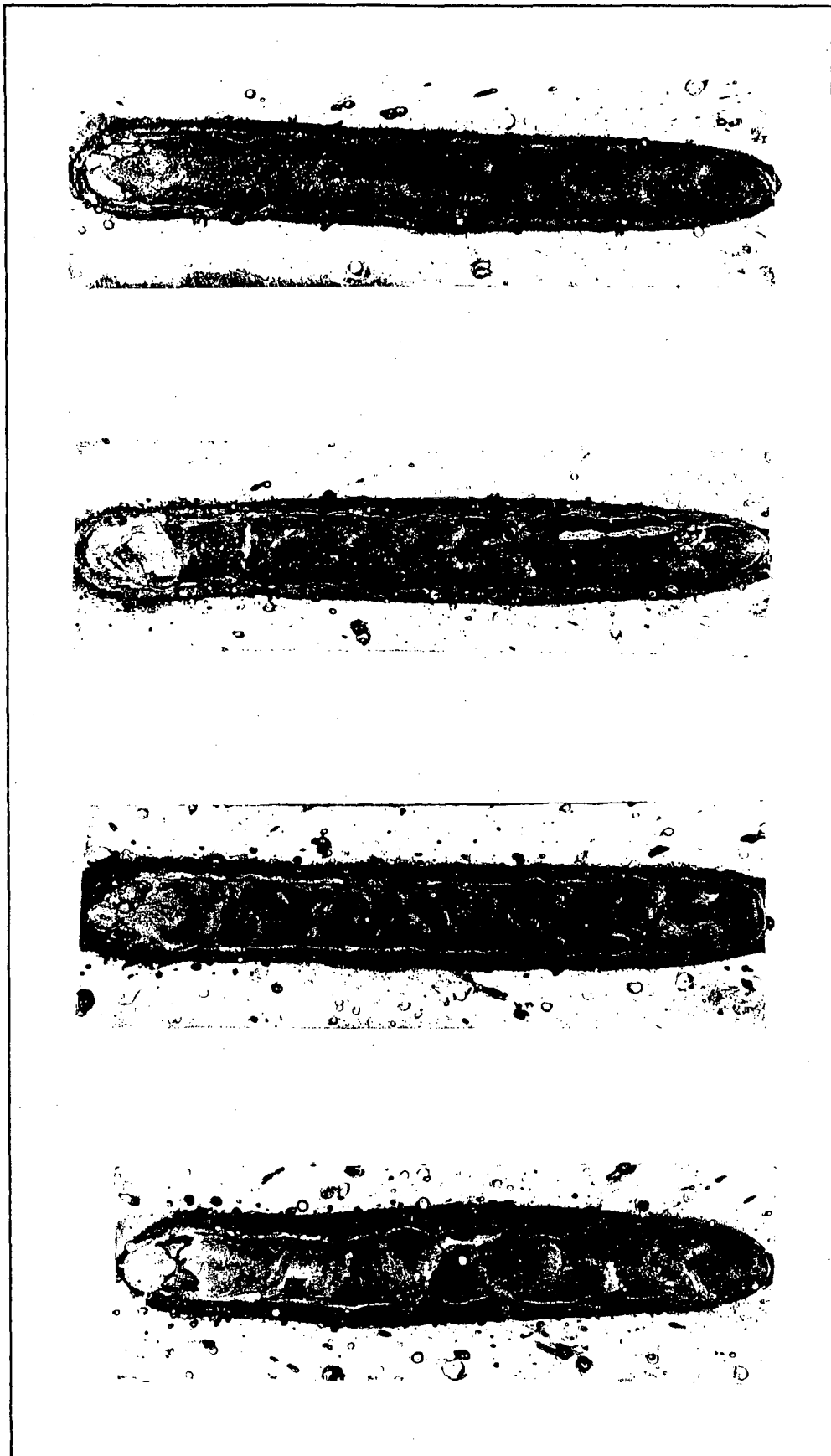


Figura 69 - Evolução do grau de recobrimento da escória em CA. De cima para baixo: E, F, G e H (FR = 1.72).

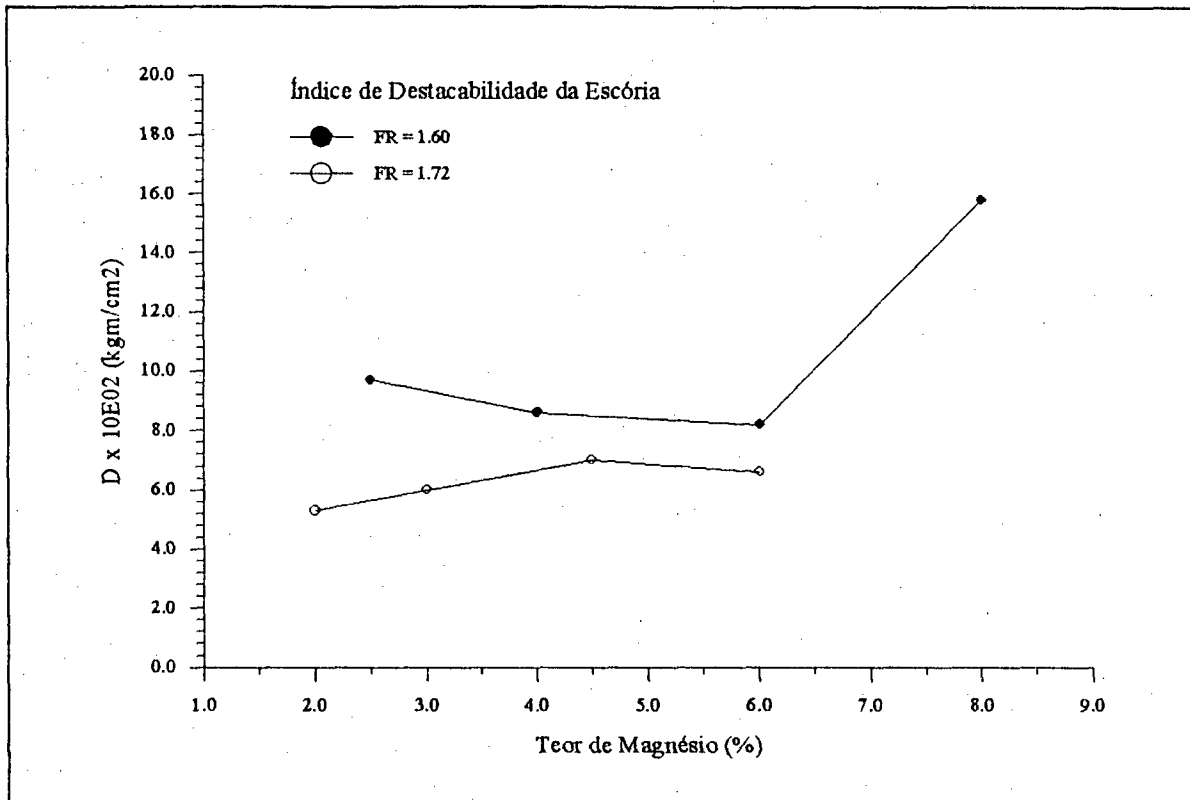


Figura 70 - Efeito do teor de magnésio do revestimento sobre a destacabilidade da escória.

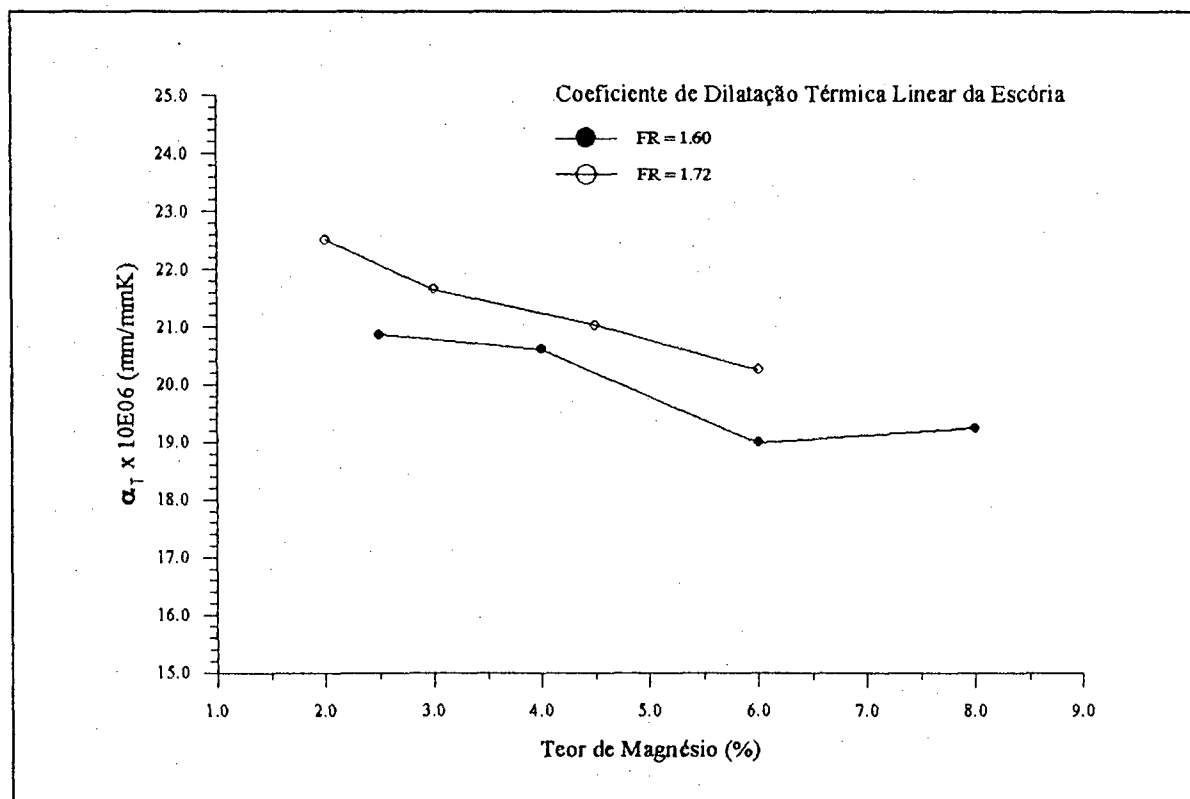


Figura 71 - Efeito do teor de magnésio do revestimento sobre o coeficiente de dilatação térmica linear da escória.

## CAPÍTULO 9

### O ESTUDO DAS CARACTERÍSTICAS ECONÔMICAS

#### 9.1 - Ensaio com a Fonte Convencional (AD 360 WR).

A determinação das grandezas indicativas das características econômicas dos eletrodos seguiram a metodologia descrita no item 5.3. A tabela 43 apresenta os valores médios para estas grandezas, enquanto as tabelas 44 e 45 apresentam os resultados da Análise de Variância. Percebe-se que o tipo de corrente afetou todas as variáveis medidas. Já o tipo de eletrodo afetou apenas o consumo específico. Mas, para o menor fator de revestimento, verifica-se um efeito pouco significativo do tipo de eletrodo (tabela 44) sobre a produção específica ( $\alpha = 3.0 \%$ ). A tabela 44 indica ainda que há interação entre o tipo de eletrodo e o tipo de corrente para o consumo específico. Isto decorre do fato de que em CA há um efeito mais significativo do aumento do consumo com o aumento do teor de magnésio do revestimento (figura 72).

As variações no teor de magnésio do revestimento foram compensadas com variações no pó de ferro (tabela 9). Além disso, os teores de Fe-Si e de Mn metálico tiveram que ser levemente reduzidos em função do aumento do magnésio (tabela 9). É possível que estas variações sejam responsáveis pelo pequeno aumento do consumo específico com o aumento do teor de magnésio (figura 72). Considerando-se a mesma unidade de volume, a massa total desses elementos é maior, uma vez que, todos apresentam uma massa específica superior à do magnésio (7.86 para o Fe, 2.33 para o Si, 7.43 para o Mn e 1.74 g/cm<sup>3</sup> para o Mg). Além disso, os seus calores latentes de fusão também são maiores que o do magnésio (3.7 para o Fe, 11.1 para o Si, 3.5 para a Mn e 2.2 kcal/at.g para o Mg). Portanto, é razoável supor que a substituição desses elementos pelo magnésio aumenta o consumo dos eletrodos. O consumo menor para os eletrodos de maior fator de revestimento pode ser explicado pela maior quantidade de massa para fundir com a mesma energia. No entanto, deve-se atentar para a complexidade do sistema "revestimento-alma" do eletrodo. O tratamento descrito por Lancaster [89] e apresentado no item 2.3 considera apenas o caso da soldagem com arame nu. Para o eletrodo revestido, geralmente a alma de aço comum ao carbono permanece inalterada enquanto a composição e a espessura do revestimento são modificadas. Estas alterações, para os mesmos parâmetros de soldagem numa dada fonte de energia, irão afetar o consumo do eletrodo. De especial importância é o efeito da composição do revestimento sobre a função de trabalho da superfície do eletrodo, sobre a temperatura média da gota, sobre o calor latente de fusão, sobre o calor específico do metal líquido e sobre a queda de tensão no ânodo ou no cátodo (dependendo da polaridade). Estes efeitos, para eletrodos revestidos, não são fáceis de determinar.

O efeito do tipo de corrente sobre o consumo, é mais complexo. O consumo foi maior em CC+ do que em CA, mas a diferença diminui com o aumento do teor de magnésio, podendo-se mesmo supor que para maiores teores esta situação possa se inverter.

TABELA 43 - Dados das características econômicas dos eletrodos

Eletrodo	Corrente	$C_e \times 10^3$ (kg/hA)	$P_e \times 10^3$ (kg/hA)	$R_c$ (%)	$R_r$ (%)
A	CC+	8.69	8.05	92.6	65.4
	CA	7.60	6.84	90.1	63.8
B	CC+	8.68	8.09	93.1	66.0
	CA	8.00	6.88	86.0	61.2
C	CC+	8.94	8.24	92.3	65.8
	CA	8.40	6.87	81.8	58.2
D	CC+	9.30	8.56	92.1	65.8
	CA	9.25	7.51	81.2	58.4
E	CC+	8.19	7.73	94.4	61.0
	CA	7.18	6.79	94.5	61.6
F	CC+	8.44	8.10	96.0	62.4
	CA	7.62	6.78	89.1	58.4
G	CC+	8.61	8.25	95.8	63.0
	CA	7.80	6.86	87.9	58.0
H	CC+	8.80	8.30	94.4	62.3
	CA	8.28	7.05	85.2	56.5

Esta tendência, para diferentes teores de pó de ferro do revestimento foi verificada experimentalmente [208]. As causas para estas variações ainda não estão explicadas. No entanto, é possível que isto esteja relacionado com o tipo de fonte e com o efeito da composição química do revestimento sobre o comportamento do arco na inversão de polaridade em CA. A análise da figura 73 fortalece esta suposição. Percebe-se que o aumento do consumo com o teor de magnésio em CA para a fonte AD 360 WR é muito maior do que em CC+, enquanto que para a fonte LABSOLDA o consumo aumenta nas mesmas proporções em ambos os tipos de corrente. Portanto, como o comportamento do arco na mudança de polaridade, para a fonte com onda senoidal, é muito sensível às variações do teor de



magnésio (ver item 7.2) é possível que isto justifique o maior aumento do consumo para esta fonte em CA. Como o aumento do consumo com o teor de magnésio foi acompanhado por um aumento na quantidade de salpicos, a produção praticamente não se alterou. O único efeito significativo foi o do tipo de corrente (tabelas 44 e 45). Em CC+, a produção foi maior (figura 74) e os rendimentos praticamente não sofreram alterações (figura 75). Com a maior salpicagem, verificada em CA, houve uma leve redução nos rendimentos com o aumento do teor de magnésio. No entanto estas variações estão dentro da faixa de dispersão dos dados (tabelas 44 e 45). A maior salpicagem em CA pode estar relacionada com a maior frequência de curtos-circuitos deste tipo de corrente (ver item 7.3).

**TABELA 44 - Resultados da ANOVA (FR = 1.60)**  
(nível de significância,  $\alpha$ , em %)

Variável Dependente	Fatores		
	Eletrodo	Corrente	Interação
$C_c$	0.10	0.10	0.25
$P_c$	2.76	0.10	89.12
$R_c$	11.78	0.10	20.42
$R_r$	25.54	0.10	17.18

**TABELA 45 - Resultados da ANOVA (FR = 1.72)**  
(nível de significância,  $\alpha$ , em %)

Variável Dependente	Fatores		
	Eletrodo	Corrente	Interação
$C_c$	0.10	0.10	10.49
$P_c$	8.89	0.10	51.97
$R_c$	12.64	0.10	9.11
$R_r$	54.65	0.10	8.50

O maior rendimento real foi obtido para o menor fator de revestimento enquanto o rendimento convencional foi maior para os eletrodos com  $FR = 1.72$ . Estes resultados são coerentes, uma vez que os eletrodos de revestimento mais espesso têm mais pó de ferro, o que contribui para o aumento do rendimento convencional, e tem uma massa inicial maior, resultando na redução do rendimento real.

## 9.2 - Efeito do Tipo de Fonte.

Os ensaios com os diferentes tipos de fontes de energia mostraram que a fonte AD 360 WR apresenta um comportamento diferente das demais. As tabelas 46 e 48 indicam os valores médios das grandezas indicativas das características econômicas dos eletrodos para as fontes analisadas, em CC+ e em CA respectivamente. Já as tabelas 47 e 49 expressam os resultados da Análise de Variância.

### 9.2.1 - Análise em CC+.

O consumo, a produção e os rendimentos dos eletrodos foram menores para a fonte AD 360 WR, enquanto para as demais estes valores foram estatisticamente equivalentes (tabelas 46 e 47). Embora os valores eficazes de corrente tenham sido os mesmos para todas as fontes de energia, a corrente média para a fonte AD 360 WR foi menor (190 A), enquanto para as demais os valores médios e eficazes foram equivalentes (em torno de 200 A). Isto proporcionou uma menor potência média do arco (4.75 kVA em média para a fonte AD 360 WR e 5.0 kVA para as demais), o que resultou em um menor consumo específico. Uma abordagem diferente seria considerar o consumo específico em função da corrente média e não da corrente eficaz. Neste caso, o consumo específico para a fonte AD 360 WR teria os seus valores aumentados para  $9.15 \times 10^{-3}$  (eletrodo A) e  $9.79 \times 10^{-3}$  kg/hA (eletrodo B). Comparando-se estes valores com aqueles da tabela 46 para as demais fontes de energia, percebe-se que não há diferenças significativas entre os consumos considerando-se a corrente média.

A produção específica, mesmo considerando a corrente média (o que elevaria os valores do eletrodo A para  $8.47 \times 10^{-3}$  kg/hA e do B para 9.01 kg/hA), foi menor para a fonte AD 360 WR. Esta fonte, devido às elevadas correntes de curto-circuito (figura 53) origina uma grande quantidade de salpicos no instante do desprendimento da gota, enquanto que as demais, com baixas correntes de curto-circuito, causam menos salpicagem. Isto também justifica os menores rendimentos para este tipo de fonte.

### 9.2.2 - Análise em CA.

O comportamento da fonte AD 360 WR, com relação ao consumo em CA foi discutido no item 9.1. A figura 73 indica que para o eletrodo A, os consumos são equivalentes para ambos os tipos de fontes. Já para o eletrodo D, o consumo é bem menor para a fonte LABSOLDA. No entanto, para esta fonte, a produção e os rendimentos foram maiores. As razões para este comportamento são as mesmas descritas para CC+.

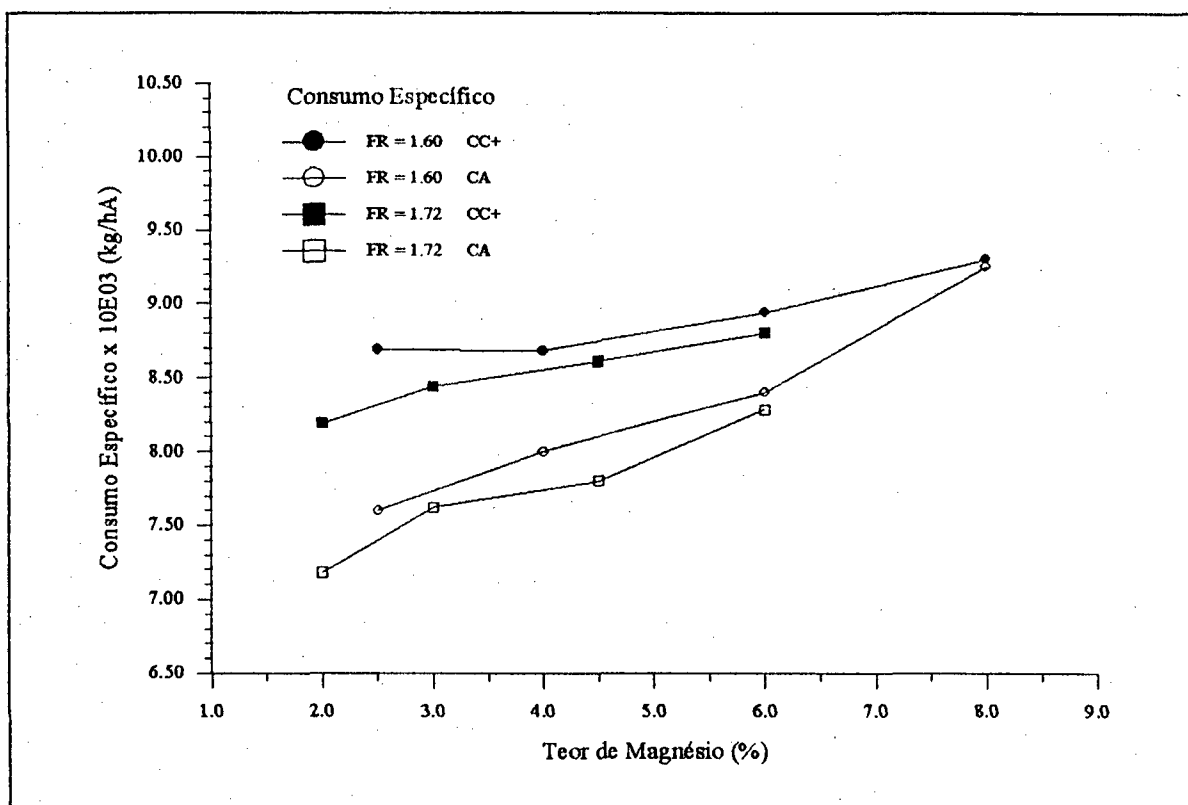


Figura 72. - Efeito do teor de magnésio sobre o consumo específico dos eletrodos.

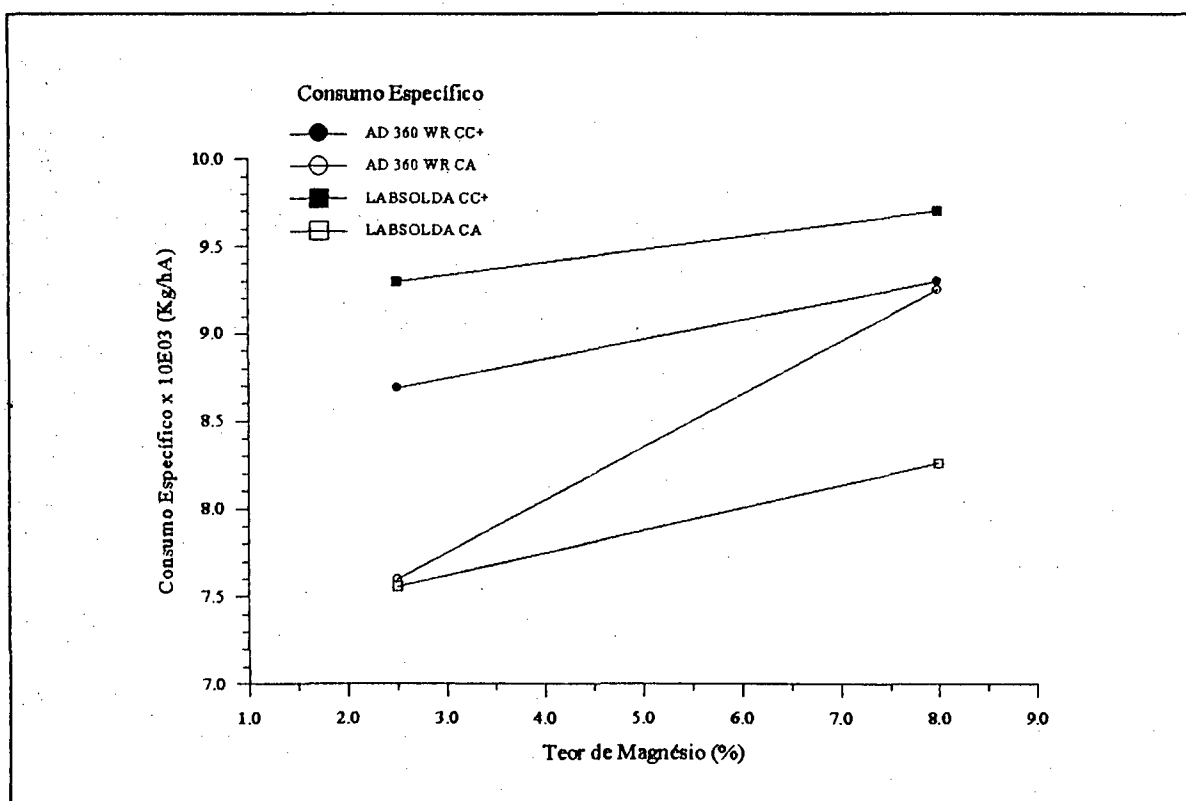


Figura 73 - Efeito do tipo de corrente e do tipo de fonte de energia sobre o consumo específico dos eletrodos A e D.

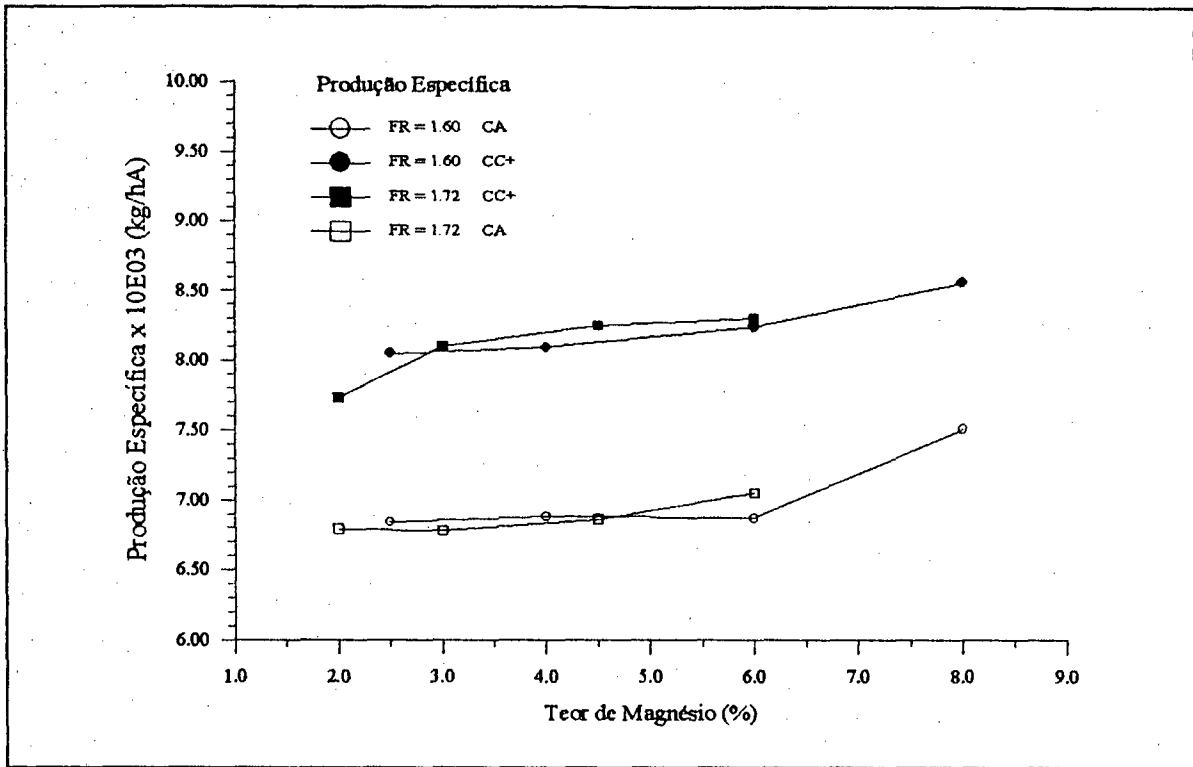


Figura 74 - Efeito do teor de magnésio sobre a produção específica dos eletrodos.

TABELA 46 - Características econômicas para diferentes fontes de energia em CC+.

Fonte	Eletrodo	$C_e \times 10^3$ (kg/hA)	$P_e \times 10^3$ (kg/hA)	$R_c$ (%)	$R_r$ (%)
AD 360 WR	A	8.69	8.05	92.6	65.4
	D	9.30	8.56	92.1	65.8
EW 200 T	A	9.04	9.20	101.8	71.6
	D	9.81	9.87	100.6	73.6
RS 425 NM	A	9.41	9.39	99.8	70.8
	D	9.61	9.50	98.8	71.3
C400 P	A	9.46	9.38	99.2	70.2
	D	9.82	9.63	98.2	70.5
LABSOLDA	A	9.30	9.40	100.5	70.8
	D	9.70	9.68	99.5	71.5

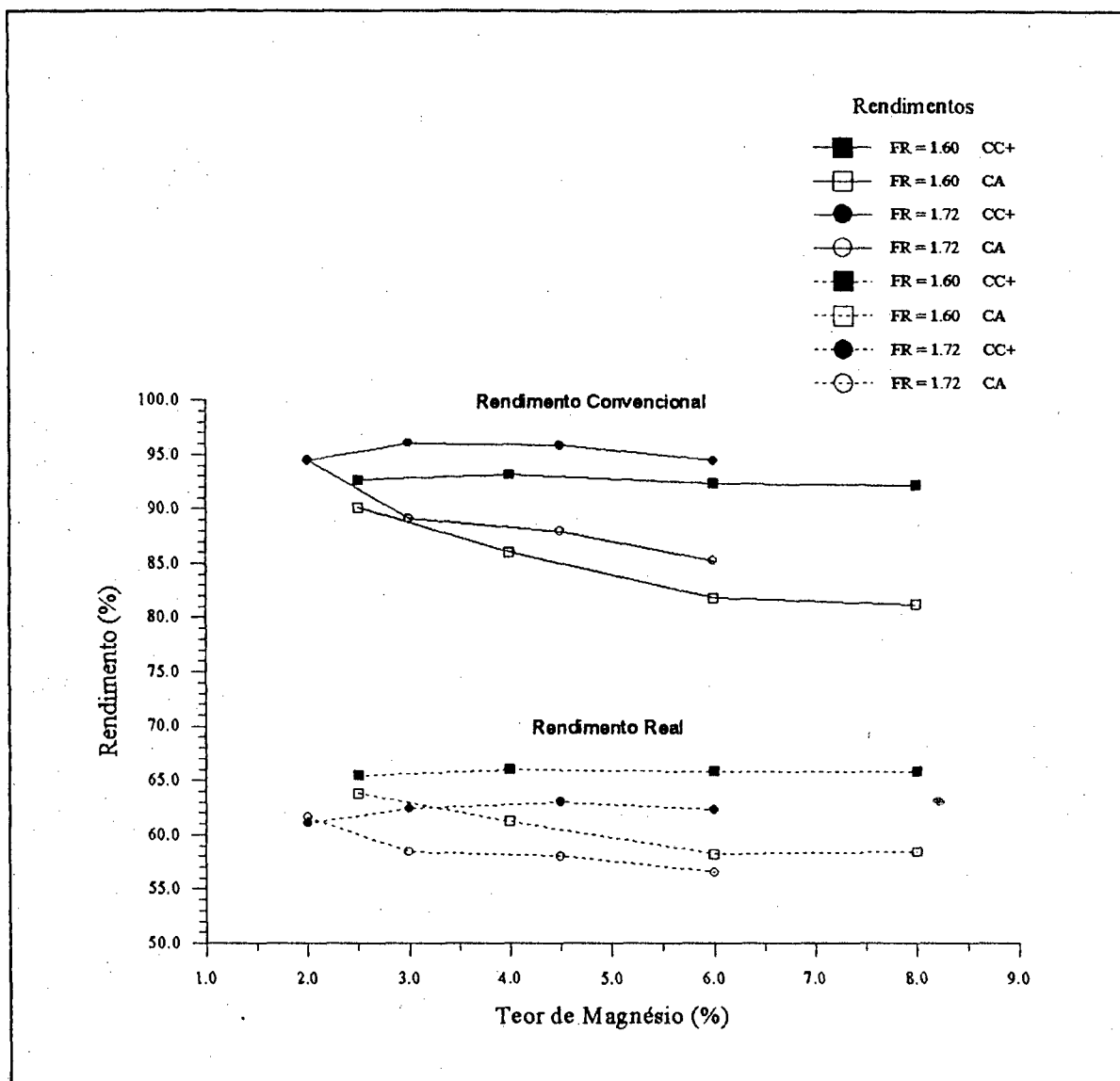


Figura 75 - Efeito do teor de magnésio sobre os rendimentos dos eletrodos.

TABELA 47 - Resultados da ANOVA em CC+  
(nível de significância,  $\alpha$ , em %)

Variável Dependente	Fatores		
	Fonte	Eletrodo	Interação
$C_c$	0.10	0.10	6.11
$P_c$	0.10	0.10	24.62
$R_c$	0.10	13.00	99.80
$R_r$	0.10	7.61	68.91

TABELA 48 - Características econômicas para diferentes fontes de energia em CA

Fonte	Eletrodo	$C_e \times 10^3$ (kg/hA)	$P_e \times 10^3$ (kg/hA)	$R_c$ (%)	$R_r$ (%)
AD 360 WR	A	7.60	6.84	90.1	63.8
	D	9.25	7.51	81.2	58.4
LABSOLDA	A	7.56	7.28	96.3	68.8
	D	8.26	8.24	99.8	71.7

TABELA 49 - Resultados da ANOVA em CA

(nível de significância,  $\alpha$ , em %)

Variável Dependente	Fatores		
	Fonte	Eletrodo	Interação
$C_e$	0.10	0.10	0.10
$P_e$	0.10	0.10	22.71
$R_c$	0.10	6.07	0.10
$R_r$	0.10	23.27	0.10

## CAPÍTULO 10

### O ESTUDO DA GEOMETRIA DO CORDÃO DE SOLDA

A avaliação da geometria do cordão de solda foi realizada a partir dos ensaios "ESTABI", com a fonte AD 360 WR e de acordo com a metodologia descrita no item 5.4. A tabela 50 apresenta os dados obtidos, enquanto as tabelas 51 e 52 indicam os resultados da Análise de Variância. As figuras 76 a 83 representam o aspecto do cordão de solda para os teores extremos de magnésio em ambos os fatores de revestimento em CC+ e em CA. O efeito do teor de magnésio sobre a largura, a penetração e o reforço da solda estão ilustradas nas figuras 84, 85 e 86. A figura 87 indica a relação entre a área adicionada da solda e a produção específica dos eletrodos.

A análise da tabela 51 (FR = 1.60) indica que o tipo de eletrodo afeta apenas a penetração. Percebe-se uma tendência de menor penetração para o eletrodo C (figura 84). Já o tipo de corrente afeta a largura da solda e, em menor escala, a sua penetração ( $\alpha = 5.0\%$ ). Observa-se também o efeito da interação entre o tipo de eletrodo e o tipo de corrente na largura. Esta interação pode ser entendida pela análise da figura 85, onde o comportamento da variação da largura com o teor de magnésio em CC+ é diferente do verificado em CA. Este efeito não foi significativo para os eletrodos de maior fator de revestimento. Neste caso, apenas o tipo de corrente afetou a geometria da solda (tabela 52). A largura e a penetração foram menores em CA. Em ambos os casos, a área adicionada foi menor em CA (tabela 50).

Para o mesmo tipo de corrente, na soldagem com eletrodos revestidos, a geometria do cordão de solda depende da composição química do revestimento, especialmente dos compostos geradores de gases, os quais podem afetar a força e a geometria do arco voltaico. Aqueles que influem nas propriedades da escória, principalmente na sua viscosidade, assim como na produção de metal de adição, também afetam a geometria da solda. Os revestimentos dos eletrodos empregados neste trabalho não sofreram variações nos teores de seus constituintes minerais, de modo que as alterações verificadas na geometria da solda, para o mesmo tipo de corrente e fator de revestimento, devem-se tão somente ao efeito do magnésio. A análise das figuras 76 a 83 indica que o aumento no teor deste elemento torna a superfície do cordão de solda mais irregular. Associa-se esta irregularidade à redução do grau de recobrimento de escória sobre o cordão de solda (figuras 66 a 69). No entanto, este efeito não causou variações consideráveis na largura e no reforço da solda (figuras 84 e 86). É sabido que a escória deve ter elevada viscosidade a altas temperaturas para absorver a energia das oscilações na poça líquida e garantir uma boa aparência do cordão de solda [101]. Neste caso, acredita-se que o aumento do teor de magnésio reduziu a viscosidade da escória, o que proporcionou uma redução no recobrimento do cordão. A penetração também mostrou-se tolerante às variações do magnésio do revestimento. A menos de uma pequena tendência de menor penetração para o eletrodo C (tabela 50), os demais não apresentaram variações significativas.

TABELA 50 - Dados da geometria do cordão de solda

Eletrodo	Corrente	b (mm)	p (mm)	r (mm)	Sad (mm <sup>2</sup> )
A	CC+	14.54	2.17	2.72	26.36
	CA	12.64	1.64	2.72	22.92
B	CC+	15.57	2.12	2.41	25.02
	CA	11.16	2.13	2.87	21.35
C	CC+	14.76	1.82	2.57	25.29
	CA	11.28	1.58	2.72	20.45
D	CC+	13.85	2.19	2.74	25.30
	CA	11.57	2.25	2.72	20.98
E	CC+	14.98	2.10	2.43	24.27
	CA	12.93	1.73	2.48	21.38
F	CC+	15.56	2.14	2.37	24.58
	CA	13.00	2.01	2.53	21.93
G	CC+	15.74	2.18	2.58	27.07
	CA	12.17	1.98	2.81	22.80
H	CC+	15.42	2.12	2.50	25.70
	CA	13.84	1.63	2.49	22.97

O fator de revestimento afetou pouco a geometria da solda. Percebe-se uma tendência de aumento da largura com o aumento do fator de revestimento (figura 85). Uma vez que a produção não foi afetada pelo fator de revestimento (figura 74), este aumento da largura resultou numa leve redução do reforço. Com excessão do eletrodo G, os demais apresentaram um reforço levemente menor do que os eletrodos com menor fator de revestimento (figura 86). É possível que o aumento no fator de revestimento provoque um alargamento do arco, o que favoreceria também o alargamento do cordão de solda. Além disso, deve-se considerar um possível efeito da maior quantidade de escória. O aspecto superficial do cordão de solda melhorou para os eletrodos de revestimento mais espesso (figuras 76 a 83) como resultado



do seu melhor recobrimento pela escória (figura 66 a 69).

O tipo de corrente é outro fator importante. Sabe-se que a quantidade de calor gerada no cátodo é maior do que no ânodo e isto é apenas um dos fatores que afetam a penetração da solda. Foi demonstrado experimentalmente, que na soldagem a arco submerso, a penetração é maior e o reforço é menor em CC+ do que em CA [85]. As figuras 85 e 86 mostram uma tendência neste mesmo sentido para os eletrodos revestidos estudados neste trabalho. No entanto, as variações mais significativas foram sobre a largura da solda (figura 84). Esta é bem maior em CC+. A maior produção de material de adição, neste tipo de corrente (figura 74), explica o aumento expressivo da largura. Verificou-se um aumento da área adicionada com o aumento da produção específica, como indica a figura 87.

Embora não seja objetivo deste trabalho, destaca-se a existência de efeito do fator de revestimento e do tipo de corrente sobre a zona afetada pelo calor (ZAC) como indicam as figuras de 76 a 83. A ZAC é maior em CC+ e para os eletrodos de maior fator de revestimento.

**TABELA 51** - Resultados da ANOVA ( $\alpha$ , em % para FR = 1.60)

Variável Dependente	Fatores		
	Eletrodo	Corrente	Interação
b	7.35	0.10	0.56
p	0.15	4.90	7.15
r	88.25	16.77	35.05
Sad	55.33	0.10	94.15

**TABELA 52** - Resultados da ANOVA ( $\alpha$ , em % para FR = 1.72)

Variável Dependente	Fatores		
	Eletrodo	Corrente	Interação
b	26.69	0.10	9.45
p	14.92	0.12	35.66
r	9.93	16.54	65.04
Sad	28.99	0.15	88.77

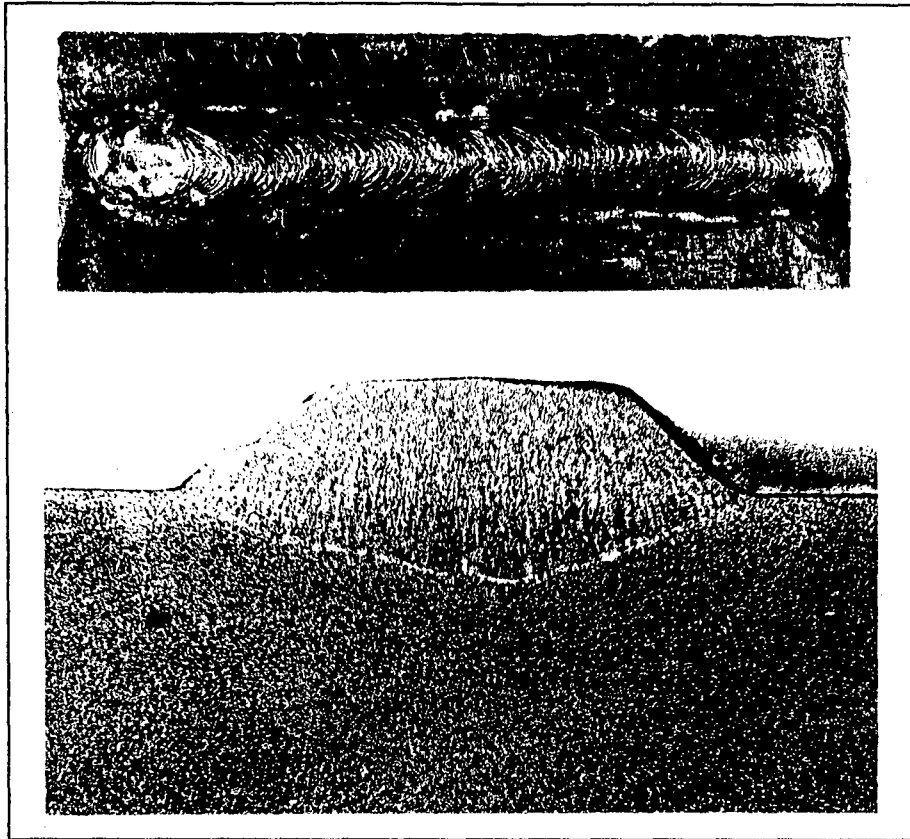


Figura 76 - Aspecto do cordão de solda para o eletrodo A em CC+.

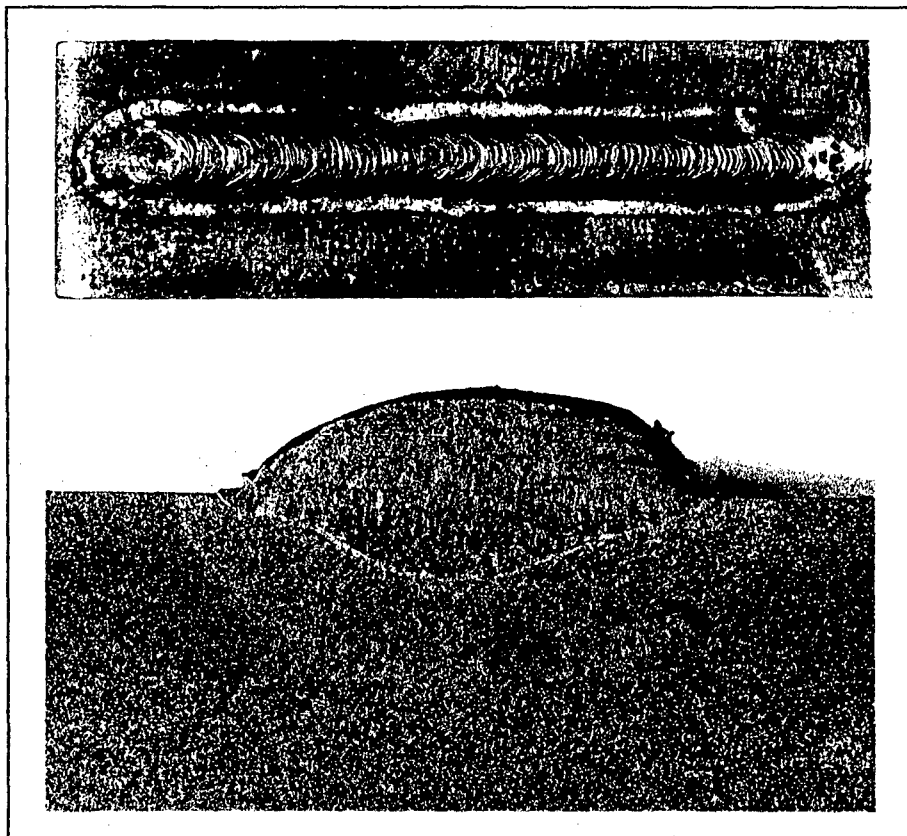


Figura 77 - Aspecto do cordão de solda para o eletrodo A em CA.

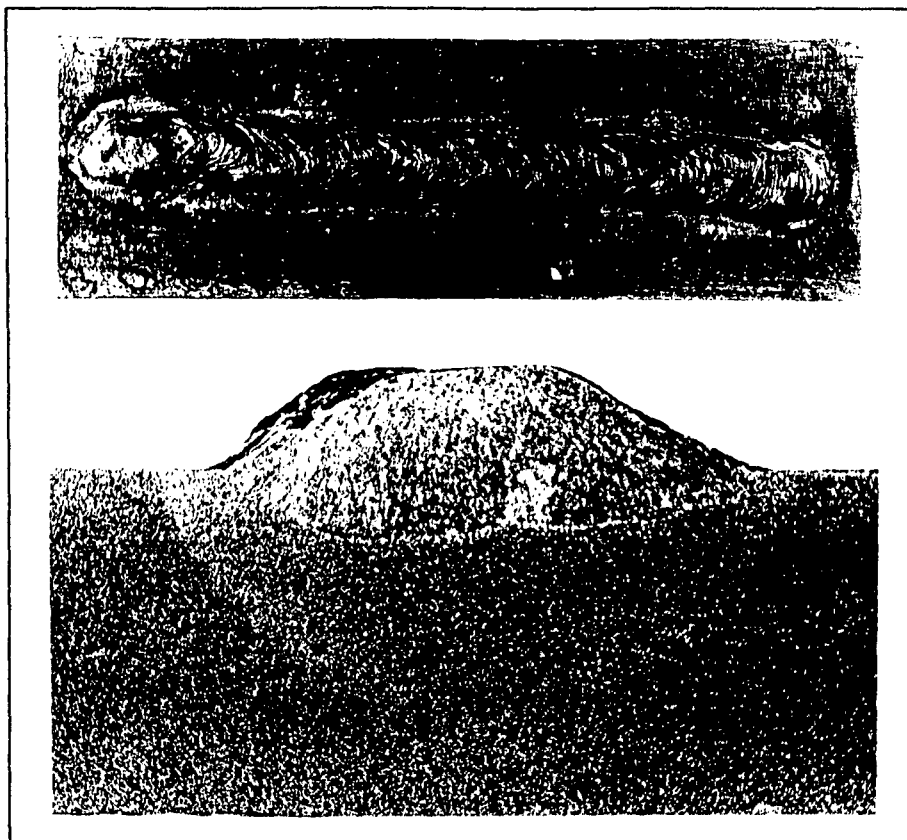


Figura 78 - Aspecto do cordão de solda para o eletrodo D em CC+.

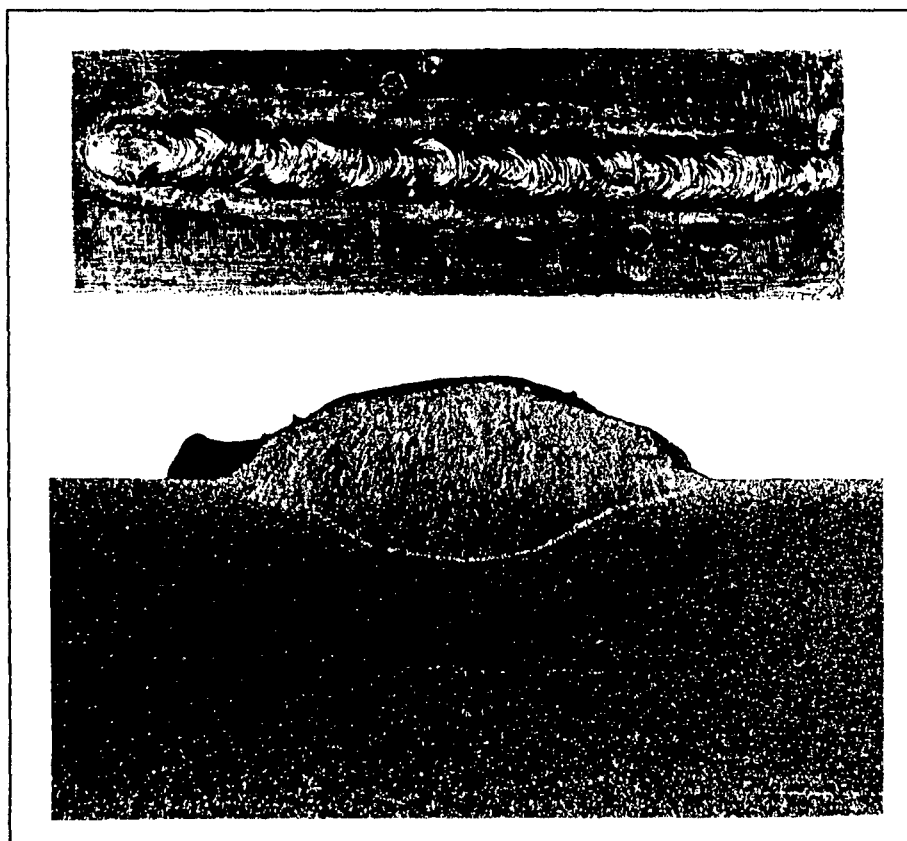


Figura 79 - Aspecto do cordão de solda para o eletrodo D em CA.

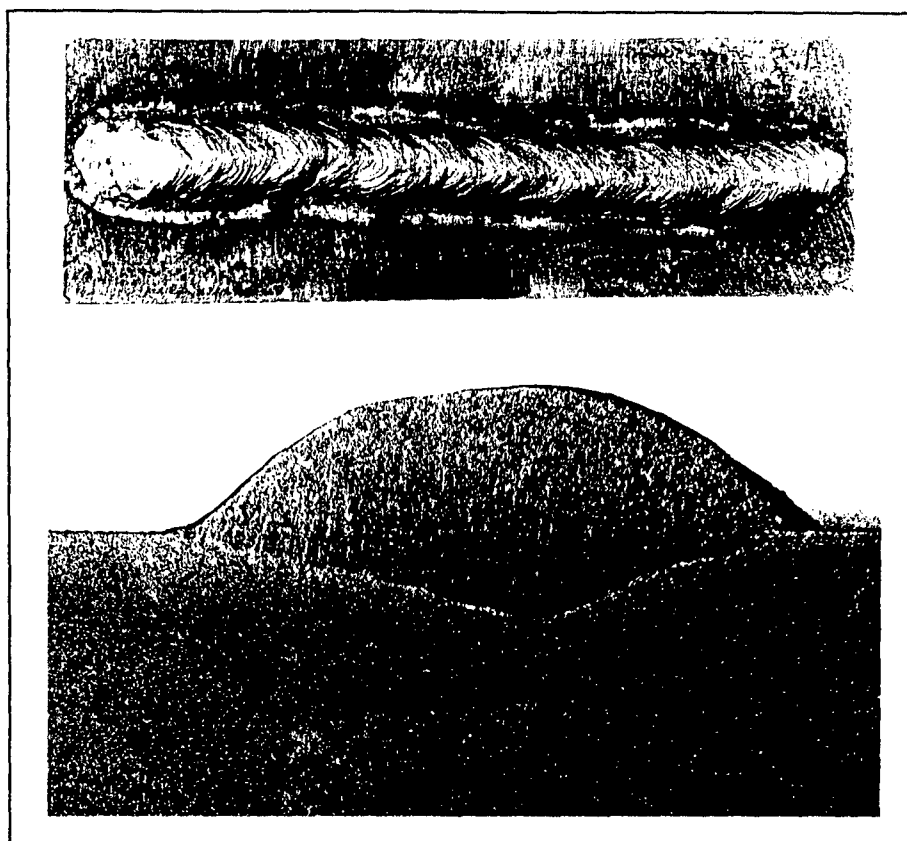


Figura 80 - Aspecto do cordão de solda para o eletrodo E em CC+.

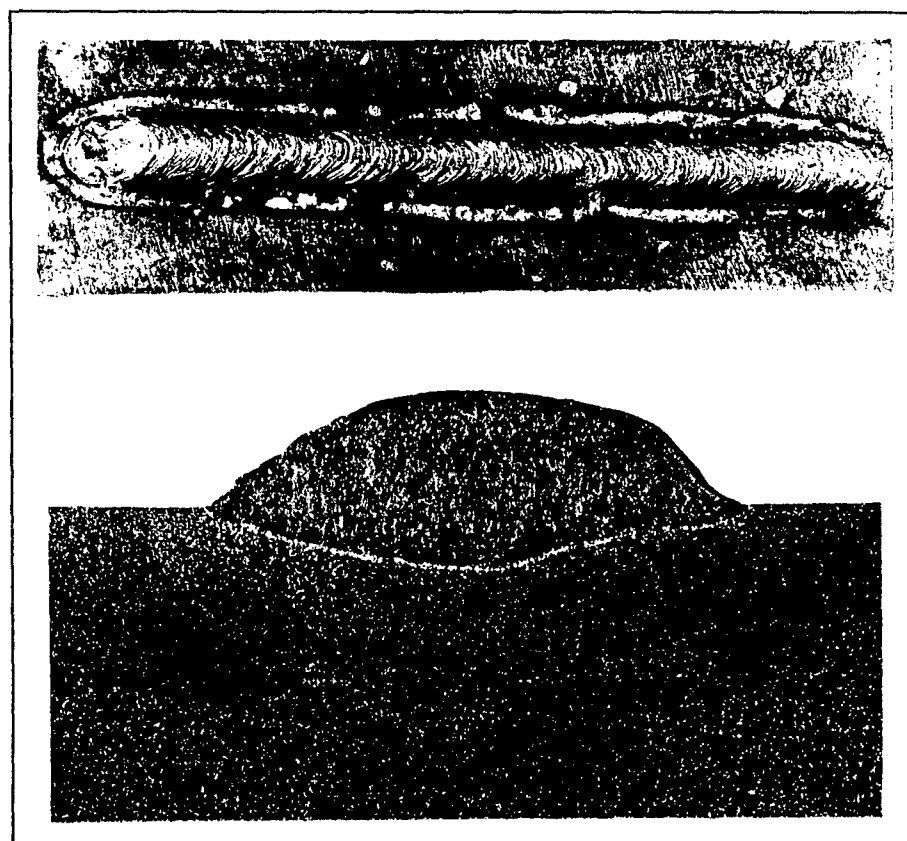


Figura 81 - Aspecto do cordão de solda para o eletrodo E em CA.

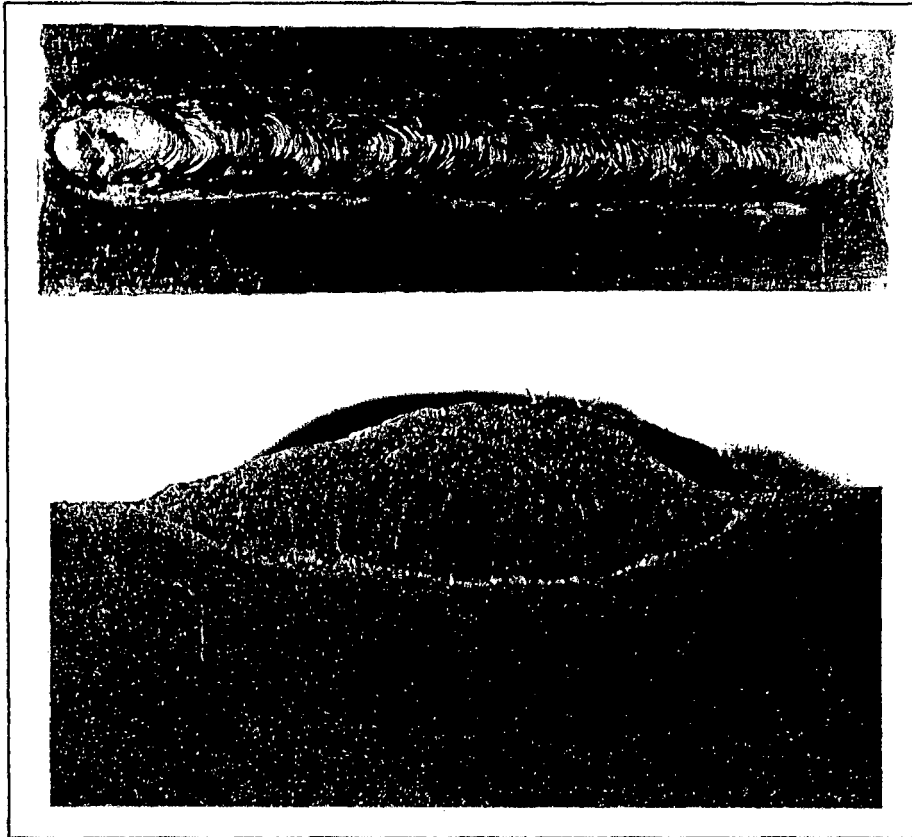


Figura 82 - Aspecto do cordão de solda para o eletrodo H em CC+.

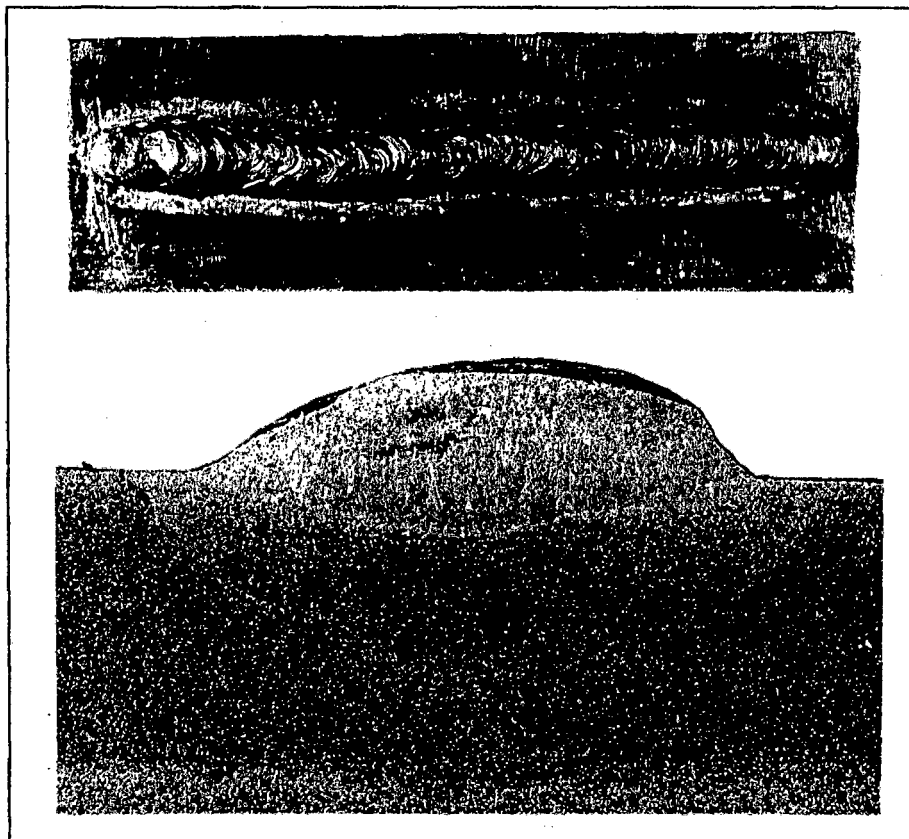


Figura 83 - Aspecto do cordão de solda para o eletrodo H em CA.

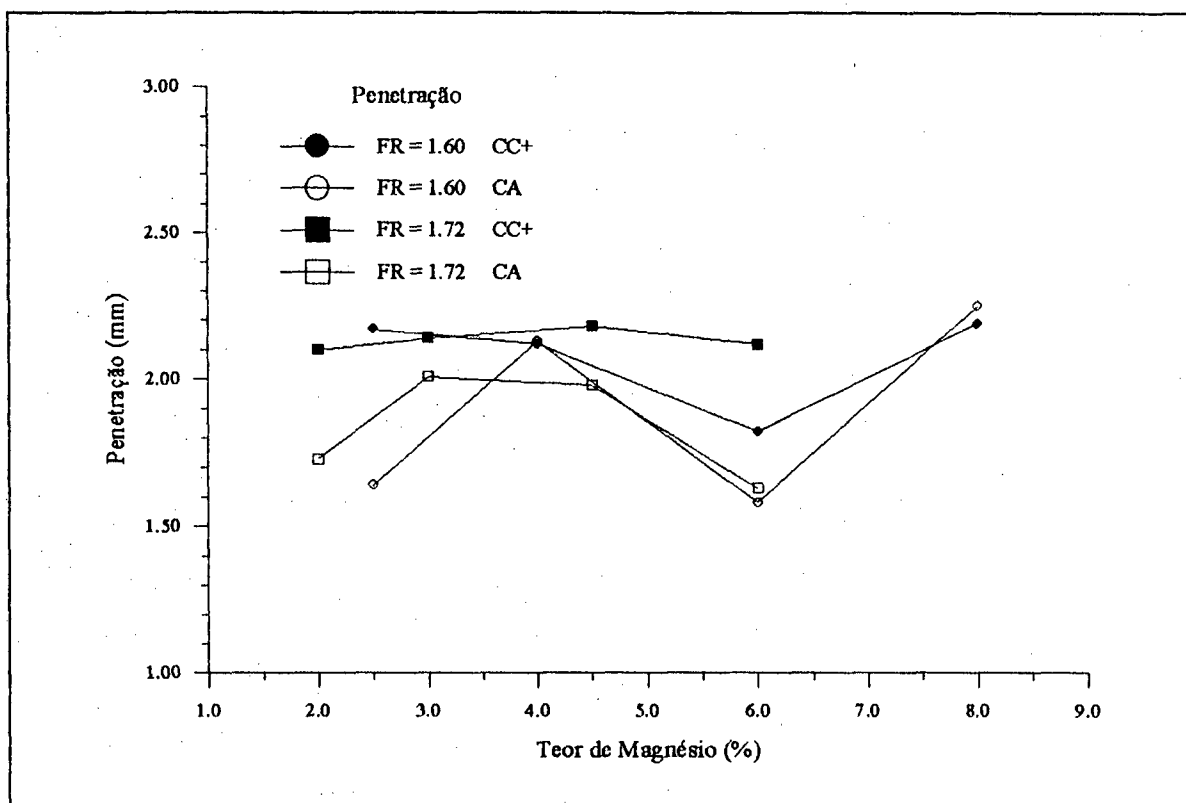


Figura 84 - Efeito do teor de magnésio do revestimento sobre a penetração da solda.

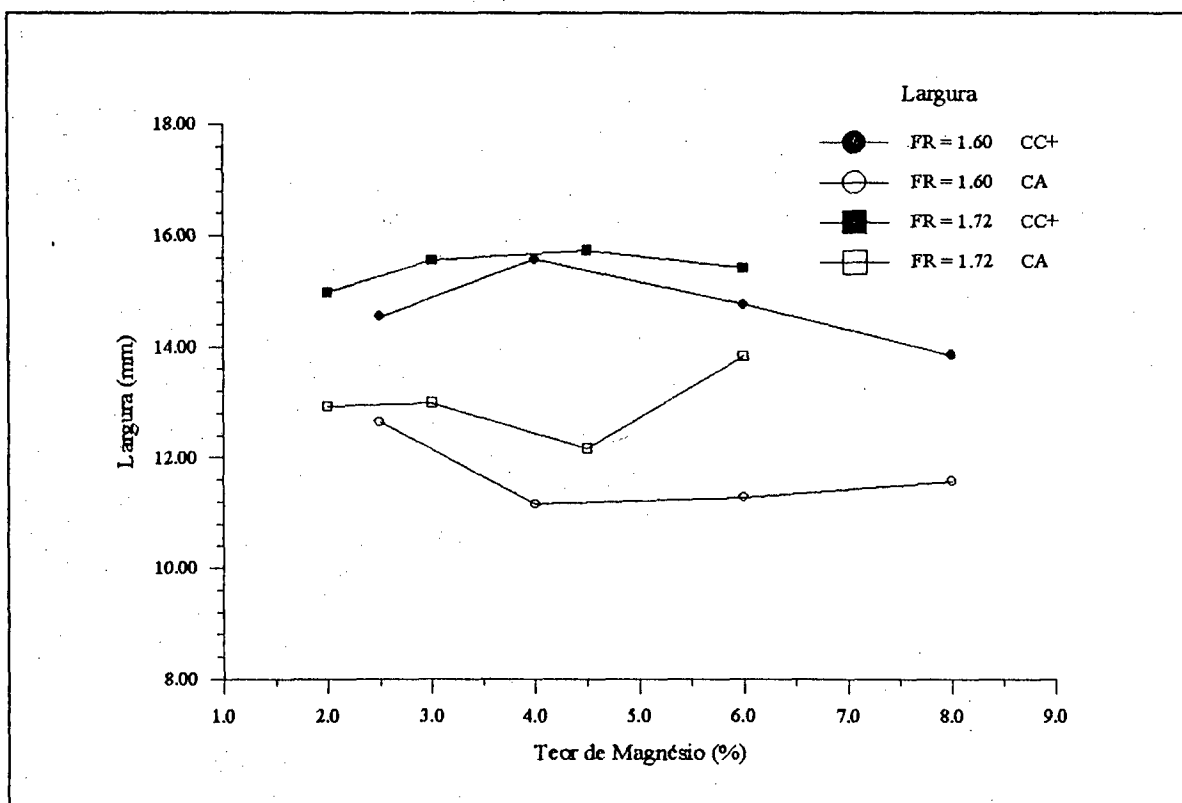


Figura 85 - Efeito do teor de magnésio do revestimento sobre a largura do cordão de solda.

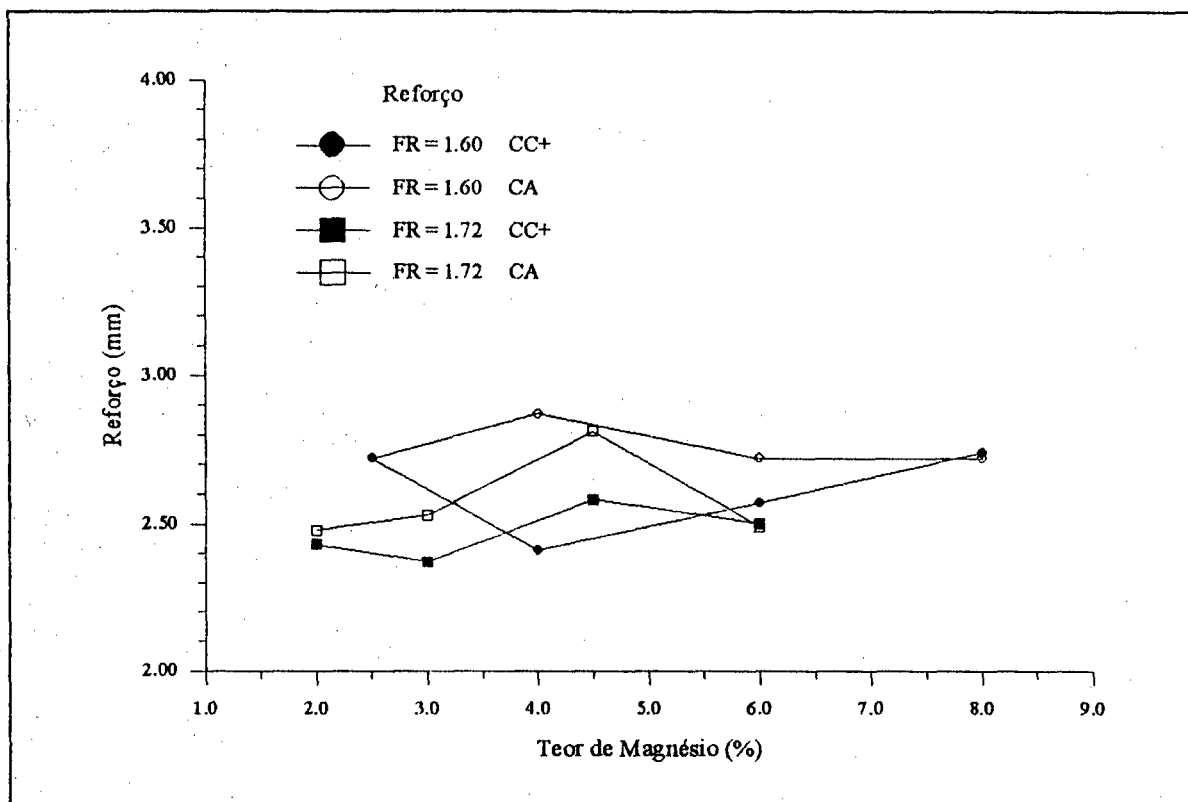


Figura 86 - Efeito do teor de magnésio do revestimento sobre o reforço do cordão de solda.

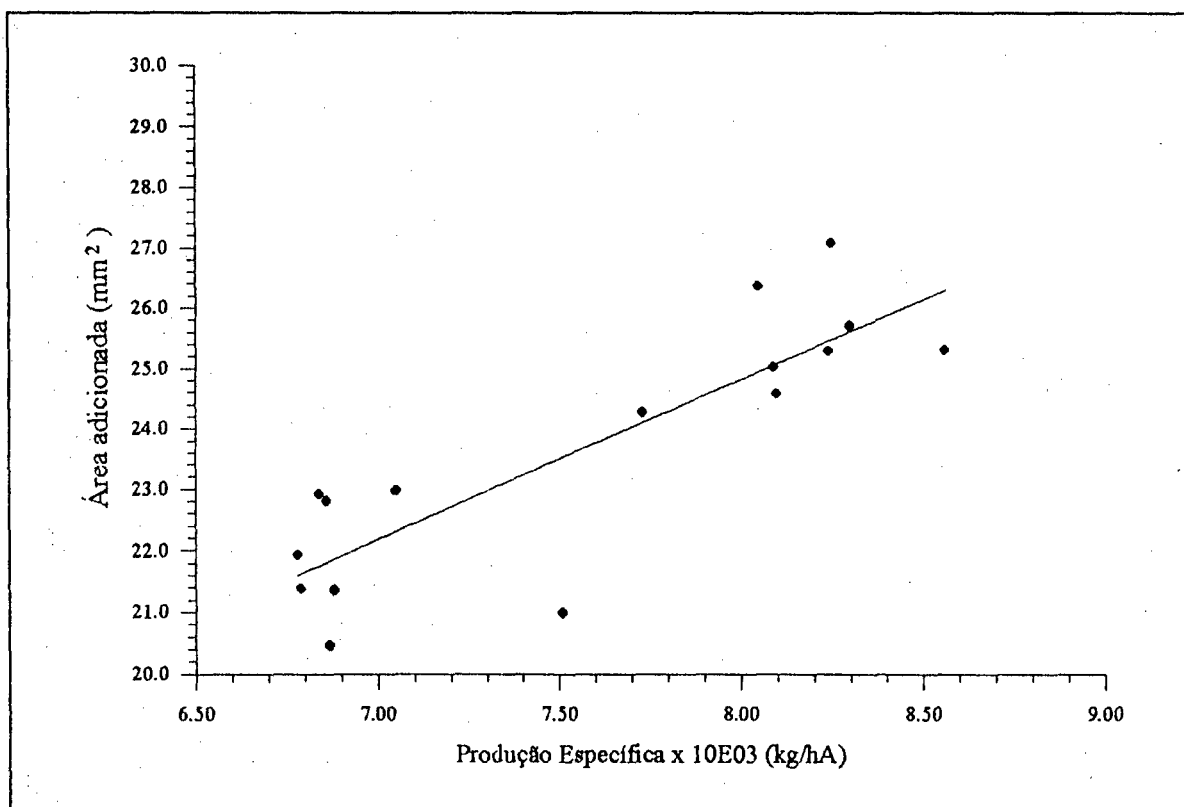


Figura 87 - Relação entre o consumo específico e a área adicionada.

## CAPÍTULO 11

### O ESTUDO DAS CARACTERÍSTICAS METALÚRGICAS

#### 11.1 - Considerações Sobre a Composição Química do Metal de Solda.

Foram realizadas análises, para a determinação da composição química, no metal de base, na alma dos eletrodos, em almofadas do metal de solda (corpos de prova "ANALIS") e em amostras do metal de solda dos corpos de prova "ENSAIO". As análises seguiram as metodologias descritas no item 5.6. A tabela 53 apresenta a composição química do metal de base e da alma dos eletrodos. As tabelas 54 e 55 indicam as composições químicas do metal de solda para os corpos de prova "ANALIS" e "ENSAIO" respectivamente. Na tabela 56 estão representados os teores de oxigênio e nitrogênio do metal de solda dos corpos de prova "ENSAIO".

A composição química das almofadas (tabela 54) está dentro dos limites de especificação da norma AWS A5.5-83 para eletrodos baixa-liga com 3,5% Ni. Os teores de carbono estão um pouco acima do requerido para a classe AWS E7016-C2L ( $C \leq 0.05\%$ ) e, enquadram-se naqueles da classe AWS E8016-C2 ( $C \leq 0.12\%$ ).

Destacam-se, inicialmente, as diferenças verificadas nos teores de Mn e Si entre os corpos de prova "ANALIS" e "ENSAIO" (tabelas 54 e 55). Estas diferenças evidenciam a importância da técnica de soldagem sobre a composição química do metal de solda. As soldagens das almofadas (corpos de prova "ANALIS") foram realizadas com tecimento (baixa velocidade de soldagem) de acordo com as especificações da norma AWS A5.5-83. Esta técnica geralmente provoca uma maior oxidação dos elementos no arco, resultando numa redução dos teores de Mn, Si e C. Ao contrário, os corpos de prova "ENSAIO" foram soldados sem tecimento (elevadas velocidades de soldagem), resultando numa menor energia adicionada, o que garante uma maior transferência destes elementos para a solda [172]. Outro aspecto importante foi o efeito do tipo de corrente sobre o teor de Mn. Alguns pesquisadores [110,175] identificaram que, para eletrodos ao C-Mn em CA, os teores de Mn são menores do que em CC+. Esta tendência foi verificada apenas nos corpos de prova "ANALIS" (tabela 54). Nos dados da tabela 55, referentes a soldagem com menor energia adicionada, percebe-se uma tendência oposta ou seja, os teores de Mn são maiores em CA.

A introdução neste estudo de um elemento com elevado potencial de oxidação, como o Mg, pode modificar completamente as reações do Mn e do Si na atmosfera do arco. Deve-se considerar que a soldagem é um processo altamente dinâmico, caracterizado por elevados picos de temperaturas e grandes velocidades de reações. O pequeno volume de metal líquido e as elevadas superfícies específicas dos gases reagentes no arco e na poça líquida, assim como as condições de "não-equilíbrio", complicam qualquer tentativa de verificação experimental da transferência e distribuição de elementos químicos na soldagem [209]. Deve-se observar também que a gota se forma na ponta do



eletrodo e antes de alcançar a poça de fusão atravessa a coluna do arco. Portanto, existem reações químicas ocorrendo durante a formação da gota, durante a sua passagem através do arco e na poça de fusão. De acordo com Liu [209], ainda não existe um consenso com relação ao grau de importância de cada um destes estágios na determinação da composição química do metal de solda.

Chai e Eagar [210] questionaram, ainda, a aplicação na soldagem dos conceitos básicos de estabilidade de óxidos encontrados na termoquímica de fabricação do aço. Para estes pesquisadores, a formação de sub-óxidos e vapores metálicos no plasma são importantes fatores a serem considerados na determinação da reatividade de fluxos. Outro aspecto relevante, discutido por Borisenko [211], é a modificação do poder desoxidante de determinados elementos quando na presença de outro desoxidante. Ele identificou que a presença de Mn aumenta de 20 a 30% a capacidade de desoxidação do Si. No meio deste complexo "labirinto" ainda se encontram trabalhos, como os desenvolvidos por Alekseev [113] e Borisenko [211], que analisam e procuram quantificar a transferência de Mn e Si assim como o teor de oxigênio do metal de solda. No entanto, o sistema torna-se completamente diferente quando se empregam elementos desoxidantes com maior afinidade pelo oxigênio, como é o caso do Mg. A determinação da constante de equilíbrio da reação de oxidação com o Mg, assim como a determinação de coeficientes que levem em consideração a atividade do oxigênio em sistemas complexos (Mg-Si-Mn), não é fácil. Estes resultados são indícios de que há reações mais complexas envolvidas na atmosfera do arco, as quais não estão sendo consideradas, de modo que estes modelos têm aplicação muito limitada. Recentemente, Buki [212] desenvolveu uma metodologia que considera os efeitos da oxidação e da redução de óxidos na determinação da composição química do metal depositado, de alta liga, com eletrodos revestidos. O "software" desenvolvido possibilita a determinação dos teores dos elementos de liga com um erro médio de 10%. A seguir, procura-se fazer uma análise da transferência do Mn e Si para o metal de solda, com base em todas estas considerações.

Na soldagem com eletrodos revestidos a transferência de elementos de liga para a solda é determinada pela basicidade e pelo potencial de oxidação do revestimento [113]. O aumento do potencial de oxidação reduz o rendimento de transferência do Mn e Si, enquanto um aumento na basicidade aumenta a transferência de manganês e reduz a de silício. Vale salientar que um aumento da basicidade do revestimento pode aumentar o seu potencial de oxidação e vice-versa [113]. Neste trabalho, os teores dos constituintes minerais do revestimento foram mantidos constantes para todos os eletrodos (tabela 9) de modo que a presença do magnésio metálico, assim como as variações nos seus teores, será o fator determinante na transferência do Mn e do Si para o metal de solda. No entanto, deve-se ainda considerar o efeito do fator de revestimento. As figuras 88, 89 e 90 indicam que os rendimentos de transferência do Mn, do Si e do Ni aumentam com o aumento do fator de revestimento. De acordo com Erokhin [112], quanto maior a superfície de interação entre a gota e o revestimento fundido e quanto maior a massa deste, adjacente à gota, maior será a quantidade de

elemento de liga transferido.

Na formulação do revestimento de eletrodos, quando se altera o sistema de desoxidação, alteram-se, como consequência, os rendimentos de transferência dos elementos de liga através do arco. Logo, torna-se importante a verificação destes rendimentos. Deve-se levar em consideração que pequenas alterações na composição química, especialmente com relação aos teores de Mn e Si, podem alterar consideravelmente as propriedades de impacto a baixas temperaturas em metais de solda de aços baixa-liga. Evans e colaboradores [132,133] determinaram que, no sistema C-Mn-Ni com 3,5% Ni e 0.04% C, as melhores propriedades de impacto são obtidas com  $Mn \leq 0.6\%$  e  $Si = 0.3\%$ . Para Alekseev e colaboradores [134], com 3,1% Ni e 0.05% C, estes teores foram 0.54 e 0.20. Nestes trabalhos não foram descritos os sistemas de desoxidação. Outros pesquisadores [135] empregaram magnésio metálico como desoxidante em eletrodos com 3,0% Ni e 0.07% C e obtiveram boas propriedades de impacto para 0.74% Mn e 0.16% Si. Alguns trabalhos [122,127] indicam que, para os aços ao C-Mn, há uma maior tolerância quanto aos teores ótimos de Si, podendo-se aceitar teores na faixa de 0.20 a 0.50%. No entanto, tem-se destacado também que na presença de elementos com alto potencial de oxidação, como o Al e Ti, os teores ótimos de Si devem ser bem mais baixos [122]. Este é também o caso do magnésio metálico.

O aumento no teor de Mg do revestimento resultou em um aumento do teor de MgO (figura 44) da escória e uma redução nos teores de  $SiO_2$  e MnO (figura 91). Uma vez que o oxigênio reage preferencialmente com o Mg, um aumento no seu teor tende a aumentar os teores de Si e Mn do metal de solda. Por isso, as quantidades destes elementos, no revestimento, foram progressivamente diminuídas com o aumento do teor de Mg (figuras 92 e 93). No entanto, o rendimento de transferência destes elementos (relação entre o teor de Mn ou de Fe-Si do revestimento e o teor de Mn ou de Si do metal de solda) aumenta com o aumento do Mg (figuras 88 e 89). Os teores de Mn e Si do metal de solda estão indicados nas figuras 92 e 93. Observa-se uma redução dos teores de Mn com o aumento do Mg do revestimento até 6.0% (figura 92). Uma vez que não houve redução significativa no teor de MnO da escória (figura 91) para 8.0% Mg, é possível que o aumento no teor de Mn, neste caso, esteja relacionado com uma mudança no mecanismo controlador das reações com o oxigênio, para elevados teores de Mg. Os dados obtidos para os corpos de prova "ANALIS" apresentam esta mesma tendência como pode ser visto na figura 93. Já o teor de Si tende a diminuir com o aumento do Mg (figura 94). O níquel praticamente não sofre alteração com a variação do magnésio (figura 90).

A figura 95 indica que o aumento do teor de magnésio do revestimento provoca um aumento no teor de carbono do metal depositado. Estes teores são maiores em CA e não sofrem influência significativa do fator de revestimento.

As figuras 96 e 97 apresentam as variações nos teores de oxigênio e nitrogênio em função dos diferentes níveis de magnésio do revestimento. Os teores de nitrogênio estão abaixo de 100 ppm

(tabela 56). A figura 96 indica que os teores deste elemento tendem a diminuir com o aumento do fator de revestimento, mas independem do tipo de corrente. Verifica-se também que não há uma tendência bem definida entre o teor de Mg do revestimento e o teor de nitrogênio do metal de solda, embora perceba-se uma tendência de aumento no teor deste elemento com o aumento do teor de oxigênio (Figura 98). Deve-se considerar que, excetuando-se os eletrodos G e H em CC+ (67 e 73 ppm) e o eletrodo F em CA (66 ppm), os quais apresentam os mais baixos teores de nitrogênio, as variações extremas nos teores deste elemento, tanto em CC+ como em CA, são muito pequenas (10 ppm). É de se esperar que estes valores não afetem significativamente as propriedades mecânicas do metal de solda.

A análise da figura 97 indica que o aumento no teor de Mg, de 2.0 a 6.0 %, diminui o teor de oxigênio do metal de solda. Este valor tende a ser menor em CA. Esta tendência pode estar associada com o menor valor médio do efeito canhão neste tipo de corrente. Os eletrodos com maior fator de revestimento tendem a apresentar menores teores de oxigênio no metal depositado. No entanto, a exemplo do verificado com os teores de nitrogênio, os teores de oxigênio, de uma forma geral, estão baixos. Em CA eles variam de 190 a 278 ppm, enquanto em CC+ esta variação é de 206 a 348 ppm.

Curiosamente, acima de 6.0% de Mg, não há redução do teor de oxigênio em ambos os tipos de corrente (figura 97). Ao contrário, há uma tendência de aumento. Esta ocorrência é mais um indicativo de que deve estar havendo uma mudança no mecanismo controlador das reações químicas, na atmosfera do arco, para elevados teores de Mg (acima de 6.0%). Outra hipótese possível é admitir que, para uma dada condição de soldagem, há um limite mínimo de oxigênio no metal depositado, associado à composição química da alma do eletrodo e da própria solda, a partir do qual não é mais possível a sua redução por efeito de desoxidante. Logo, o Mg, acima de 6.0%, desoxida intensamente a atmosfera do arco sem alterar os teores de oxigênio da solda. E o Mn, sem condições de reação com o oxigênio, transfere-se em maior quantidade para o metal depositado.

TABELA 53 - Análises químicas (%)

Elemento	C	Mn	Si	P	S	Cu	Ni	Cr
Alma	0.08	0.51	0.05	0.02	0.02	0.05	0.03	0.06
Metal	0.14	0.98	0.18	0.02	0.01	0.01	0.04	0.03

Obs. Sn, As, W, Mo, Co, Nb, V, Ti, Al, < 0.01 %

TABELA 54 - Análises químicas dos corpos de prova "ANALIS"

Tipo de Eletrodo	Tipo de Corrente	Composição Química (%)					
		C	Mn	Si	P	S	Ni
A	CC+	0.065	0.65	0.26	0.02	0.01	3.59
	CA	0.064	0.59	0.27	0.02	0.01	3.49
B	CC+	0.069	0.63	0.23	0.02	0.01	3.32
	CA	0.070	0.57	0.24	0.02	0.01	3.25
C	CC+	0.074	0.47	0.23	0.02	0.01	3.34
	CA	0.072	0.47	0.22	0.02	0.01	3.39
D	CC+	0.080	0.58	0.25	0.02	0.01	3.32
	CA	0.080	0.57	0.24	0.02	0.01	3.22
E	CC+	0.055	0.61	0.25	0.02	0.01	3.29
	CA	0.065	0.56	0.26	0.02	0.01	3.39
F	CC+	0.055	0.53	0.24	0.02	0.01	3.35
	CA	0.068	0.48	0.22	0.02	0.01	3.26
G	CC+	0.062	0.57	0.24	0.02	0.01	3.32
	CA	0.074	0.53	0.23	0.02	0.01	3.32
H	CC+	0.071	0.56	0.22	0.02	0.01	3.25
	CA	0.075	0.51	0.24	0.02	0.01	3.16

Obs. Mg, V, Al < 0.01

Co, Mo, Ti = 0.01

W, Nb = 0.02

Cr = 0.04

Cu = 0.08

TABELA 55 - Análises químicas dos corpos de prova "ENSAIO"

Tipo de Eletrodo	Tipo de Corrente	Composição Química (%)					
		C	Mn	Si	P	S	Ni
A	CC+	0.057	0.73	0.35	0.02	0.005	3.43
	CA	0.070	0.78	0.40	0.02	0.003	3.53
B	CC+	0.060	0.68	0.34	0.02	0.004	3.14
	CA	0.074	0.71	0.33	0.02	0.003	3.44
C	CC+	0.081	0.60	0.36	0.02	0.003	3.32
	CA	0.086	0.60	0.34	0.02	0.003	3.42
D	CC+	0.071	0.68	0.34	0.02	0.003	3.33
	CA	0.104	0.69	0.32	0.02	0.003	3.37
E	CC+	0.050	0.74	0.38	0.02	0.004	3.21
	CA	0.066	0.76	0.39	0.02	0.003	3.36
F	CC+	0.054	0.66	0.37	0.02	0.003	3.35
	CA	0.074	0.70	0.41	0.02	0.004	3.47
G	CC+	0.065	0.67	0.35	0.02	0.003	3.23
	CA	0.082	0.68	0.38	0.02	0.003	3.27
H	CC+	0.077	0.67	0.33	0.02	0.003	3.23
	CA	0.097	0.65	0.35	0.02	0.003	3.07

Obs. Mg, V, Al, W, Mo < 0.01  
 Co, Nb = 0.01  
 Ti = 0.02  
 Cr = 0.03 - 0.04  
 Cu = 0.06 - 0.08

TABELA 56 - Teores de oxigênio e nitrogênio dos corpos de prova "ANALIS"

Tipo de Eletrodo	Tipo de Corrente	Composição Química (ppm)	
		Oxigênio	Nitrogênio
A	CC+	313-315-320 (316)	93-94-97 (95)
	CA	253-262-264 (260)	85-87-89 (87)
B	CC+	274-285-292 (284)	95-96-97 (96)
	CA	275-277-282 (278)	73-75-82 (77)
C	CC+	209-222-222 (218)	84-85-88 (86)
	CA	210-214-215 (213)	85-86-89 (87)
D	CC+	215-233-255 (234)	86-88-100 (91)
	CA	186-221-239 (215)	73-76-78 (76)
E	CC+	333-355-356 (348)	89-91-100 (93)
	CA	226-244-261 (244)	83-85-88 (85)
F	CC+	296-319-325 (313)	92-94-97 (94)
	CA	248-257-259 (255)	65-65-68 (66)
G	CC+	223-227-229 (226)	65-68-68 (67)
	CA	193-196-205 (198)	72-73-75 (73)
H	CC+	203-206-210 (206)	70-73-76 (73)
	CA	185-190-195 (190)	70-80-83 (78)

Obs. Os valores entre parêntesis representam as médias das três análises realizadas para cada corpo de prova de tração.

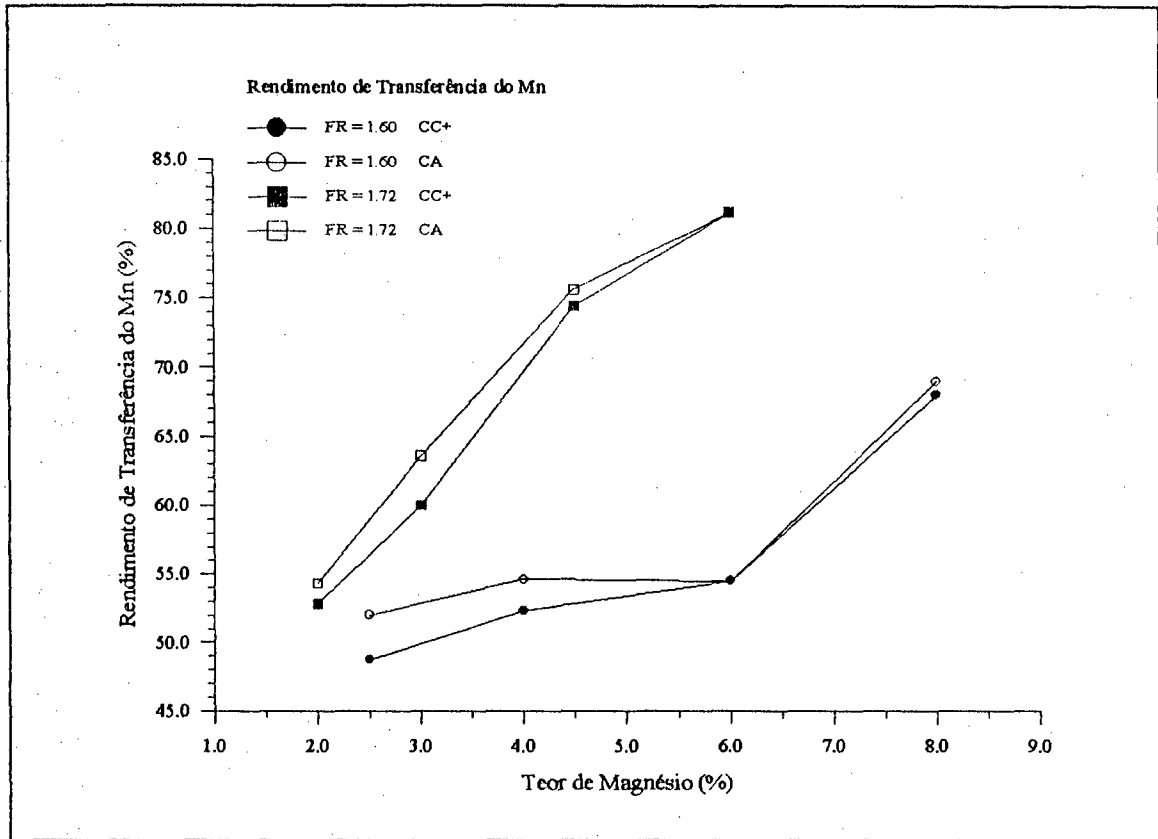


Figura 88 - Efeito do teor de Mg do revestimento sobre o rendimento de transferência do Mn.

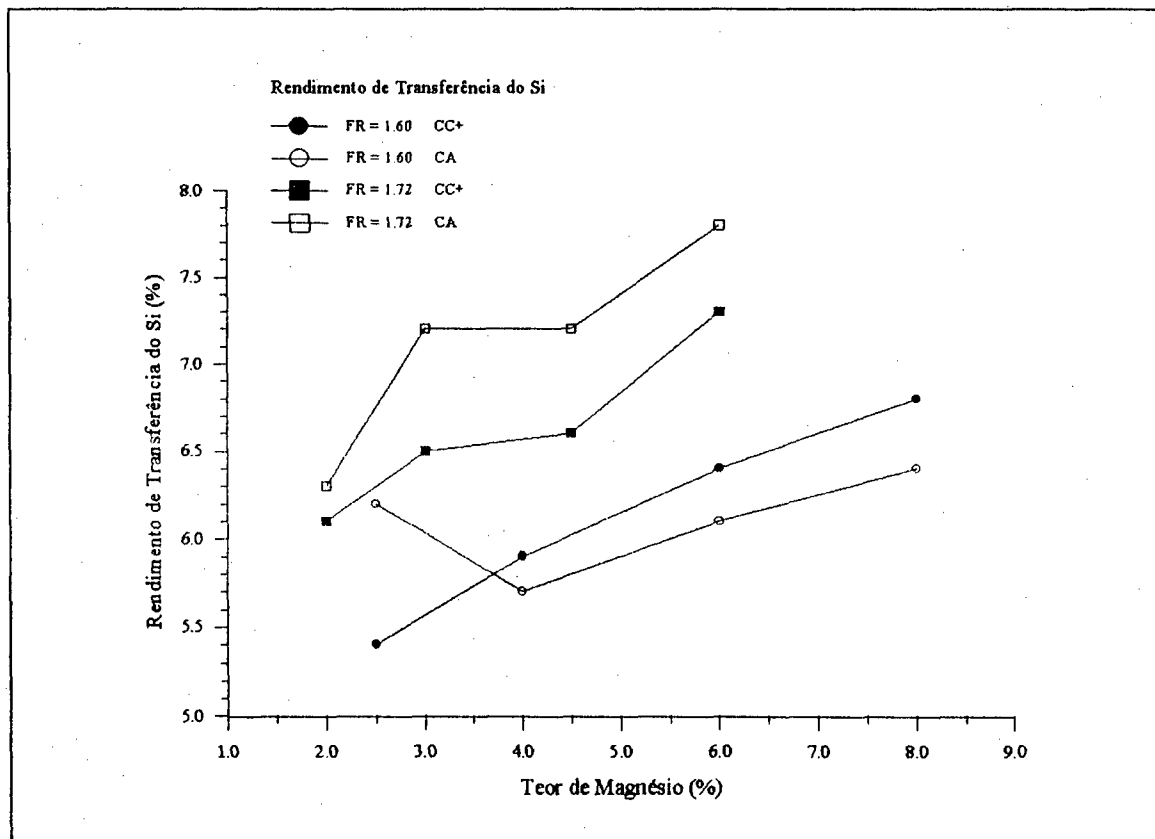


Figura 89 - Efeito do teor de Mg do revestimento sobre o rendimento de transferência do Si.

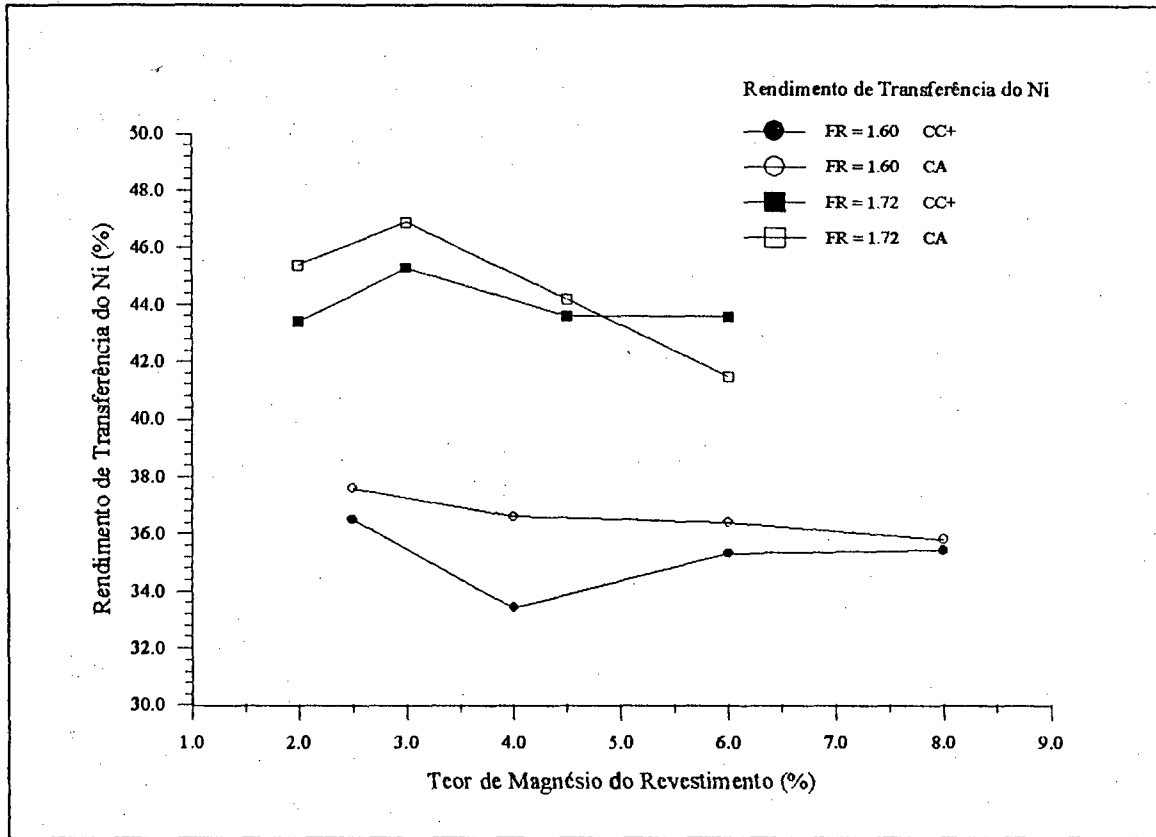


Figura 90 - Efeito do teor de Mg do revestimento sobre o rendimento de transferência do Ni.

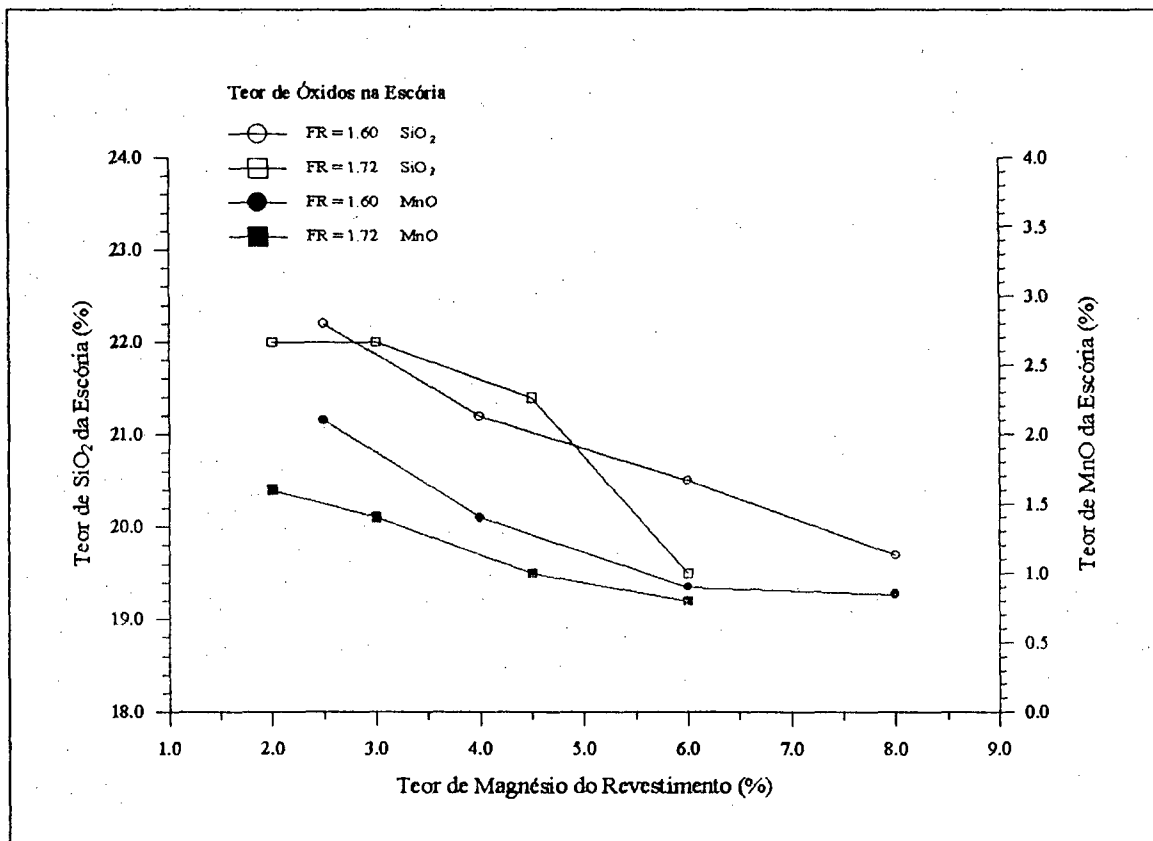


Figura 91 - Efeito do teor de Mg do revestimento sobre os teores de MnO e SiO<sub>2</sub> da escória.



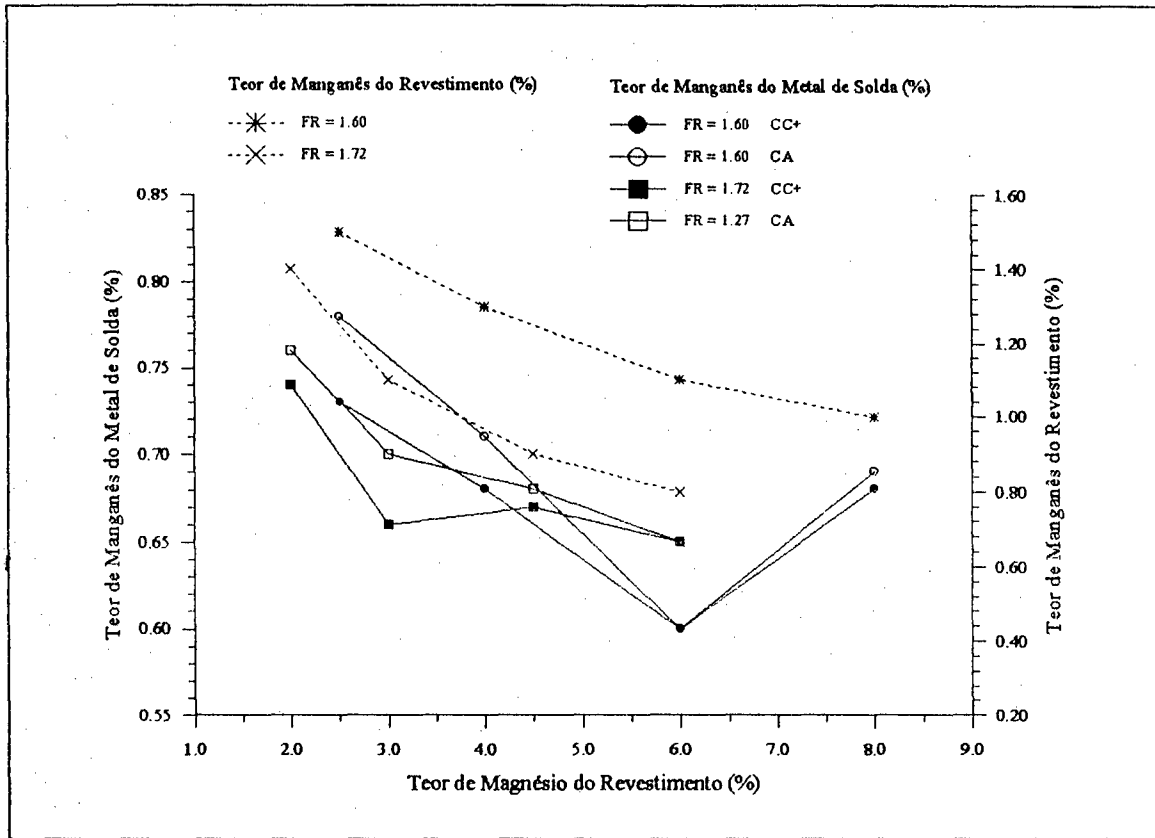


Figura 92 - Efeito do teor de Mg do revestimento sobre o teor de Mn do metal de solda.

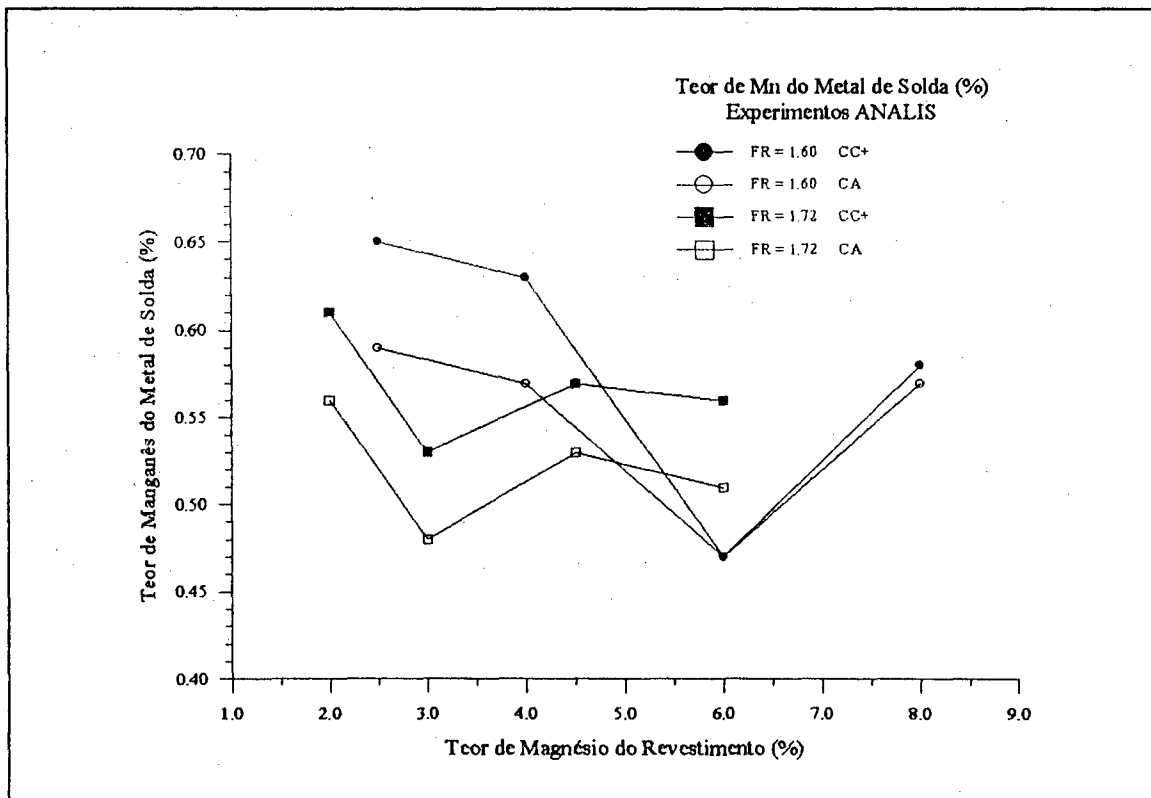


Figura 93 - Efeito do teor de Mg do revestimento sobre o teor de Mn do metal de solda "ANALIS".

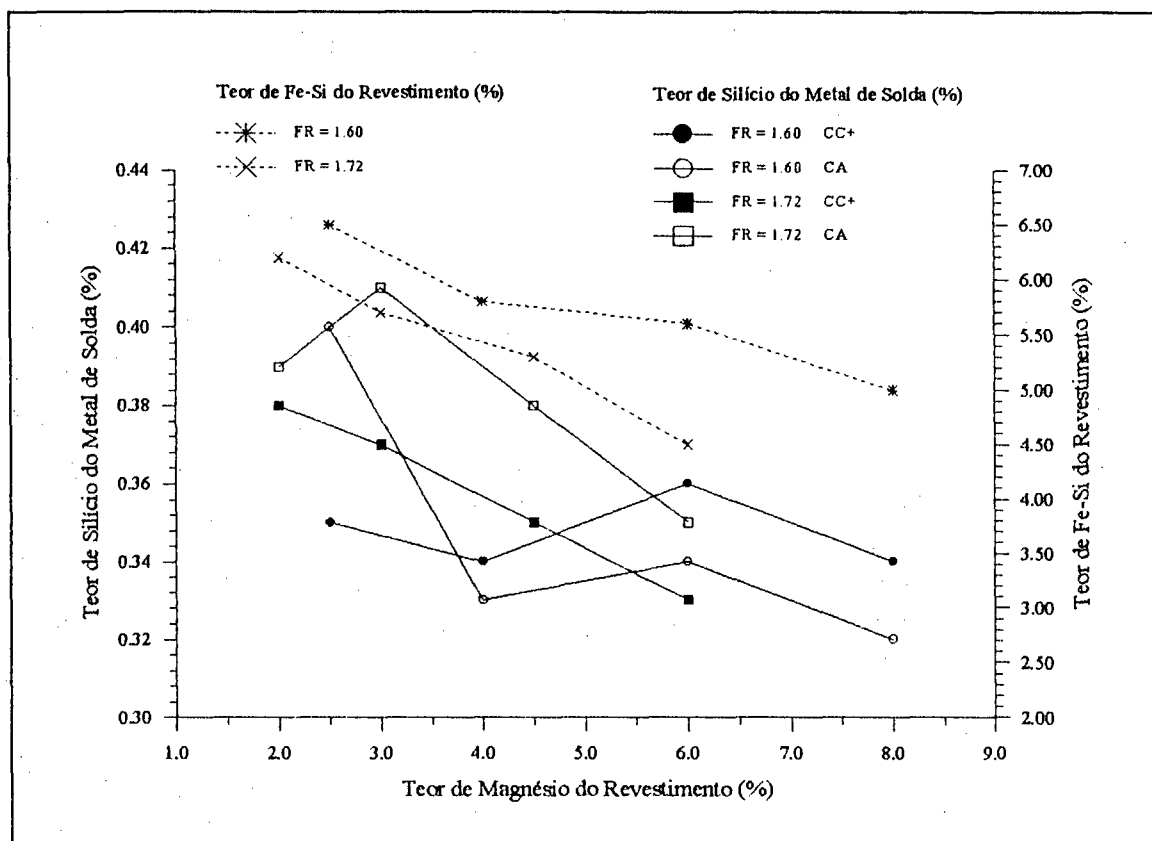


Figura 94 - Efeito do teor de Mg do revestimento sobre o teor de Si do metal de solda.

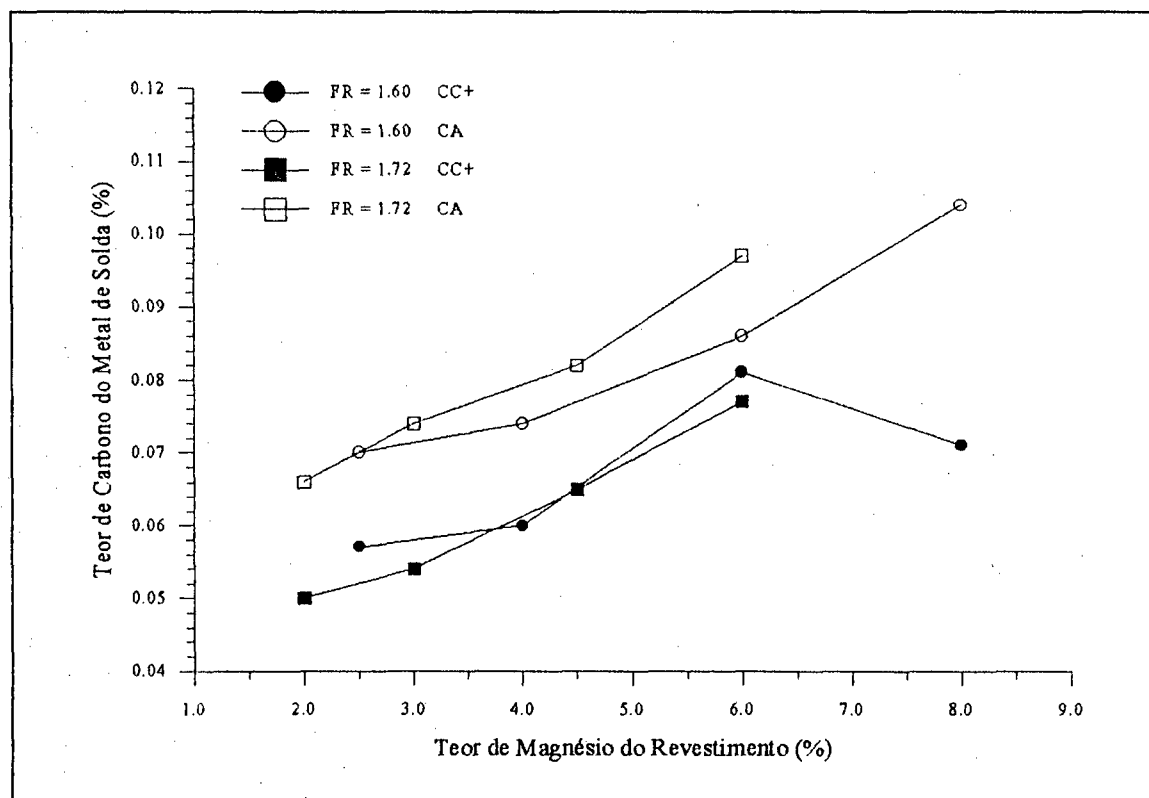


Figura 95 - Efeito do teor de Mg do revestimento sobre o teor de carbono do metal de solda.

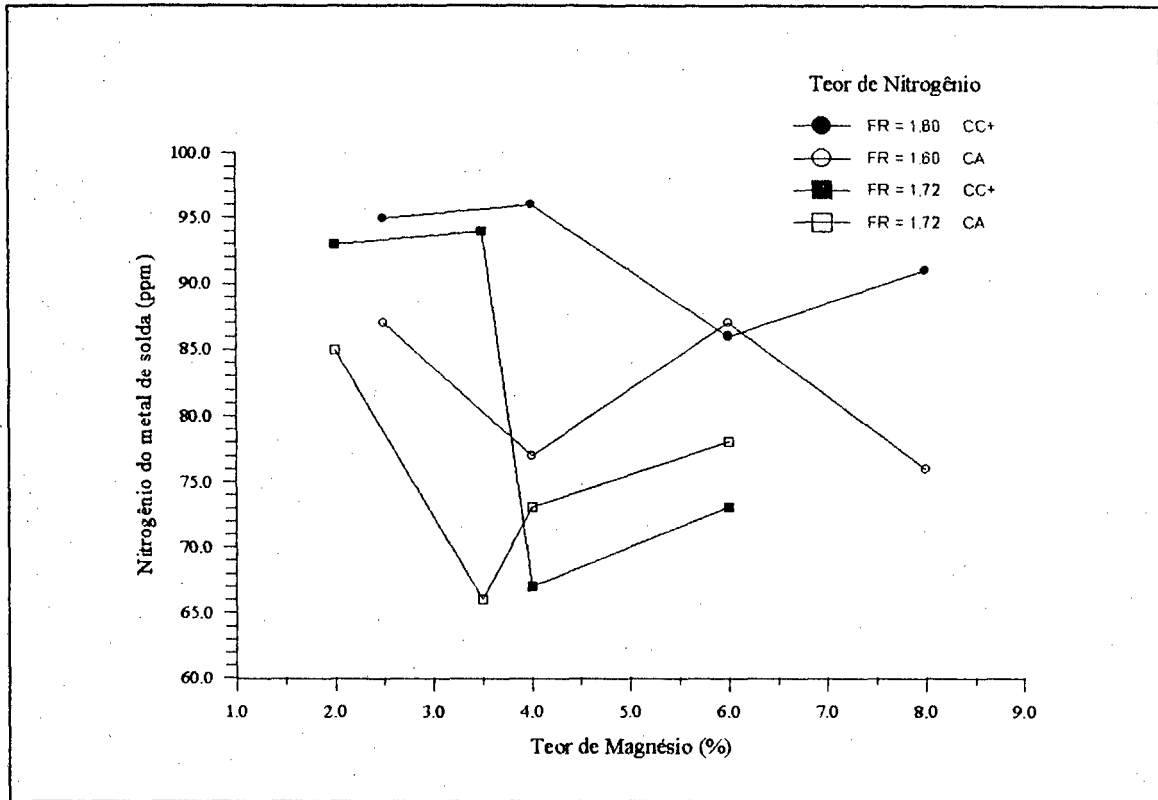


Figura 96 - Efeito do teor de Mg do revestimento sobre o teor de nitrogênio do metal de solda.

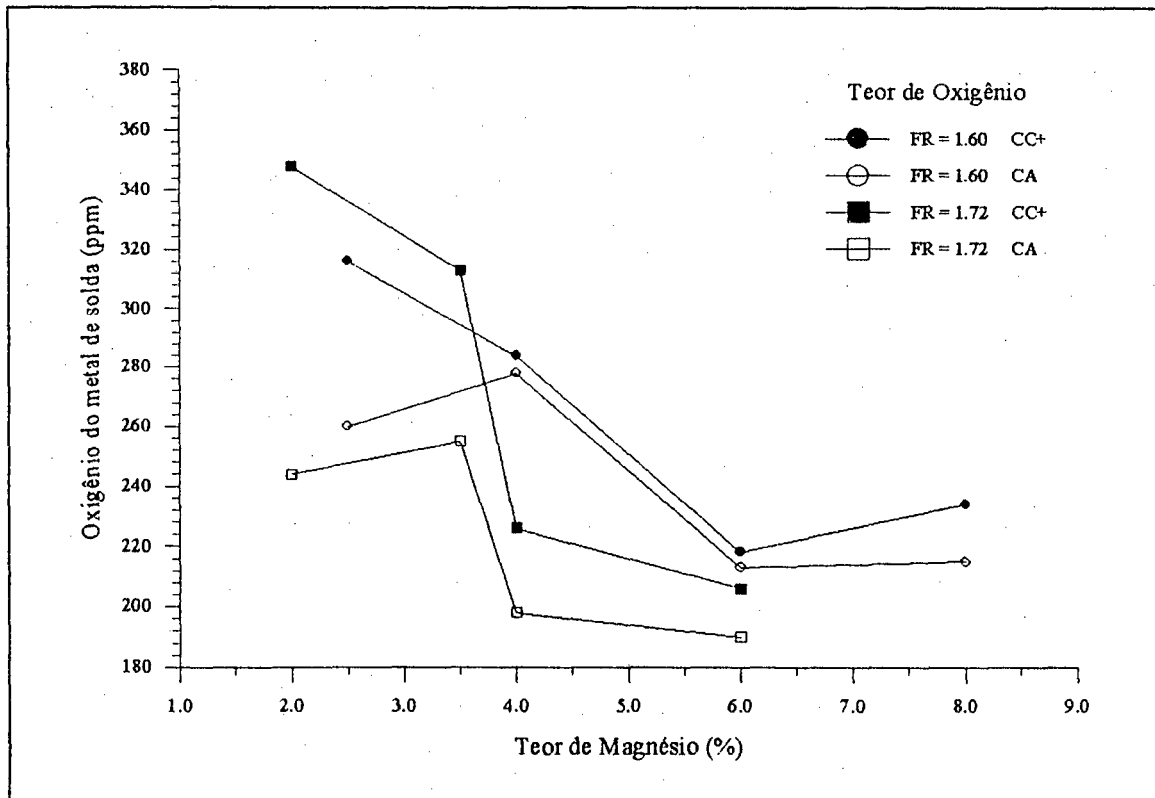


Figura 97 - Efeito do teor de Mg do revestimento sobre o teor de oxigênio do metal de solda.

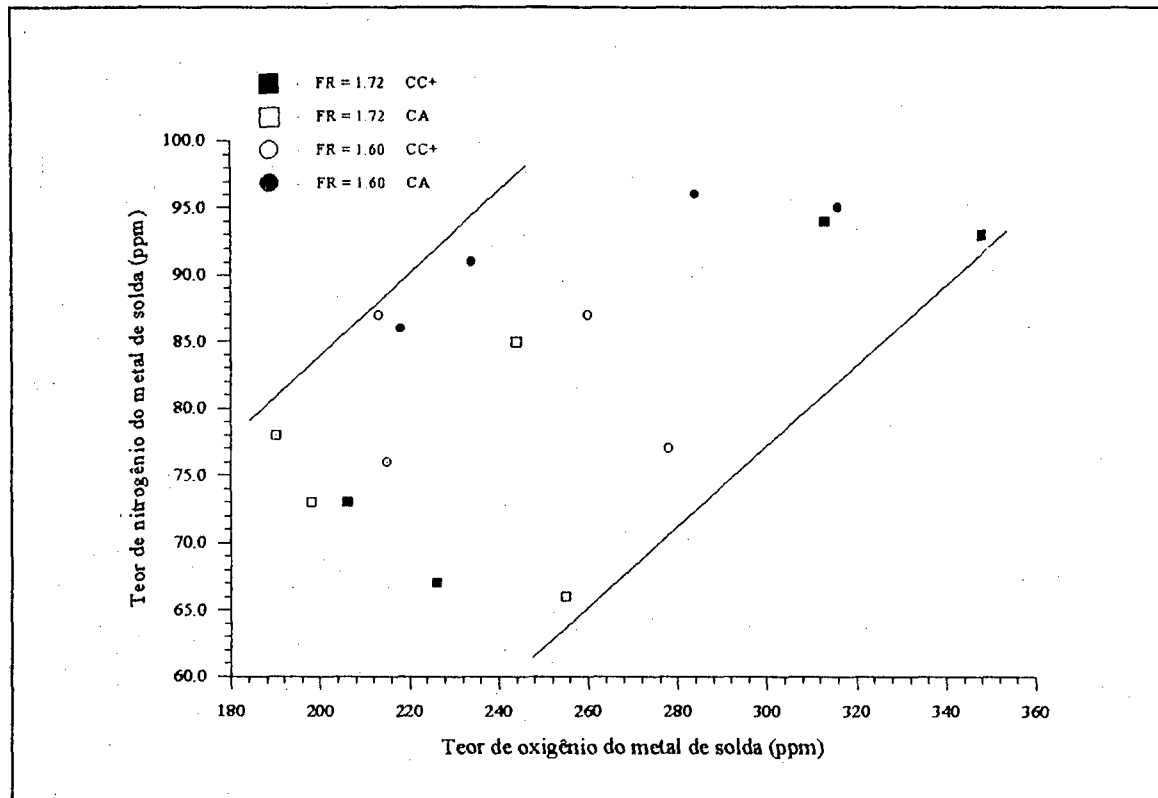


Figura 98 - Relação entre o teor de oxigênio e o teor de nitrogênio do metal de solda.

## 11.2 - Propriedades Mecânicas.

Como parte complementar deste trabalho, foi desenvolvida uma dissertação de mestrado [213] com o objetivo de descrever com detalhes todos os aspectos referentes às microestruturas e às propriedades mecânicas do metal de solda dos corpos de provas "ENSAIO". Destacam-se a seguir, de forma sucinta, alguns destes resultados.

Os corpos de prova para os ensaios de tração (minitrac) e charpy-V foram usinados dos corpos de provas "ENSAIO" de acordo com a metodologia descrita no item 5.5. A tabela 57 indica os resultados dos ensaios de tração, enquanto as tabelas 58 e 59 apresentam os dados de energia obtidos nos ensaios de impacto charpy-V em CC+ e em CA, respectivamente. Os valores apresentados entre parênteses são as médias das energias obtidas.

Todos os corpos de provas "ENSAIO" foram submetidos a análises radiográficas e alcançaram os requisitos de sanidade (grau 1) especificados na norma AWS A5.5.83.

No estudo das propriedades mecânicas do metal de solda é fundamental o controle de todos os fatores do processo que interferem nos resultados. Neste trabalho, procurou-se empregar as condições do processo mais desfavoráveis possíveis com relação às propriedades de impacto charpy-V. Empregaram-se eletrodos de grande diâmetro (5.0 mm) e elevadas velocidades de soldagem (3.0 mm/s em média) com três passes por camada a partir da segunda camada (figura 99), obtendo-se grandes

quantidades de zona colunar ao longo do entalhe do corpo de prova charpy-V (tabela 60). Além disso, soldagens com velocidades elevadas, sem tecimento, aumentam a transferência de Mn e Si para o metal de solda [172]. Todos estes fatores contribuem para uma redução nas propriedades de impacto a baixas temperaturas.

Em CC+, os valores da tensão limite de resistência,  $\sigma_r$ , e da tensão limite de escoamento,  $\sigma_e$ , foram de 30 a 45% acima dos valores especificados para os eletrodos da classe AWS E7016-C2L ( $\sigma_r = 480$  MPa e  $\sigma_e = 390$  MPa) e de 10 a 25% acima do exigido para os eletrodos da classe E8016-C2 ( $\sigma_r = 550$  MPa e  $\sigma_e = 460$  MPa). Já em CA, estes valores foram de 40 a 60% e de 20 a 40%, respectivamente. No entanto, apenas os eletrodos B, C, G e H em CC+ alcançaram os valores de alongamento exigidos para o eletrodo E7016-C2L (A = 25%). Os demais, tanto em CC+ como em CA, enquadram-se nos requisitos do eletrodo E8016-C2 (A = 19%). Para o eletrodo G em CA, constatou-se a presença de um poro na secção de ruptura do corpo de prova minitrac, o que tornou não-significativos os dados de alongamento e estrição deste eletrodo.

A resistência ao impacto a baixas temperaturas foi melhor em CC+. Neste tipo de corrente, os eletrodos B e H atingiram os requisitos da classe E7016-C2L (27 J a  $-101^\circ$  C), enquanto os eletrodos A, D, E, F e G alcançaram os limites estabelecidos para a classe E8018-C2 (27 J a  $-73^\circ$  C). Em CC+, apenas o eletrodo C não atingiu as propriedades limites de resistência ao impacto exigidas para eletrodos com 3.5% Ni. O metal depositado com este eletrodo apresentou elevados teores de C e Si (tabela 55), além de elevada fração volumétrica de ferrita com fases secundárias (tabela 60). Em CA, os valores de resistência ao impacto foram surpreendentemente baixos. Apenas os eletrodos A e H alcançaram, no limite, os requisitos da classe E8016-C2.

### 11.2.1 - Resistência à Tração.

Os valores de  $\sigma_r$  e  $\sigma_e$  (tabela 57) estão acima dos valores comumente encontrados para metais de solda com 3,5% Ni. É possível que os elevados teores de Mn e, especialmente, de Si estejam contribuindo para a elevada resistência à tração. De uma forma geral, para os teores presentes nestes eletrodos, não há efeito do nitrogênio sobre a resistência à tração (figura 100). O efeito do teor de Mg sobre as propriedades de resistência à tração está ilustrado na figura 101. Verifica-se uma tendência de aumento nos valores de  $\sigma_r$  e  $\sigma_e$  com o aumento do teor de Mg. Uma vez que não se verificou nenhuma relação entre os teores de Mn e Si com  $\sigma_r$ , como pode ser visto nas figuras 102 e 103, atribui-se este comportamento ao aumento do teor de carbono do metal depositado com o aumento do teor de Mg do revestimento (figura 95). A figura 104 indica que há uma correlação positiva entre o teor de carbono do metal de solda e o seu limite de resistência à tração. Os maiores teores de C em CA justificam a maior resistência mecânica neste tipo de corrente. Há uma leve tendência de aumento do alongamento com o aumento do teor de Mg até 6.0%. Acima deste valor o alongamento cai (figura

105). Os valores de estrição praticamente não foram afetados pelo teor de Mg (figura 106). Percebe-se também uma tendência de menor alongamento e estrição em CA.

TABELA 57 - Resultados dos ensaios de tração

Tipo de Eletrodo	Tipo de Corrente	Propriedades			
		$\sigma_e$ (MPa)	$\sigma_r$ (MPa)	A (%)	S (%)
A	CC+	532	625	24.4	70.8
	CA	578	690	19.6	69.6
B	CC+	498	612	25.0	78.0
	CA	552	660	21.6	68.6
C	CC+	575	693	28.0	74.0
	CA	593	707	24.4	69.6
D	CC+	585	683	20.0	74.0
	CA	663	761	20.8	67.3
E	CC+	537	637	22.4	71.8
	CA	572	663	21.2	73.0
F	CC+	508	611	24.4	74.0
	CA	578	688	20.8	69.6
G	CC+	544	657	25.6	76.0
	CA	597	697	*15.2	*49.0
H	CC+	544	650	25.6	71.8
	CA	589	713	23.2	71.8

Obs. \* presença de poro na região de ruptura.

**TABELA 58 - Energia nos ensaios de impacto em CC+ (J)**

Tipo de Eletrodo	Temperatura (°C)		
	-60	-73	-101
A	57-58-64 (60)	23-36-38 (32)	14-16-23 (18)
B	76-80-100 (85)	47-58-73 (59)	21-34-38 (31)
C	34-34-34 (34)	17-23-26 (22)	15-21-24 (20)
D	27-27-49 (34)	14-41-44 (33)	12-17-18 (16)
E	50-53-78 (60)	22-29-32 (28)	10-13-17 (13)
F	63-76-77 (72)	43-58-82 (61)	15-18-18 (17)
G	50-55-97 (67)	56-72-37 (55)	20-23-26 (23)
H	64-75-119 (86)	51-73-79 (68)	25-36-42 (34)

**TABELA 59 - Energia nos ensaios de impacto em CA (J)**

Tipo de Eletrodo	Temperatura (°C)		
	-60	-73	-101
A	18-28-39 (28)	23-27-33 (28)	9-11-13 (11)
B	25-27-31 (28)	19-23-27 (23)	12 (12)
C	28-28-29 (28)	18-22-29 (23)	8 (8)
D	14-17-24 (18)	10-12-18 (13)	6 (6)
E	13-18-21 (17)	8-13-14 (12)	10 (10)
F	21-22-32 (25)	19-21-31 (24)	11-12-11 (11)
G	32-33-34 (33)	18-20-21 (20)	12 (12)
H	27-28-29 (28)	24-29-30 (28)	14 (14)

TABELA 60 - Microestrutura da zona colunar

Tipo de Eletrodo	Tipo de Corrente	Microconstituente (%)			Zona Colunar (%)
		FA	FP	FS	
B	CC+	60.4	25.0	14.6	45.3
	CA	54.4	16.7	28.9	59.3
C	CC+	49.7	21.1	29.2	40.7
	CA	58.9	15.1	26.0	42.3
E	CC+	44.1	44.2	11.7	63.1
	CA	45.7	35.1	19.2	59.4
F	CC+	48.0	37.3	14.7	45.2
	CA	56.6	23.7	19.7	44.6
G	CC+	44.6	38.4	17.0	40.5
	CA	58.2	23.7	18.1	50.4
H	CC+	62.6	26.0	11.4	37.6
	CA	61.5	24.2	14.3	46.3

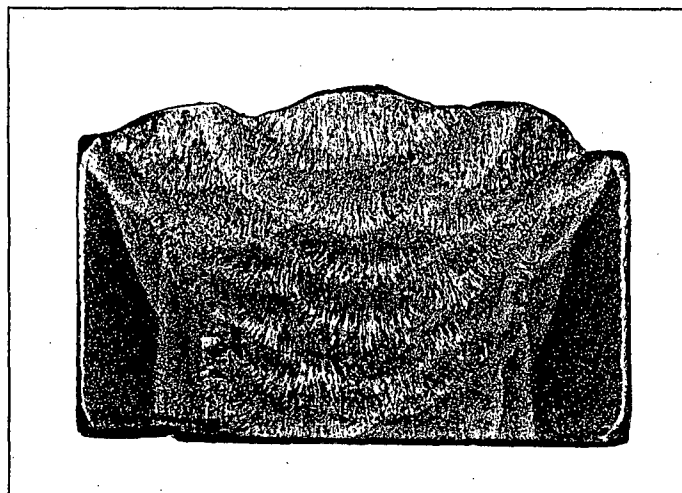


Figura 99 - Aspecto macrográfico do corpo de prova "ENSAIO". Eletrodo F em CA.



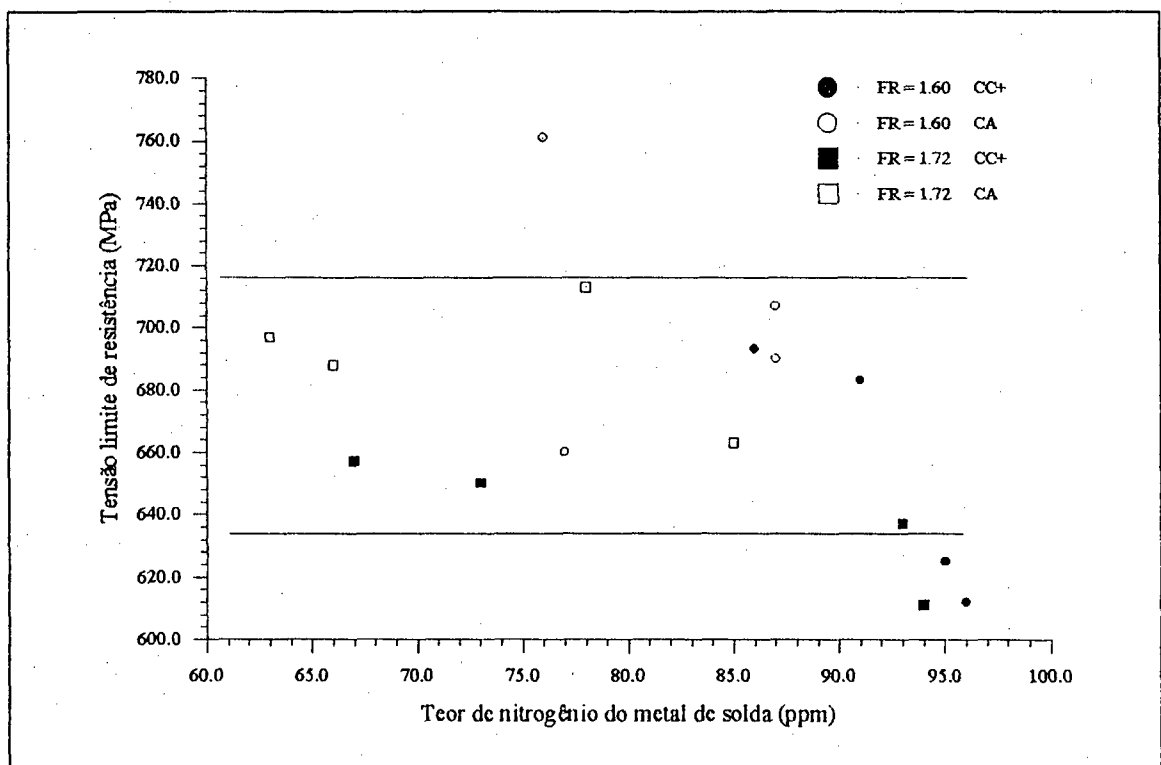


Figura 100 - Relação entre o teor de nitrogênio e a resistência à tração do metal de solda.

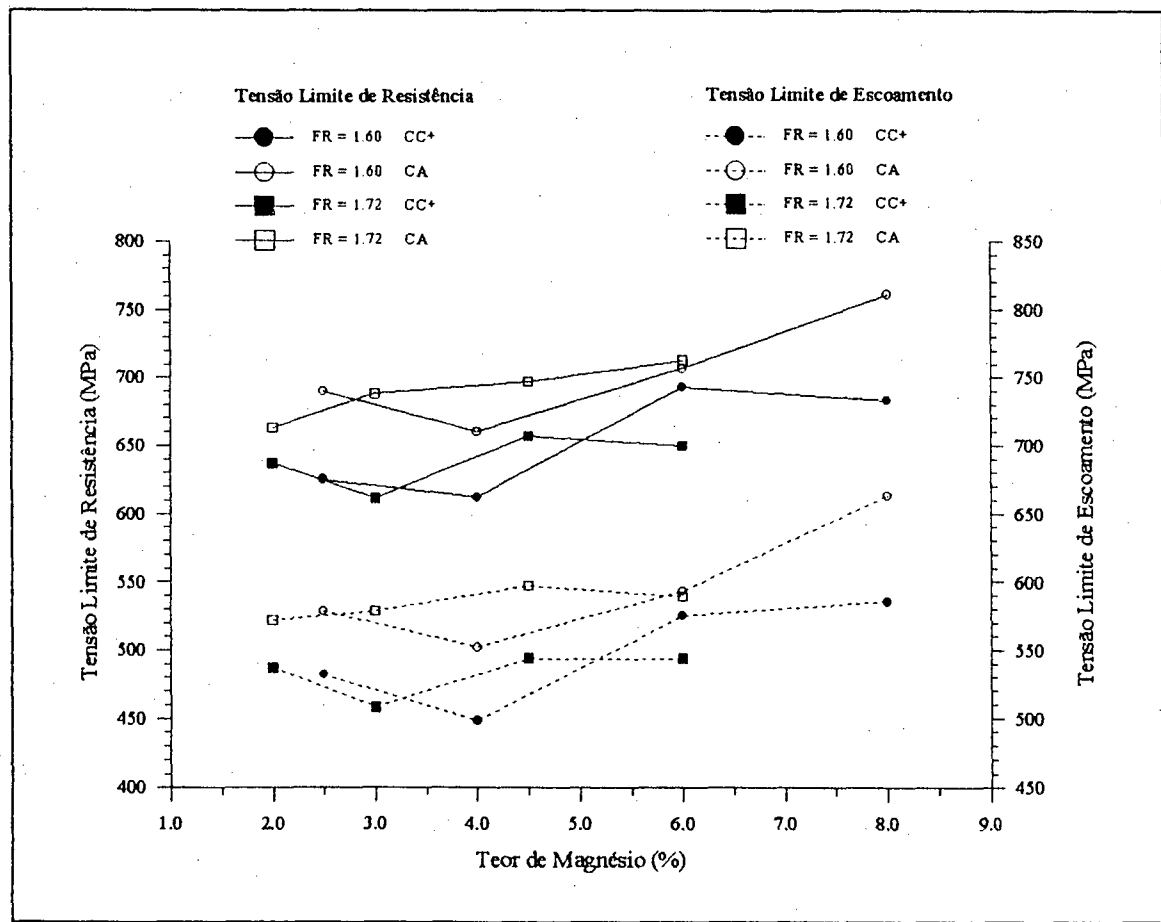


Figura 101 - Efeito do teor de magnésio sobre as propriedades de resistência à tração.

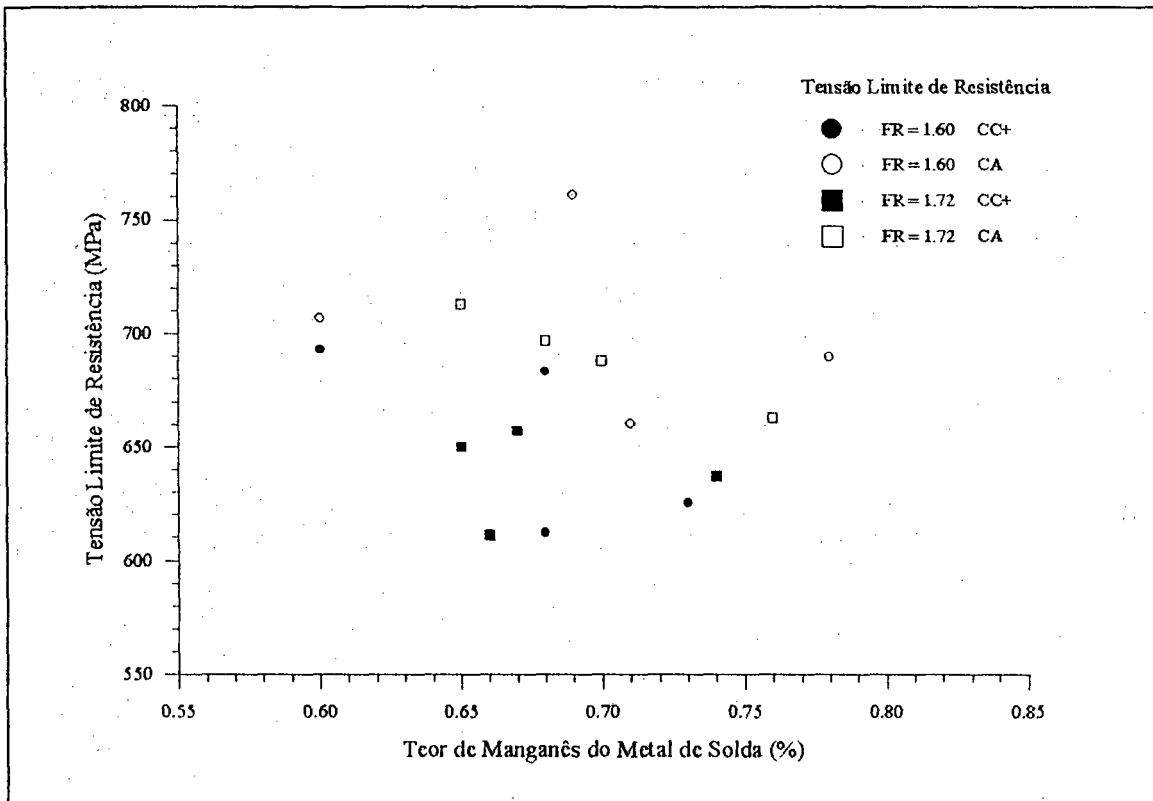


Figura 102 - Efeito do teor de manganês sobre a tensão limite de resistência à tração.

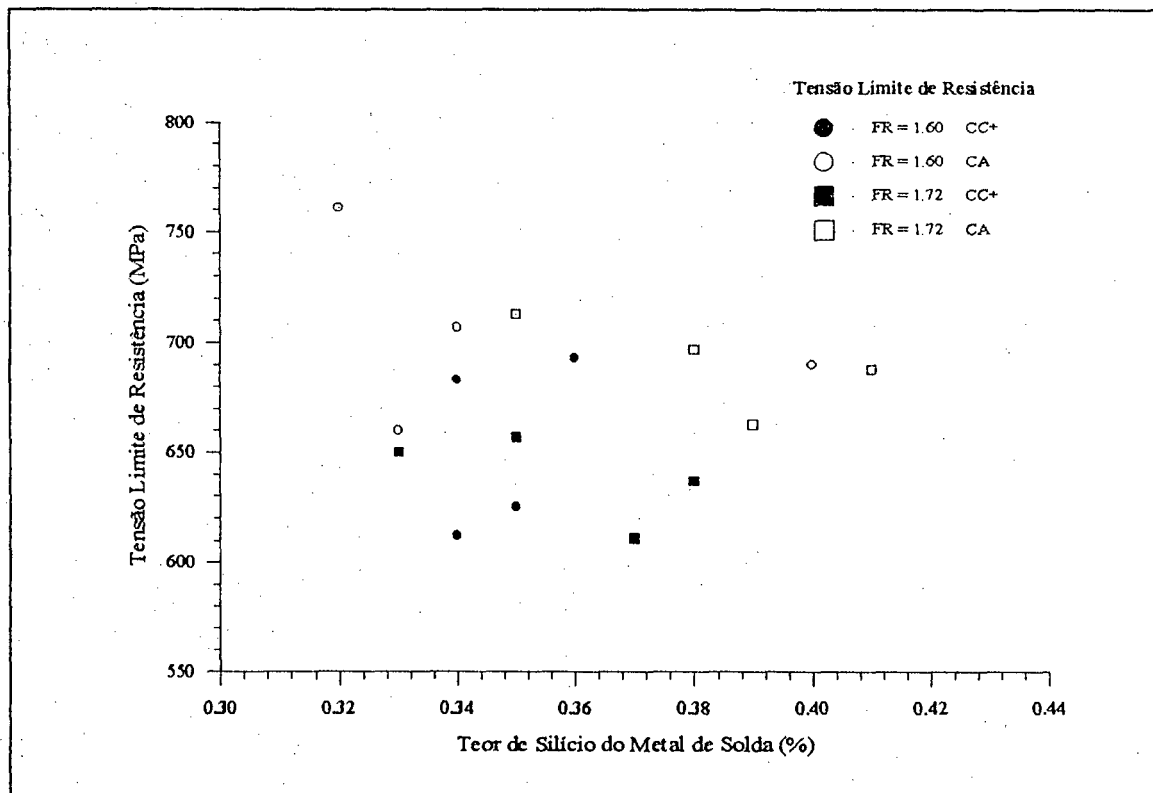


Figura 103 - Efeito do teor de silício sobre a tensão limite de resistência à tração.

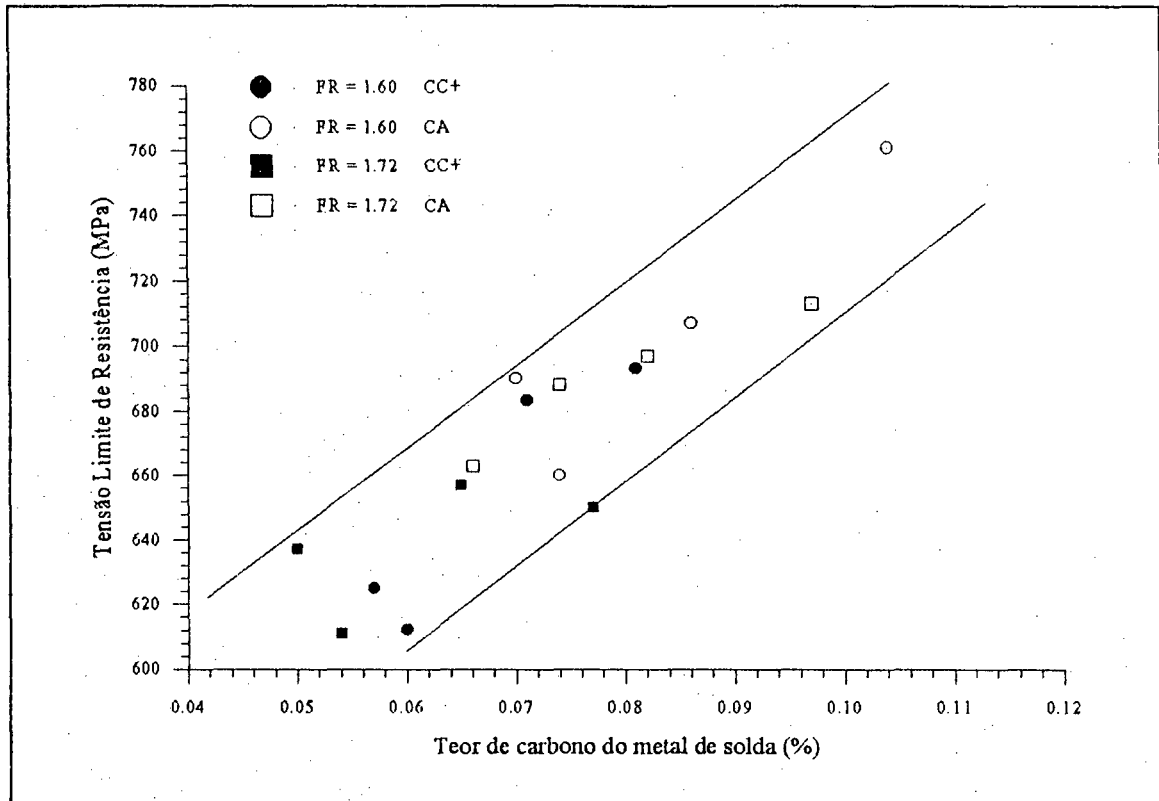


Figura 104 - Efeito do teor de C do metal de solda sobre a tensão limite de resistência à tração.

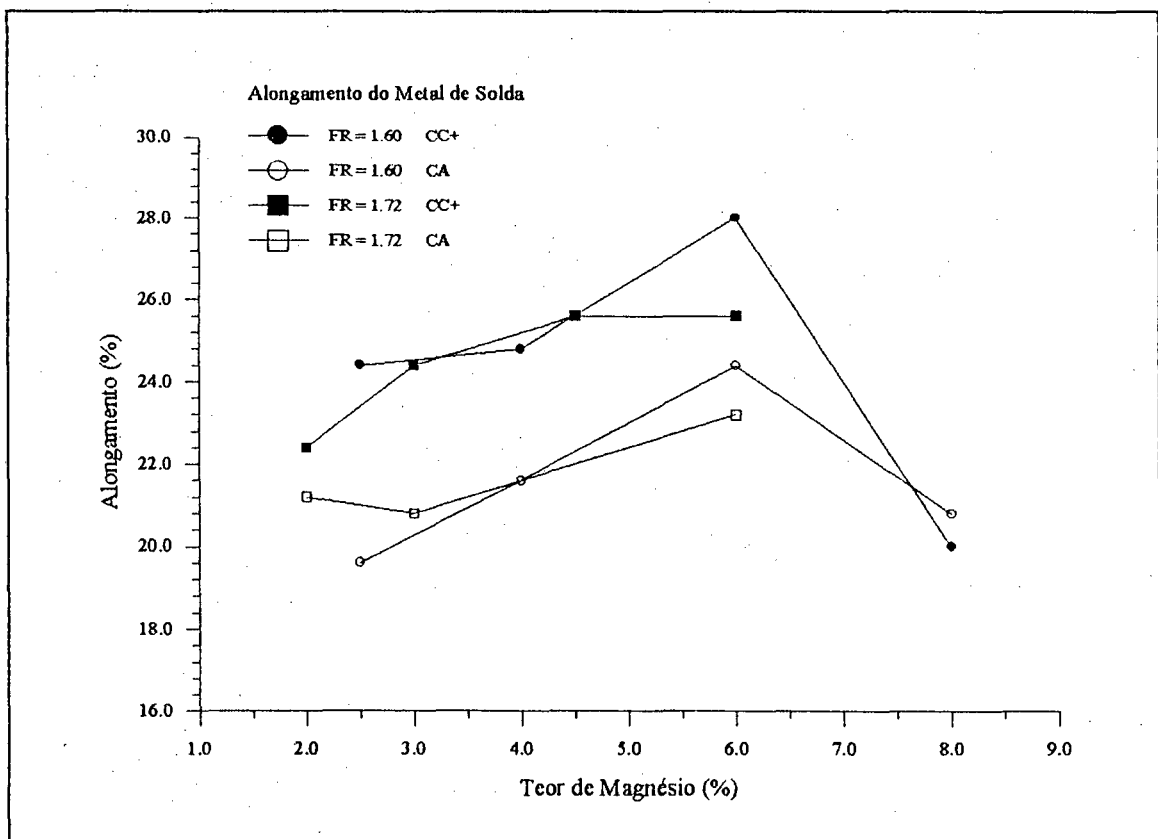


Figura 105 - Efeito do teor de magnésio sobre o alongamento do metal de solda.

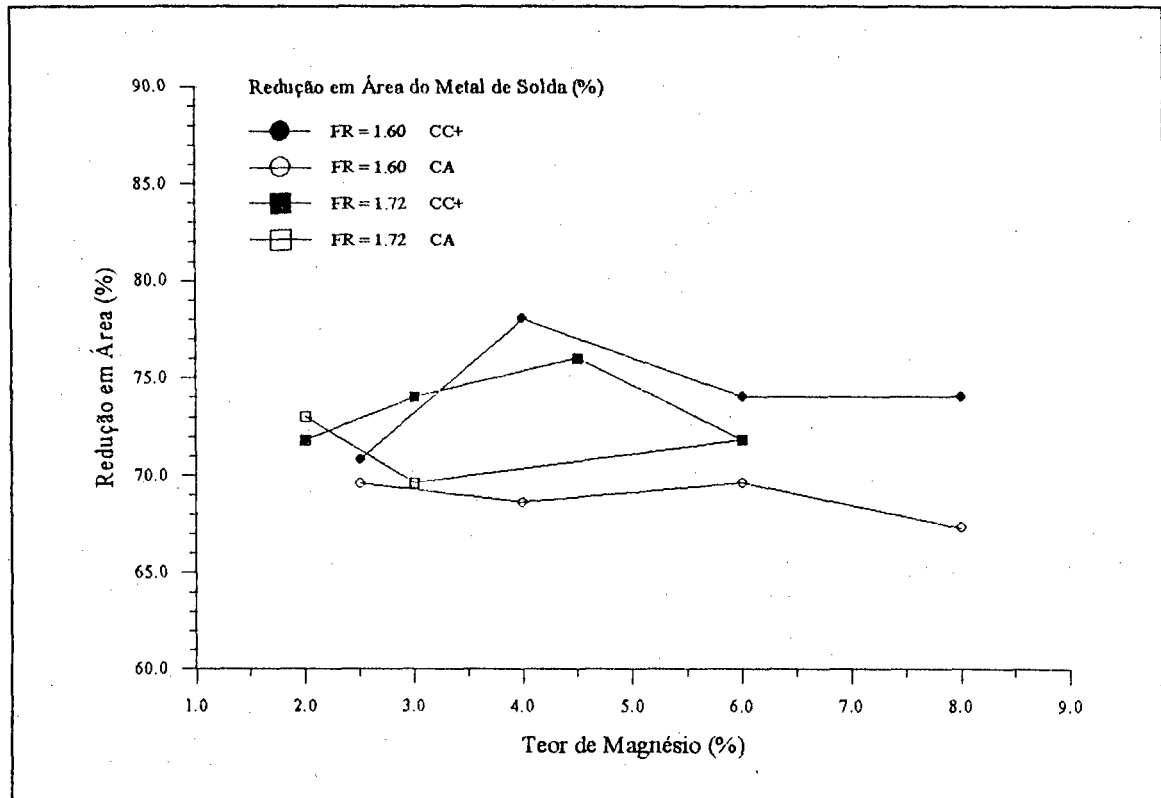


Figura 106 - Efeito do teor de magnésio sobre a estricção do metal de solda.

### 11.2.2 - Resistência ao Impacto.

O comportamento da resistência ao impacto do metal de solda com o aumento do teor de magnésio do revestimento foi muito dependente do tipo de corrente e do fator de revestimento (figuras 107 e 108). Independente do fator de revestimento, a resistência ao impacto foi muito baixa em CA. Os elevados valores da tensão limite de resistência à tração justificam este comportamento. A figura 109 indica que a resistência ao impacto diminui com o aumento de  $\sigma_r$ . Um estudo mais detalhado a este respeito, deverá considerar o possível efeito dos teores de FA (ferrita cicular) e de FS (ferrita com fases secundárias) no interior do grão, assim como o efeito dos seus tamanhos.

Para os eletrodos com maior fator de revestimento, em CC+, a resistência ao impacto aumenta com o aumento do teor de Mg do revestimento (figura 107). A tabela 60 indica a evolução da microestrutura da zona colunar do último passe para estes eletrodos. Percebe-se que, para os eletrodos com maior fator de revestimento, o teor de ferrita acicular (FA) tende a aumentar com o aumento do teor de Mg. Os resultados indicam que, para este fator de revestimento, o teor máximo de FA é obtido para, aproximadamente, 200 ppm de oxigênio. O melhor comportamento foi observado para 6.0% Mg (eletrodo H).

Os eletrodos de menor fator de revestimento, em CC+, apresentaram um aumento na

resistência ao impacto com o aumento do teor de Mg de 2,5 para 4,0% (figura 108). Para teores acima deste valor, a resistência ao impacto cai. Os resultados de energia de impacto para  $-101^{\circ}\text{C}$  indicam que há um ponto ótimo para 4,0% Mg e que as demais composições apresentam valores equivalentes de resistência ao impacto. Este eletrodo apresenta grande quantidade de FA (60,4 %). Neste caso, a máxima resistência ao impacto se deu para 280 ppm de oxigênio.

Estes resultados indicam que o fator de revestimento é muito influente nas reações químicas da atmosfera do arco e que os resultados obtidos com um dado fator de revestimento não podem servir de base para generalizações.

A análise das composições químicas do metal depositado indica que os teores de carbono são maiores em CA (tabela 55). Embora a microestrutura da zona colunar do último passe não apresente diferença muito grande, percebe-se que para muitos eletrodos, em CA o grão austenítico difere daquele observado em CC+, como ilustram as figuras 110 a 117 para os eletrodos com maior fator de revestimento. Além disso, em CA, identifica-se uma grande quantidade de FS no interior dos grãos. É possível que estes três fatos expliquem os diferentes níveis de resistência ao impacto nos dois tipos de corrente. A microestrutura das zonas refinadas de grão fino e grão grosso não apresentam diferenças significativas.

As melhores propriedades de impacto, em CC+, foram obtidos para o eletrodo B com 0,006% C, 0,68% Mn e 0,34% Si e para o eletrodo H com 0,077% C, 0,67% Mn e 0,33% Si. As figuras 118 e 119 e 120 indicam a relação entre os teores de Mn, de Si e de C com a resistência ao impacto a  $-60^{\circ}\text{C}$ . Os baixos valores de impacto para os eletrodos C (0,36% Si e 0,60% Mn) e D (0,34% Si e 0,68% Mn) podem ser justificados pelos elevados valores de resistência à tração (693 e 683 MPa respectivamente) e maiores quantidades de FS.

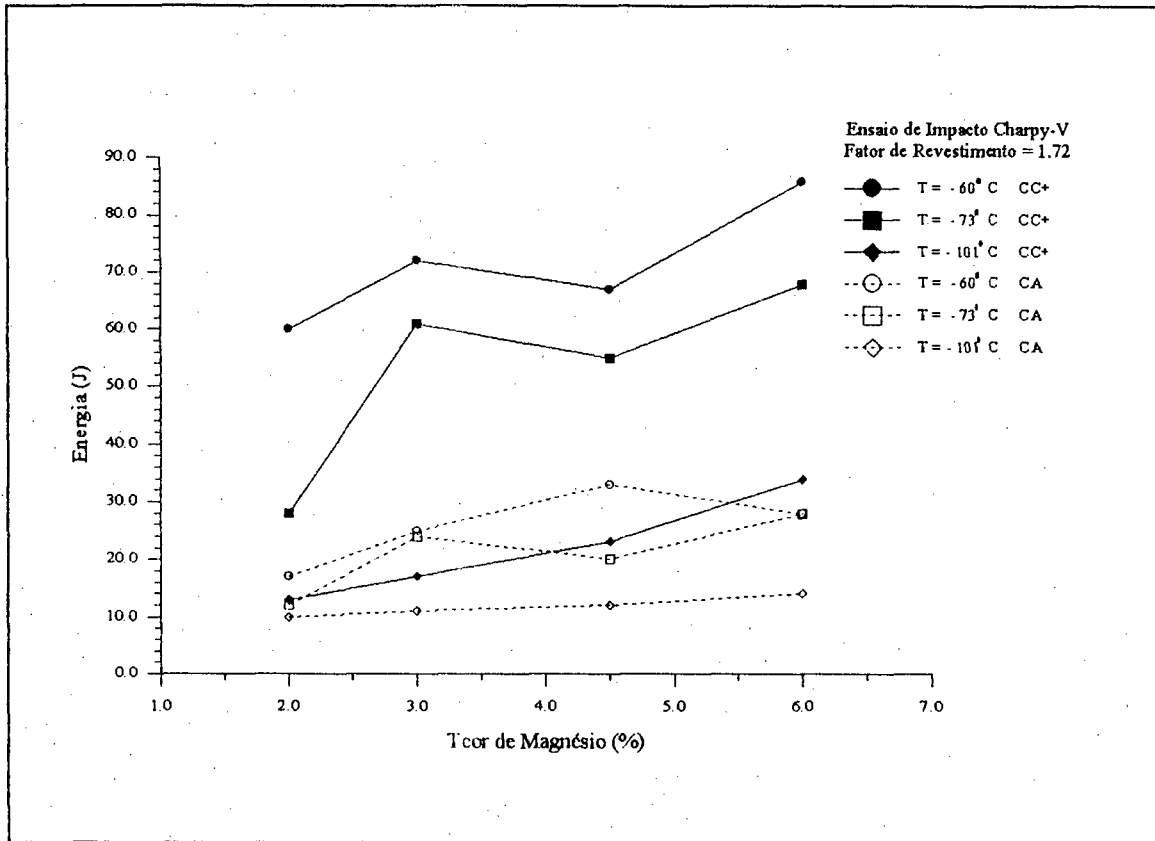


Figura 107 - Efeito do teor de Mg sobre a resistência ao impacto do metal de solda. FR = 1.72.

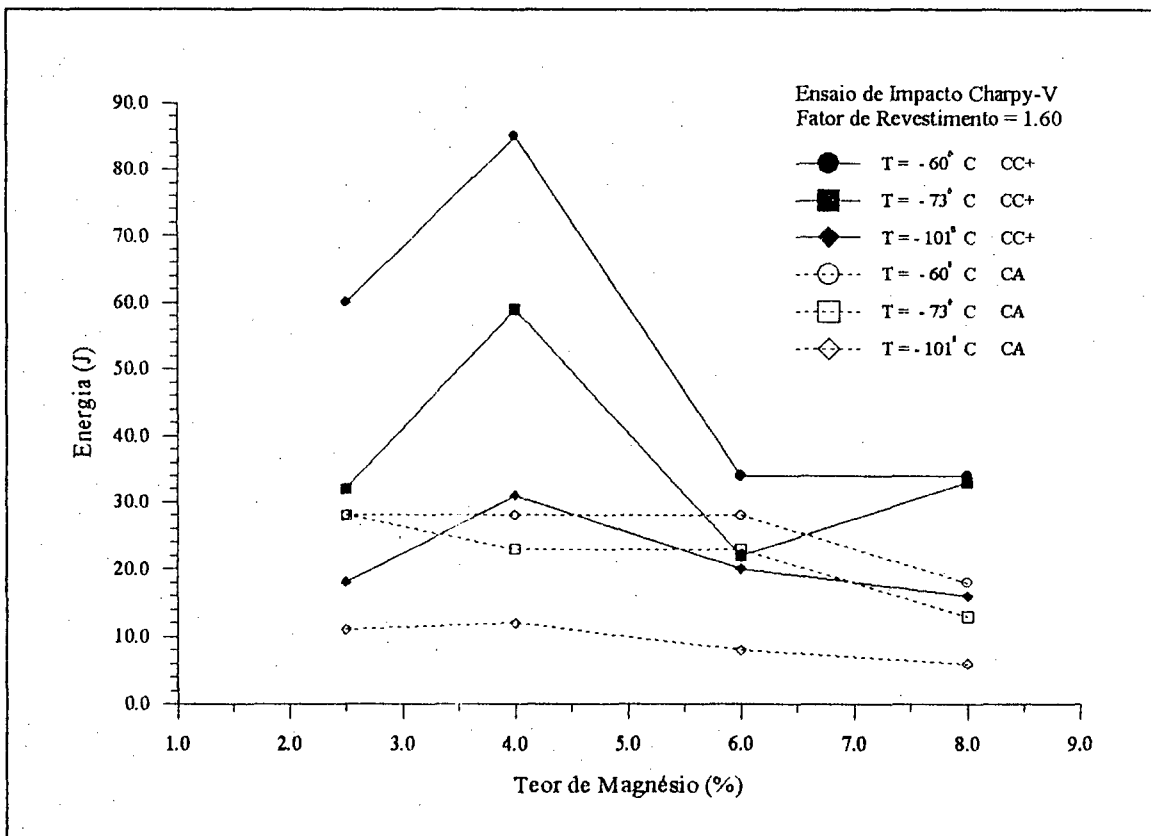


Figura 108 - Efeito do teor de Mg sobre a resistência ao impacto do metal de solda. FR = 1.60.

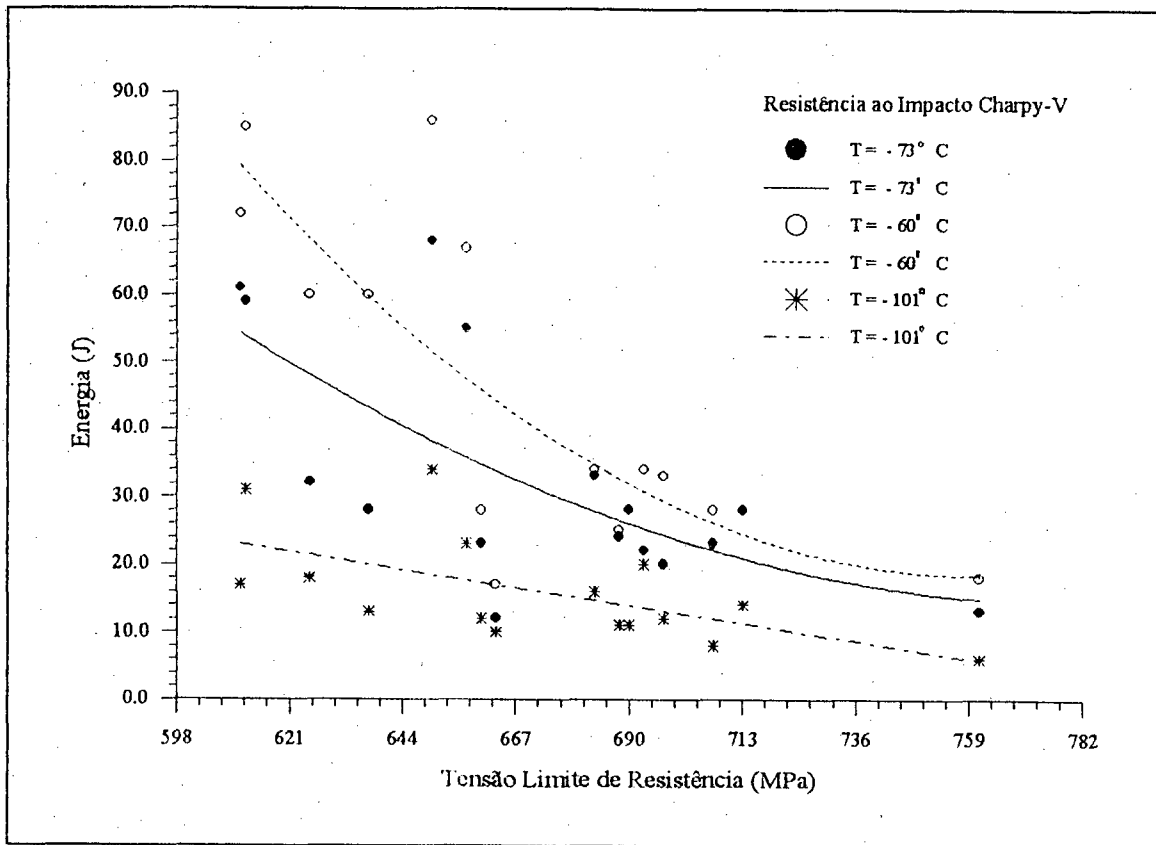
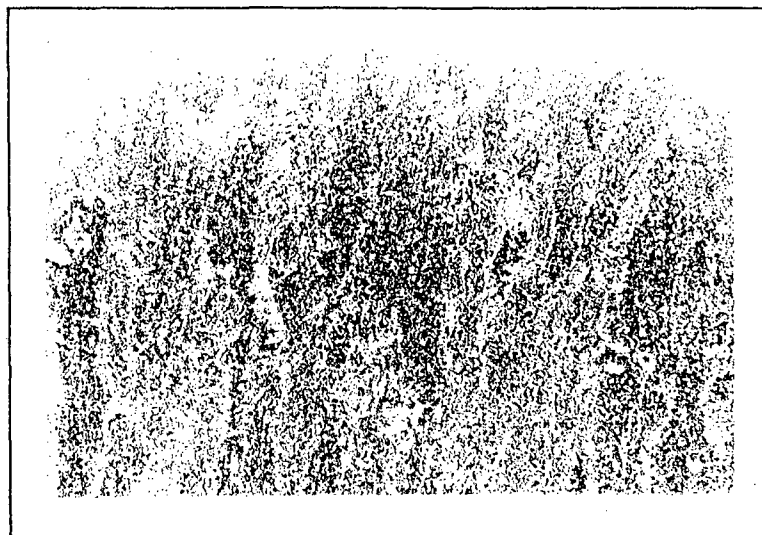


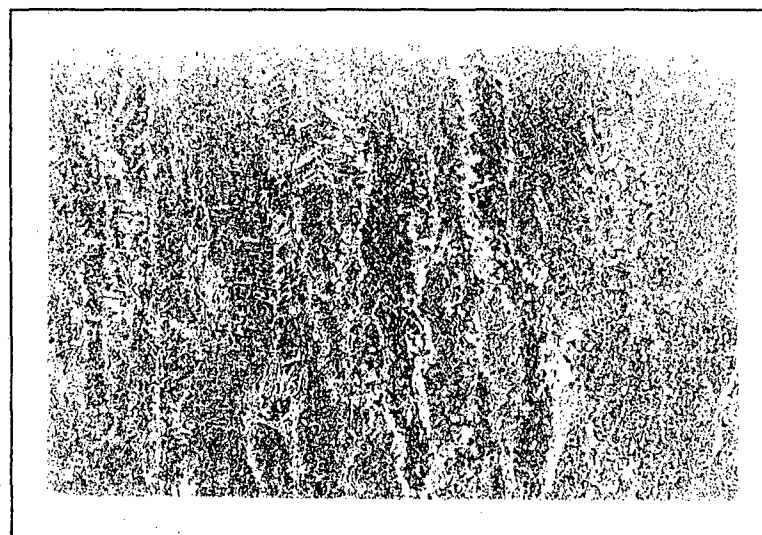
Figura 109 - Relação entre  $\sigma_r$  e a resistência ao impacto do metal de solda.



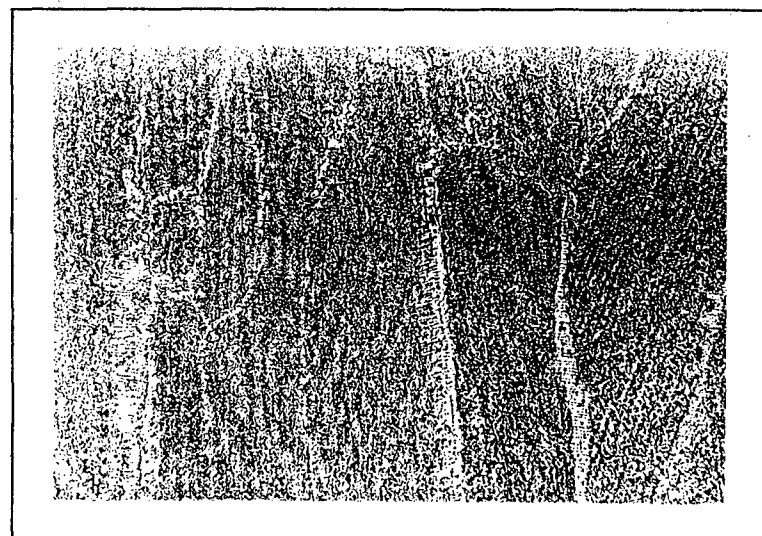
Figura 110 - Microestrutura da zona colunar para o eletrodo E em CC+ (100x).



**Figura 111** - Microestrutura da zona colunar para o eletrodo E em CA (100x).

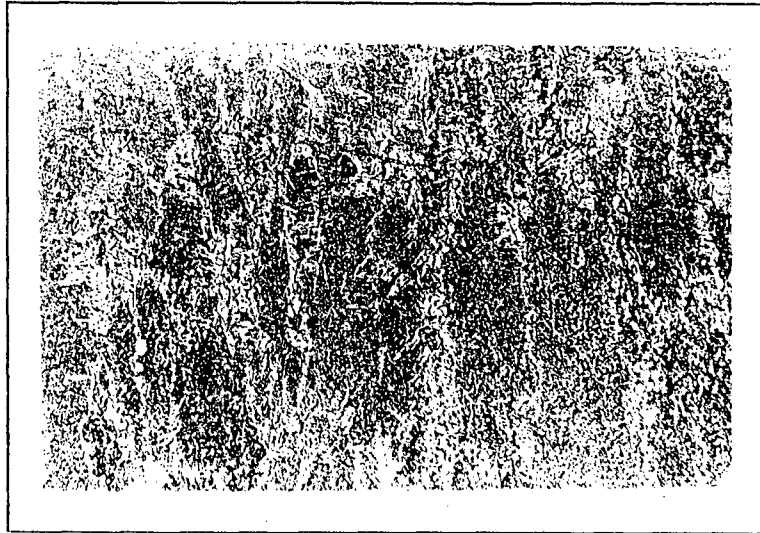


**Figura 112** - Microestrutura da zona colunar para o eletrodo F em CC+ (100x).

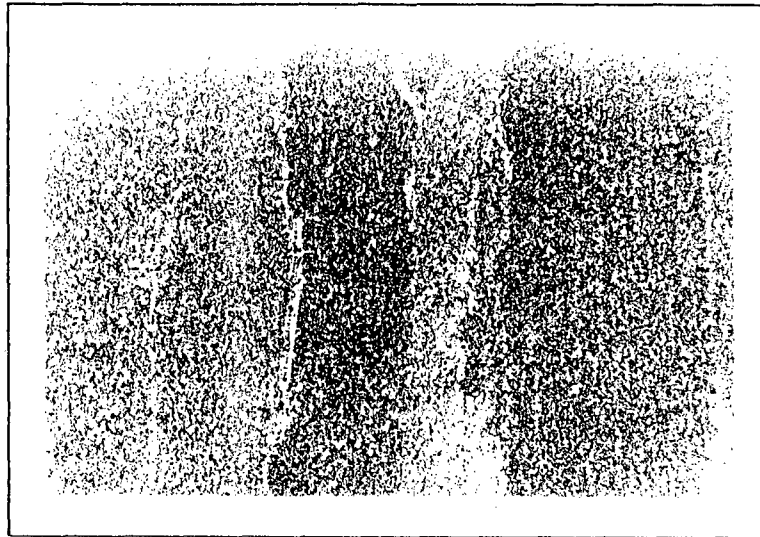


**Figura 113** - Microestrutura da zona colunar para o eletrodo F em CA (100x).

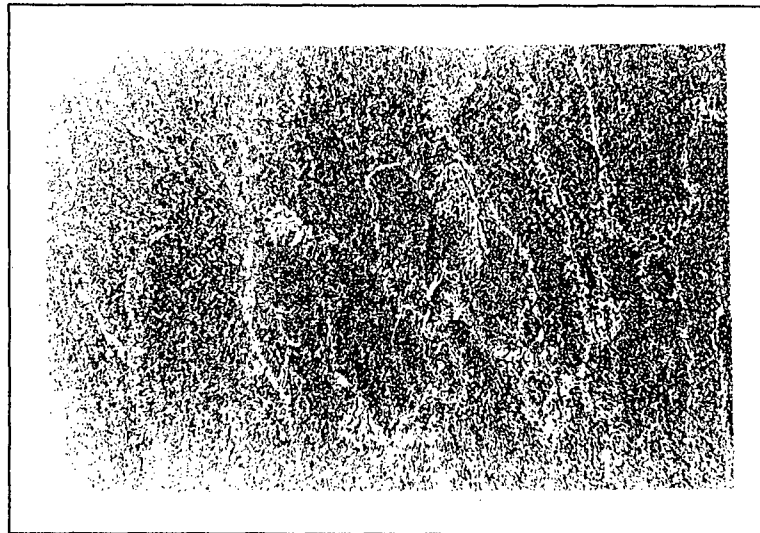




**Figura 114** - Microestrutura da zona colunar para o eletrodo G em CC+ (100x).



**Figura 115** - Microestrutura da zona colunar para o eletrodo G em CA (100x).



**Figura 116** - Microestrutura da zona colunar para o eletrodo H em CC+ (100x).

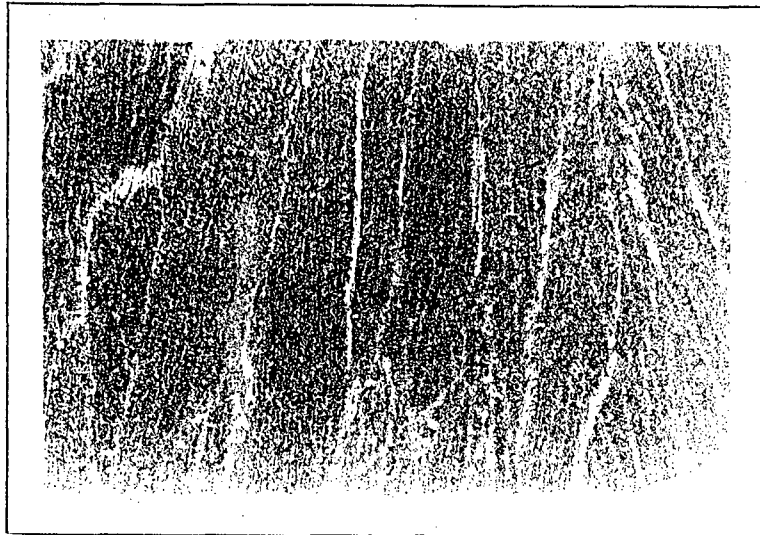


Figura 117 - Microestrutura da zona colunar para o eletrodo H em CA (100x).

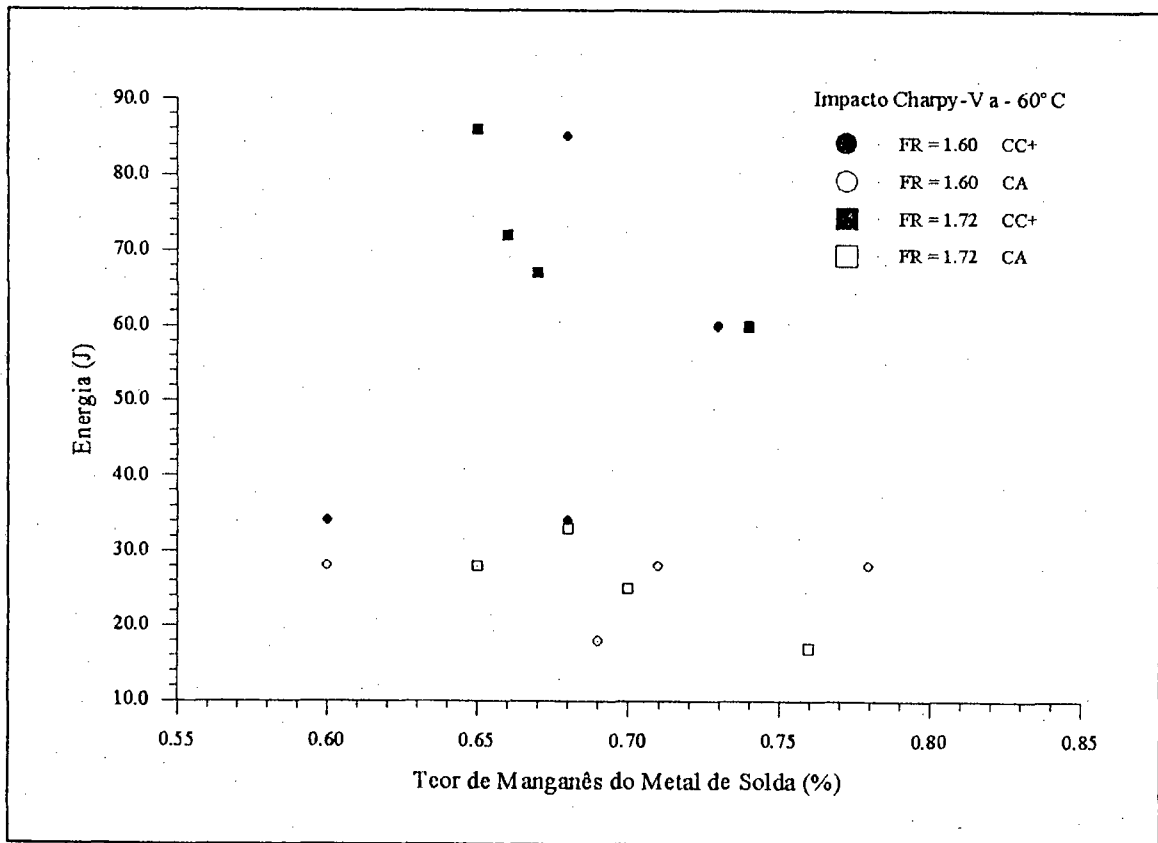


Figura 118 - Efeito do teor de Mn do metal de solda sobre a resistência ao impacto.

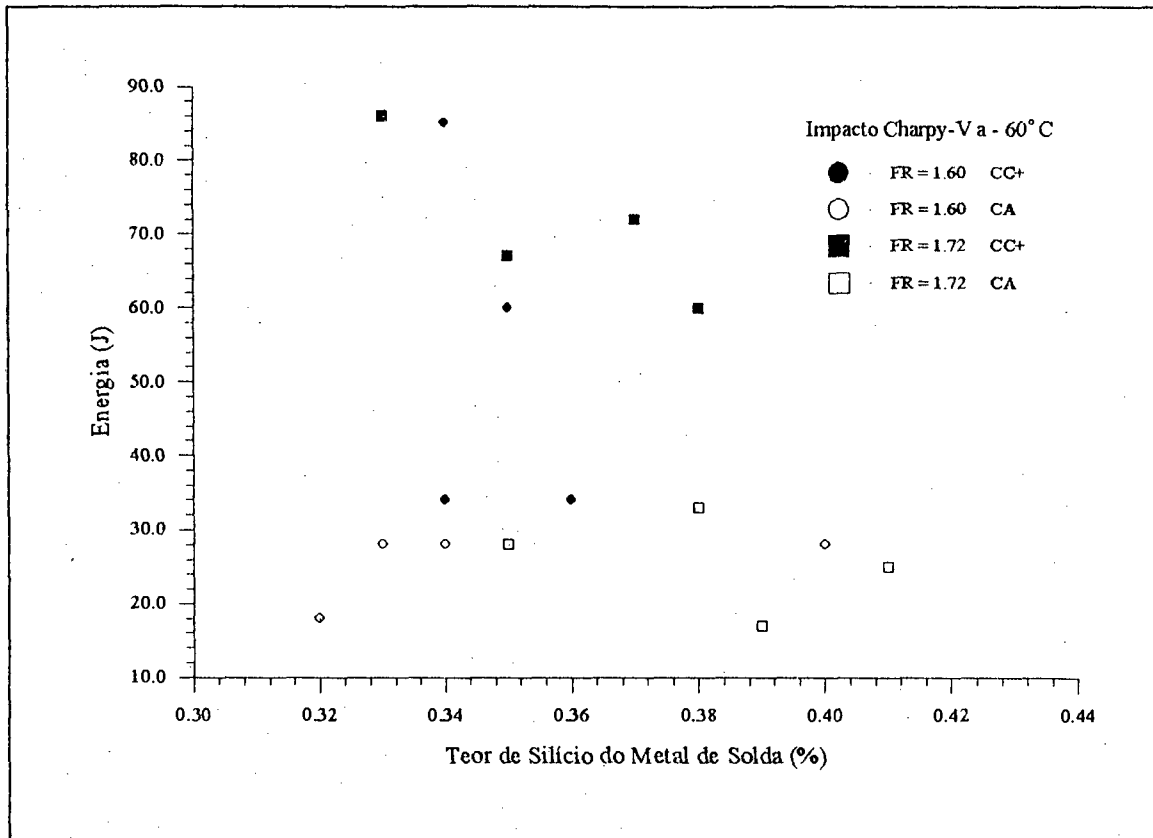


Figura 119 - Efeito do teor de Si do metal de solda sobre a resistência ao impacto.

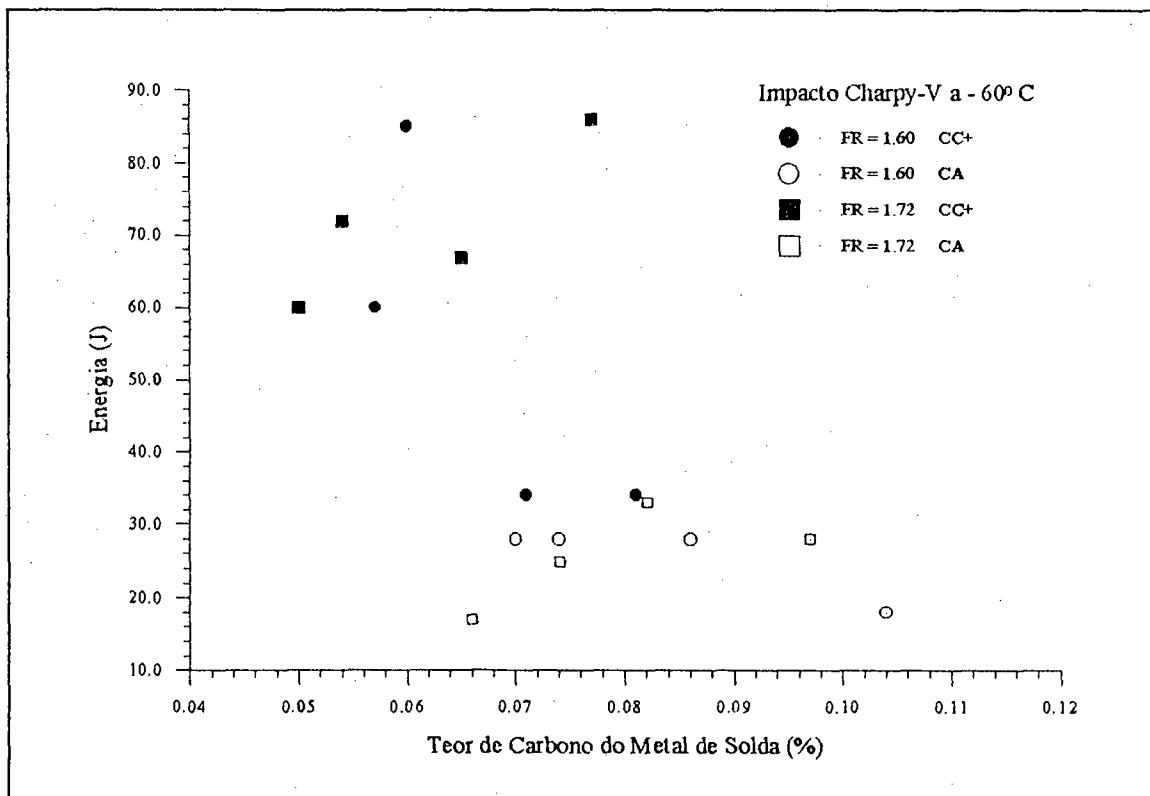


Figura 120 - Efeito do teor de C do metal de solda sobre a resistência ao impacto.

## CAPÍTULO 12

### CONSIDERAÇÕES FINAIS

A formulação do revestimento de eletrodos exige um profundo conhecimento de todos os aspectos relacionados ao processo de soldagem. Seus constituintes caracterizam uma quantidade relativamente grande de diferentes tipos de matérias-primas com distintas formas e teores. A alteração em um destes constituintes requer um balanço dos demais para manter a composição básica do revestimento. Caracteriza-se, desta forma, um efeito múltiplo sobre o processo de soldagem envolvendo vários componentes e as diferentes formas de interações entre eles. Neste trabalho, procurou-se minimizar estes inconvenientes. Os teores dos constituintes minerais foram mantidos constantes para todos os tipos de eletrodos experimentais. Para o mesmo fator de revestimento, as variações nos teores de magnésio foram compensadas com o pó de ferro. Os teores de Mn metálico e Fe-Si tiveram que ser alterados em função da variação do potencial de oxidação do revestimento. Estas alterações são necessárias para evitar excesso destes elementos no metal depositado e a conseqüente deterioração da resistência ao impacto em baixas temperaturas. A variação no fator de revestimento também exige alterações nos teores dos seus constituintes. No entanto, para os eletrodos empregados neste trabalho, manteve-se constante a quantidade de magnésio e de níquel por unidade de comprimento da alma do eletrodo. Por isso, nos eletrodos de maior fator de revestimento, os teores destes elementos são menores. Neste caso, as variações de composição também foram compensadas com o pó de ferro.

Uma forma eficiente de avaliação do efeito destas alterações é o estudo do comportamento do arco. Os resultados indicaram (capítulo 7) que, em corrente contínua, praticamente não há efeito sobre a estabilidade do arco, enquanto que, em corrente alternada, verifica-se um efeito significativo que depende do tipo de fonte de energia. Portanto, é razoável supor que, para o mesmo tipo de fonte de energia e de corrente, a análise que considera o magnésio como fator determinante é satisfatória. No entanto, as conclusões decorrentes deste estudo devem considerar toda a complexa formulação do revestimento e se aplicam, tão somente, às condições empregadas neste trabalho.

Deve-se considerar, portanto, além da composição química do revestimento, todos os aspectos referentes ao processo de soldagem. O controle da composição química do metal depositado torna-se, por conseguinte, muito difícil. Os resultados indicam (capítulo 11) que há uma variação significativa dos rendimentos de transferência de Mn e de Si, através do arco, com o aumento do teor de magnésio. A relação não é bem definida e a falta de conhecimento sobre os mecanismos controladores das reações metal/gás, metal/escória e gás/escória, assim como eles evoluem em função da composição química da atmosfera do arco, dificulta bastante a interpretação dos resultados. Além disso, os teores de carbono, silício, manganês, oxigênio e nitrogênio são, sabidamente, muito dependentes dos parâmetros do processo de soldagem. Desta forma, a energia adicionada, o tipo de

junta e o tipo de corrente são fatores muito influentes sobre a microestrutura e sobre as propriedades mecânicas do metal de solda.

Pode-se ilustrar as considerações acima a partir da comparação entre as características metalúrgicas observadas neste trabalho e aquelas apresentadas por Surian e colaboradores [135]. Estes pesquisadores empregaram eletrodos ao C-Mn-Ni, de 4.0 mm de diâmetro, com 3.0% Ni e dois níveis de magnésio metálico no revestimento (4.0 e 6.0%) em corrente alternada. O corpo de prova empregado resultou praticamente em 100% de zona recristalizada ao longo do entalhe charpy-V. Como resultado das mais baixas velocidades de soldagem empregadas (em torno de 13 cm/min) os teores de silício do metal de solda foram muito baixos (de 0.12 a 0.16). É possível que os seus teores no revestimento também tenham sido baixos. Isto resulta em péssima operacionalidade. No entanto, este fato não foi avaliado na discussão dos resultados. Os teores de oxigênio foram relativamente altos (de 270 a 320 ppm para 6.0% Mg e de 460 a 480 ppm para 4.0% Mg), resultando em teores elevados de FP (de 50 a 54%), muito baixos de FS (de 7 a 11%) e intermediários de FA (de 37 a 42%). Os teores de nitrogênio ficaram entre 80 e 108 ppm. Os resultados de impacto charpy a  $-101^{\circ}$  C foram muito bons (32 J para 4.0% Mg e 61 J para 6.0% Mg). Esta boa resistência ao impacto deve-se fundamentalmente aos baixos teores de Si, aos baixos teores de FS e também à estrutura recristalizada do entalhe do corpo de prova charpy-V.

Neste trabalho, destacam-se quatro aspectos relevantes: a) os elevados teores de silício; b) os baixos teores de oxigênio; c) a elevada quantidade de zona colunar ao longo do entalhe charpy-V; d) os baixos teores de nitrogênio.

Evitou-se usar baixos teores de silício no revestimento (Fe-Si) para não mascarar os efeitos do magnésio sobre a operacionalidade. Além disso, as velocidades de soldagem foram elevadas (em torno de 18 cm/min). Estes dois aspectos explicam os elevados teores de silício do metal de solda (de 0.32 a 0.41%).

Os baixos teores de oxigênio (tabela 56), de 190 a 350 ppm, conduziram a uma grande quantidade de FS (tabela 60) na zona colunar do metal de solda (de 11 a 30%). Em corrente alternada, estes valores tendem a ser maiores e há uma grande quantidade de FS no interior dos grãos.

Devido ao tipo de preparação dos corpos de prova "ENSAIO" (figura 98), a quantidade de zona colunar ao longo do entalhe charpy-V foi elevada (tabela 60), variando de 40 a 60%.

Finalmente, os teores de nitrogênio foram excepcionalmente baixos (tabela 56), com valores entre 70 e 95 ppm. Para estes níveis de variação, pode-se afirmar que não há efeito do teor deste elemento sobre as propriedades mecânicas do metal de solda. Esta é uma característica importante destes eletrodos, uma vez que o nitrogênio é prejudicial à tenacidade.

As melhores propriedades de impacto resultaram da otimização de quatro fatores. O teor de silício ótimo foi de 0.33%. O teor ótimo de manganês foi de 0.67%. A tensão limite de resistência

à tração que resultou em melhores propriedades de impacto, foi de 612 e 650 MPa (eletrodos B e H). Estes resultados são muito importantes uma vez que, mesmo para estes valores elevados de resistência à tração, foi possível alcançar boas propriedades de resistência ao impacto a  $-101^{\circ}$  C. Os eletrodos B e H atendem portanto, aos requisitos de resistência à tração dos eletrodos AWS E8016-C2 e aos mais elevados requisitos de resistência ao impacto dos eletrodos AWS E7016-C2L. Além disso, em CC+, com excessão do eletrodo C, todos atendem aos requisitos de resistência ao impacto da classe AWS E8018-C2 com excelentes propriedades de resistência à tração. Finalmente, a microestrutura da zona colunar indicou que as melhores propriedades de impacto ocorreram para os corpos de prova com menores teores de FS (14.6% e 11.4%) e maiores teores de FA (60.4 e 62.6%). A análise conjunta destes resultados com aqueles obtidos por Surian e colaboradores [135] indicam que, para o mesmo teor de FA a resistência ao impacto melhora com a redução do teor de FS.

Observa-se que a aplicação destes eletrodos nas condições empregadas por Surian e colaboradores [135] indiscutivelmente levariam a melhores propriedades de impacto. No entanto, neste trabalho, o objetivo foi avaliar todas as implicações do emprego do magnésio metálico sem a preocupação de controlar as condições do processo visando as melhores propriedades possíveis. Ao contrário, procurou-se reproduzir ao máximo as condições reais de aplicação no campo. Com isso, acredita-se que os resultados são complementares por abrangerem diferentes condições de soldagem. A seguir, apresentam-se resumidamente todos os resultados discutidos com base nestas considerações.

- 1. Relativos à estabilidade do arco para a fonte AD 360 WR.**
  - i) Efeito do aumento do teor de Mg sobre a transferência de carga elétrica.**
    - a) Aumenta a facilidade de transferência de carga em CA.
    - b) Aumenta a regularidade de transferência de carga em CA.
    - c) Não afeta significativamente a transferência de carga em CC+.
  - ii) Efeito do aumento do teor de Mg sobre a transferência de metal.**
    - a) Não afeta significativamente a transferência de metal em CC+.
    - b) Em CA, verifica-se uma tendência, estatisticamente pouco significativa, de aumento da facilidade de ocorrência de curto circuito e de transferência de metal.
  - iii) Efeito da mudança do tipo de corrente de CC+ para CA.**
    - a) Aumenta a facilidade de transferência de metal.
    - b) Aumenta a facilidade de ocorrência de curto-circuito.
    - c) A transferência de metal se torna mais irregular.
  - iv) Efeito do aumento do fator de revestimento de 1.60 para 1.72.**
    - a) Dificulta a transferência de carga elétrica, mas não afeta a sua regularidade. O efeito é maior em CC+.

- b) Aumenta a facilidade de transferência de metal em CA.
  - c) Diminui a facilidade de ocorrência de curtos-circuitos. Este efeito é mais significativo em CA.
- v) **Efeito da interação entre os fatores (tipo de eletrodo e de corrente).**
- Há interação, pouco significativa ( $\alpha = 3.0\%$ ), entre o tipo de eletrodo e o tipo de corrente sobre a facilidade de ocorrência de curto-circuito. Enquanto em CC+ este índice praticamente não sofre alteração com o aumento de teor de Mg, em CA, detecta-se uma tendência de aumento.

## 2. Relativos à estabilidade do arco para diferentes tipos de fontes.

### i) Em corrente contínua.

- a) Não há efeito do teor de Mg sobre a transferência de carga elétrica em CC+.
- b) O aumento do teor de Mg de 2.0 para 8.0% tende a reduzir a facilidade de transferência de metal mas, não afeta a sua regularidade.
- c) O tipo de fonte afeta tanto a facilidade de transferência de carga elétrica como a sua regularidade.
- d) Há efeito significativo do tipo de fonte sobre a facilidade de transferência de metal no entanto, a sua regularidade é pouco afetada.
- e) Não há efeito sobre a facilidade de ocorrência de curtos-circuitos mas, o tipo de fonte afeta significativamente a sua regularidade.
- f) Não há interação entre o tipo de eletrodo e o tipo de fonte ou seja, as variações relativas dos índices de estabilidade para os dois tipos de eletrodos (A e D) independem do tipo de fonte.

### i) Em corrente alternada.

- a) O tipo de fonte afeta, significativamente, tanto a facilidade como a regularidade de transferência de carga elétrica.
- b) Há efeito do tipo de fonte sobre a transferência de metal. Apenas a regularidade de transferência de metal não é afetada.
- c) Há interação dos fatores analisados com relação a transferência de carga ou seja, o aumento do teor de Mg aumenta consideravelmente a facilidade de transferência de carga para a fonte de onda senoidal (AD 360 WR), enquanto que há uma tendência de redução para a fonte de onda quadrada (LABSOLDA).
- d) Há interação dos fatores analisados com relação à transferência de metal ou seja, enquanto que para a fonte de onda quadrada (LABSOLDA) o tipo de eletrodo não afeta significativamente a transferência de metal, para a fonte de onda senoidal (AD

360 WR), o aumento no teor de Mg de 2.0 para 8.0% aumenta tanto a facilidade de transferência de metal como a de ocorrência de curtos-circuitos.

**iii) Resultados gerais.**

- a) A corrente de curto-circuito revelou-se como uma das características mais importantes das fontes analisadas. Ela influencia o campo de trabalho na curva "tensão x corrente", a facilidade de transferência de metal e a facilidade de transferência de carga elétrica, além de afetar as características operacionais dos eletrodos, especialmente a quantidade de salpicos.
- b) A ocorrência de interação entre o tipo de fonte e o tipo de eletrodo tem um significado prático muito importante para a soldagem. Um eletrodo pode apresentar um excelente desempenho em um tipo de fonte, mas não funcionar bem em outro.

**3. Relativos à destacabilidade da escória.**

- a) O aumento no teor de Mg diminui o grau de recobrimento do cordão de solda. Este efeito é mais significativo em CC+.
- b) Para o mesmo tipo de corrente, o recobrimento melhora para os eletrodos de maior fator de revestimento.
- c) Teores de Mg até 6.0% não afetam a destacabilidade da escória. Acima de 6.0% o Mg é prejudicial.
- d) O aumento no fator de revestimento, de 1.60 para 1.72, tende a melhorar a destacabilidade da escória.
- e) O coeficiente de dilatação térmica linear da escória tende a diminuir com o aumento do teor de Mg e com a redução do fator de revestimento.

**4. Relativos às características econômicas.**

**i) Ensaio com a fonte AD 360 WR.**

- a) O aumento no teor de magnésio aumenta o consumo específico dos eletrodos. Este aumento é mais significativo em CA. Isto caracteriza um efeito interativo.
- b) O consumo específico é maior para os eletrodos de menor fator de revestimento.
- c) O consumo é maior em corrente contínua mas, com o aumento do teor de Mg há uma redução do efeito do tipo de corrente.
- d) A produção específica independe do fator de revestimento.
- e) Há uma tendência de aumento da produção com o aumento do teor de magnésio. Este efeito é mais significativo para teores de Mg acima de 6.0%.
- f) A produção é significativamente maior em CC+.



- g) Os rendimentos de deposição real e convencional são pouco afetados pelo tipo de eletrodo. Em CA, o efeito é mais significativo. O rendimento cai com o aumento do teor de magnésio.
- h) A salpicagem aumenta com o teor de Mg. Este efeito é mais marcante em CA e para os eletrodos de menor fator de revestimento.
- i) O rendimento convencional é maior em CC+ e para os eletrodos de maior fator de revestimento.
- j) O rendimento real é maior em CC+ e para os eletrodos de menor fator de revestimento.

**ii) Efeito do tipo de fonte de energia.**

- a) Em CC+, o tipo de fonte afeta consideravelmente o consumo, a produção e os rendimentos dos eletrodos.
- b) Para todos os tipos de fontes analisados, o aumento do teor de Mg de 2.0 para 8.0% aumentou o consumo e a produção dos eletrodos.
- c) Em CA, também se verifica um forte efeito do tipo de fonte sobre as características econômicas dos eletrodos.
- d) Em CA, há um efeito muito significativo da interação entre o tipo de eletrodo e o tipo de fonte de energia sobre o consumo e os rendimentos dos eletrodos.
- e) Em CA, o aumento do consumo com o aumento do teor de Mg é muito maior para a fonte AD 360 WR. Para a fonte LABSOLDA este aumento é equivalente ao verificado em CC+.
- f) Enquanto que, para a fonte LABSOLDA em CA, o rendimento aumenta com o teor de Mg, para a fonte AD 360 WR, há uma redução.

**5. Relativos à geometria da solda.**

- a) O Mg não exerce influência significativa sobre a geometria do cordão de solda. Detectou-se um pequeno efeito sobre a penetração para os eletrodos com menor fator de revestimento.
- b) O fator de revestimento afeta apenas a largura da solda. Esta aumenta com o aumento do fator de revestimento.
- c) O tipo de corrente afeta a geometria da solda. A penetração tende a ser maior em CC+. A largura é muito maior em CC+. Há uma tendência de aumento do reforço quando se solda em CA com valores intermediários de Mg.

**6. Relativos às características metalúrgicas.****i) Sobre a transferência de elementos através do arco.**

- a) A técnica de soldagem afeta consideravelmente os teores de Mn e Si do metal depositado. Para maiores velocidades de soldagem há um aumento nos teores destes elementos.
- b) Os teores de Mn e Si independem do tipo de corrente.
- c) O aumento no teor de Mg do revestimento aumenta o teor de carbono do metal depositado.
- d) O teor de carbono é maior em CA.
- e) O aumento no teor de Mg do revestimento aumentam os rendimentos de transferência de Mn e Si através do arco.
- f) O rendimento de transferência do Ni não é afetado pelo magnésio.
- g) Os rendimentos são significativamente maiores para os eletrodos de maior fator de revestimento.
- h) Para teores de Mg acima de 6.0% parece haver uma mudança no mecanismo controlador das reações químicas no arco.
- i) Não há relação bem definida entre o teor de nitrogênio do metal depositado e o teor de Mg do revestimento.
- j) O aumento no fator de revestimento diminui o teor de nitrogênio do metal de solda.
- k) O teor de oxigênio do metal de solda diminui com o aumento do teor de Mg do revestimento.
- l) Os teores de oxigênio são menores em CA.
- m) Há uma tendência de aumento do teor de nitrogênio com o aumento do teor de oxigênio.
- n) Os teores de nitrogênio são muito baixos.

**ii) Sobre a resistência à tração.**

- a) Todos os eletrodos apresentaram elevados valores de limite de resistência à tração e ao escoamento. Estes valores são maiores em CA.
- b) Há uma tendência de aumento da resistência à tração com o aumento do teor de Mg. Esta ocorrência está associada ao aumento do teor de carbono.
- c) Para os teores de nitrogênio encontrados, não há efeito sobre a resistência à tração.
- d) Para os teores encontrados de Mn e Si, não há relação com a resistência à tração.
- e) O alongamento tende a aumentar até 6.0% Mg e cai bruscamente para maiores teores.

- f) A estrição praticamente não é afetada pela adição de magnésio.
- g) O alongamento e a estrição são maiores em CC+.

**iii) Sobre a resistência ao impacto.**

- a) A resistência ao impacto é maior em CC+.
- b) Para os eletrodos de maior fator de revestimento, a resistência ao impacto aumenta com o aumento do teor de Mg.
- c) Para os eletrodos de menor fator de revestimento, a resistência ao impacto aumenta com a elevação do teor de Mg até 4.0%, depois cai até 6.0% e daí mantém-se inalterada para 8.0%.
- d) A resistência ao impacto cai com o aumento da resistência à tração.
- e) As melhores propriedades de impacto resultam da otimização dos teores de Si e de Mn, da redução da tensão limite de resistência a tração e da combinação da maior fração volumétrica de ferrita acicular com a menor de ferrita com fases secundárias.

**7. Resultados Gerais.**

- a) A metodologia proposta para a definição e avaliação da estabilidade do arco mostra-se bastante eficaz no estudo do comportamento do arco, envolvendo as características relativas à transferência de metal e de carga elétrica, tanto em CC como em CA.
- b) Para a mesma composição química do revestimento, as propriedades mecânicas do metal de solda são fortemente afetadas pelos parâmetros do processo de soldagem.
- c) O emprego de fontes transistorizadas, na soldagem com eletrodos revestidos, deve ser criteriosamente avaliada. Em CC, não há vantagens significativas sobre as fontes convencionais. Em CA, destaca-se a maior facilidade de transferência de carga elétrica verificada nestes tipos de fontes.

**8. Sobre a viabilidade do uso do magnésio no revestimento.**

Os resultados desta pesquisa indicam que a presença do magnésio metálico no revestimento proporciona dificuldades operacionais tais como salpicagem excessiva e baixa viscosidade da escória. Esta última dificulta a soldagem fora da posição plana. A limpeza do cordão de solda também fica dificultada devido a estes problemas operacionais. No entanto, apesar disto, o Mg não afeta a geometria do cordão de solda e nem altera consideravelmente as características econômicas dos eletrodos, podendo até melhorar a estabilidade do arco, dependendo do tipo de corrente e da fonte de soldagem.

Os estudos relativos às características metalúrgicas indicam que o Mg desoxida o metal de adição sem se transferir para a solda e, por conseguinte, permite um melhor controle das suas propriedades de impacto a baixas temperaturas, para as demais condições otimizadas.

O problema crítico parece ser o controle dos teores de Mn e de Si no metal depositado. É certo que, o aumento no calor adicionado através do emprego de maiores intensidades de correntes e/ou de menores velocidades de soldagem, intensifica as reações de oxidação destes elementos na atmosfera do arco. Conseqüentemente, os seus teores no metal de solda podem ser reduzidos e as propriedades de impacto melhoradas.

O emprego de eletrodos finos (em diâmetros de 3.25 e 4.00 mm), aliado ao aumento do calor adicionado, resulta em um maior refino do metal de solda e em maior resistência ao impacto a baixas temperaturas.

Embora tenha-se constatado uma correlação positiva entre o magnésio e o oxigênio (figura 97) e também, embora muito mais leve, entre o nitrogênio e o oxigênio (figura 98), não foi possível verificar uma correlação estreita entre o teor de Mg e de N (figura 96), os quais se mantiveram abaixo de 100 ppm e não afetaram as propriedades mecânicas da solda.

Conclui-se, portanto, que o Mg é eficaz no controle do teor de oxigênio do metal de solda sem inviabilizar o emprego do eletrodo em escala comercial. Entretanto, como se sabe, o controle das propriedades de impacto não dependê apenas das inclusões. Deve-se considerar todos os fatores influentes tais como o tipo de junta, a técnica de soldagem, os teores de C, Mn, Si e de N, o tipo de corrente etc.

Além destas considerações, deve-se destacar qual o objetivo prioritário do eletrodo em questão. Na formulação do revestimento é impossível otimizar todas as suas características. Por isso, existem diferentes tipos de revestimentos, os quais atendem a aplicações específicas. Os celulósicos, por exemplo, destinam-se a soldagens de alta penetração em casos onde não há risco de fissuração à frio, enquanto os rutilicos têm como principal característica a boa operacionalidade.

Os usuários do eletrodo básico são obrigados a conviver com a sua difícil operacionalidade e manuseio. Mas, devem saber explorar as suas potencialidades com relação às boas propriedades mecânicas. O caso dos eletrodos com Mg metálico no revestimento é um exemplo típico. A salpicagem parece ser um problema difícil de resolver através da formulação do revestimento. Mas, certamente, pode-se investir no controle da viscosidade da escória por meio da redução do fluoreto de cálcio ( $\text{CaF}_2$ ). Sabe-se que o teor deste composto nos revestimento de eletrodos básicos destinados à soldagem vertical descendente (da classe AWS E7048) é cerca de 50% menor do que nos eletrodos convencionais da classe AWS E7018. De qualquer forma, a melhoria das características operacionais passa, certamente, por modificações no sistema escorificante e protetor. Um aumento no teor de  $\text{TiO}_2$  poderia também ser investigado. Neste caso, deve-se atentar para os teores máximos de Ti no metal

de solda, os quais não podem ultrapassar 0.002%.

Face ao exposto, considera-se que o uso do Mg metálico como desoxidante no revestimento de eletrodos é viável. O estabelecimento dos limites para a sua aplicação depende de um balanço de todos os resultados apresentados neste trabalho. Isto leva a supor que, os melhores teores estão entre 4.0 e 6.0% Mg. Os resultados indicam, ainda, que o melhor fator de revestimento está entre 1.60 e 1.72, uma vez que, o aumento deste fator (de 1.60 para 1.72) resulta em melhora de algumas propriedades e deterioração de outras. Além disso há efeito do tipo de corrente. Neste caso, algumas propriedades são melhores em CC+, enquanto outras são melhores em CA. A seleção do tipo de corrente deve obedecer às prioridades desejadas e à disponibilidade de equipamentos. Quando as propriedades de impacto são prioritárias, a soldagem em CA exige um controle mais rigoroso e deve-se empregar as condições mais favoráveis, uma vez que neste tipo de corrente estas propriedades tendem a ser inferiores àquelas obtidas em CC+.

### 12.1 - Conclusões.

1. O magnésio metálico mostrou-se um eficiente desoxidante. Ele não se transfere e nem afeta o teor de nitrogênio do metal de solda. No entanto, o seu emprego aumenta consideravelmente o rendimento de transferência do Mn e do Si para o metal depositado, o que exige um balanço criterioso dos teores destes elementos no revestimento. O Mg também aumenta o teor de carbono do metal depositado.
2. O Mg não interfere apenas nas características metalúrgicas do metal de solda. Dependendo do tipo de fonte de energia e de corrente ele pode melhorar a estabilidade do arco. No entanto, ele causa uma intensa salpicagem e reduz a viscosidade da escória. Para teores mais elevados de magnésio, isto pode dificultar a soldagem fora da posição plana e a destacabilidade da escória.
3. O teor ótimo de Mg depende do fator de revestimento. As melhores propriedades de impacto foram obtidas para 4.0% (com FR = 1.60) e 6.0% (com FR = 1.72). No entanto, a resistência ao impacto não depende apenas do teor de oxigênio do metal de solda. Ela depende dos teores de C, Mn e Si, da resistência à tração, da microestrutura, da quantidade de zona colunar no entalhe charpy-V etc.
4. A metodologia proposta para a definição e avaliação da estabilidade do arco mostrou-se bastante eficaz e pode também ser aplicada para outros processos de soldagem ao arco voltaico.
5. A corrente de curto-circuito revelou-se uma das grandezas mais importantes das fontes analisadas. Ela influencia o campo de trabalho na curva tensão x corrente, a facilidade de transferência de metal e a facilidade de transferência de carga elétrica, além de afetar as

características econômicas dos eletrodos.

6. O emprego indiscriminado das fontes modernas de energia para a soldagem pode muitas vezes não apresentar vantagens significativas.
7. O tipo de corrente mostrou-se um fator muito influente no processo de soldagem. Ele afeta a geometria da solda, as características econômicas, a transferência metálica e as propriedades mecânicas do metal de solda.
8. Há propriedades não especificadas pelas normas que são fundamentais para o bom desempenho do eletrodo tais como a estabilidade do arco, a salpicagem, a viscosidade da escória, a sua destacabilidade etc. Estas propriedades também devem ser consideradas na seleção de eletrodos revestidos.
9. A atual demanda internacional por qualidade requer o aprofundamento do estudo das funções dos constituintes do revestimento para possibilitar a formulação de eletrodos que atendam a requisitos específicos de cada usuário de soldagem.

## 12.2 - Indicações de continuidade.

Este trabalho intensifica o debate sobre o controle das propriedades mecânicas do metal de solda através dos parâmetros do processo. Desta forma, as características da solda resultam do efeito modificador do processo sobre o eletrodo revestido empregado. Apesar das condições desfavoráveis, com relação às propriedades de impacto, utilizadas neste trabalho, o magnésio mostrou-se muito vantajoso. Através do seu emprego no revestimento de eletrodos é possível controlar os teores de oxigênio do metal depositado sem a sua transferência para a solda. Não há efeito sobre os teores de nitrogênio. Pode-se obter elevada resistência ao impacto aliada a elevada resistência à tração. O Mg possibilita, ainda, a melhoria da estabilidade do arco na soldagem em CA com fontes convencionais. Diante destes resultados satisfatórios, resta solucionar os problemas operacionais decorrentes da presença do Mg no revestimento, assim como avaliar mais sistematicamente o efeito dos parâmetros de soldagem sobre as propriedades de impacto a baixas temperaturas, de modo a tornar vantajoso o seu emprego na soldagem de aços ao C-Mn-Ni. No sentido de se atingir este objetivo, propõe-se alguns tópicos onde a pesquisa deve ser intensificada.

- a) Fabricar eletrodos, de 4.0 mm de diâmetro, com  $FR = 1.65$  e teores de Mg de 4.0 e 6.0%, variando-se os teores de  $CaF_2$  de 8 a 18 %. A redução nos teores de fluorita aumenta a viscosidade da escória e pode compensar o efeito do Mg. Com isso, espera-se uma melhora nas características operacionais tais como a estabilidade do arco, o recobrimento do cordão de solda e, possivelmente, a destacabilidade da escória. Este estudo deve ser realizado em corpos de prova IIW (de acordo com a norma AWS A5.5.83) em CA para diferentes posições de soldagem.

- b) Fabricar eletrodos, em diâmetros de 4.0 e 3.25 mm, equivalentes aos eletrodos B, C, G e H, com variações do teor de Si do Fe-Si. Estas variações permitem estudar o efeito do diâmetro do eletrodo e do teor de Si sobre as características operacionais e sobre as propriedades mecânicas da solda. Este estudo deve ser realizado em corpos de prova AWS, em CC+.
- c) Realizar experimentos em corpos de prova AWS, em CA, com os eletrodos B, C, G e H com diferentes valores de aporte de calor. Este estudo permite identificar o efeito do aporte térmico sobre os teores de C, Mn e Si e sobre as propriedades mecânicas da solda.
- d) Realizar experimentos em corpos de prova IIW, em CA e em CC+, com eletrodos AWS E7016-C2L de 4.0 mm de diâmetro. Empregar três valores de intensidade de corrente ou seja, a menor, a maior e um valor médio. Com isso, pode-se soldar com três aportes térmicos distintos e identificar os seus efeitos sobre as propriedades mecânicas do metal depositado. É possível que, mesmo estando dentro dos limites de corrente especificado pelo fabricante, os resultados sejam completamente diferentes.

## BIBLIOGRAFIA.

- [01] 1º Anuário Brasileiro da Indústria e Serviços de Soldagem 90/91. Associação Brasileira de Soldagem. p. 96, 1990.
- [02] NORRISH, J.: Advanced Process Development Trends. Advanced Welding Process, Chapter 2, IOP Publishing Ltd., pp. 19-32, 1992.
- [03] OLSON, D. L. and SIEWERT, T. A.: Present consumable technology advances into the 21st. century. Welding Journal, (69), Nº 11, november, pp. 37-40, 1990.
- [04] MAGDEBURG, H. H.: New developments in welding engineering in 1990. Part 1 - Principles of materials and development of filler materials. Welding and Cutting, (5), pp. E92-E98, 1991.
- [05] JACKSON, C. E.: Fluxes and slags in Welding. Welding Research Council Bulletin, 190, 25 pp, 1973.
- [06] BONISZEWSKI, T.: Manual metal arc welding - old process, new developments. Part I. Introductory considerations. The Metallurgist and Materials Technologist, pp. 7-14, october, 1979.
- [07] BONISZEWSKI, T.: The effects of iron powder in basic low hydrogen all positional electrodes. An International Conference, Vol I, The Welding Institute, pp. 199-215, 1979.
- [08] BONISZEWSKI, T.: Manual metal arc welding - old process, new developments. Part II. Understanding MMA electrodes. The Metallurgist and Materials Technologist, pp. 15-18, nov., 1979.
- [09] BONISZEWSKI, T.: Manual metal arc welding - old process, new developments. Part III. New solutions and challenges. The Metallurgist and Materials Technologist, pp. 19-27, dec., 1979.
- [10] JACKSON, C. E.: The science of arc welding. Welding Journal, april, pp. 129-140, 1960.
- [11] FARIAS, J.P.: Influência da composição do revestimento na estabilidade e transferência de metal em eletrodos básicos. Dissertação de mestrado, UFSC, agosto, 1985.
- [12] Welding Technology, Welding Handbook, Vol. 1, Chapter 2, Eight Edition, pp. 31-36, 1987.
- [13] SCHELLHASE, M.: Ladungsträgerbilanz. Der Schweisslichtbogen - ein technologisches Werkzeug. Deutscher Verlag für Schweißtechnik (DVS). Düsseldorf, Kapitel 2, s. 13-35, 1985.
- [14] SADEC, A. A.; USHIO, M. and MATSUDA, F.: Gas-tungsten-arc cathode and related phenomena. Transactions of JWRI. Welding Research Institute. Osaka, Japan. Vol. 6, Nº I, pp. 195-210, 1987.
- [15] GUILLE, A. E.: The Electric Arc. The Physics of Welding. Edited by Lancaster. IIW. Chapter 5, pp. 109-133, 1984.
- [16] GUILLE, A. E. and HITCHCOCK, A. H.: Oxide films on arc cathodes and their emission and erosion. J. Phys. D: Appl. Phys., Vol. 8, pp. 663-669, 1975.
- [17] LANCASTER, J. F.: The Electric Arc in Welding. The Physics of Welding. Edited by Lancaster. IIW. Chapter 6, pp. 134-203, 1984.
- [18] POKHODNYA, I. K.; STARODUBTSEV, L. V. and GORPENYUK, V. N.: The emission of



- electrons and positive ions from a weld pool and the stability of AC arc burn. Arc Physics and Weld Pool Behaviour. The Welding Institute. Vol. I, Cambridge, pp. 87-92, 1980.
- [19] POKHODNYA, I. K.; GORPENYUK, V. N.; MILICHENKO, S. S.; PONOMAREV, V. E. STARODUBTSEV, L. V. and SHVACHKO, V. I.: Welding arc Stability. Metallurgy of arc welding, Vol. 1, Arc processes and electrode melting, Abington, Cambridge, UK, pp. 56-103, 1991.
- [20] GUILLE, A. E.: Processes at arc cathode roots on nonrefractory metals having films of their own oxide. Arc Physics and Weld Pool Behaviour. The Welding Institute. Vol. I, Cambridge, pp. 79-86, 1980.
- [21] GUILLE, A. E.; HITCHCOCK, A. H. and STEPHENS, G. W.: Emitting-site lifetimes, currents and current densities on arc cathodes with 100 nm thick copper-oxide films. Proc. IEE. Vol. 124, N° 3 march, pp. 273-276, 1977.
- [22] HITCHCOCK, A. H.; and GUILLE, A. E.: Effect of copper-oxide thickness on the number and size of arc-cathode emitting sites. Proc. IEE. Vol. 124, N° 5 may, pp. 488-492, 1977.
- [23] GUILLE, A. E.; HITCHCOCK, A. H. and BARLOW, J. M.: Transition in size and number of emitting sites with increase in arc speed over a copper cathode. Proc. IEE. Vol. 124, N° 4 april, pp. 406-410, 1977.
- [24] STARODUBTSEV, L. V. and POKHODNYA, I. K.: Relationship of restriking the a.c. arc to physical particulars of the metal which is the cathode. Automatic Welding, june, pp. 05-07, 1984.
- [25] LANCASTER, J. F.: Fluid and magneto fluid dynamics. The Physics of Welding. Edited by Lancaster. I.W. Chapter 4, pp. 76-77, 1984.
- [26] BLAKELEY, P. J.: Magnetic arc blow - causes and remedies. Welding and Metal Fabrication, aug./sept., pp. 401-404, 1991.
- [27] TROITSKII, V. A. and SHIGAEV, T. G.: Running stability criteria for the A.C. arc. Avt. Svarka, N° 11, pp. 21-23, 1982.
- [28] LUGIN, V. P.: Comparative evaluation of the stability of arc burning in A.C. welding with stick electrodes. Svar. Proiz., N° 1, pp. 39-40, 1975.
- [29] LUCAS, W. and MURCH, M. G.: Arc reignition characteristics when welding with sine-wave and square-wave power supplies. IEE Proc., Vol. 134, Pt.B, N° 6, pp. 348-354, 1987.
- [30] POKHODNYA, I. K. et al.: Effect of the structure and mass factor of the basic electrode coating on arc stability in welding. Avt. Svarka, N° 8, pp. 32-35, 1987.
- [31] POKHODNYA, I. K.; MARCHENKO, A. E.; GORPENYUK, V. N.; MAKARENKO, V. D. and STARODUBTSEV, L. V.: Study of alternating current arc stability. Arc Physics and Weld Pool Behaviour. The Welding Institute. Vol. I, Cambridge, pp. 93-99, 1980.
- [32] ZARUBA, I. I. and DYMENKO, V. V.: Effects of droplet metal transfer on the stability of the a.c. welding arc. Avt. Svarka, N° 12, pp. 14-20, 1983.

- [33] BOLMANN, A. and REHFELDT, D.: Objective investigations and criteria for determining melting behaviour and arc stability of different covered electrodes. IIW Doc. N° 212-694-88.
- [34] POKHODNYA, I. K.: Criteria for evaluating the stability of DC arc welding. Paton Welding Journal, 1 (8), pp. 555-557, 1989.
- [35] FARIAS, J. P.; KOBAYASHI, Y.; SCOTTI, A. e QUITES, A. M.: Avaliação da estabilidade de eletrodos revestidos. X Encontro Nacional de Tecnologia da Soldagem. ABS, Vitória, ES, 1984.
- [36] ZARUBA, I. I. and DYMENKO, V. V.; Effects of short-circuiting the arc gap with molten metal on the stability of the welding process. Avt. Svarka, N° 1, pp. 36-41, 1984.
- [37] DEDYUKH, R. I. et al.: Increasing the stability of the process of coated electrode arc welding using modulated current. Svar. Proiz., N° 1, pp. 20-21, 1985.
- [38] HAZLETT, T. H.: Coating ingredients influence on surface tension, arc stability and bead shape. AWS National Fall Meeting. Cleveland, october, 1956.
- [39] GUNN, K.: Observations of the arc behaviour of cellulosic electrodes. Arc Physics and Weld Pool Behaviour. The Welding Institute. Vol.II, Cambridge, pp.451-454, 1980.
- [40] SCOTTI, A.; QUITES, A. M.; KOBAYASHI, Y. e FARIAS, J. P.: Características dinâmicas de eletrodos revestidos. Metalurgia - ABM. Vol. 41, N° 336, nov., pp. 619-622, 1985.
- [41] DORN, L. and RIPPL, P.: Influence of power source in arc welding - statistical behaviour. Welding and Cutting. June, pp. 88-90, 1986.
- [42] DORN, L. and RIPPL, P.: Power source influence in arc welding - dynamic behaviour in manual arc welding with direct current. Welding and Cutting, june, pp. 91-94, 1987.
- [43] PATCHETT, B. M.: Some influences of slag composition on heat transfer and arc stability. Welding Journal, N° 5, pp. 203-210, 1974.
- [44] HINATA, T.; YASUDA, K.; IGAWA, M. and ONZAWA, T.: Influence of TIG electrode material on a.c. TIG arc welding. Welding International, N° 1, pp. 26-32, 1989.
- [45] DORN, L. and RIPPL, P.: Untersuchung des Werkstoffüberganges beim lichtbogenhandschweissen mit Gleich-und Wechselstrom. Schweissen und Schneiden, 37, Helft 12, 1985.
- [46] TROITSKII, V. A.: The effect of inductance on the form of the alternating current curve for a welding arc. Avt. Svarka, N° 1, pp. 08-11, 1974.
- [47] TROITSKII, V. A.: Effects of the parameters of the electric circuit on the restriking of the a.c. arc. Avt. Svarka, N° 11, pp. 06-10, 1975.
- [48] DORN, L. and RIPPL, P.: Power source influence in arc welding - dynamic behaviour in manual arc welding with alternating current. Welding and Cutting, (10), pp. E176-E177, 1986.
- [49] LUCAS, W. and BUTLER, M.: An evaluation of minicomputer techniques for data acquisition and analysis in arc welding process research. The Welding Institute. Research Report N° 134/1981.
- [50] POKODNYA, I. K.: The relationship between the short circuiting time and mass of electrode

- droplets. Avt. Svarka, N° 9, pp. 28-31, 1983.
- [51] FARIAS, J. P.; QUITES, A. M. e MIRA, F. M.: Método computadorizado para avaliação da estabilidade do arco de eletrodos revestidos. XVII Encontro Nacional de Tecnologia da Soldagem. Recife, setembro, Anais, pp. 365-379, 1991.
- [52] FARIAS, J. P.; QUITES, A. M. e MIRA, F. M.: A estabilidade do arco de eletrodos revestidos. 47° Congresso da ABM. Belo Horizonte, agosto, 1992.
- [53] FARIAS, J. P.; QUITES, A. M. e MIRA, F. M.: Técnica de quantificação da estabilidade do arco voltaico. 47° Congresso da ABM. Belo Horizonte, agosto, 1992.
- [54] FARIAS, J. P. e QUITES, A. M.: Definição operacional da estabilidade do arco voltaico em soldagem manual com eletrodos revestidos. Monografia, UFSC, Labsolda, 1993.
- [55] BRANDI, S. D.: Análise da transferência metálica na soldagem a arco elétrico com eletrodo revestido. Dissertação de Mestrado. Escola Politécnica da USP, São Paulo, 1988.
- [56] POKHODNYA, I. K.; MAKARENKO, V. D.; GORPENYUK, V. N.; PONOMAREV, V. E.; KASATKIN, O. G.; TARABORKIN, L. A. and MILICHENKO, S. S.: Research into the special features of metal transfer and arc running stability in welding using basic-coated electrodes. Avt. Svarka, N° 4, pp. 01-05, 1984.
- [57] POKHODNYA, I. K.; GORPENYUK, V. N.; PONOMAREV, V. E.; KASATKIN, O. G.; MAKARENKO, V. D. and MILICHENKO, S. S.: Einfluss der Umhüllungszusammensetzung auf das Schweissverhalten von basischen Elektroden. Schweisstechnik, 31, 9, pp. 410-412, 1981.
- [58] POKHODNYA, I. K.; GORPENYUK, V. N.; MILICHENKO, S. S.; MAKARENKO, V. D. and PONOMAREV, V. E.: Ways of improving metal transfer during welding using electrodes with abasic coating. Automatic Welding, january, pp. 29-32, 1985.
- [59] CHEN, J. H.; FAN, D.; HE, Z. Q.; YE, J. and LUO, Y. C.: A study of the mechanism for globular metal transfer from covered electrodes. Welding Journal, april, pp. 145-150, 1989.
- [60] FARIAS, J. P. e QUITES, A. M.: Estudo comparativo do arco de eletrodos revestidos. Seminário sobre engenharia, construção e manutenção de equipamentos. ABM, Belo Horizonte, novembro, 1992.
- [61] COE, F. R.: Fluxes and slag in arc welding. IIW Doc. N° 75/1978/M.
- [62] DAVIS, M. L. E and BAILEY, N.: Have we the right ideas about fluxes. Trends in steel and consumables for welding. Vol I. Cambridge. The Welding Institute, pp.231-247, 1978.
- [63] PEDREIRA, M.: El desprendimiento de escória y su quantification. CONARCO - Alambres e Soldaduras. Buenos Aires, Não publicado, 1984.
- [64] WITTUNG, L.: Some physical and chemical properties of welding slags and their influence on slag detachability. Weld Pool Chemistry and Metallurgy. International Conference. Cambridge. The Welding Institute, pp.83-92, 1980.

- [65] VORNOVITSKII, I. N. et al.: A method of quantitative appraisal of slag. Welding production, (2), pp.67-69, 1975.
- [66] POKHODNYA, I. K.; KARMANOV, V. I.; VOITKEVICH, V. G.; TARABORKIN, L. A.: The interaction of molten slag with weld pool metal and the peculiarities of the slag crust adhesion mechanism. Weld Pool Chemistry and Metallurgy. International Conference. Cambridge. The Welding Institute, pp.77-82, 1980.
- [67] GOTAL'SKII, Y. N.; STERTOVICH, A. D.: The mechanism of formation of the bond between slag crust and weld metal. Svar. Proiz., № 11, pp.54-56, 1976.
- [68] POKHODNYA, I. K. et al.: The mechanism of the bond between the slag crust and the welding surface. Avt. Svarka, № 5, pp.5-9, 1974.
- [69] POKHODNYA, I. K.: The kinetics of the formation of an intermediate layer between weld metal and slag crust. Avt. Svarka, № 2, pp. 01-04, 1971.
- [70] POKHODNYA, I. K.; KARMANOV, V. I. and VOITKEVICH, V. G.: Investigations into the special features of the mechanism of bonding of the slag crust to the weld metal alloyed with titanium and vanadium. Avt. Svarka, № 6, pp. 01-04, 1976.
- [71] WOLSTENHOLME, D. A.: Reactions involving oxygen between gas, metal, and slag during welding with basic electrodes. Trends in steel and consumables for welding. International Conference. Vol. I. The Welding Institute. Cambridge. pp. 123-134, 1979.
- [72] DONCHENKO, E. A.; PANASENKO, L. Kh and LAROCKIN, V. K.: Some properties of welding slags. Svar. Proiz., № 6, pp. 38-40, 1978.
- [73] PATCHETT, B. M.: Some influences of slag composition on heat transfer and arc stability. Welding Journal, № 5, pp. 203-210, 1974.
- [74] VORNOVITSKII, I. N. and CHERKASSKII, A. I.: The dilatometric characteristics of welding slags. Svar. Proiz., № 1, pp. 11-12, 1978.
- [75] VORNOVITSKII, I. N.: On the influence of the coefficient of thermal expansion of slag on the ease of removal from the weld metal. Svar. Proiz., № 3, pp. 35-37, 1973.
- [76] VORNOVITSKII, I. N.: Thermal expansion of slags from certain welding electrodes. Avt. Svarka, № 7, pp. 49-51, 1979.
- [77] POKHODNYA, I. K.; KARMANOV, V. I. and UPYR', V. N.: Ease of removal of the slag crust when basic-coated electrodes are used. Avt. Svarka, № 11, pp. 33-34, 1980.
- [78] OLSON, D. L.; EDWARDS, G. R. and MARYA, S. K.: Physical and chemical phenomena influencing slag detachability during welding. IW Doc. II-A-887-93, 1993.
- [79] HENTSCHEL, K.; BERGER, P.; ROSSLER, K.; SCHMIDT, M.; Weld geometry as a factor controlling the fatigue strength of butt welded joints. Welding International, 4(6), pp.494-499, 1990.
- [80] RYAZANTSEV, V. I.: Examination of the effect of the geometrical form of welded joints in

- aluminium alloys on cyclic strength. Welding International, N° 2, pp. 142-149, 1989.
- [81] SHTRIKMANN, M. M. and PAVLOV, A. S.: Effects of weld width on the strength of joints in high strength steels. Automatic Welding, april, pp. 46-49, 1985.
- [82] BEREZOVSKII, B. M.; SUZDALEV, I. V. and SAZHIN, O. V.: Effect of arc pressure and weld width on the form of surface and depth of the molten pool crater. Welding International, 5(7), pp. 560-564, 1991.
- [83] BEREZOVSKII, B. M.; SUZDALEV, I. V. and SAZHIN, O. V.: Effect of edge preparation and filler metal on the form of the crater surface and the immersion depth of the arc into the molten pool. Welding International, 5(8), pp. 643-646, 1991.
- [84] SCHWEMMER, D. D.; OLSON, D. L. and WILLIAMSON, D. L.: The relationship of weld penetration to the welding flux. Welding Journal, may, pp. 153-s-160-s, 1979.
- [85] McGLONE, J. C.: Weld bead geometry prediction - a review. Metal Construction, july, pp. 378-384, 1982.
- [86] CHEN, J. H.; HE, Z. O. and FAN, D.: Measurement of the arc force produced during welding with covered electrode. Welding International, N° 4, pp. 358-362, 1989.
- [87] CHANDEL, R. S.: Electrode melting and plate melting efficiencies of submerged arc welding and gas metal arc welding. Materials Science and Technology, august, Vol.6, pp. 772-777, 1990.
- [88] KOBAYASHI, Y.: Influência da composição do revestimento de eletrodos básicos nas características econômicas e operacionais. Dissertação de mestrado, UFSC, 1986.
- [89] LANCASTER, J. F.: Metal transfer and mass flow in the weld pool. The Physics of Welding. Pergamon Press. International Institute of Welding. England. 1984, cap. 7, pp. 252-260.
- [90] CHANDEL, R. S. and BALA, S. R.: Relationship between submerged-arc welding parameter and weld bead size. Welding and Cutting, N° 2, pp. E28-E30, 1988.
- [91] MOISIO, T. and LEINONEN, J.: The influence of minor elements on the welding arc and penetration in austenitic stainless steel welding. Arc Physics and Weld Pool Behaviour. Vol.I. Cambridge. The Welding Institute. pp. 285-287, 1980.
- [92] PAVELI C, P.; TSAO, K. C.: Weld puddle shape and size correlation in a metal plate welded by the gas-tungsten-arc (GTA) process. Arc Physics and Weld Pool Behaviour. Vol.I. Cambridge. The Welding Institute. pp. 251-258, 1980.
- [93] ISHIZAKI, K.: A new approach to the mechanism of penetration. Weld Pool Chemistry and Metallurgy. International Conference. Abington Hall. Cambridge. The Welding Institute, pp. 65-76, 1980.
- [94] MILLS, G. S.: Arc/weld pool interaction and their effects on GTA weld penetration. Arc Physics and Weld Pool Behaviour. Vol.I. Abington Hall. Cambridge. The Welding Institute. pp. 279-284, 1980.

- [95] HEIPLE, C. R. and ROPER, J. R.: Mechanism for minor element effect on GTA fusion zone geometry. Welding Research Supplement. April, pp. 97-102, 1982.
- [96] WALSH, D. W. and SAVAGE, W. F.: Technical note: Autogenous GTA weldments - Bead geometry variations due to minor elements. Welding Research Supplement. February, pp. 59-62, 1985.
- [97] BURGARDT, P. and HEIPLE, C. R.: Interaction between impurities and welding variables in determining GTA weld shape. Welding Research Supplement. June, pp. 150-155, 1986.
- [98] HEIPLE, C. R.; ROPER, J. R.; STAGNER, R. T. and ADEN, R. J.: Surface active element effects on the shape of GTA, laser and electron beam welds. Welding Research Supplement. March, pp. 72-77, 1983.
- [99] ESSERS, W. G. and WALTER, R.: Some aspects of the penetration mechanisms in metal-inert-gas (MIG) welding. Arc Physics and Weld Pool Behaviour. Vol.I. Cambridge. The Welding Institute. pp. 289-300, 1980.
- [100] WEGRZYN, J.: The covered-electrode arc. Weld Pool Chemistry and Metallurgy. International Conference. Cambridge. The Welding Institute, pp.241-250, 1980.
- [101] KUZ'MENKO, V. G.: Effects of slag on formation of the surface of a weld. Automatic Welding. Vol. 38, No.2, pp. 32-37, 1985.
- [102] WASZINK, J. H. and PIENA, M. J.: Thermal process in covered electrodes. Welding Research Supplement, february, pp. 37-s-48-s, 1985.
- [103] GUREVICH, V. I.: Calculating the maximum efficiency of melting electrode and filler metal in arc welding. Welding Production, june, pp. 08-09, 1983.
- [104] ESSERS, W. G.; JELMORINI, G. and TICHELAAAR, G. W.: Metal transfer from coated electrodes. Metal Construction and British Welding Journal, april, pp. 151-154, 1971.
- [105] LIPEI, J.; JINGCHANG, L. and ZHIHUAN, W.: The effect of the dynamic behaviour of welding rectifiers on spatter. Welding International, N° 3, pp. 263-268, 1988.
- [106] ZARUBA, I. I.: Mechanism of metal spatter during arc welding. Avt. Svarka, N° 11, pp. 12-16, 1970.
- [107] LANCASTER, J. F.: The transfer of metal fom coated electrodes. Metal Construction and British Welding Journal, october, pp. 370-373, 1971.
- [108] STAVA, E. K.: The surface-tension-transfer power source: a new, low spatter arc welding machine. Welding Journal, Vol.72, N. 1, pp. 25-29, 1993.
- [109] HARRISON, P. and FARRAR, R.: Microstructural development and toughness of C-Mn-Ni weld metals. Part 1 - Microstructural Development. Metal Construction. July, pp. 392R-399R, 1987.
- [110] SURIAN, E. and BONISZEWSKI, T.: Effect of manganese and the type of current on the properties and microstructure of all-weld-metal deposited from E-7016-1 electrodes. IIW Doc. N° IIA-770-89.

- [111] POKHODNYA, I. K.; MAKARENKO, V. D.; MILICHENKO, S. S.: Effects of the eccentricity of electrode coatings on their welding technology properties and quality of deposited metal. Automatic Welding, november, pp. 19-21, 1985.
- [112] EROKHIN, A. A.: A study of electrodes with alloying elements added to the covering and flux core. Trends in steel and consumable for welding. Abington Hall. The Welding Institute. pp. 251-258, 1978.
- [113] ALEKSEEV, A. A.: Special features of the transfer of manganese and silicon into deposited metal in welding with coated electrodes. Paton Welding Journal, 1 (7), pp. 499-502, 1989.
- [114] WEGRZYN, T.: Effect of oxygen on the toughness of low-carbon, low-hydrogen steel weld metal. Welding International, 6 (9), pp. 683-689, 1992.
- [115] GRONG, O.; SIEVERT, T. A.; EDWARDS, G. R.: Effect of deoxidation practice on the transformation behaviour and toughness of steel weld. Welding Journal, 65(11), pp. 279s-288s, 1986.
- [116] ITO, Y.; NAKANISHI, M. and KOMIZO, Y.: Effects of oxygen on low carbon steel weld metal. Metal Construction, september, pp. 472-478, 1982.
- [117] EVANS, G. M.: Effect of manganese on the microstructure and properties of C-Mn all-weld-metal deposits. IIW Doc. N° II-A-432-77.
- [118] SVENSSON, L. E. and GRETOFT, B.: Microstructure and impact toughness of C-Mn weld metals. Welding Journal, december, pp. 454s-461s, 1990.
- [119] TAYLOR, D. S.: The effect of manganese on the toughness of E7016 type weld metal. Welding and Metal Fabrication, november, pp. 452-460, 1982.
- [120] COURT, S. A. and POLLARD, G.: The effects of Mn and Si on the microstructure and properties of SMA steel weld metal. IIW Doc. II-A-789-89, 1989.
- [121] TROTTI, J. L.; SURIAN, E. y TIMERMAN, R.: Influencia del contenido en manganeso y la temperatura de alivio de tensiones sobre las propiedades mecanicas del metal de aporte puro para un electrodo tipo AWS E8018-C2. VI Encontro Nacional de Tecnologia da Soldagem, outubro, Salvador, Ba, 1980.
- [122] FERRANTE, M.: Influência da composição química sobre a microestrutura e tenacidade de metal de solda ferrítico. Parte I. Soldagem e materiais, 1(3), julho/setembro, pp. 36-43, 1989.
- [123] EVANS, G. M. and TAYLOR, D. S.: The systematic development of a new range of MMA electrodes for critical areas of offshore fabrication. Schweissemitteilungen, may, pp. 4-19, 1984.
- [124] ABSON, D. J. and EVANS, G. M.: A study of manganese-oxygen system in low hydrogen MMA all-weld-metal deposits. IIW Doc. N° II-A-770-89.
- [125] POKHODNYA, I. K. and KORSUN, A. O.: Effects of segregation of silicon and manganese on the formation of acicular ferrite in the structure of a weld. Welding International, N° 6, pp. 518-521,

- 1987.
- [126] EVANS, G. M.: The effect of heat treatment on the microstructure and properties of C-Mn all-weld-metal deposits. Metal Construction, 17(10), pp. 676R-682R, 1985.
- [127] EVANS, G. M.: Effects of silicon on the microstructure and properties of C-Mn all-weld-metal deposits. Metal Construction, 18(17), pp. 438R-444R, 1986.
- [128] EVANS, G. M.: The effect of carbon on the microstructure and properties of C-Mn all-weld-metal deposits. IIW Doc. N° II-A-546-81.
- [129] THORNTON, C. E. and WEBSTER, D. J.: The development and application of C-Mn-Ni manual metal arc electrodes. Welding 90 - Proceedings, International Conference on Welding Technology, Material and Fracture. Germany, oct., pp. 109-116, 1990.
- [130] POKHODNYA, I. K. and KORSUN, A. O.: Features of the brittle fracture of weld metal deposited using electrodes with basic type coatings. Welding International, n° 7, pp. 606-609, 1987.
- [131] FARRAR, R. and HARRISON, P.: Microstructural development and toughness of C-Mn and C-Mn-Ni weld metals. Part 2 - Toughness. Metal Construction, august, pp. 447R-451R, 1987.
- [132] EVANS, G. M.: The effect of nickel on the microstructure and properties of C-Mn all-weld-metal deposits. IIW Doc. N° II-A-791-89.
- [133] ZEEMAN, A.; REBELO, J. M. A. and EVANS, G. M.: Microstructure and toughness relationship in C-Mn-Ni all-weld metal deposits. IIW Doc. II-A-858-92, 1992.
- [134] ALEKSEEV, A. A.; SHEVCHENKO, G. A.; POKHODNYA, I. K.; YURLOV, B. V. and YAVDOSHCIN, I. R.: Effect of nickel and manganese on structure and properties of multilayer weld metal. IIW Doc. II-A-811-90, 1990.
- [135] SURIAN, E.; TROTTI, J. y BONISZEWSKI, T.: Effect of oxygen content on charpy V-notch toughness in 3% Ni steel SMA weld metal. Welding Journal, vol. 71 (7), july, pp. 263-268, 1992.
- [136] EVANS, G. M.: The effect of molybdenum on the microstructure and properties of C-Mn all-weld-metal deposits. IIW Doc. N° II-A-666-86.
- [137] EVANS, G. M.: The effect of chromium on the microstructure and properties of C-Mn all-weld-metal deposits. IIW Doc. N° II-A-739-88.
- [138] EVANS, G. M.: The effect of micro-alloying elements in C-Mn steel weld metal. III Congresso Ibero Americano de Soldagem. Rio de Janeiro, Vol. 1, pp. 9-26, 1992.
- [139] TSUBOI, J. and TERASHIMA, H.: Review of strength and toughness of Ti and Ti-B micro-alloyed deposits. Welding in the World, 21(11/12), pp. 304-316, 1983.
- [140] DOLBY, R. E.: Review of work on the influence of vanadium on the microstructure and toughness of ferritic weld metal. IIW Doc. N° IX-1213-81.
- [141] EVANS, G. M.: The effect of vanadium in manganese containing MMA weld deposits. IIW Doc. N° II-A-842-91.



- [142] BOSANSKI, J. and EVANS, G. M.: The relationship between properties of V and Nb micro-alloyed weld metals on their structure and substructure. IIW Doc. N° II-A-844-91.
- [143] FERRANTE, M.: Influência da composição química sobre a microestrutura e tenacidade de metal de solda ferrítico. Parte II. Soldagem e Materiais, 2(3), julho/setembro, pp. 38-45, 1990.
- [144] TERASHIMA, H. and HART, P. H.: Effect of aluminium on C-Mn-Nb steel submerged arc weld metal properties. Welding Journal, June, pp. 173s-183s, 1984.
- [145] MILLS, A. R.; THEWLIS, G. and WHITEMAN, J. A.: Nature of inclusions in steel weld metals and their influence on formation of acicular ferrite. IIW Doc. N° II-A-771-89.
- [146] ABSON, D. J.: Non-metallic inclusions in ferritic steel weld metals - a review. Welding in the World, (3/4), pp. 76-101, 1989.
- [147] THEWLIS, G.: The influence of pipe plate and consumable chemistry on the composition, microstructure and toughness of weld metal. Welding of pipelines, november, Vol. I, pp. 205-227, 1986.
- [148] EVANS, G. M.: The effect of aluminum on the microstructure and properties of C-Mn all-weld-metal deposits. IIW Doc. N° II-A-796-90.
- [149] EVANS, G. M.: The effect of titanium on the microstructure and properties of C-Mn all-weld-metal deposits. IIW Doc. N° II-A-827-91.
- [150] GARLAND, J. G. and KIRKWOOD, P. R.: Towards improved submerged arc weld metal. Metal Construction, (07), n° 5, pp. 275-283, 1975.
- [151] GARLAND, J. G. and KIRKWOOD, P. R.: Towards improved submerged arc weld metal. Metal Construction, (07), n° 6, pp. 320-330, 1975.
- [152] DOLBY, R. E.: Review of work on the influence of Nb on the microstructure and toughness of ferritic weld metal. IIW Doc. N° IX-1175-80.
- [153] EVANS, G. M.: The effect of niobium in manganese containing MMA weld deposits. IIW Doc. N° II-A-843-91.
- [154] EVANS, G. M.: Effects of sulfur and phosphorus on microstructure and properties of C-Mn all-weld-metal deposits. Metal Construction, 18(10), pp. 631R-636R, 1986.
- [155] ALESKSEV, A. A. et. al.: Effect of phosphorus on the structure and properties of weld metal in welding low alloy steels. Paton Welding Journal, 1 (4), pp. 244-247, 1989.
- [156] MAKARENKO, V. D. and MORGUN, I. D.: Special features of the effect of barium on the mechanical properties of metal deposited in welding with calcium fluoride electrodes. Welding International, 5 (9), pp. 726-728, 1991.
- [157] EVANS, G. M.: Effect of copper on C-Mn weld metal microstructure and toughness. IIW Doc. N° II-A-767-89.
- [158] STEVENS, S. M.: Forms of nitrogen in weld metal. IIW Doc. II-A-659-85, 1985.

- [159] ACHAR, D. R. G. and KOÇAK, M.: Nitrogen and strain aging effects on steel weld metal microstructure and fracture toughness behaviour - a literature review. IIW Doc. II-A-878-93, 1993.
- [160] KAKOVKIN, O. S. and PEN'KOV, V. B.: Special features of absorption of nitrogen by metal in arc welding. Welding International, N°1, pp. 42-44, 1988.
- [161] KOÇAK, M.; ACHAR, D. R. G. and EVANS, G. M.: Strain age embrittlement of C-Mn steel MMA all-weld metal. III Congresso Ibero Americano de Soldagem. Volume 1. Rio de Janeiro, pp. 343-370, 1992.
- [162] COCHRANGE, R. C. and KIRKWOOD, P. R.: The effect of oxygen on weld metal microstructure. Trends in Steel and Consumables for Welding. Vol. I. Abington Hall. The Welding Institute. pp. 103-121, 1979.
- [163] ABSON, D. J. et al.: The role of nonmetallic inclusions in ferrite nucleation in carbon steel weld metals. Trends in Steel and Consumables for Welding. Vol. I. Abington Hall. The Welding Institute. pp. 75-101, 1979.
- [164] WOLSETENHOLME, D. A.: Reactions involving oxygen between gas, metal, and slag during welding with basic electrodes. Trends in Steel and Consumables for Welding. Vol. I. Abington Hall. The Welding Institute. pp. 123-134, 1979.
- [165] HART, P. H. M.: Some aspects of steel inclusions and residual elements on weldability. Conference on inclusions and residuals in steels: Effects on fabrication and service behaviour. Ottawa, march, 39 pp, 1985.
- [166] KASATKIN, B. S. and KOZLOVETS, O.N.: Microstructure and properties of welded joints in low-alloy steels (review). Paton Welding Journal, 1 (7), pp. 475-483, 1989.
- [167] COURT, S. G. and POLLARD, G.: Microanalysis of weld metal inclusions. Journal of Materials Science Letters, 4, pp. 427-430, 1985.
- [168] GELLER, A. B. and KAKOVKIN, O. S.: Metallurgical features of reduction of rare earth metals from their oxides in welding with coated electrodes. Welding International, (07), pp. 667-669, 1987.
- [169] KABASTIKI, V. I.: Special features of the effect of complex master alloys on the gas content of deposited metal in welding with basic coated electrodes. Welding International, (09), pp. 840-843, 1987.
- [170] SHILIANG, W.; WEIPING, H. and BOGANG, T.: Improving toughness of weld metal by adding rare earth elements. Welding International, (03), pp. 284-287, 1987.
- [171] LYUBICH, A. L.: Using modifying master alloys in coatings of calcium fluoride electrodes. Welding International, (11), pp. 989-991, 1988.
- [172] EVANS, G. M.: Effect of heat input on the microstructure and properties of C-Mn all-weld-metal deposits. IIW Doc. N° II-A-490-79.
- [173] EVANS, G. M.: Effect of interpass temperature on the microstructure and properties of C-Mn all-

weld-metal deposits. IIW Doc. N° II-A-460-78.

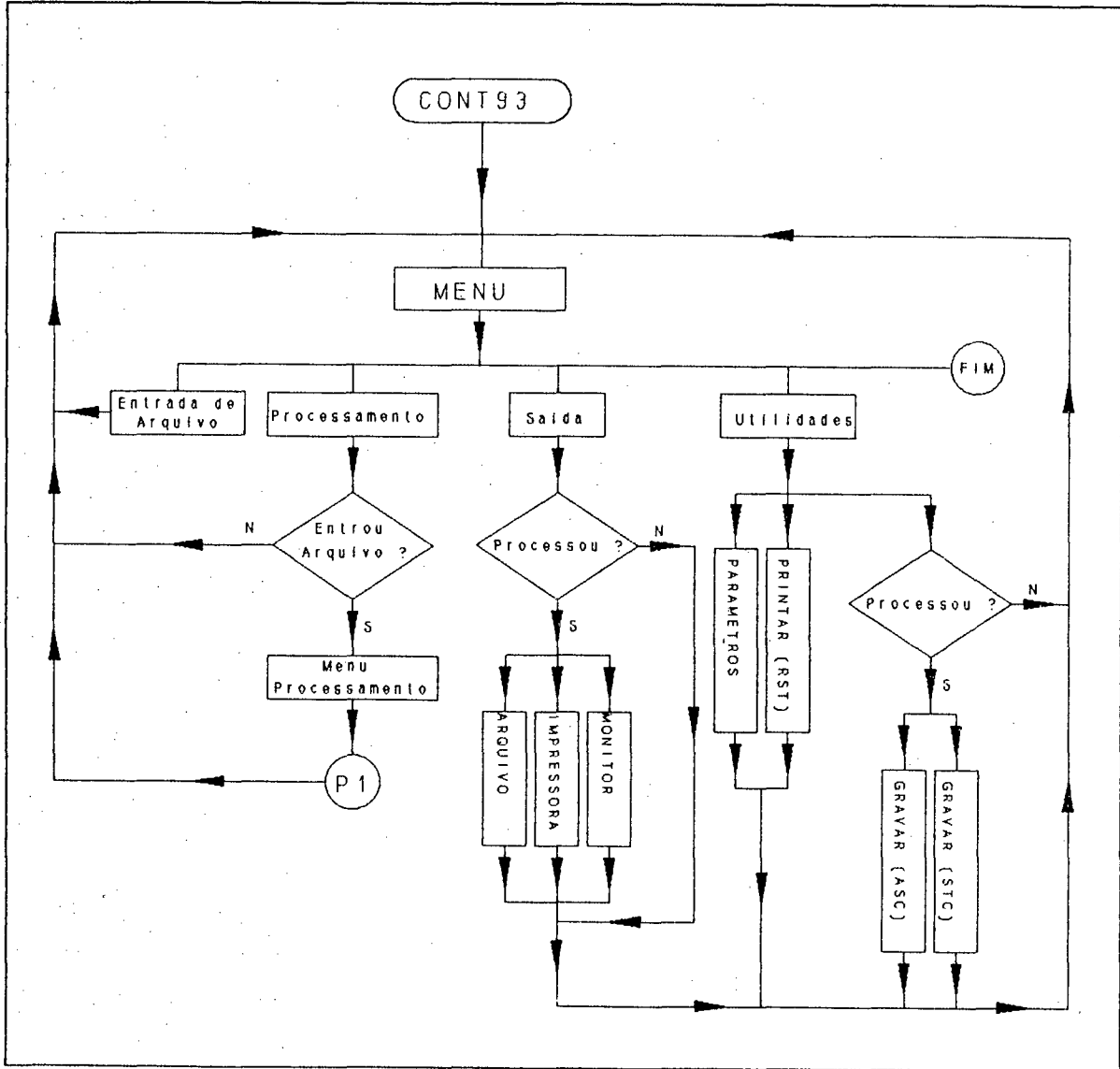
- [174] TWEED, J. H. and KNOTT, J. F.: The effect of preheat temperature on the microstructure and toughness of a C-Mn weld metal. IIW Doc. N° II-A-772-89.
- [175] MORRIS, A. G. C.: How welder and current type affect Mn deposition from C-Mn MMA electrodes. Welding and Metal Fabrication, september, pp. 395-396, 1983.
- [176] ABSON, D. J.: The influence of current type and polarity on the composition, microstructure, and mechanical properties of C-Mn-Ni and C-Mn MMA deposits. The Welding Institute. Doc. N° 292/1985.
- [177] ABSON, D. J.: The influence of current type on the composition of C-Mn-Ti-B MMA deposits and of welding position on the mechanical properties of C-Mn-Ni MMA deposits. The Welding Institute. Doc. N° 317/1986.
- [178] ALLUM, C. J.: Nitrogen absorption from welding arcs. IIW Doc. II-1115-88, 1988.
- [179] SIDORUK, V. S.: Effect of the parameters of manual arc welding with modulated current on the primary structure of weld metal. Welding International, (07), pp. 610-612, 1989.
- [180] EVANS, G. M.: Effect of electrode diameter on the microstructure and properties of C-Mn all-weld-metal deposits. IIW Doc. N° II-A-469-79.
- [181] van NASSAU, L. and van der MEE, V.: Nitrogen in manual metal arc weld metal. IIW Doc. N° II-A-758-89.
- [182] EVANS, G. M.: Effect of welding position on the microstructure and properties of C-Mn all-weld-metal deposits. IIW Doc. N° II-A-499-80.
- [183] BROUWER, G. and KALB, F.: A low hydrogen electrode for offshore fabrication. Welding and Metal Fabrication, july/august, pp. 425-427, 1975.
- [184] EVANS, G. M.: Comparison of ISO 2560 and AWS A5.1.69. IIW Doc. N° II-C-547-78.
- [185] VARGA, T.: On toughness requirements in respect of weld metal and heat affected zone. III Congresso Ibero Americano de Soldagem. Volume 3. Rio de Janeiro, pp. 1307-1319, 1992.
- [186] SURIAN, E.; TIMERMAN, R. y TROTTI, J.: Influencia del tratamiento termico posterior sobre las propiedades de impacto del metal aportado por un electrodo tipo AWS E8018-C2. V Congreso Argentino de Soldadura. Buenos Aires, 1984.
- [187] EVANS, G. M.: The effect of stress-relieving on the microstructure and properties of C-Mn all-weld metal deposits. Schweissmitteilungen, N° 103, oktober, pp. 15-27, 1983.
- [188] YANG, J. R. and BHADESHA, H. K. A. H.: The dislocation density of acicular ferrite in steel welds. Welding Journal, august, pp. 305s-307s, 1990.
- [189] POKHODNYA, I. K.: The relationship between the formation of pores and the parameter of the arc when electrodes with basic coatings are used for welding. Avt. Svarka., (12), pp. 19-21, 1984.
- [190] POKHODNYA, I. K.; PONOMAREV, V. E. and GORPENYUK, V. N.: Pores prediction in basic

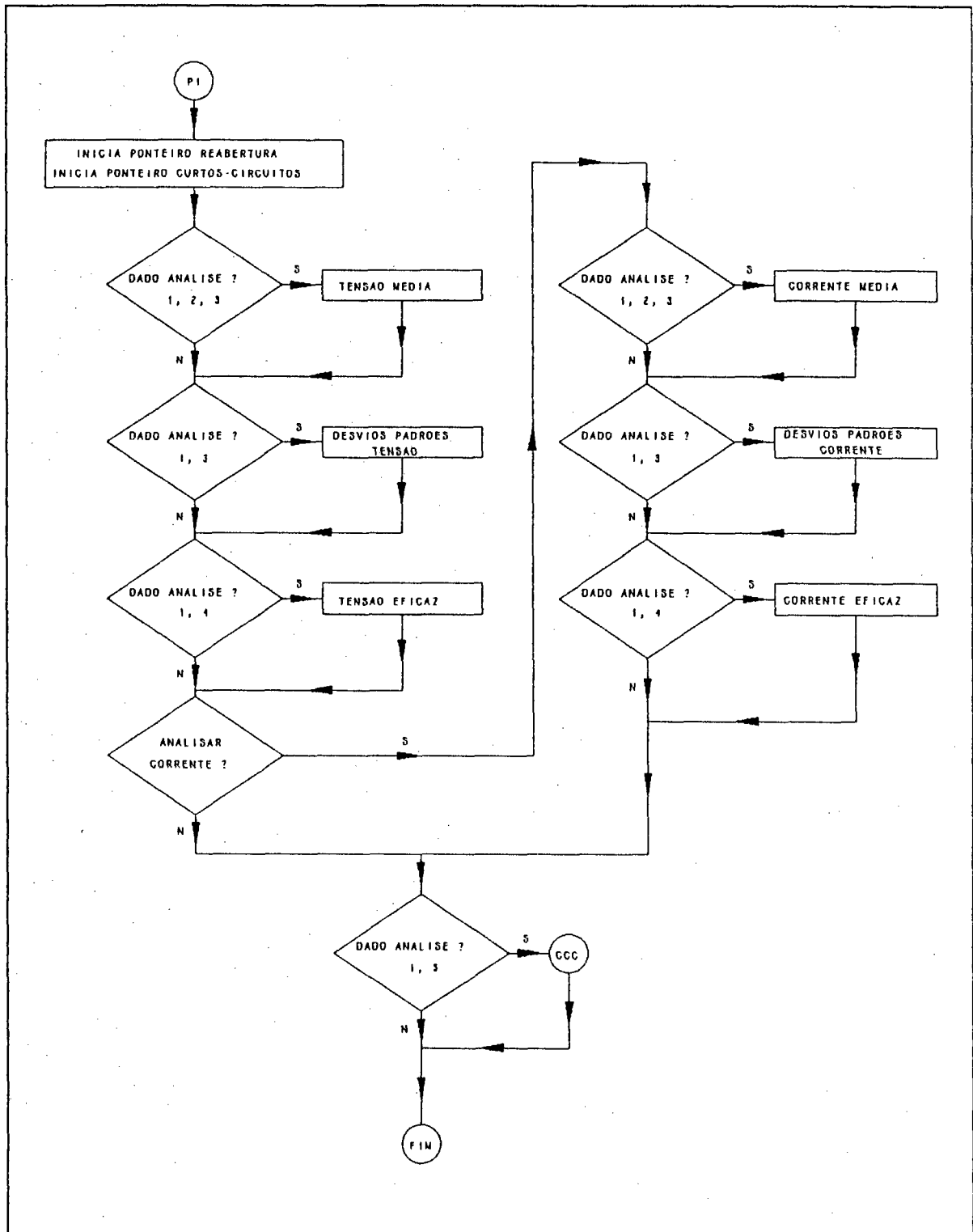
- welds. IIW Doc. N° XII-1039-87.
- [191] POKHODNYA, I. K. and PONOMAREV, V. E.: Instructor de control XK-5000 - equipo para control del procedimiento de soldeo por arco y enseñanza de soldadores. Rev. Soldadura, 21 (2), pp. 73-81, 1991.
- [192] POKHODNYA, I. K.; PONOMAREV, V. E.; MILICHENKO, S. S.; SKORINA, N. V.; MAKARENKO, V. D.; MARCHENKO, A. E. and GORPENYUK, V. N.: Effects of type of binder and its composition on the welding and properties of electrodes with basic coatings. Welding International, (02), pp. 116-119, 1987.
- [193] POKHODNYA, I. K. et al.: Basic electrodes with improved welding and technological properties. Welding Production, july, pp. 46-48, 1984.
- [194] YANG, J. and BHADSHIA, H. K. D. H.: Acicular ferrite transformation in alloy-steel weld metals. Journal of materials Science, 26, pp. 839-845, 1991.
- [195] DIETER, G. E.: Mechanical Metallurgy. Book, Mc. Graw Hill Co., London, pp. 372-374, 1988.
- [196] McROBIE, D. E. and KNOTT, J. F.: Effect of strain and strain aging on fracture toughness of C-Mn weld metal. IIW Doc. II-A-773-89, 1989.
- [197] PERES, C. A. e SALDIVA, C. D.: Planejamento de experimentos. V Simpósio Nacional de Probabilidade e Estatística, PUC, S. Paulo, 98 pp., 1982.
- [198] PETERSON, R. G.: Design and analysis of experiments. Book, Marcel Dekker, Inc., New Yprk, 1985.
- [199] MONTGROMERY, D. C.: Design and analysis of experiments. Book, John Wiley & Sons, Canada, 1984.
- [200] COSTA NETO, P. L. O.: Estatística. Livro, Editora Edgard Blücher Ltda, 1984.
- [201] CASTELMAN, K. R.: Digital image processing. Book, Prentice-Hall, Inc., New Jersey, 1979.
- [202] DAVIS, M. L. E.: Measurement of the physical properties of submerged arc and M.M.A. fluxes. The Welding Institute Research Bulletin. Feb. pp. 40-48, 1981.
- [203] VORNOVITSKII, I. K.; CHERKASSKII, A. L. and SALENKO, M. A.: A method for the dilatometric examination of welding slags. Svar. Proiz. N° 7. pp. 48-49, 1978.
- [204] DAVIS, M. L. E.: Are flux physical properties affected by deoxidant addition? Welding Institute Research Bulletin, (5), 1984.
- [205] DAVERY, T. G. and WIDGERY, D. I.: A technique for characterization of weld metal microstructures. IIW Doc. II-A-389-76, 1976.
- [206] TULIANI, S. S. T.; BONISZEWSKI, T. and EATON, N. F.: Notch toughness of comercial submerged arc weld metal. Weldin Metal Fabrication, 37, pp. 327-339, 1969.
- [207] PINHEIRO, H.: Fonte de corrente de 200 A transistor para o processo de soldagem TIG pulsado. Dissertação de mestrado, UFSC, dezembro, 1987.

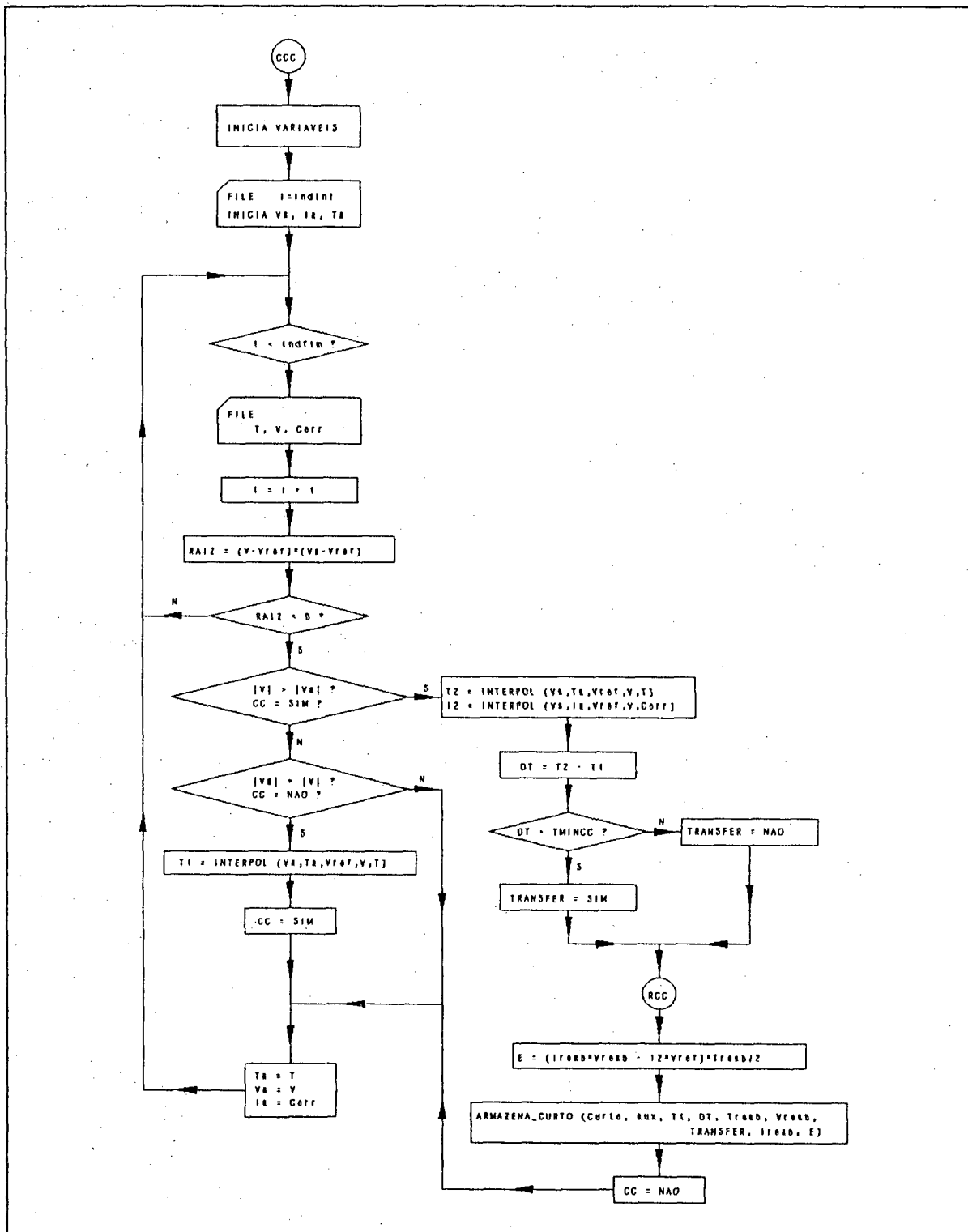
- 
- [208] Physics of Welding. Welding Handbook, Vol. 1, American Welding Society, Eighth Edition, pp. 31-63, 1987.
- [209] LIU, S and INDACOCHEA, J. E.: Control of chemical composition and microstructure in low-carbon microalloyed steel weldments. IIW Doc. II-A-886-93, 1993.
- [210] CHAI, C. S. and EAGAR, T. W.: Slag metal reactions in binary  $\text{CaF}_2$ -metal oxide welding fluxes. Welding Research Supplement, Welding Journal, july, pp. 229-232, 1982.
- [211] BORISENKO, M. M.: Approximate calculations of oxygen dissolved in weld metal in welding low-alloy steels. Welding International, N. 9, pp. 790-792, 1989.
- [212] BUKI, A. A.: Calculating the chemical composition of deposited metal when welding with coated electrodes. Welding International, N. 6, pp. 818-820, 1992.
- [213] CASTELO BRANCO, C. A.: Efeito do teor de oxigênio sobre as propriedades mecânicas do metal de solda de eletrodos revestidos ao C-Mn-Ni. Dissertação de Mestrado, UFSC, defesa prevista para janeiro de 1994.

# ANEXO I

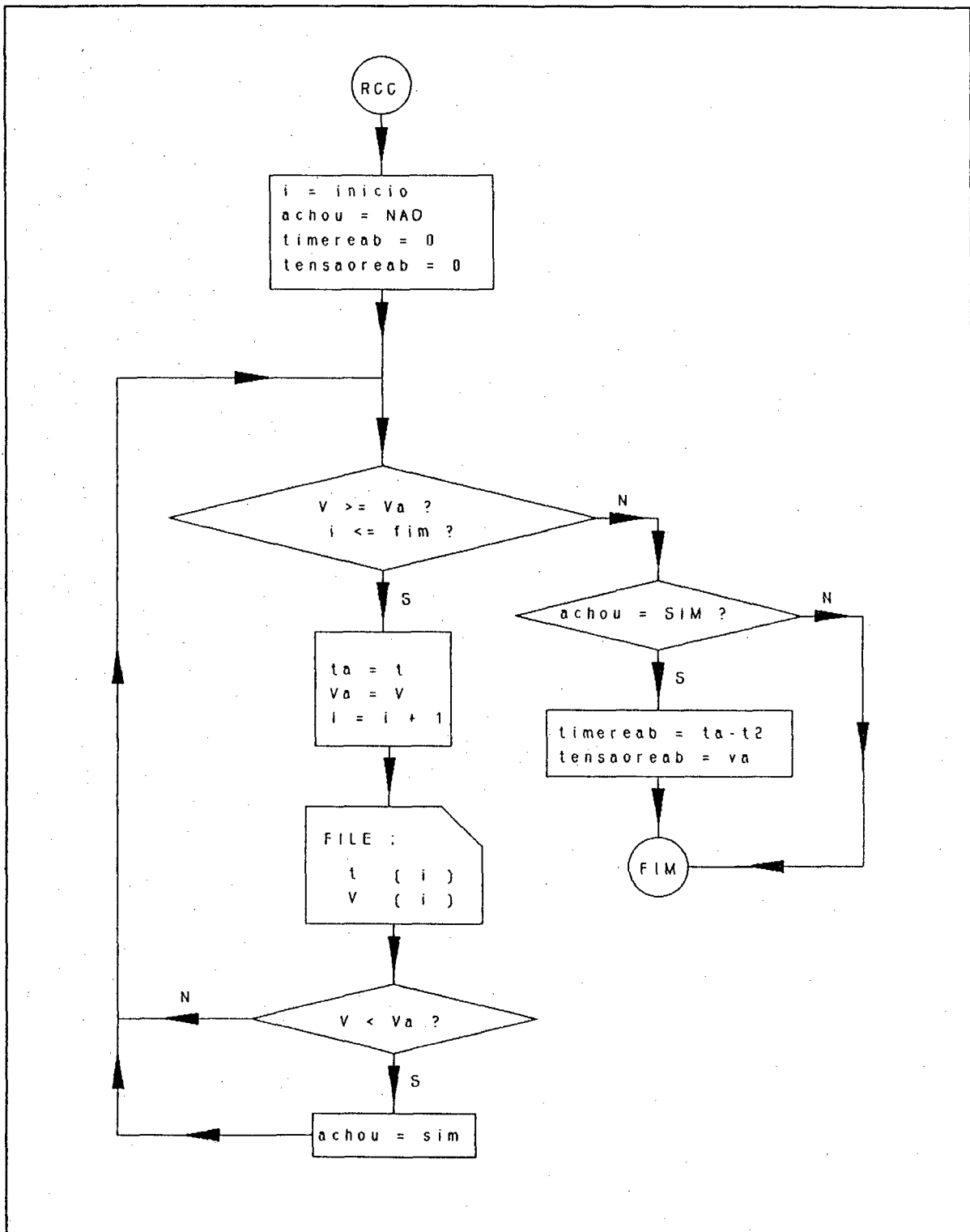
## ESQUEMA DE FUNCIONAMENTO DO PROGRAMA CONT 93











## ANEXO II

### ESQUEMA DE FUNCIONAMENTO DO PROGRAMA ALT 93

