

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

**MAGNÉSIO COMO CONTROLADOR DA MICROESTRUTURA
E PROPRIEDADES MECÂNICAS DE SOLDAS C-Mn-Ni**

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

CLÁUDIO ARAÚJO CASTELO BRANCO

FLORIANÓPOLIS, JUNHO DE 1994

MAGNÉSIO COMO CONTROLADOR DA MICROESTRUTURA
E PROPRIEDADES MECÂNICAS DE SOLDAS C-Mn-Ni

CLÁUDIO ARAÚJO CASTELO BRANCO

ESTA DISSERTAÇÃO FOI JULGADA PARA OBTENÇÃO DO TÍTULO DE

MESTRE EM ENGENHARIA

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

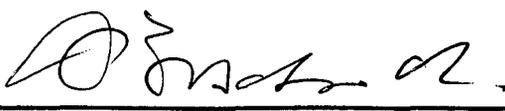
BANCA EXAMINADORA



Prof. Dr. Antônio F. C. da Silva - Coord. do Curso



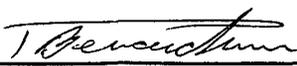
Prof. Dr. Almir Monteiro Quites - Orientador



Prof. Dr. Augusto J. A. Buschinelli



Prof. Dr. Jesualdo Pereira Farias



Prof. Dr. Pedro Amedeo Nannetti Bernardini

Aos meus pais:

Alípio e Josefa

AGRADECIMENTOS

Expresso meus profundos agradecimentos a todos aqueles que de forma direta ou indireta contribuíram para a realização deste trabalho, em especial:

- Ao Prof. Almir Quites, pela sensata orientação e solicitude em acompanhar o desenrolar deste trabalho.
- Ao Prof. Jesualdo Farias, pela irrepreensível cooperação e zelo demonstrados no decorrer do trabalho, bem como pelas valiosas discussões.
- À Lic. Estela S. Surian, pela importante participação neste trabalho.
- Ao Prof. Buschinelli, pelo apoio incondicional.
- Ao Lic. Raul Timerman, Presidente da CONARCO S.A. pelo apoio incondicional à realização deste trabalho.
- Ao Laboratório de Soldagem da UFSC, pela infraestrutura indispensável à realização deste trabalho.
- Aos Professores do Curso de Pós-Graduação em Eng. Mecânica pelos ensinamentos.
- À CONARCO S.A. pela participação ativa em todas as fases de execução deste trabalho.
- À Fundação Latino Americana de Soldagem, pela possibilidade de realização deste trabalho em parceria com a CONARCO S. A.
- À COSIPA S.A. pelo fornecimento das chapas.
- À CAPES pelo suporte financeiro.
- À minha família, pela compreensão e incentivos.
- Aos colegas, pelas horas de entretenimento.

SUMÁRIO

LISTA DE TABELAS	ix
LISTA DE FIGURAS	x
SIMBOLOGIA	xv
RESUMO	ixx
ABSTRACTS	xx
<hr/>	
I - INTRODUÇÃO	1
<hr/>	
II - INFORMAÇÕES GENÉRICAS SOBRE OS ELETRODOS REVESTIDOS	3
<hr/>	
2.1. Desenvolvimento dos Eletrodos Revestidos	3
2.2. Alma do Eletrodo	5
2.3. Constituição dos Revestimentos	6
2.4. Funções da Composição Química do Revestimento	8
III - CLASSIFICAÇÃO DAS MICROESTRUTURAS DO METAL DE SOLDA	12
<hr/>	
3.1. Relevância do Estudo Microestrutural.	12
3.2. Microestruturas	20
3.2.1. Ferrita Primária	21
3.2.2. Ferrita com Segunda Fase	23
3.2.3. Ferrita Acicular	25
3.3. Microfases	30
IV - TRANSFORMAÇÕES DE FASE EM METAIS DE SOLDA	32
<hr/>	
4.1. Reações Metal/Gás/Escória	32
4.1.1. Dcsoxidação	32
4.1.1.1. Comportamento na Fratura Dúctil	35
4.1.1.2. Comportamento na Fratura Frágil	35
4.1.2. Reação Metal-Escória	35
4.2. Transformações no Estado Sólido	37

	vi
4.2.1. Elementos de Liga	38
4.2.2. Inclusões não-Metálicas	50
4.2.3. Modo de Solidificação.	54
4.2.4. Tamanho do Grão Austenítico	56
4.2.5. Ciclo Térmico	58
V - CONTROLE SOBRE A MICROESTRUTURA E AS PROPRIEDADES MECÂNICAS	60
<hr/>	
5.1. Considerações	60
5.2. Influência da Morfologia dos Eletrodos Revestidos	60
5.2.1. Diâmetro do Eletrodo	60
5.2.2. Fator de Revestimento	61
5.2.3. Composição do Revestimento	61
5.2.4. Aquecimento do Eletrodo	62
5.3. Influência dos Parâmetros de Soldagem com Eletrodos Revestidos	63
5.3.1. Tipo de Corrente	63
5.3.2. Tensão de Soldagem	65
5.3.3. Velocidade de Soldagem	65
5.3.4. Temperatura de Pré-Aquecimento e Interpasse	65
5.3.5. Posição de Soldagem	66
5.3.6. Tipo de Junta	66
5.3.7. Tecimento	67
5.4. Tratamento Térmico Posterior do Metal de Solda	67
VI - METODOLOGIA EXPERIMENTAL	69
<hr/>	
6.1. Organização dos Experimentos	69
6.2. Materiais Empregados	69
6.2.1. Metal de Base	69
6.2.2. Caracterização dos Consumíveis	69
6.3. Ensaio e Instrumentos Usados	71
6.3.1. Ensaio Mecânicos	72
6.3.1.1. Dureza	72
6.3.1.2. Tração	72
6.3.1.3. Impacto Charpy-V	73

	vii
6.3.2. Metalografia	74
6.3.2.1. Macrografia	75
6.3.2.2. Microscopia Ótica	75
6.3.2.3. Quantificação das Microestruturas	75
6.3.2.4. Tamanho de Grão Austenítico	76
6.3.3. Análises Químicas	76
6.3.4. Teores de Oxigênio e Nitrogênio	77
6.3.5. Ensaios Radiográficos	77
6.3.6. Equipamento de Soldagem	77
6.4. Procedimentos Experimentais	78
6.4.1. Secagem dos Consumíveis	78
6.4.2. Amateigamento	79
6.4.3. Deposição do Cordão de Solda	79
6.4.4. Temperatura de Pré-Aquecimento e Interpasse	79
6.4.5. Tratamento Térmico de Alívio de Tensões	79
VII - RESULTADOS E DISCUSSÃO	80
<hr/>	
7.1. Composição Química	80
7.2. Desoxidação	82
7.3. Microestruturas	83
7.4. Propriedades Mecânicas	83
VIII - CONCLUSÕES	107
<hr/>	
IX - PROPOSTAS PARA NOVOS TRABALHOS	110
<hr/>	
REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS	111
<hr/>	
ANEXOS	
<hr/>	
Anexo I - Fluxograma do "software" desenvolvido para a quantificação das microestruturas do metal de solda	119
Anexo II - Macrografias	121
Anexo III - Microestruturas da região colunar do último passe de solda	126
Anexo IV - Região colunar do último passe de solda	135

Anexo V - Inclusões não-metálicas na solda	140
Anexo VI - Região recristalizada do último passe da solda	142

LISTA DE TABELAS

Tabela 1 - Funções dos constituintes no revestimento	11
Tabela 2 - Revisão comparativa das terminologias microestruturais para metais de solda C-Mn e baixa liga	19
Tabela 3 - Eficácia da transferência de elementos do revestimento ao metal de solda	39
Tabela 4 - Composição química dos constituintes no revestimento	71
Tabela 5 - Parâmetros de soldagem utilizados	78
Tabela 6 - Análises químicas da alma do eletrodo e do metal de base	86
Tabela 7 - Análises químicas do metal de solda	86
Tabela 8 - Teores de oxigênio e nitrogênio no metal de solda	88
Tabela 9 - Microconstituintes da região colunar	92
Tabela 10 - Resultados obtidos nos ensaios de tração	96
Tabela 11 - Comparação das propriedades de resistência mecânica obtidos dos eletrodos experimentais com a norma AWS A5.5-81	96
Tabela 12 - Energia de impacto obtida nos ensaios charpy-V em CC+	104
Tabela 13 - Energia de impacto obtida nos ensaios charpy-V em CA	105
Tabela 14 - Eletrodos qualificados sob a classificação AWS E7016-C2I e E8016-C2 no requisito de resistência ao impacto	105

LISTA DE FIGURAS

Figura 1 - Direcionamento das pesquisas na área de soldagem desenvolvidas no mundo	3
Figura 2 - Variáveis interdependentes na soldagem	12
Figura 3 - Representação esquemática dos constituintes microestruturais.	15
Figura 4 - Localização das regiões microestruturais numa solda multipasse.	20
Figura 5 - Nucleação e crescimento da ferrita de contorno de grão.	22
Figura 6 - Representação esquemática do crescimento da ferrita de contorno de grão pelo mecanismo de degraus	22
Figura 7 - Representação esquemática da morfologia da (a) ferrita de Widmanstätten e da (b) bainita superior	24
Figura 8 - Nucleação auto-catalítica da ferrita acicular	28
Figura 9 - Relação entre o teor de ferrita acicular e as propriedades mecânicas	30
Figura 10 - Efeitos dos desoxidantes sobre o teor de oxigênio na solda	34
Figura 11 - Desenvolvimento esquemático da microestrutura em metais de solda	40
Figura 12 - Vista parcial do diagrama de fase Fe-C	41
Figura 13 - Efeito do carbono sobre a microestrutura	42
Figura 14 - Esquematização de uma inclusão de óxido no metal de solda.	53
Figura 15 - Localização das inclusões durante o avanço da interface sólido/líquido	55
Figura 16 - Modos de solidificação em metais de solda C-Mn e baixa liga	55
Figura 17 - Representação esquemática do crescimento epitaxial.	57
Figura 18 - Crescimento competitivo na região fundida	58
Figura 19 - Variação da resistência ao impacto a -50°C com eletrodo AWS E7016	64
Figura 20 - Preparação do chanfro e do "amanteigamento"	71
Figura 21 - Posicionamento dos corpos de prova	72
Figura 22 - Corpo de prova de tração "minitrac"	73
Figura 23 - Detalhes do corpo de prova de impacto charpy-V	74
Figura 24 - Posicionamento das micrografias no último passe da solda.	75
Figura 25 - Detalhe da tela de quantificação	76
Figura 26 - Detalhe da fonte de energia AD 360 WR.	78
Figura 27 - Gráfico do tratamento térmico de alívio de tensões	79

Figura 28 - Efeito do teor de magnésio sobre o teor de carbono	87
Figura 29 - Efeito do teor de magnésio sobre o rendimento de transferência do Ni	87
Figura 30 - Efeito do fator de revestimento sobre o teor de nitrogênio na solda	88
Figura 31 - Relação entre os teores de oxigênio e os de nitrogênio na solda	89
Figura 32 - Efeito do fator de revestimento sobre o rendimento de transferência do Mn	89
Figura 33 - Efeito do fator de revestimento sobre o rendimento de transferência do Si	90
Figura 34 - Efeito do fator de revestimento e do Mg sobre o teor de oxigênio na solda	90
Figura 35 - Efeito do teor de magnésio sobre os teores de Mn	91
Figura 36 - Efeito do teor de magnésio sobre os teores de Si	91
Figura 37 - Largura do grão colunar com eletrodos (FR=1,60)	92
Figura 38 - Largura do grão colunar com eletrodos (FR=1,72)	93
Figura 39 - Relação do tamanho do grão colunar com o teor de FP em CA (FR=1,72)	93
Figura 40 - Efeito do magnésio sobre a microestrutura da solda dos eletrodos (FR=1,60) em CC+	94
Figura 41 - Efeito do magnésio sobre a microestrutura da solda dos eletrodos (FR=1,60) em CA	94
Figura 42 - Efeito do magnésio sobre a microestrutura da solda dos eletrodos (FR=1,72) em CC+	95
Figura 43 - Efeito do magnésio sobre a microestrutura da solda dos eletrodos (FR=1,72) em CA	95
Figura 44 - Perfil de durezas das soldas com eletrodos (FR=1,60) usados em CC+	97
Figura 45 - Perfil de durezas das soldas com eletrodos (FR=1,60) usados em CA	97
Figura 46 - Perfil de durezas das soldas com eletrodos (FR=1,72) usados em CC+	98
Figura 47 - Perfil de durezas das soldas com eletrodos (FR=1,72) usados em CA	98
Figura 48 - Percentuais de zona colunar no entalhe charpy-V	99
Figura 49 - Efeito do teor de nitrogênio sobre σ_r	99
Figura 50 - Efeito do teor de C sobre σ_r	100
Figura 51 - Efeito do teor de Mn sobre σ_r	100
Figura 52 - Efeito do teor de Si sobre σ_r	101
Figura 53 - Efeito do teor de magnésio sobre σ_c e σ_r	101
Figura 54 - Efeito do teor de magnésio sobre o alongamento	102
Figura 55 - Distribuição das regiões da solda com eletrodos (FR=1,60) em CC+	102
Figura 56 - Distribuição das regiões da solda com eletrodos (FR=1,60) em CA	103

Figura 57 - Distribuição das regiões da solda com eletrodos (FR=1,72) em CC+	103
Figura 58 - Distribuição das regiões da solda com eletrodos (FR=1,72) em CA	104
Figura 59 - Relação entre σ_r e a resistência ao impacto do metal de solda	105
Figura 60 - Efeito do Mg sobre a resistência ao impacto do metal de solda (FR=1,72)	106
Figura 61 - Efeito do Mg sobre a resistência ao impacto do metal de solda (FR=1,60)	106
Figura 62 - Algoritmo para a quantificação dos microconstituintes do metal de solda	120
Figura 63 - Macrografia (eletrodo A - CC+)	122
Figura 64 - Macrografia (eletrodo A - CA)	122
Figura 65 - Macrografia (eletrodo B - CC+)	122
Figura 66 - Macrografia (eletrodo B - CA)	122
Figura 67 - Macrografia (eletrodo C - CC+)	123
Figura 68 - Macrografia (eletrodo C - CA)	123
Figura 69 - Macrografia (eletrodo D - CC+)	123
Figura 70 - Macrografia (eletrodo D - CA)	123
Figura 71 - Macrografia (eletrodo E - CC+)	124
Figura 72 - Macrografia (eletrodo E - CA)	124
Figura 73 - Macrografia (eletrodo F - CC+)	124
Figura 74 - Macrografia (eletrodo F - CA)	124
Figura 75 - Macrografia (eletrodo G - CC+)	125
Figura 76 - Macrografia (eletrodo G - CA)	125
Figura 77 - Macrografia (eletrodo H - CC+)	125
Figura 78 - Macrografia (eletrodo H - CA)	125
Figura 79 - Microestrutura da região colunar (eletrodo A - CC+)	127
Figura 80 - Microestrutura da região colunar (eletrodo A - CA)	127
Figura 81 - Microestrutura da região colunar (eletrodo B - CC+)	128
Figura 82 - Microestrutura da região colunar (eletrodo B - CA)	128
Figura 83 - Microestrutura da região colunar (eletrodo C - CC+)	129
Figura 84 - Microestrutura da região colunar (eletrodo C - CA)	129
Figura 85 - Microestrutura da região colunar (eletrodo D - CC+)	130
Figura 86 - Microestrutura da região colunar (eletrodo D - CA)	130
Figura 87 - Microestrutura da região colunar (eletrodo E - CC+)	131
Figura 88 - Microestrutura da região colunar (eletrodo E - CA)	131
Figura 89 - Microestrutura da região colunar (eletrodo F - CC+)	132

Figura 90 - Microestrutura da região colunar (eletrodo F - CA)	132
Figura 91 - Microestrutura da região colunar (eletrodo G - CC+)	133
Figura 92 - Microestrutura da região colunar (eletrodo G - CA)	133
Figura 93 - Microestrutura da região colunar (eletrodo H - CC+)	134
Figura 94 - Microestrutura da região colunar (eletrodo H - CA)	134
Figura 95 - Região colunar (eletrodo A - CC+)	136
Figura 96 - Região colunar (eletrodo A - CA)	136
Figura 97 - Região colunar (eletrodo B - CC+)	136
Figura 98 - Região colunar (eletrodo B - CA)	136
Figura 99 - Região colunar (eletrodo C - CC+)	137
Figura 100 - Região colunar (eletrodo C - CA)	137
Figura 101 - Região colunar (eletrodo D - CC+)	137
Figura 102 - Região colunar (eletrodo D - CA)	137
Figura 103 - Região colunar (eletrodo E - CC+)	138
Figura 104 - Região colunar (eletrodo E - CA)	138
Figura 105 - Região colunar (eletrodo F - CC+)	138
Figura 106 - Região colunar (eletrodo F - CA)	138
Figura 107 - Região colunar (eletrodo G - CC+)	139
Figura 108 - Região colunar (eletrodo G - CA)	139
Figura 109 - Região colunar (eletrodo H - CC+)	139
Figura 110 - Região colunar (eletrodo H - CA)	139
Figura 111 - Inclusões na solda (eletrodo A - CC+)	141
Figura 112 - Inclusões na solda (eletrodo A - CA)	141
Figura 113 - Inclusões na solda (eletrodo H - CC+)	141
Figura 114 - Inclusões na solda (eletrodo H - CA)	141
Figura 115 - Região de grão fino (eletrodo A - CC+)	143
Figura 116 - Região de grão fino (eletrodo A - CA)	143
Figura 117 - Região de grão fino (eletrodo B - CC+)	143
Figura 118 - Região de grão fino (eletrodo B - CA)	143
Figura 119 - Região de grão fino (eletrodo C - CC+)	144
Figura 120 - Região de grão fino (eletrodo C - CA)	144
Figura 121 - Região de grão fino (eletrodo D - CC+)	144
Figura 122 - Região de grão fino (eletrodo D - CA)	144

Figura 123 - Região de grão fino (eletrodo F - CC+)	145
Figura 124 - Região de grão fino (eletrodo F - CA)	145
Figura 125 - Região de grão fino (eletrodo G - CA)	145
Figura 126 - Região de grão fino (eletrodo H - CA)	145

SIMBOLOGIA

- < > - Plano cristalino**
- > - Maior que**
- % - Percentual**
- α - Ferrita alfa**
- \approx - Aproximadamente**
- γ - Austenita**
- δ - Ferrita delta**
- $\Delta t_{8/5}$ - Tempo de resfriamento (800 ° - 500 °C)**
- η - Rendimento**
- μm - Micron**
- σ_e - Limite de escoamento**
- σ_r - Limite de resistência à tração**
- A - Ampliação**
- A-M - Austenita retida/martensita**
- A - Alongamento**
- A_{e1} - Linha da temperatura eutetóide**
- A_{c3} - Linha da temperatura acima de A_{c1}**
- AGL - Aglomerante**
- AWS - American Welding Society**
- BAS - Controle da basicidade**
- C - Carbono**
- CA - Corrente alternada**
- CC - Corrente contínua**
- CC+ - Corrente contínua na polaridade positiva**
- CC- - Corrente contínua na polaridade negativa**
- CCC - Cúbico de corpo centrado**
- CCT - Continuous Cooling Transformation Diagram**
- CFC - Cúbico de face centrada**
- CO₂ - Gás carbônico**

COR - Coloração do revestimento
cos ϕ - Fator de potência
CP - Corpo de prova
CTS - Controle da tensão superficial
CTV - Controle da viscosidade da escória
d - Diâmetro da alma
D - Diâmetro externo do revestimento
DEF - Desoxidante e fluxo
E - Aporte térmico
 E_{CV} - Energia absorvida no ensaio de impacto charpy-V
 $E_{CV}(rc)$ - Energia charpy-V na região colunar
 $E_{CV}(rr)$ - Energia charpy-V na região recristalizada
ESA - Estabilização de arco
ESW - Eletroslag welding
et al. - Et alli (entre outros)
FA - Ferrita acicular
FC- Agregados ferrita-carbetos
FCAW - Flux Cored Arc Welding
FES - Formação de escória
FP - Ferrita primária
FP(G) - Ferrita de contorno de grão
FP(P) - Ferrita poligonal
FR - Fator de revestimento
 f_{rc} - Percentual de região colunar no entalhe charpy-V
 f_{rr} - Percentual de região recristalizada no entalhe charpy-V
FS - Ferrita com segunda fase
FS(A) - Ferrita com segunda fase alinhada
FS(NA) - Ferrita com segunda fase não-alinhada
GMAW - Gas Metal Arc Welding
 H_2 - Hidrogênio (gás)
HSLA - High Strength Low Alloy
 HV_{10} - Dureza Vickers (10 kg)
I - Corrente (Ampères)

I_{ef} - Corrente eficaz
IIW - International Institute of Welding
 I_n - Corrente nominal
J - Joule
kJ - Joule ($\times 10^3$)
 l_i - Comprimento percorrido
 l_m - Largura média do grão
M - Martensita
máx - máximo
MEV - Microscópio eletrônico de varredura
MEX - Agente de extrudabilidade
min - Minuto (tempo)
mm - Milímetro
Mn - Manganês
MPa - ($\times 10^6$ Pascal = 0,145 ksi)
N - Nitrogênio (elemento atômico)
 n_i - Número de intersecções percorrido
Ni - Níquel
O - Oxigênio (elemento atômico)
 O_2 - Oxigênio (gás)
°C - Grau Celsius
p - Penetração (mm)
P - Fósforo
PGS - Proteção gasosa
ppm - Parte por milhão
psi - Unidade de força
s - Segundo (tempo)
S - Estricção
S - Enxofre
SA - Processo a arco submerso
SAW - Submerged Arc Welding
Si - Silício
SMAW - Shielded Metal Arc Welding

t- tonelada

T_i - Temperatura de interpasse

T_o - Temperatura de pré-aquecimento

TTAT - Tratamento térmico de alívio de tensões

U_o - Tensão em vazio

V - Tensão (Volts)

V_{ef} - Tensão eficaz

ϑ_s - Velocidade de soldagem

ZAC - Zona afetada pelo calor

RESUMO

Apresenta-se uma análise dos efeitos do magnésio metálico, empregado como desoxidante no revestimento de eletrodos, sobre a composição química, a microestrutura e as propriedades mecânicas do metal de solda C-Mn-Ni. Realizaram-se experiências em CC+ e CA, com dois fatores de revestimento (1,60 e 1,72) e teores de Mg (2,0 a 8,0%). Adotou-se a metodologia de quantificação e classificação dos constituintes do metal de solda preconizada pelo "International Institute of Welding". Discutem-se as complexas correlações entre microestrutura, técnica de soldagem, composição química, teores de oxigênio e de nitrogênio e suas influências sobre as propriedades mecânicas da solda obtida em múltiplos passes. Os teores de C, Mn e Si se revelaram bastante influentes. Os maiores valores de resistência ao impacto foram alcançados na soldagem em corrente contínua e com teores de Mg na faixa de 4,0 a 6,0%. Os resultados revelam ainda que o uso de magnésio como desoxidante permite aliar alta resistência mecânica com elevada resistência ao impacto na solda.

ABSTRACTS

An analysis of the effects of the use of metallic magnesium as deoxidant in coated electrodes on the chemical composition, the microstructure and the mechanical properties in C-Mn-Ni all-weld metal were viewed, considering different current types (DC+ and AC), coating factors (1.60 and 1.72) and Mg content (2.0 to 8.0%). Metallographical measurements were made, following the current guidelines of International Institute of Welding, to identify and quantify the microstructural components. The complex relation among microstructure, welding technique, chemical composition, oxygen content and nitrogen content on the all-weld metal mechanical properties at multiple pass welding was evaluated. The effect of the weld metals C, Mn and Si contents have shown to be important. Finally, in D.C. welding, with Mg in the 4.0 to 6.0% range, the best values of impact strength were found. The results have shown that the use of magnesium allows to associate high mechanical strength with great impact strength in all-weld metal.

INTRODUÇÃO

Poucas tecnologias tiveram a capacidade de desenvolvimento, nas últimas décadas, como a soldagem. Em sintonia permanente com o desenvolvimento tecnológico, a soldagem se posiciona na vanguarda em diversas áreas industriais: aeroespacial, petroquímica, automobilística etc.

As contínuas aplicações do metal de solda, em condições severas, deram ao estudo de consumíveis de soldagem um caráter adicional de promissor e desafiante. Pode-se considerar que:

a) a indústria de consumíveis - elo imprescindível entre o desenvolvimento da tecnologia e sua utilização na soldagem - é ávida por soluções alternativas;

b) a tecnologia de formulação dos revestimentos é claramente influenciada pela necessidade de associar as vantagens técnicas aos benefícios comerciais. Logo, informações concisas sobre as propriedades e comportamento desses compostos são frequentemente omitidas na literatura mundial, favorecendo a formação de mitos por imposições especulativas contra os fatos científicos [1].

No Brasil, o setor de insumos básicos para soldagem vive uma espécie de dicotomia tecnológica: enquanto o conhecimento sobre as formulações de revestimentos no tocante aos efeitos microestruturais e propriedades mecânicas no metal de solda é titubeante e escasso, a produção anual de consumíveis [2] mostra que em 1988 foram produzidos 75.004 t, das quais 48.444 t (64,6%) foram de eletrodos revestidos. Logo, a indústria brasileira de insumos não se caracteriza pela geração de tecnologia, mas pela sua aplicação intensiva. Ignorar essa situação, significa capitular diante de uma correlação de forças favoráveis pela manutenção do "status quo".

Dentre os estudos dirigidos ao desenvolvimento dos consumíveis de soldagem destaca-se a ação do sistema de desoxidação. É uma etapa importante e imprescindível ao processo de fabricação do consumível e aos efeitos finais no metal de solda. Conforme Grong [3], o reconhecimento da importância da desoxidação no comportamento da transformação do metal de solda já é feito há algum tempo, mas somente em anos recentes tem sido dada maior atenção à prática da desoxidação sobre os efeitos microestruturais e propriedades mecânicas do metal de solda.

A ação do oxigênio sobre o metal de solda é reconhecidamente importante. O excesso de

oxigênio na solda é considerado nocivo por várias razões, por exemplo, promove a fratura por clivagem. Dessa forma, torna-se necessário o emprego de desoxidantes junto ao revestimento.

Conforme relatos, da literatura especializada, a redução do metal de solda é realizada com a adição de elementos com alto poder de oxidação - Al, Si, Ti - capazes de reterem o oxigênio na escória. Porém, esses elementos apresentam o sério inconveniente de serem transferidos parcialmente ao metal de solda, podendo reduzir a sua tenacidade. Em um artigo recente, Surian et al. [4] constataram vantagens do uso do magnésio como desoxidante, devido a sua característica peculiar de se transferir quase totalmente à escória sob a forma de óxido de magnésio.

Assim, diante da necessidade de desenvolver e aglutinar informações sobre os compostos usados nas formulações de eletrodos, esse trabalho, sob um enfoque definido, procurará avaliar não somente a viabilidade do uso do magnésio no revestimento analisando os aspectos da microestrutura e propriedades mecânicas do metal de solda C-Mn-Ni, mas extrapolará a investigação às razões que determinam o caminho da obtenção de alta resistência à tração com a elevada tenacidade no metal de solda. No caso especial dos aços ao C-Mn-Ni, usados em vasos de pressão, tubulações de líquidos criogênicos etc, exige-se que o metal de solda apresente alta resistência mecânica e excelente tenacidade a baixas temperaturas. Os recentes progressos na tecnologia de produção de aços, especificamente aços baixa liga de alta resistência (HSLA), estão a exigir pesquisas visando a maximização do binômio da tenacidade e resistência mecânica pelo controle da microestrutura do metal de solda [5, 6].

Baseado na expectativa de contribuir para o estudo da microestrutura e propriedades mecânicas do metal de solda C-Mn-Ni, busca-se estudar os efeitos da desoxidação no metal de solda através da utilização de eletrodos experimentais com variações sistemáticas do teor de magnésio no revestimento.

Deseja-se que o alcance dos conhecimentos adquiridos nesse estudo não se limite ao processo de eletrodos revestidos, mas se projete, com os ajustes necessários, a outros processos de soldagem que fazem uso de fluxos para desoxidação, a citar: arco submerso (SAW), eletrodo tubular (FCAW) e eletro-escória (ESW).

Pretende-se ainda com os resultados obtidos, complementar as observações já notadas utilizando o sistema C-Mn-Ni [7] e ampliar a discussão para futuras pesquisas, repassando-se conhecimentos que satisfaçam as prementes necessidades tecnológicas da Nação.

INFORMAÇÕES GENÉRICAS SOBRE OS ELETRODOS REVESTIDOS

2.1. Desenvolvimento dos Eletrodos Revestidos

Desde o advento dos eletrodos revestidos, na primeira década do século XX, para superar resultados insatisfatórios obtidos com um arame de aço nu (sem revestimento) como eletrodo consumível, tem-se registrado ao longo dos anos grande número de avanços tecnológicos e o reconhecimento de importantes fenômenos que ocorrem durante a fusão do eletrodo e a peça.

Somados a isso, a versatilidade, o baixo custo e a longevidade do equipamento sugerem que o uso do processo SMAW será permanente. A probabilidade do declínio do seu uso e extinção nos próximos dez ou quinze anos é muito baixa e mostra que o processo SMAW deverá se manter nos níveis atuais por longos anos [8].

Espera-se [7] que as pesquisas sobre os eletrodos revestidos, nas próximas décadas, consolidem-se no desenvolvimento da formulação de revestimentos para aplicações específicas, contando com a vantagem da fabricação em pequenos lotes.

Dados levantados pelo IIW, em 1989, mostram que, na área de soldagem, as pesquisas mundiais sobre consumíveis abarcam uma parcela considerável (figura 1).

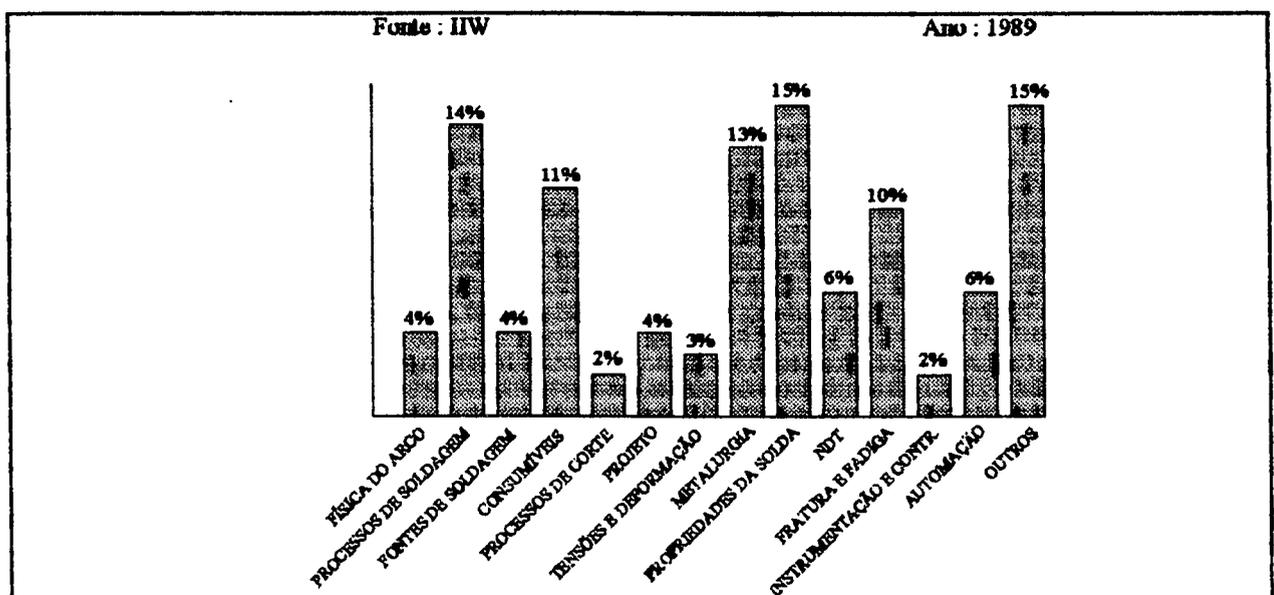


Figura 1 - Direcionamento de pesquisas na área de soldagem desenvolvidas no mundo [9].

A diversidade de fatores e variáveis que determinam a composição do revestimento é notável [1]:

- definição da composição química da solda;
- estabilização do arco;
- morfologia do cordão de solda;
- habilitação para a soldagem fora de posição;
- proteção gasosa e/ou por escória;
- desoxidação;

entre as características inerentes à modelagem do composto do revestimento. Além disso, a escória produzida pela decomposição do revestimento deve ter temperatura de fusão e densidade inferiores às do metal fundido, refinar o metal de solda e ser facilmente removível.

A interdependência dessas variáveis impõe ao desenvolvimento da formulação dos compostos do revestimento, menor flexibilidade quando se requer o controle da microestrutura e as propriedades mecânicas do metal de solda. Conforme previsões para o século XXI, a formulação do eletrodo deixará de ser fundamentada unicamente na experimentação clássica, para ser baseada em modelos químicos e físicos [10].

Como princípio básico no processo com eletrodos revestidos, a proteção da poça metálica contra a contaminação do ar é obtida pela decomposição do revestimento.

Atualmente a proteção do arco é dado por duas variantes:

- proteção gasosa;
- proteção por escória.

Na primeira variante, é dada por uma atmosfera gasosa que desloca o ar do arco e da poça de fusão, reduzindo sensivelmente a assimilação do nitrogênio e oxigênio no metal fundido. Em geral, a atmosfera gasosa é composta principalmente de CO_2 , CO , H_2 e H_2O (vapor d'água) e formada pela decomposição de materiais orgânicos e/ou carbonatos no arco. Exemplos são os eletrodos celulósicos e básicos. Além da proteção gasosa, alguns revestimentos oferecem uma proteção adicional ao se decompor mais lentamente do que a alma. Assim, formará na extremidade do eletrodo uma "muralha" protetora ao arco. Na segunda variante, a decomposição do revestimento pelo calor do arco gera uma quantidade apreciável de escória e um mínimo de gases, a citar os eletrodos rútilicos [1].

Para o futuro próximo, vislumbram-se novas formas de proteção do metal fundido:

- Zeolitas poderão ser usadas no revestimento do eletrodo. Proverá, então, uma fonte suplementar de proteção gasosa. Os gases seriam desprendidos do eletrodo durante a decomposição do revestimento, oferecendo maior potencial de ionização e aumentando a

temperatura do arco [10].

- Outro estudo que já ultrapassou os limites dos ensaios laboratoriais para o campo industrial, é a utilização de reações químicas exotérmicas no fluxo dos consumíveis de soldagem em SMAW e FCAW, proporcionando uma fonte de calor secundária [10]. Esses eletrodos ofereceriam maior penetração e seriam usados especialmente na soldagem de ligas de altas temperaturas de fusão e condutividade térmica, além de oferecerem melhor performance na soldagem sub-aquática [10].

- Há estudos que mostram a viabilidade da aplicação de metais terras raras ao revestimento de eletrodos revestidos, no sentido de reduzir os teores de hidrogênio e oxigênio no metal de solda [11]. Verifica-se, ainda, que a adição de ítrio ao metal de solda pode melhorar a tenacidade sem afetar as propriedades de resistência à tração à baixa temperatura [12].

Ainda no século XXI, deve-se melhorar a habilidade de prever as propriedades do metal de solda em função da composição química, parâmetros de soldagem e ciclo térmico [10, 13, 14]. Novas expressões baseadas em conceitos fundamentais substituirão as expressões existentes como o índice de basicidade e o carbono equivalente [10].

2.2. Alma do Eletrodo

O eletrodo revestido, para a soldagem de aços, é composto por um núcleo metálico em cuja superfície é adicionado, através de extrusão, um revestimento de composição e espessura definida. O núcleo metálico, ou simplesmente alma, tem a função de conduzir a corrente elétrica ao arco e fornecer metal de adição à junta.

A alma consiste de um arame trefilado de aço efervescente de baixo carbono com a seguinte composição química, conforme AWS A5.1-81 [15]:

carbono: 0,10% máx.

manganês: 0,45%

enxofre: 0,03%

fósforo: 0,02%

silício: 0,01%

Excepcionalmente, na soldagem de ligas especiais, faz-se a incorporação de elementos de liga à alma. O diâmetro nominal dos eletrodos, medido na alma metálica, fica na faixa de 2,0 a 6,0 mm; o comprimento é de 300, 350 e 450 mm. O fator de revestimento dado pela razão entre o diâmetro do revestimento (D) e o diâmetro da alma (d) situa-se na faixa de 1,4 a 2,2.

2.3. Constituição dos Revestimentos

A constituição do revestimento dos eletrodos depende não apenas de razões tecnológicas mas também das comerciais. Portanto, pela complexidade da tecnologia envolvida e também pelos interesses em restringir sua divulgação, os mecanismos envolvidos na seleção dos compostos dos consumíveis não são claramente expostos.

Em sentido amplo, os revestimentos constituem-se de misturas de compostos minerais ou orgânicos às quais são adicionados aglomerantes.

Conforme, o revestimento aplicado, classificam-se os eletrodos em quatro classes principais:

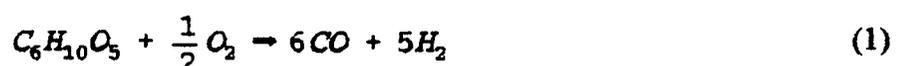
- ácidos;
- celulósicos;
- rútilicos;
- básicos.

Eletrodos ácidos. O revestimento é composto à base de óxidos de ferro e manganês juntamente com silicatos. Devido à característica intrínseca na formulação deste eletrodo - o alto teor de oxigênio no revestimento - a desoxidação do metal de solda é assegurada pela adição de altas percentagens de ferro-manganês e ferro-silício ao revestimento. A proteção do metal fundido contra a contaminação pelo ar é dada pela abundante escória (ácida) produzida, limitando então a aplicação desses eletrodos à soldagem na posição plana ou em filete horizontal. Por outro lado, a adição de óxido de ferro exige considerável energia durante a fusão do eletrodo. A energia extra necessária exerce a função de:

- elevar a temperatura do arco;
- aumentar a produtividade.

Os eletrodos ácidos permitiram aumentar a produtividade na soldagem com eletrodos revestidos, porém com o advento dos processos semi-automáticos, esses eletrodos desapareceram do mercado. De acordo com a norma AWS A5.1-81 [15], os eletrodos ácidos são classificados como E-XX20, E-XX22 e E-XX27.

Eletrodos celulósicos. A composição do revestimento caracteriza-se por conter grande quantidade de substâncias orgânicas combustíveis - 20% celulose - que, sob a ação do calor gerado no arco voltaico, queima-se segundo a reação química:



Os gases produzidos - monóxido de carbono e hidrogênio - representam em volume, 350 a 400 vezes o volume do revestimento não decomposto. Devido a esta decomposição de alta

entalpia, resulta um cordão de solda com grande penetração e elevada quantidade de salpicagem. Porém, esses gases são de difícil ionização. Se por um lado os gases gerados exercem uma eficiente proteção do ar atmosférico, por outro a natureza nociva do hidrogênio não permite o uso dos eletrodos celulósicos na soldagem de aços suscetíveis à trincas a frio.

Além disso, acrescenta-se razoável quantidade de ferro-manganês e ferro-silício a fim de:

- desoxidar o metal de solda;
- contrabalançar a elevada formação de MnO, causada pela adição dos silicatos líquidos (aglomerantes) absorvidos pela celulose.

Normalmente, esses eletrodos são restritos à soldagem em CC+, devido à baixa estabilidade de arco (E-XX10), a qual pode ser melhorada através da adição de compostos com baixo potencial de ionização - silicato/titanato de potássio -, permitindo também a soldagem em CA (E-XX11).

A norma AWS A5.1-81 [15] classifica os eletrodos celulósicos em E-XX10 e E-XX11.

Eletrodos rutilicos. O revestimento é caracterizado por um nível alto de óxido de titânio, obtido através da adição de areia de rutilo e pequenos teores de celulose e ferro-manganês, além de vários materiais silicosos como o fedspato e argila com silicatos [1]. Apresentam excelente estabilidade de arco em tensões relativamente baixas, pequena quantidade de respingos e bom aspecto superficial do cordão. A proteção gasosa do arco contém monóxido e dióxido de carbono, hidrogênio e nitrogênio. Adiciona-se material celulósico em teores até 15% para promover melhor proteção gasosa. A adição de pó de ferro possibilita a obtenção de altas produções (E-XX24). O silicato de potássio permite o uso de corrente alternada em baixas amperagens e tensão em vazio. Há previsões de uma queda de consumo dos eletrodos rutilicos com o avanço dos eletrodos básicos no mercado [8].

Eletrodos básicos. O revestimento é baseado essencialmente em fluorita e carbonato de cálcio, o qual se decompõe no arco para produzir a proteção gasosa de dióxido de carbono e uma escória básica de grande capacidade de dessulfurização da poça:



As características de arco dos eletrodos básicos são muito diferentes dos demais eletrodos. Três pontos são destacáveis [1]:

- transferência metálica em gotas de grande tamanho;
- importância da polaridade, devido à adição de fluoreto de cálcio;
- dificuldade na soldagem em corrente alternada.

Por não gerar hidrogênio durante a decomposição do revestimento, o metal de solda

apresenta níveis muito baixos de hidrogênio, capacitando esses eletrodos à soldagem de aços que apresentam suscetibilidade de trincas a frio. A escória possui caráter básico permitindo boa redução da poça e a eliminação de materiais não-metálicos como os sulfetos. Essas características, aliadas à sua menor tendência de oxidação durante a transferência no arco, tornam esse tipo de revestimento ideal para a soldagem de aços liga e ligas não-ferrosas. O revestimento é altamente higroscópico e, por isto, requer secagem dos eletrodos. Mediante a adição adequada de estabilizadores de arco, ambas correntes - CC+ e CA - podem ser utilizadas.

Além disso, os eletrodos básicos são os únicos que atendem à soldagem de aços que requerem alta resistência mecânica aliada à elevada tenacidade do metal de solda em baixas temperaturas. No futuro, exigências ainda maiores de tenacidade combinadas com a necessidade de metais de solda de alta resistência mecânica deverão aumentar a demanda de consumíveis de baixo hidrogênio e disputar uma faixa com os processos semi-automáticos [8].

A norma AWS A5.1-81 [15] classifica os eletrodos básicos em E-XX15, E-XX16 e E-XX18.

2.4. Funções da Composição Química do Revestimento

A compreensão clara das funções da composição química do revestimento deve passar obrigatoriamente pelo entendimento dos conflitos que ocorrem na formulação dos compostos dos revestimentos. Nas fases de formulação da composição do revestimento dos eletrodos devem ser observadas as seguintes questões:

(a) Ação metalúrgica:

- desoxidação;
- reação metal-escória;
- adição de elementos de liga.

(b) Ação de proteção:

- proteção por escória;
- proteção gasosa.

(c) Operacionalidade:

- ignição do arco;
- estabilização;
- penetração;
- re-ignição;
- ionização do gás;
- isolamento elétrico e térmico;

- direcionamento do arco;
- faixa de temperatura de fusão do revestimento;
- viscosidade da escória (fluidez);
- tensão interfacial metal-escória;
- destacabilidade da escória;
- minimização de respingos;
- geração mínima de fumos.

(c) Manufatura:

- fabricação da pasta a ser extrudada;
- homogeneização da composição química;
- extrudabilidade da pasta;
- adesão revestimento-alma;
- resistência do revestimento à trincas na secagem;
- resistência do revestimento ao transporte e armazenagem (ductilidade);
- concentricidade do arame no revestimento.

(d) Fatores econômicos:

- custo de fabricação;
- produção e rendimento.

A lista acima, talvez incompleta, ilustra e evidencia a diversidade de requisitos - fenômenos químicos, físicos e operacionais - que devem ser considerados na formulação dos compostos no revestimento dos eletrodos. É importante enfatizar que nas últimas décadas têm se dado maior atenção, durante a formulação do revestimento, para a relação entre a composição, microestrutura e propriedades mecânicas do metal de solda, deixando-se de lado aquela visão míope de analisar isoladamente um requisito dos demais. Os fenômenos envolvidos no processo de soldagem são complexos do que se imagina: a poça fundida permanece por aproximadamente 10 s e as temperaturas variam enormemente de ponto a ponto, alcançando temperaturas muito altas na ponta do eletrodo. Além do mais, caracterizar a influência de cada um dos constituintes é uma tarefa complexa, pois:

- possuem freqüentemente mais de uma finalidade com efeitos múltiplos e simultâneos sobre os demais constituintes;
- não somente a composição química do revestimento é importante, mas também deve ser controlado o estado físico na qual o constituinte mineral está presente no revestimento;
- a seleção dos compostos e a exata formulação de preparação do revestimento depende da disponibilidade de fornecimento das matérias-primas;

- é preciso manter a qualidade e produzir o eletrodo com o menor custo possível;
- o tamanho e a pureza dos constituintes podem afetar a performance do eletrodo;
- há poucas informações a respeito dos efeitos de formulações específicas. Cabe notar que os resultados de um determinado constituinte não são necessariamente aplicáveis a um revestimento comercial que contem diversos constituintes.

O revestimento não somente desempenha as funções básicas, mas também afeta a tensão do arco, a penetração e integridade da solda, o balanço de energia térmica entre o ânodo e o catodo entre outras. De maneira simplificada pode-se, no entanto, agrupar as finalidades principais dos constituintes conforme a tabela 1.

CONSTITUINTES	PGS	DEF	FES	CTV	ESA	AGL	MEX	COR	BAS	CTS
Materiais orgânicos	X	X					(X)			
Carbonato de cálcio (CaCO ₃)	(X)	X	X	X	(X)				(X)	
Óxido de cálcio (CaO)		X		X	X					X
Fluoreto de cálcio (CaF ₂)	X	X		(X)					(X)	
Rutila (TiO ₂)		X	(X)	X	(X)			X		X
Óxido de zircônio (ZrO ₂)					(X)					
Alumina (Al ₂ O ₃)			(X)	X	X					
Sílica (SiO ₂)		X	(X)	X	X					
Óxido de ferro (FeO ₃ , FeO)		X	(X)	X	X			X	(X)	X
Ferro-silício		X	X							
Ferro-manganês		X	X							
Carbonato de manganês (MnCO ₃)	X	X	X							
Dióxido de Manganês (MnO ₂)			(X)							X
Óxido de sódio (Na ₂ O)		X			X					
Silicato de sódio (Na ₂ SiO ₃)			(X)	X	X	(X)				X
Carbonato de potássio (K ₂ CO ₃)	X				X					X
Silicato de potássio (K ₂ SiO ₃)			(X)		(X)	(X)				
Feldspato			(X)	X						
Asbesto			(X)	X	X	X				
Talco		X	X	X			(X)			
Argila			(X)	X	X	X	X			
PGS - Proteção Gasosa DEF - Desoxidante e Fluxo FES - Formação de Escória CTV - Controle da Viscosidade da Escória ESA - Estabilização de Arco						AGL - Aglomerante MEX - Agente de Extrudabilidade COR - Coloração do Revestimento BAS - Controle da Basicidade CTS - Controle da Tensão Superficial				
(X) FUNÇÃO PRINCIPAL										

Tabela 1 - Funções dos constituintes no revestimento [1].

CLASSIFICAÇÃO DAS MICROESTRUTURAS DO METAL DE SOLDA

3.1. Relevância do Estudo Microestrutural

Nas últimas décadas, intensificou-se o controle sobre as propriedades mecânicas do metal de solda devido, principalmente, à aplicação crescente da solda em condições adversas - como o armazenamento de fluidos criogênicos. Isso fez com que se procurasse intensamente relacionar a microestrutura com as propriedades mecânicas. Na verdade, há uma circularidade de dados entre a desejada propriedade mecânica e a microestrutura correspondente que, por sua vez, é somente satisfeita pela compreensão e a otimização dos mecanismos que regem a formação dessa microestrutura (figura 2).

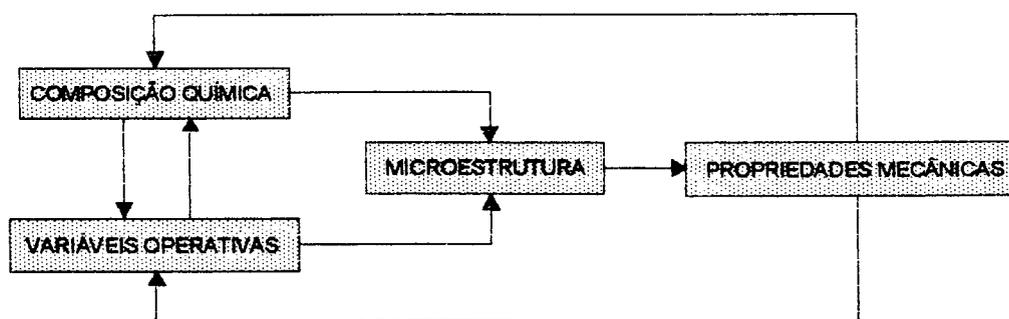


Figura 2 - Variáveis interdependentes na soldagem [7].

Com o objetivo de melhor conhecer a relação entre a microestrutura e as propriedades mecânicas, numerosos esforços foram realizados para sistematizar os conhecimentos continuamente obtidos. Dignos de menção, pelo pioneirismo, são os estudos sistemáticos realizados por Evans para aprofundar o conhecimento sobre os eletrodos básicos com pó de ferro no revestimento (AWS E7018). Em contrapartida, devido ao cunho tecnológico dessas pesquisas, houve um grande interesse do setor industrial em financiá-las. Em 1980, na Conarco - Argentina, inicia-se uma série de trabalhos visando ampliar esses conhecimentos, com relação ao efeito da temperatura de alívio de tensões, tratamento térmico posterior para o eletrodo AWS E8018-C2, tipo de corrente para o eletrodo AWS E7018-1 e o teor de oxigênio para o eletrodo AWS E7016-C2L sobre a microestrutura e as propriedades mecânicas do metal de solda. Em resumo, esses

estudos mais uma vez constatam que as propriedades de impacto em metais de solda C-Mn e baixa liga são profundamente afetadas pela microestrutura.

Mas, há um longo caminho a percorrer para caracterizar microestruturalmente um metal de solda. Um fator crucial é a unificação dos pontos de vista sobre a estrutura metalográfica do metal de solda. Isso tem sido difícil, principalmente, quando se verifica que vários pesquisadores apresentam suas próprias interpretações não sempre coincidentes entre si. Essa discussão é ainda agravada pelas controvérsias existentes na escolha da terminologia mais apropriada para a identificação dos diversos constituintes da solda. A urgência de uma terminologia unificada se explica por que:

- é imprescindível uma metodologia comum que permita identificar os microconstituintes de forma clara e concisa;
- é fundamental uma análise comparativa dos resultados obtidos por diferentes pesquisadores.

As primeiras proposições para classificar e denominar as microestruturas de metais de solda C-Mn e baixa-liga foram baseadas nos critérios usados para classificar as formas de ferrita encontradas nas transformações isotérmicas. Porém esses critérios, quando aplicados a metais de solda (onde as transformações são resultantes de processos de resfriamento contínuo), resultou em uma classificação insatisfatória pela considerável ambigüidade morfológica dos tipos de ferrita formados. Por outro lado, devido ao fato das microestruturas do metal de solda serem fortemente dependentes não apenas da sua composição química, mas também das condições de soldagem, estes critérios não permitiram uma quantificação correta das microestruturas existentes. No entanto, as técnicas de contagem das microestruturas pela microscopia ótica foram mantidas nos estudos de caracterização do metal de solda; estas foram consideradas apropriadas assim como a contagem das intersecções lineares para caracterizar o tamanho do grão das regiões colunares e recristalizadas.

Widgery [16], num trabalho pioneiro para criar uma terminologia dos microconstituintes de metal de solda, propôs uma classificação em quatro categorias: ferrita pró-eutetóide, constituinte lamelar, ferrita acicular e outros constituintes (carbonetos, martensita e inclusões). Esta terminologia foi adotada pelo "The Welding Institute" mas apresentou falhas na interpretação de alguns constituintes, pois necessitava recorrer ao microscópio eletrônico para dirimir dúvidas. No sentido de aperfeiçoá-la, Abson e Dolby [17] fizeram uma avaliação da adequação desta terminologia, propondo modificações que, no entanto, propiciavam dificuldades semelhantes. Uma versão posterior foi apresentada e originou a atualmente adotada pelo IIW [18], onde se destacam as seguintes divisões:

(a) Ferrita Primária - FP

É subdividida em dois constituintes que podem ser quantificados separadamente se a distinção permitir.

(a1) Ferrita de Contorno de Grão - FP(G)

É o constituinte de fácil identificação no metal de solda, pelo seu aspecto claro e liso. Apresenta-se numa morfologia de veios, delineando o contorno de grão colunar da austenita primária.

(a2) Ferrita Poligonal - FP(P)

Grãos de ferrita, normalmente poligonais, no interior dos grãos austeníticos primários. Devem ser maiores que cerca de três vezes o tamanho médio dos grãos próximos de ferrita acicular.

(b) Ferrita com Segunda Fase - FS

Pode ser subdividida em duas formas.

(b1) Ferrita com Segunda Fase Alinhada - FS(A)

Duas ou mais ripas de ferrita paralelas. Quando existir somente duas ripas, deve-se classificar como ferrita com segunda fase alinhada somente se seu coeficiente de forma, ou seja, a razão entre o comprimento e a largura, for maior que 4:1. Caso isto não se verifique, o constituinte deverá ser classificado como ferrita acicular ou ferrita poligonal.

(b2) Ferrita com Segunda Fase não-Alinhada - FS(NA)

Ripas de ferrita sem ordenamento ou isoladas com coeficiente de forma maior que 4:1.

(c) Ferrita Acicular - FA

Constituinte intragranular de grão fino, com uma morfologia de grãos emaranhados, separados por contornos de alto ângulo e com coeficiente de forma variando de 3:1 a 5:1.

(d) Agregados Ferrita-Carbonetos - FC

Estrutura fina de ferrita e carbonetos formada fora dos contornos de grão da austenita. Apresenta uma estrutura interna cuja resolução fica abaixo da obtida por microscopia ótica, formando áreas escurecidas.

(e) Martensita - M

Colônia de martensita maiores que as ripas de ferrita dentro dos grãos austeníticos primários. Colônias menores devem ser tratadas como microfases. Esses constituintes normalmente não são detectáveis ao microscópio ótico.

A figura 3 mostra os principais microconstituintes do metal de solda C-Mn e baixa liga.

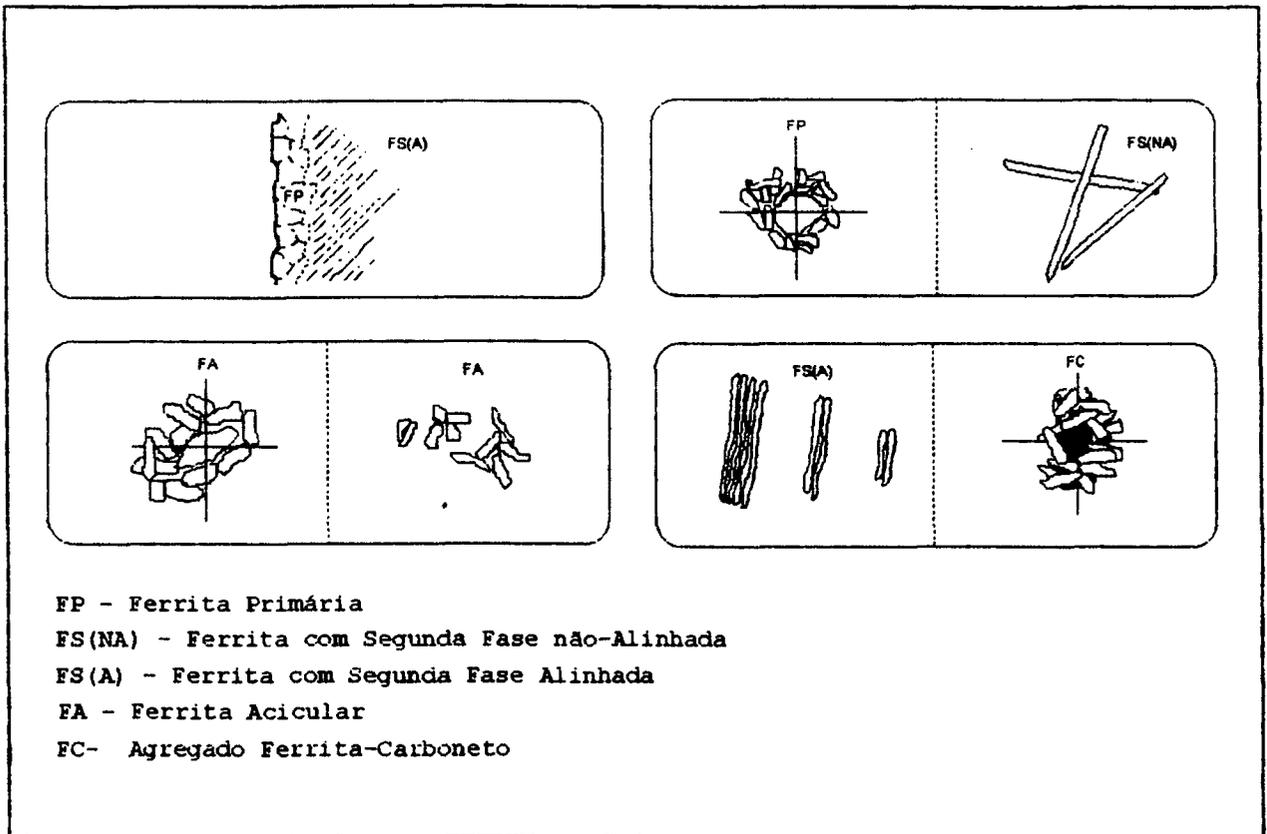


Figura 3 - Representação esquemática dos constituintes microestruturais [19].

A metodologia de classificação das microestruturas deve reduzir ao mínimo os equívocos de interpretação e, por conseguinte, dispensar o operador metalográfico de conhecimentos avançados sobre as transformações no estado sólido de metais de solda. Logicamente, todos os constituintes são de carácter tridimensional e podem tomar diferentes aspectos segundo seu plano de secção. Assim, todo esquema de classificação deve contemplar esta circunstância, pois certas estruturas de aparências similares podem ser agrupadas numa mesma categoria apesar de terem diferenças em detalhes microestruturais. Estes detalhes somente poderiam ser revelados mediante o microscópio eletrônico. Acrescenta-se ainda alguns aspectos relevantes:

- a metodologia deve permitir que a quantificação seja confiável para metais de solda depositados por diferentes processos de soldagem;
- a quantificação deve ser objetiva e simples de ser usada tanto pelos meios acadêmicos como setores industriais;
- os constituintes devem ser facilmente identificados sem que o operador metalográfico necessite recorrer a informações adicionais;
- a ampliação da micrografia deve ter o compromisso entre um valor máximo que permita obter uma adequada resolução dos constituintes e um valor suficientemente baixo que facilite o

reconhecimento do microconstituente com uma maior representatividade dessa micrografia. Normalmente, para a maior parte dos propósitos, tem-se sugerido um aumento de 500X.

- a terminologia deve apoiar-se em termos da metalurgia física e na relação tenacidade/microestrutura;

- a orientação da secção metalográfica com respeito à solda é importante. Normalmente, são transversais ao eixo longitudinal do metal depositado.

- a localização e o número de micrografias são importantes à metodologia ao lhe oferecer maior confiabilidade dos resultados.

A tabela 2 mostra uma revisão e a evolução da terminologia microestrutural para metais de solda C-Mn e baixa-liga.

Fundamentalmente, as terminologias propostas na tabela 2 são alicerçadas em dois pontos de vista. Primeiro, sob a teoria clássica da termodinâmica e cinética das reações de transformações de fase, para classificar os constituintes por meio do microscópio eletrônico. Já no segundo ponto de vista há uma forte preocupação com a praticidade de quantificação dos constituintes, por isso fundamentada somente nos recursos da microscopia ótica para identificá-los.

Cabe observar que, algumas terminologias apresentam incongruências quando se consideram as temperaturas de formação dos microconstituintes, ou seja, microestruturas com diferentes temperaturas de transformação são enquadradas numa mesma categoria. Exemplo notável se observa com Pope [20], que faz o enquadramento dos constituintes - ferrita de Widmanstätten e bainita superior como constituintes lamelares, além de considerar também a perlita e a bainita inferior como agregados ferrita-carbonetos, o que neste caso deve-se à limitação do microscópio ótico. Pope ressalta, porém, que em metais de solda de baixo carbono, estes constituintes se apresentam em pequenas quantidades e podem não ter influência na tenacidade, não descartando a hipótese da utilização do microscópio eletrônico para desfazer dúvidas sobre a relação microestrutura/tenacidade.

Alé et al. [28] acreditam que se aquelas terminologias que não se enquadram à do IIW - Abson e Dolby [17], Ferrante e Gamba [22] e Pope et al. [20] - fossem atualmente revisadas, evoluiriam para a proposta do IIW, por terem sido todas baseadas em microscopia ótica. E as terminologias que, apesar de recentes, são discordantes do IIW, são explicadas pelo fato de terem sido fundamentadas na classificação dos constituintes em termos das suas temperaturas de transformação e não apenas em função das suas morfologias. Neste quadro encaixam-se as terminologias de Hoekstra [24], Harrison [25], Bhadeshia [26] e Svensson [27] que, por sinal, são metalurgistas físicos.

Cabe notar aqui, a importância e a praticidade na adoção da terminologia proposta pelo IIW

para classificação das microestruturas em metais de solda C-Mn e baixa-liga. Alguns aspectos evidenciam esses pontos, a saber:

■ Identificação dos constituintes. Como meio e técnica de identificação dos constituintes adota-se a microscopia ótica. Assim, os critérios de identificação são a forma, distribuição, tamanho e coloração das fases presentes.

■ Utilização da microscopia ótica. Ao fazer referência somente ao uso da microscopia ótica, o IIW pretende dar uma maior abrangência de uso dessa prática de classificação. Deve-se observar que, o IIW não descarta o uso do microscópio eletrônico. Em possíveis incoerências na relação microestrutura/tenacidade, o microscópio eletrônico de varredura é um recurso vantajoso.

■ Confrontação com a terminologia clássica. Do ponto de vista científico, a terminologia clássica baseada na termodinâmica e cinética das reações de transformações de fase é mais detalhista do que a do IIW, porém se torna inconveniente como recurso prático.

■ Caracterização dos constituintes. Baseado apenas na microscopia ótica, caracterizar separadamente a ferrita de Widmanstätten da bainita superior é impossível, motivo este que o IIW agrupa-os como ferrita de segunda fase alinhada.

Porém, sem menosprezar os aspectos positivos da adoção da terminologia do IIW [18], há uma crítica contundente a esta terminologia quando insinua uma distinção ótica para os agregados ferrita-carbonetos e martensita. Alguns pesquisadores [20, 28] recorrem a favor dessa classificação do IIW, afirmando que estes constituintes são presentes em pequenos teores no metal de solda C-Mn e baixa liga. e, portanto, não interferem na tenacidade. Na prática, devido às dificuldades envolvidas na determinação precisa do teor de microfases, este não é quantificado separadamente, mas implícito nos teores de ferrita com segunda fase e ferrita acicular, principalmente.

Inerentes às técnicas de contagem de pontos, pode-se identificar algumas causas de erros na quantificação dos constituintes:

- Incorreta seleção de uma região ou secção. É importante que seja representativa das microestruturas existentes no metal de solda.

- Incorreta preparação metalográfica do corpo de prova. Em particular, um inadequado reativo de ataque pode produzir uma revelação imprópria de um ou mais constituintes.

- Dificuldades em quantificar os constituintes. A microestrutura colunar do metal depositado pode ser facilmente quantificada quando um microconstituente é majoritário. A precisão da quantificação diminui quando o microconstituente é minoritário. Isso implica dizer que, quanto maior o número de constituintes a quantificar, menor será a precisão.

- Erros estatísticos. Esses erros são reduzidos quando se aumenta o número de pontos

utilizados na contagem. Sugere-se que, para a maioria dos propósitos, 1000 pontos são suficientes. Neste caso, o erro absoluto se situa entre 1 e 2%.

CONSTITUENTE	IRM [18]	WIDGERY [16]	ABSON [17]	POPE [20]	COCHRANE [21]	AUTORES JAPONÊSES [1b d]	FERRANTE [22]	KENNY [23]	HOEKSTRA [24]	HARRISON [25]	BHADESHIA [26]	SVENSSON [27]
FERRITA	FERRITA PRIMÁRIA	FERRITA	FERRITA DE CONTORNO DE GRÃO	FERRITA	FERRITA	FERRITA DE CONTORNO DE GRÃO	FERRITA	FERRITA VERDADEIRA DE CONTORNO DE GRÃO	FERRITA DE CONTORNO DE GRÃO	FERRITA POLIGONAL	FERRITA ALOTRIOMÓRFICA	FERRITA
PRÓ-EUTETÓIDE		PRÓ-EUTETÓIDE	FERRITA POLIGONAL	PRÓ-EUTETÓIDE	ALOTRIOMÓRFICA	FERRITA PRÓ-EUTETÓIDE	PRÓ-EUTETÓIDE				FERRITA IDIOMÓRFICA	ALOTRIOMÓRFICA
FERRITA ACICULAR	FERRITA ACICULAR	FERRITA ACICULAR	FERRITA ACICULAR	FERRITA ACICULAR	FERRITA ACICULAR	FERRITA ACICULAR	FERRITA ACICULAR	FERRITA INTRAGRANULAR	FERRITA ACICULAR	FERRITA ACICULAR	FERRITA ACICULAR	FERRITA ACICULAR
FERRITA DE WIDMANSTÄTTEN	FERRITA COM SEGUNDA FASE ALINHADA			CONSTITUINTE LAMELAR	FERRITA DE PLACAS LATERAIS	FERRITA DE PLACAS LATERAIS	FERRITA DE WIDMANSTÄTTEN	FERRITA DE PLACAS LATERAIS	FERRITA DE PLACAS LATERAIS	FERRITA DE PLACAS LATERAIS	FERRITA DE WIDMANSTÄTTEN	FERRITA DE WIDMANSTÄTTEN
BAINITA SUPERIOR		CONSTITUINTE LAMELAR		AGREGADO FERRITA CARBONETO	BAINITA	FERRITA EM RIPAS	FERRITA EM RIPAS			FERRITA EM RIPAS	BAINITA SUPERIOR	
BAINITA INFERIOR				CONSTITUINTE LAMELAR								
BAINITA GRANULAR	FERRITA COM SEGUNDA FASE NÃO ALINHADA			CONSTITUINTE LAMELAR		FERRITA GRANULAR						
PERLITA	AGREGADO FERRITA CARBONETO	OUTROS	AGREGADO FERRITA CARBONETO	AGREGADO FERRITA CARBONETO	PERLITA	CONSTITUINTE				PERLITA		
MARTENSITA	MARTENSITA		MARTENSITA		MARTENSITA	A - M				MARTENSITA	MARTENSITA	MARTENSITA
CRONOLOGIA	1998	1976	1980	1981	1983		1984	1985	1986	1987	1989	1990

Tabela 2 - Revisão comparativa das terminologias microestruturais para metais de solda C-Mn e baixa liga. Adaptado de [24].

3.2. Microestruturas

A microestrutura no metal de solda pode ser subdividida em primária, secundária e terciária. A figura 4 mostra a localização dessas microestruturas numa solda de múltiplos passes.

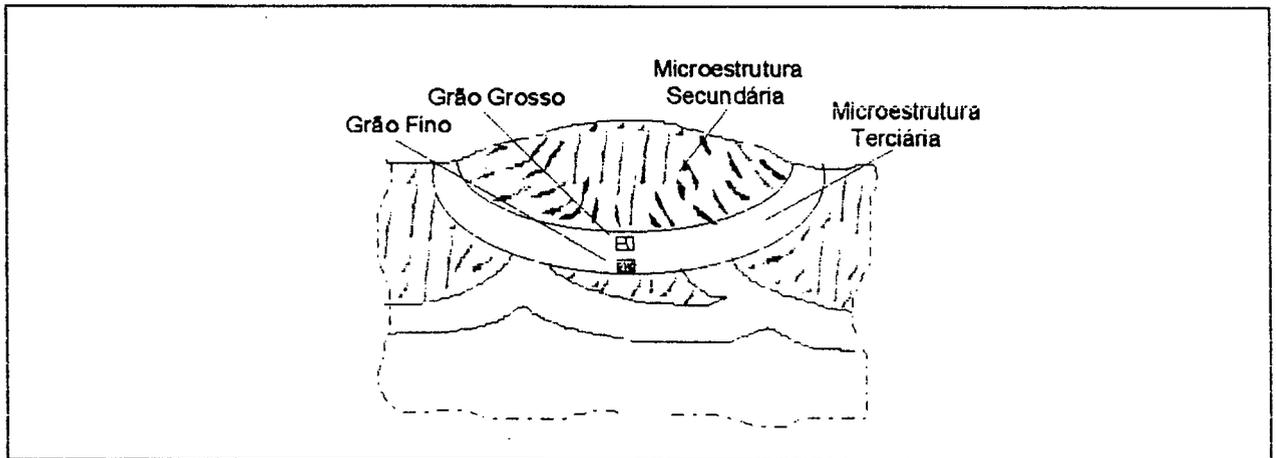


Figura 4 - Localização das regiões microestruturais numa solda multipasse.

Microestrutura Primária

Desenvolve-se durante a solidificação e usualmente resulta numa estrutura de grãos colunares. Algumas vezes pode ser observada, no interior desses grãos, uma subestrutura dendrítica acompanhada da segregação de elementos químicos.

Em metais de solda C-Mn e baixa-liga, a solidificação se inicia normalmente pela formação da ferrita δ , seguida da austenita. A estrutura austenítica é usualmente denominada de microestrutura primária, a qual é mantida durante o resfriamento até o início da transição γ - α .

Microestrutura Secundária

A microestrutura secundária se desenvolve durante a transformação γ - α . Dependendo da composição química e das variáveis operativas, formam-se diversos microconstituintes. É sobre a microestrutura secundária que se estuda a relação microestrutura e propriedades mecânicas, sob um método de metalografia quantitativa e uma terminologia padronizada.

Microestrutura Terciária

A microestrutura terciária é formada pela recristalização parcial da região de microestrutura secundária, pela deposição dos subseqüentes passes de solda. A microestrutura terciária não aparece em uma soldagem de único passe. O estudo dos microconstituintes convencionalmente estudados (FA, FP e FS) não contempla, totalmente, a relação microestrutura e propriedades mecânicas numa solda multipasse, haja vista a importância das regiões recristalizadas para a

resistência ao impacto. Na microestrutura terciária podem ser distinguidas duas regiões, resultantes da permanência em distintas temperaturas de austenitização:

- a região de grão grosso;
- a região de grão fino.

Uma morfologia equiaxial dos grãos da região recristalizada é comumente encontrada em metais de solda C-Mn; dificilmente em metais de solda baixa-liga, devido à influência dos elementos de liga [29].

3.2.1. Ferrita Primária

Esta é uma denominação atualmente de aceitação universal. Conforme mostra a evolução das terminologias [13, 28], a antiga designação de ferrita pró-eutetóide já está ultrapassada. Subdivide-se em dois microconstituintes, segundo o IIW:

- ferrita de contorno de grão - FP(G);
- ferrita poligonal - FP(P).

Formam-se acima da temperatura eutetóide Ae_1 .

Ferrita de Contorno de Grão - FP(G)

Tradicionalmente denominada de ferrita pró-eutetóide. No entanto, atualmente, muitos metalurgistas físicos preferem classificá-la de ferrita alotriomórfica. Bhadeshia [13], por exemplo, segue esta última nomenclatura alegando a necessidade de distingui-la da ferrita de Widmanstätten já que, se a terminologia for baseada nas temperaturas de transformações de fase, a designação de ferrita de contorno de grão não faz a distinção entre a ferrita de Widmanstätten e a ferrita alotriomórfica, pois ambas se formam acima da temperatura eutetóide e nos contornos dos grãos austeníticos. Essa linha de pensamento é ratificada por Hoekstra [24]. Neste trabalho será mantida a terminologia adotada pelo IIW.

A FP(G) é a primeira fase a se formar no resfriamento abaixo da temperatura Ae_1 e se nucleia heterogeneamente nos contornos dos grãos austeníticos colunares, os quais são típicos do metal de solda. Nesses contornos, rapidamente se formam contínuas camadas de ferrita com a nucleação de novos grãos na interface γ - α . A figura 5 mostra uma representação esquemática da formação e desenvolvimento da ferrita de contorno de grão. Na transformação subsequente, com o aumento do grau de subresfriamento, a redistribuição de carbono se torna insuficiente para manter o modo planar de crescimento. É proposto que o espessamento se dá através do mecanismo de degraus ("ledge mechanism"), o qual consiste do movimento lateral de pequenos degraus ao longo da interface γ - α de menor energia [13] (figura 6).

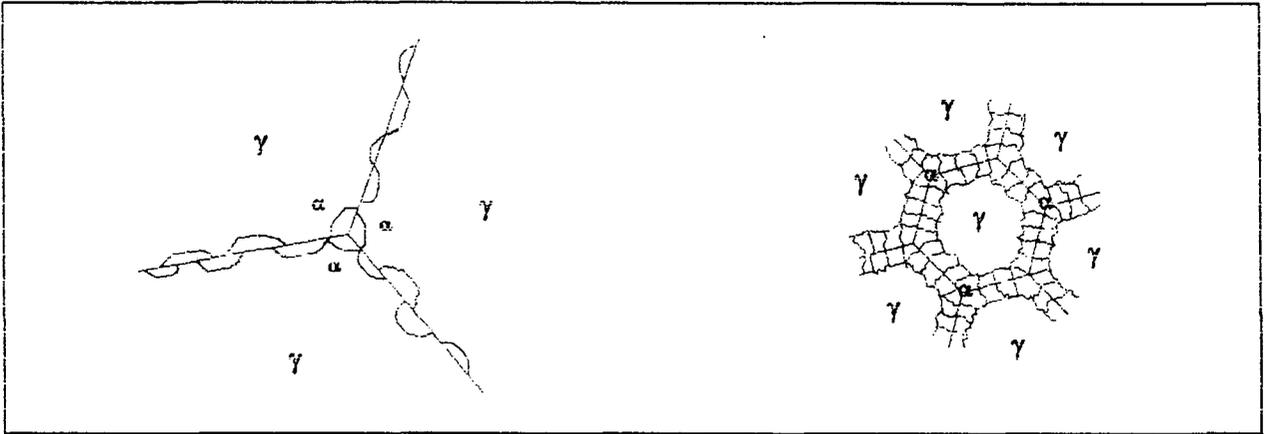


Figura 5 - Nucleação e crescimento da ferrita de contorno de grão [30].

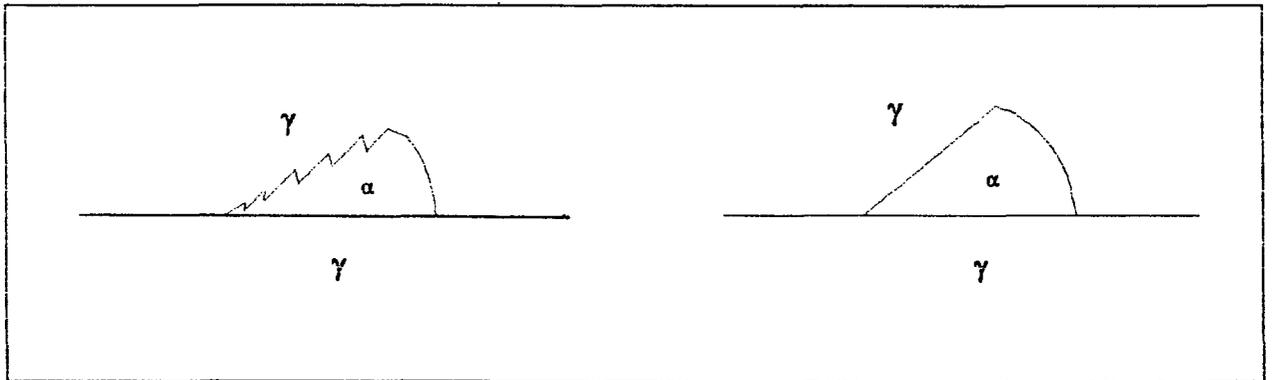


Figura 6 - Representação esquemática do crescimento da ferrita de contorno de grão pelo mecanismo de degraus [30].

Possivelmente, a quantidade da ferrita de contorno de grão controla o desenvolvimento posterior da microestrutura no resfriamento subsequente. Uma alta fração volumétrica limita o teor de austenita remanescente para a decomposição. Esta fração depende da taxa de crescimento da ferrita e do tamanho do grão austenítico primário.

Em relação às propriedades mecânicas, aceita-se geralmente que a presença de quantidades substanciais de ferrita de contorno de grão conduza a baixa tenacidade em metais de solda de aço baixa-liga, devido à largura relativamente grande da FP(G) que confere pequena resistência à propagação de trincas por clivagem [24, 31]. Por outro lado, Bhadeshia [26] revela uma face importante da presença da ferrita de contorno de grão na microestrutura do metal de solda. A formação desse microconstituente, nos contornos originais da austenita, remove os sítios contínuos de segregação de impurezas que porventura tenha se formado nesses contornos durante a solidificação. Bhadeshia nota que isto pode explicar por que em algumas soldas que tenham elevados teores de ferrita acicular mas com pouca ou nenhuma FP(G), foram observadas fraturas

dúcteis nos contornos dos grãos austeníticos. Esse fato sugere, portanto, que a FP(G) deve estar presente no metal de solda, especialmente se esta solda contém teores relativamente altos de impurezas [26]. Essas observações são recentes nos trabalhos que tratam da maximização da tenacidade no metal de solda.

Ferrita Poligonal

É classificada pelos metalurgistas físicos de ferrita idiomórfica.

Apresenta-se numa morfologia grosseiramente equiaxial e se forma no interior do grão da austenita quase exclusivamente por nucleação heterogênea. Embora o termo idiomorfo signifique que os contornos do constituinte apresentem uma equiaxialidade regular, são observados na FP(P) contornos curvilíneos irregulares [30].

Assim como a ferrita de contorno de grão, a ferrita poligonal se forma pelo mecanismo de transformação difusional. Seu teor em metais de solda C-Mn é, geralmente, muito reduzido ou desprezível [30], o que justifica a escassa literatura a seu respeito.

3.2.2. Ferrita com Segunda Fase

Após a formação da ferrita primária, surgem outros tipos de ferrita que se caracterizam por estarem associadas a outras fases. A ferrita com segunda fase engloba os produtos de transformação de fases intermediárias. São subdivididas em:

- ferritas com segunda fase alinhada - FS(Λ).
 - . ferrita de Widmanstätten;
 - . bainita inferior;
 - . bainita superior.
- ferrita com segunda fase não-alinhada - FS(NA).

Como se trata de produto de transformação intermediária, a fusão dos conceitos de formação desses constituintes no termo "ferrita com segunda fase" é motivo para gerar controvérsias. Percebe-se isso claramente ao se defrontar com a diversidade de nomenclaturas, baseadas em princípios próprios, propostas por diferentes autores. Essas nomenclaturas estão esquematicamente organizadas na tabela 2.

Conforme discutido anteriormente, a nível de microscopia ótica é correto e cômodo classificar esses microconstituintes em ferrita com segunda fase. Considerando o aspecto da tenacidade e da morfologia similar, o IIW age corretamente ao fazer a fusão da bainita superior com a ferrita de placas laterais, classificando-as como ferrita com segunda fase alinhada [21, 32]. Ressalva-se, porém, o caso da bainita inferior, que apesar da morfologia semelhante à bainita superior, a nível da microscopia ótica, não possui tenacidade similar [28]. A transição da bainita

superior para a bainita inferior está associada ao ponto onde a rejeição do carbono da bainita supersaturada - bainita superior - torna-se lenta comparada à precipitação do carbono sob a forma de carbonetos na ferrita [26].

O mecanismo de formação da ferrita de Widmanstätten é discutido por duas correntes de pensamento. A primeira considera a transformação de caráter difusional, enquanto a segunda corrente afirma ser de caráter de deslocamento ("displacive") [30]. A transformação por deslocamento não é controlada por difusão. A ferrita de Widmanstätten pode se formar diretamente a partir do contorno de grão da austenita, quando este é de baixo ângulo, ou, mais comumente, a partir da interface da ferrita de contorno de grão. Também pode se formar intergranularmente nucleada em inclusões não-metálicas, favorecida pelo abaixamento da temperatura de transformação e por baixos teores de carbono nos aços [30].

A ferrita de Widmanstätten embora se assemelhe morfológicamente com a bainita superior, apresenta diferenças na estrutura cristalográfica e na subestrutura (figura 7).

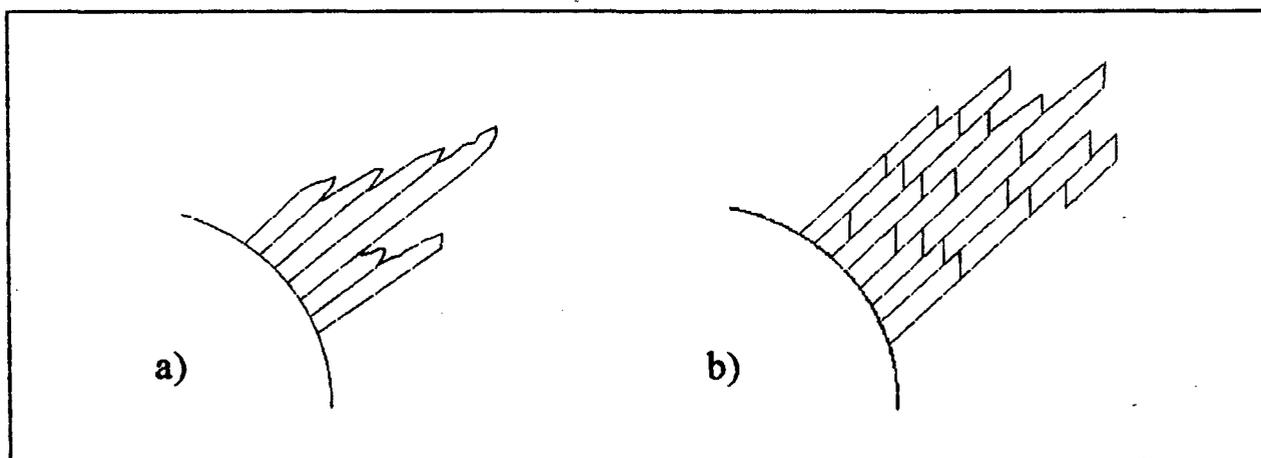


Figura 7 - Representação esquemática da morfologia da a) ferrita de Widmanstätten e da b) bainita superior [30].

Uma característica importante para identificação da ferrita de Widmanstätten é a ausência de carbonetos precipitados entre suas placas. Porém, é possível que durante o seu crescimento, alguma austenita retida fique entre as placas, conferindo à ferrita de Widmanstätten semelhança com a bainita superior e gerando maior dificuldade para distingui-las [30].

Com respeito às propriedades mecânicas, a formação da ferrita com segunda fase reduz a tenacidade do metal de solda, especialmente, quando filmes contínuos de carbonetos estão presentes entre as placas dessa ferrita.

Sob o aspecto da microestrutura, verifica-se que a formação da ferrita com segunda fase é uma barreira física à formação da FA; com isso associa os efeitos negativos da sua baixa tenacidade com a redução dos teores de FA, na região colunar do metal de solda [13].

3.2.3. Ferrita Acicular

É uma denominação de ampla aceitação. As razões são:

- a ferrita acicular se forma numa faixa de temperatura definida, é sempre intragranular e com aspecto de grãos tipicamente emaranhados;
- há grande interesse no seu estudo, notadamente quando se relaciona com a tenacidade;
- esta denominação é utilizada tanto em trabalhos da metalurgia física convencional como da área da metalurgia de soldagem.

Apesar disso, encontram-se autores que a subdividem. Por exemplo, Ferrante [22] e Harrison [25, 33], referem-se a uma "ferrita acicular grosseira" caracterizada por uma fase intragranular formada a menores taxas de resfriamento que a ferrita acicular e de maior tamanho de grão. Porém, não tecem comentários sobre possíveis diferenças nas propriedades mecânicas em relação à ferrita acicular clássica. Outro termo que aparece é a "ferrita acicular inferior", dado por Sugden e Bhadeshia [34] nos estudos em aços com alto teor de carbono (0,32 %C; 0,48 %Si; 1,65 %Mn; 0,03 %Cr e 0,02 %Ni).

A morfologia da ferrita acicular consiste de grãos não-alinhados de ferrita que se formam na faixa de temperatura de 650 °C a 500 °C, no interior dos grãos austeníticos primários. O termo *acicular* significa formato de agulha, mas é reconhecido que a ferrita acicular se apresenta, em três dimensões, com a morfologia de finas placas lenticulares, também declarada como bastonetes [26]. O tamanho individual dos grãos não apresenta um valor típico: estipula-se entre 1-3 µm com uma razão comprimento/largura na faixa de 2:1 a 4:1 [5]. Hoekstra et al. [24] afirmam que são grãos de 0,5 a 5,0 µm e razão na faixa de 3:1 a 5:1, enquanto Ricks et al. [35] afirmam que a razão está na faixa de 3:1 a 5:1. As razões dessas disparidades podem ser creditadas a quatro fatores:

- tamanho do grão da austenita primária;
- composição química da matriz;
- tamanho, tipo e distribuição das inclusões não-metálicas;
- taxa de resfriamento.

A interação entre esses fatores é complexa. Grong e Kluken [3] afirmam que os principais são a barreira mecânica oferecida pelos grãos vizinhos e, principalmente, o espaçamento médio entre as inclusões. As variações na concentração e tamanho das inclusões não-metálicas podem

afetar fortemente as condições de nucleação intergranular da ferrita acicular [36, 37]. No entanto, Farrar e Harrison [31] acreditam que o papel desempenhado pelas inclusões é secundário em relação aos efeitos da composição química e da taxa de resfriamento na nucleação da ferrita acicular. E, acrescentam que para otimizar a microestrutura, o metal de solda deve ter um tamanho ideal de grão austenítico e um número ótimo de inclusões. Se há poucas inclusões, os grãos austeníticos serão grandes, mas também será insuficiente para promover a nucleação da ferrita acicular, resultando numa estrutura com teores altos de ferrita com segunda fase. Por outro lado, grandes populações de inclusões pequenas, produzirão reduzidos tamanhos de grãos austeníticos, permitindo que a ferrita primária prevaleça na transformação γ - α sobre a nucleação e crescimento da ferrita acicular.

Em vista da importância da ferrita acicular na tenacidade do metal de solda, a sua formação será discutida de forma mais pormenorizada neste trabalho.

O mecanismo de nucleação da ferrita acicular não é bem conhecido, mas aparentemente há uma interação complexa com as inclusões [38]. Basicamente há cinco mecanismos propostos para explicar a nucleação da ferrita acicular [31, 33, 39] resumida em:

- nucleação em inclusões que atuam como substrato inerte, seguida de nucleação solidária;
- nucleação em inclusões que apresentam relações cristalográficas com a ferrita [31];
- nucleação na vizinhança de inclusões, provenientes de uma heterogeneidade química localizada na matriz do aço;
- nucleação na vizinhança de inclusões, proveniente da deformação da matriz ou, de arranjos de discordâncias causadas pela diferença na contração térmica entre a matriz e as inclusões; e
- nucleação na interface matriz/inclusão devido a reações químicas [26, 39].

Devido à complexidade na formação das inclusões e à dificuldade em conduzir experimentos controlados em soldas, não há uma perfeita compreensão sobre a atuação da inclusão na nucleação dos microconstituintes no metal de solda. Sobre o mecanismo proposto de nucleação da FA a partir de um substrato inerte, ressalta-se que a nucleação da ferrita acicular pode ocorrer também oriunda da ferrita de contorno de grão ou da ferrita de Widmanstätten, mas em vista do tamanho grande de grão austenítico do metal de solda, a nucleação intragranular em inclusões deve representar o estágio inicial da formação desse constituinte [30]. Vários pesquisadores [26, 40] se mostram céticos à idéia de que as inclusões possam ter relações cristalográficas preferenciais com a ferrita acicular serem efetivas na sua nucleação [40] e com a suposição de que possa existir uma relação de orientação reproduzível entre as inclusões e os grãos de FA. Os experimentos demonstram que esta hipótese não é factível. Na verdade, as

inclusões são orientadas randomicamente no espaço, o que implica necessariamente numa orientação ferrita acicular/inclusão randômica. Noutra sentença, verifica-se que o metal de solda é submetido a dois modos de tensões [41]. Primeiro, quando o movimento do metal base é restrito, o ciclo térmico desenvolve tensões térmicas. Segundo, devido às diferenças dos coeficientes de contração térmica entre a austenita e as inclusões, surgem tensões térmicas adjacentes às inclusões do metal de solda. Estas últimas tensões, ao reduzirem a energia de deformação para o crescimento do embrião, podem explicar por que certos tipos de inclusões são mais favoráveis à nucleação da ferrita acicular do que outras [3, 31]. Porém, uma diferença grande entre os coeficientes de expansão térmica da inclusão e da matriz não é uma garantia suficiente para ocorrer a nucleação, haja vista que para se obter um alto teor desse microconstituente se requer também uma distribuição otimizada de óxidos no metal de solda [5], além que a magnitude dessas tensões localizadas dependem da diferença do coeficiente de expansão térmica e do grau de subresfriamento [41]. Por outro lado, alguns pesquisadores refutam a idéia de que haja nucleação de FA pela possível alteração da composição química na vizinhança das inclusões, haja vista não terem encontrado evidências que confirmem essa variação na composição química [42, 43]. Mas, Farrar e Harrison [31] sugerem a possibilidade da ocorrência dessa variação localizada da composição química que será dependente do tipo e tamanho da inclusão e afirmam que se este mecanismo é operativo poderá ter um efeito significativo na temperabilidade localizada e no comportamento da transformação do metal de solda.

Competindo com a ação dos mecanismos de nucleação dos microconstituintes no metal de solda, há uma influência da presença física desses constituintes. As variações individuais de ferrita de segunda fase e ferrita acicular podem ser compreendidas em termos da barreira mecânica gerada entre si. O impedimento físico influirá no crescimento desses microconstituintes, e indiretamente estará relacionado com os efeitos das inclusões não-metálicas [38, 44].

Em razão das dificuldades em compreender os efeitos competitivos entre os fatores que governam a nucleação da ferrita acicular, tem-se sugerido modelos matemáticos. Bhadeshia et al. [13], utilizando a teoria de transformação de fase, construíram um modelo competitivo de transformação para prever as microestruturas da região da solda. As variáveis usadas foram a taxa de resfriamento, a composição química e o tamanho do grão austenítico primário. Este modelo confirma que a ferrita primária é controlada pelo tamanho do grão austenítico e de sua taxa de crescimento, e que a formação da ferrita acicular é controlada pelo teor remanescente de austenita e pela presença de sítios de nucleação como as inclusões. A determinação do teor de ferrita acicular foi feita por exclusão [13, 14].

A inexistência de uma clara definição sobre o mecanismo que age na nucleação da ferrita

acicular tem colaborado para a discussão sobre a fase de crescimento deste microconstituente. Apesar dos grãos de FA serem formados inicialmente por nucleação heterogênea, alguns pesquisadores [26, 43] afirmam que os grãos subsequentes se formam auto-cataliticamente, também chamada de nucleação solidária (do termo inglês "sympathetic") (figura 8). A "nucleação solidária" é definida como a nucleação de um precipitado no contorno de um outro, de mesma fase, previamente formado, quando a matriz e os precipitados diferem em composição química [30]. Isso pode explicar o número maior de grãos de FA em relação ao número de inclusões. Há estudos experimentais que comprovam essa teoria [26]. No entanto, deve-se acrescentar que é difícil certificar isto usando a metalografia quantitativa ótica. Porém, todas as evidências indicam que o crescimento da ferrita acicular é adifusional, com partição de carbono para a austenita após a formação da FA. Essa suposição deriva do fato que as temperaturas para a formação da FA dificultam qualquer difusão. As microanálises realizadas próximas ao contorno do grão da FA mostraram que não há partição de elementos substitucionais [26].

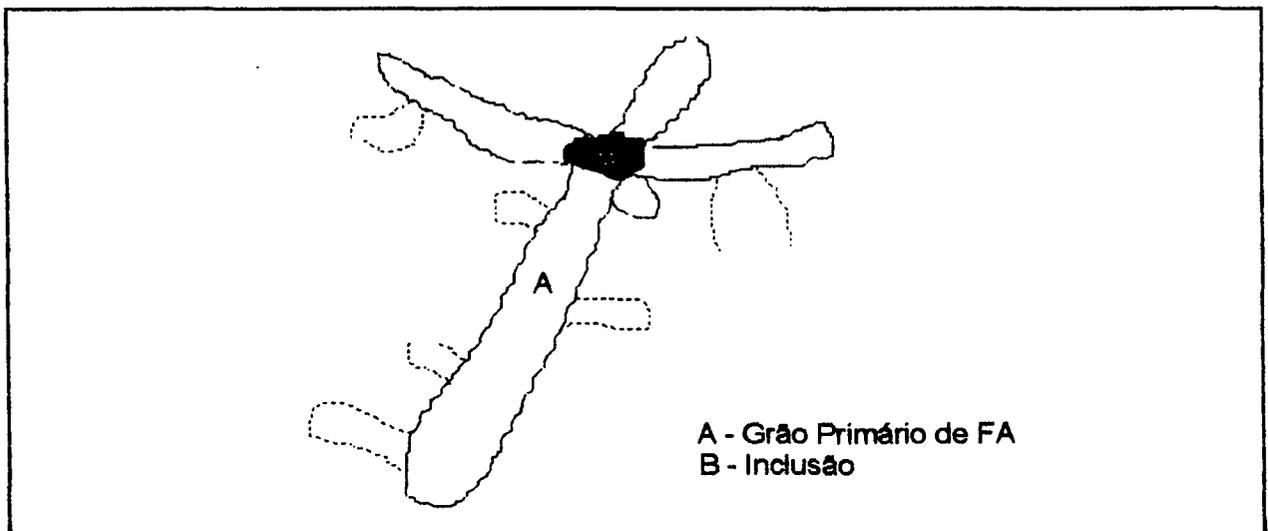


Figura 8 - Nucleação auto-catalítica da ferrita acicular.

Apesar das diferenças microestruturais serem significativas entre a ferrita acicular e a bainita, alguns pesquisadores [13, 34, 45, 46] mostram que estes microconstituíntes apresentam mecanismos similares de transformação. Eles atribuem as diferenças morfológicas desses constituintes aos respectivos sítios de nucleação. Algumas das similaridades seriam [45]:

- Não há partição de solutos substitucionais durante o crescimento da bainita ou da ferrita acicular.

- As reações de transformação desses constituintes se encerram quando a concentração de carbono na austenita alcança um determinado valor.

- A ferrita acicular somente se forma abaixo da temperatura de início da bainita.

- A remoção das inclusões do metal de solda, sem qualquer alteração de outro fator, causa a mudança da microestrutura de ferrita acicular para bainita.

Os estudos clássicos de resistência mecânica e tenacidade de diferentes fases microestruturais têm mostrado que a melhor combinação de propriedades pode ser alcançada com teores altos de ferrita acicular. A presença da FA é vista como diretamente correlacionada à otimização da tenacidade. Além disso, há estudos que mostram o efeito significativo do tamanho de grão da ferrita acicular sobre a tenacidade. Verifica-se que a redução do tamanho do grão favorece de forma sensível a resistência ao impacto. No entanto, observa-se nesses trabalhos a falta de consenso sobre o teor ideal de FA e, conseqüentemente, do seu tamanho [31, 32].

Sob o ponto de vista da resistência à clivagem, o controle maior deve recair sobre o carbono, principalmente, além de contar com o mínimo de fases fragilizantes nos contornos dos grãos de ferrita acicular. Abson e Pargeter [32], numa revisão dos fatores que controlam a microestrutura do metal de solda, concluíram que as melhores propriedades mecânicas são obtidas com o teor alto de ferrita acicular de tamanho de grão pequeno e citam os requisitos para isso:

- nível de oxigênio na faixa de 250 a 450 ppm;

- a composição química deve ser controlada. As inter-relações entre alguns elementos - Mn + C, Mn + Ni alteram o teor ideal de cada elemento;

- a taxa de resfriamento deve ser combinada com a composição e a fração volumétrica de inclusões para permitir o tempo necessário para as reações ocorrerem.

Durante a fase de otimização da microestrutura, é comum o sofisma que prega as vantagens de um teor maximizado de ferrita acicular. No entanto, o "benefício" decorrente de um teor excessivo de ferrita acicular (> 75%), alcançado pela adição de elementos de liga, principalmente pelo manganês, pode ser anulado seja pela redução da tenacidade devido ao efeito eminente de endurecimento por solução sólida como pela presença indesejável das microfases. Estas repercussões podem ser constatadas em diversos trabalhos publicados [47, 48, 49, 50].

A figura 9 mostra que há quatro regiões de distintos teores de ferrita acicular que têm efeitos peculiares sobre a tenacidade: na região I, a ausência da região colunar e/ou da ferrita acicular provoca um aumento da tenacidade devido às regiões recristalizadas; na região II, em teores baixos de ferrita acicular, pela presença de FP e FS, o metal de solda apresenta baixa tenacidade; na região III, salienta-se a ação benéfica da FA sobre a energia de impacto, enquanto a região IV, a presença excessiva de FA reduz a tenacidade e o teor de carbono afeta este

declínio.

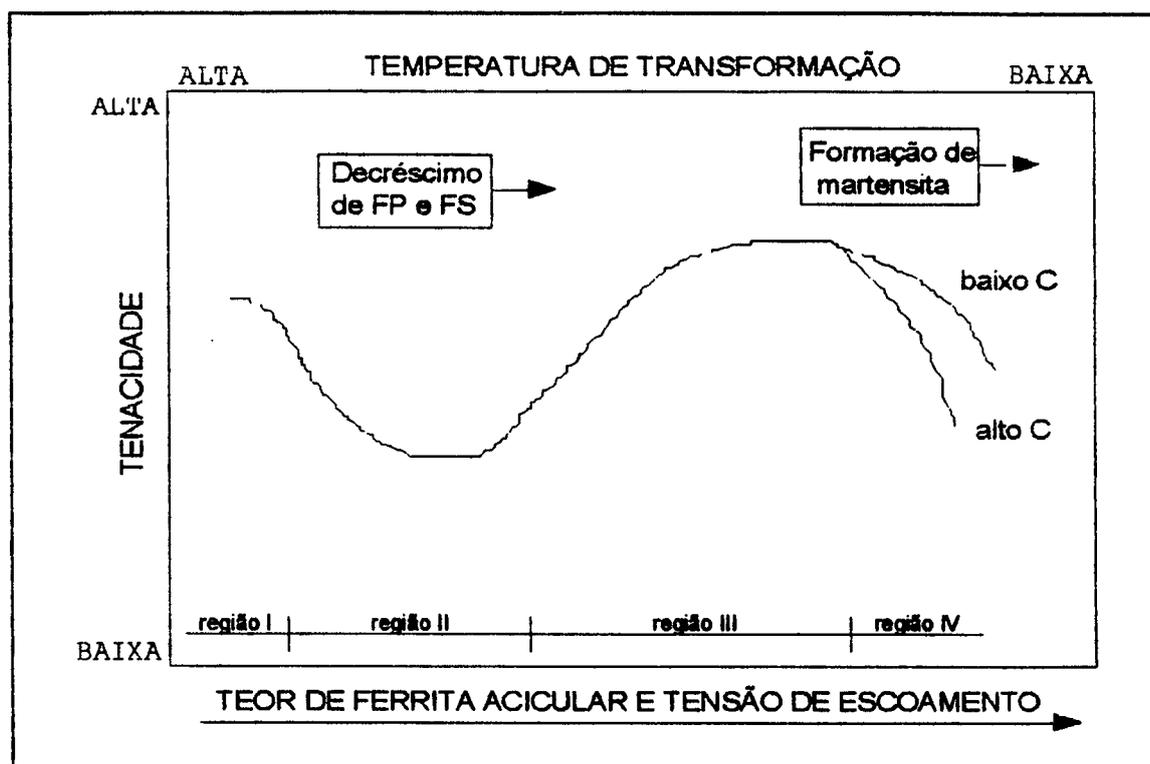


Figura 9 - Relação entre o teor de ferrita acicular e as propriedades mecânicas [31].

3.3. Microfases

O termo *microfases* é usado para designar as fases de baixa fração volumétrica na solda, sendo a mais importante o microconstituente A-M. Este é composto basicamente de austenita retida e martensita maclada ou em ripas. A quantificação do microconstituente A-M somente é possível com o auxílio do microscópio eletrônico de varredura e com ataque seletivo para a diferenciação dos carbonetos [47].

A composição química da solda influi na distribuição das microfases. Verifica-se que em teores altos de Mn, as microfases aparecem agrupadas nas linhas de segregação, enquanto em teores baixos de Mn, elas aparecem mais distribuídas [27]. Porém, Jorge et al. [47] acrescentam que o fator mais importante não é a morfologia e sim a percentagem de A-M.

As microfases, em determinadas situações, podem afetar a resistência ao impacto do metal de solda. Verificou-se em ensaios realizados com soldagem de passe único, com o entalhe Charpy-V posicionado na região colunar, que a análise microestrutural dos constituintes da região colunar por microscopia ótica não foi suficiente para explicar a relação tenacidade/microestrutura.

A baixa tenacidade foi atribuída à presença marcante dos constituintes A-M [51].

Por outro lado, deve-se considerar dois pontos importantes:

a) Em metais de solda C-Mn, com teores abaixo de 70% de FA, os efeitos das microfases sobre a resistência ao impacto são insignificantes, devido aos seus reduzidos teores [27, 47].

b) As microfases se modificam com o tratamento térmico de alívio de tensões [47].

Enfim, o estudo das microfases ainda requer o aprofundamento sobre os diversos fatores envolvidos na relação tenacidade/microestrutura, principalmente na soldagem multipasse. Conforme palavras dos autores [47] que propõem a quantificação das microfases, em particular do microconstituente A-M, como complemento à análise proposta pelo IIW, esta quantificação não tem aceitação universal e ainda carece de evidências que lhe conceda suporte.

TRANSFORMAÇÕES DE FASE EM METAIS DE SOLDA

4.1. Reações Metal/Gás/Escória

As reações de desoxidação e de metal/escória afetam profundamente a composição química, e, conseqüentemente, a microestrutura da solda. Neste sub-capítulo, faz-se-á a discussão destas reações.

4.1.1. Desoxidação

A importância do sistema de desoxidação para a formação da microestrutura do metal de solda é notória. Nesses últimos anos, a pesquisa sobre a desoxidação foi intensificada [3, 12, 50, 52, 53, 54].

Existe um consenso geral de que a desoxidação do metal de solda depende da combinação de numerosas variáveis compreendendo as reações químicas, os fatores físico-químicos e as condições operacionais. O processo de desoxidação se compõe no mínimo de três estágios:

- a reação do oxigênio com os desoxidantes (Mn, Si, Ti Al e suas ligas) para formar os respectivos óxidos;
- a combinação dos silicatos em compósitos de inclusões não-metálicas;
- a separação das inclusões não-metálicas do metal fundido com a escória. Esta separação é sempre incompleta devido ao tempo limitado para o crescimento da inclusão e flotação.

As reações de oxidação resultam rapidamente sob as condições de altas temperaturas e a grande área interfacial para as reações. Durante o resfriamento, as concentrações de metal estabilizado à alta temperatura pela dissociação do oxigênio tende a se reajustar pela precipitação de novas fases. A supersaturação de elementos oxidantes inicialmente provê a força motriz para a nucleação dos óxidos. As condições de equilíbrio finalmente "estabilizam" os limites do grau de desoxidação que pode ser realizado. Entretanto, durante a desoxidação do metal de solda, a separação das partículas precipitadas será limitada pelo tempo disponível dado pelo resfriamento rápido. Assim, em metais de solda, a fração volumétrica de inclusões não-metálicas é consideravelmente maior que nos aços fundidos. O crescimento dos óxidos pode ser via difusão de elementos oxidantes na poça fundida ou pela colisão e coalescência de inclusões que, por sua vez, é influenciada pela densidade de inclusões, tensão interfacial e a extensão da agitação da poça líquida [5]. Este último fator é de particular interesse na soldagem. Devido à ação de

turbulência aumentará a possibilidade de colisão e coalescência de inclusões e, dependendo da direção do fluxo, pode conduzir as inclusões à superfície. Como resultado, a separação de pequenas partículas de óxidos é fortemente favorecida pelas condições de turbulência existentes imediatamente abaixo da raiz do arco.

Porém, os fenômenos que ocorrem durante as reações de desoxidação são difíceis de identificação, devido à alta velocidade de resfriamento na soldagem. Na soldagem a arco voltaico, elementos com alta afinidade pelo oxigênio são usados para a desoxidação da poça fundida. Durante a solidificação, a concentração de oxigênio na poça será reajustada devido à redução da solubilidade de oxigênio e à formação das inclusões de óxidos [54]. Kluken e Grong [55] dividiram a poça fundida em duas zonas de reação. A primeira é a "zona de reação quente", imediatamente abaixo do arco, onde os produtos de desoxidação são continuamente separados pela turbulência do fluxo. A outra é a "zona de reação fria" onde a maioria dos produtos precipitados são apanhados no metal de solda como inclusões ou vão para a escória.

Como uma tentativa para modelar a desoxidação do metal de solda, diversas fórmulas empíricas [56] foram usadas no passado para gerar um parâmetro de desoxidação. Dessas fórmulas, pode-se observar que o Si tem o poder de desoxidação quatro vezes mais forte que o Mn. Além disso, verifica-se a ausência do teor de carbono nessas fórmulas apesar de ser desejável incluí-lo pois apresenta, de certa forma, um efeito de desoxidação [56]. Mas a situação relativamente complexa no comportamento da desoxidação sugere que se aja com prudência necessária para certificar-se dos diferentes aspectos do processo de desoxidação. Estes aspectos cobrem desde as fortes reações químicas através dos fenômenos da coalescência físico-química e efeito interfacial metal-escória aos efeitos de correntes de agitação e convecção, além da forma da poça fundida (relação largura e penetração) [56].

Diversas observações têm contribuído para uma melhor compreensão do sistema de desoxidação. Uma observação importante é que a quantidade de oxigênio regula a atividade do desoxidante no metal de solda. Chen et al. [57] verificaram que a redução do oxigênio chega a um determinado limite, no qual a adição maior de desoxidantes não exerce mais efeito. A figura 10 ilustra o comportamento do oxigênio diante do tipo de desoxidante e a estabilização do seu teor com a adição maior de desoxidantes.

Por outro lado, os resultados indicam que o aumento do teor de oxigênio no metal de solda é causado pelo tempo insuficiente para as reações de desoxidação ocorrerem [57]. Além disso, Chen verificou que o efeito do pó de ferro sobre o teor de oxigênio no metal de solda depende da atividade dos desoxidantes: em teores insuficientes de desoxidantes, a adição de pó de ferro aumenta o teor de oxigênio, enquanto em teores altos não exerce efeito significativo. Liao e Liu

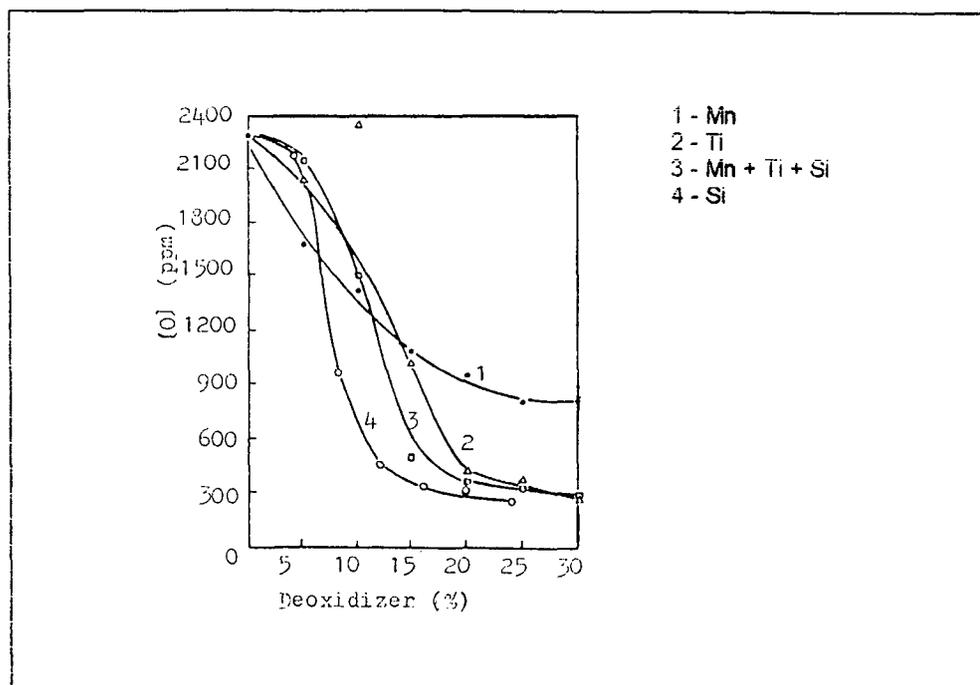


Figura 10 - Efeitos dos desoxidantes sobre o teor de oxigênio na solda [57].

[54] verificam que, conforme o desoxidante usado, se obterá efeitos particulares na composição, tamanho e forma das inclusões. Considerando que se use somente o manganês como desoxidante, os produtos finais de desoxidação serão ricos em MnO com pequenos teores de FeO. O tipo e forma das inclusões dependerão da razão MnO/FeO. Com altos teores de manganês (alto MnO/FeO) muitas inclusões exibirão a morfologia dendrítica. Com teores baixos de manganês (baixo MnO/FeO), as inclusões serão esféricas [54]. Na realidade, múltiplos desoxidantes são usados para gerar inclusões complexas. Além disso, Borisenko [58] levanta dois aspectos importantes sobre a desoxidação do metal de solda:

- a ação desoxidante do Si torna-se mais intensa quando a temperatura da poça líquida é reduzida. Isso significa que o silício é oxidado mais provavelmente na poça fundida e não nas gotas formadas na ponta do eletrodo. Liu et al. [59] ao analisarem o teor de oxigênio das gotas transferidas, da poça líquida e do metal de solda concluíram que as reações de desoxidação ocorrem com mais intensidade com o abaixamento da temperatura;

- há o aumento do poder desoxidante do silício na ordem de 20 - 30% quando na presença do manganês.

Finalmente, deve-se reafirmar que há reações complexas envolvidas na atmosfera do arco e que o equilíbrio termodinâmico não é atingido na solda: primeiro, as reações de desoxidação dispõem de pouco tempo para acontecerem; segundo, o período de tempo requerido para a

remoção dos óxidos pela flotação para a superfície depende da tensão superficial, viscosidade e densidade da poça líquida; terceiro, a presença da escória implica em reações na interface escória líquida/metal [60].

4.1.1.1. Comportamento na Fratura Dúctil

Embora a tensão de escoamento da matriz ferrítica influencie no comportamento da fratura dúctil do aço, os resultados indicam que a chave para aumentar a absorção da energia da parte superior da curva de resistência ao impacto do metal de solda e aumentar a ductilidade é o controle da fração volumétrica, do tipo e do tamanho das inclusões através da seleção correta dos consumíveis de soldagem e das condições operacionais [3, 32]. Verifica-se, então, que o mecanismo de fratura dúctil no metal de solda é dado pela nucleação, crescimento e coalescimento dos vazios associados às inclusões [61]; quanto maior a fração volumétrica de inclusões, menor a resistência da solda a esta fratura.

4.1.1.2. Comportamento na Fratura Frágil

O mecanismo da fratura frágil é mais complexo que o da fratura dúctil, haja vista que além das inclusões depende também da microestrutura do metal de solda.

Geralmente, o aumento no teor de FA resulta em um decréscimo da temperatura de transição. Porém, estudos recentes mostram que o tamanho grande das inclusões influencia no comportamento da fratura frágil, seja pela nucleação de trincas de clivagem como pelos sítios de concentração de tensões que favorecem o início da clivagem na matriz adjacente [3, 62]. Enquanto Chen et al. [63] consideram que as trincas se iniciam nas vizinhanças das inclusões (nos grãos de ferrita localizados próximos), Tweed et al. [64] consideram que a fratura frágil em soldas se origina frequentemente da fissuração das próprias inclusões de óxidos e que o tamanho destas inclusões exercem efeito significativo na tenacidade. Os constituintes que favorecem a formação de trinca por clivagem são os carbonetos, as inclusões não-metálicas, a FS e a FP(G). Embora a FP(G) seja dúctil, a resultante concentração de tensões próximas conduz a iniciação de trincas por clivagem. Deve-se notar que geralmente não é possível separar a influência desses fatores na resistência à clivagem.

4.1.2. Reação Metal-Escória

As reações metal-escória exercem efeitos importantes no controle da transferência dos elementos de liga e nas reações metal-líquido para a escória e vice-versa [59].

Destaca-se no estudo da reação metal/escória a ligação química entre a escória e a

superfície do metal de solda. A destacabilidade da escória é um fator que é considerado quando se analisa o aspecto econômico da soldagem com eletrodos revestidos. Sabe-se que a escória fundida ao interagir com o metal de solda solidificado, pode formar uma camada intermediária na superfície do metal que, em certos casos, dificultará a sua destacabilidade [7].

Tem-se discutido muito as reações metal/escória/gás. Enquanto na fundição do aço as reações de desoxidação ocorrem sob condições aproximadamente isotérmicas, no processo de soldagem a arco voltaico, as interações químicas entre o metal líquido, a atmosfera do arco e a escória acontecem em poucos segundos e confinadas em um pequeno volume. Como resultado da alta velocidade de resfriamento é muito difícil elucidar as reações e as seqüências em que ocorrem. Dificuldades adicionais resultam da ausência de adequados dados termodinâmicos envolvidos especialmente no complexo sistema de reação metal/escória [5].

Por estas razões, a maioria dos pesquisadores restringe-se a uma análise empírica destas reações [5]. Entretanto, muitos autores tentam interpretar seus resultados em bases teóricas. O índice de basicidade, desenvolvido originalmente para a prática da fundição de aços, atualmente é empregado na soldagem SAW e tenta-se empregá-lo para o SMAW. Ele visa indicar a capacidade de oxidação do fluxo. No entanto, sua validade é questionável. Conforme Bonizewski [65], os esforços realizados para aplicar a termodinâmica às reações metal/escória/gás tem sido infrutíferos. Na fabricação de um aço, a termodinâmica somente pode indicar a possibilidade e a tendência de uma certa reação. Para dispor os dados experimentais em equações, um conceito artificioso de temperatura de equilíbrio "não-efetiva" tem sido usado: temperatura na qual um sistema de reações em equilíbrio explicaria a composição química do metal de solda. O seu uso não implica que as reações químicas da poça se achem em equilíbrio à esta temperatura ou que esta seja a temperatura média da poça fundida [66]. Para o metal fundido de soldagem diferentes temperaturas "não-efetivas" tem sido adotadas para diferentes elementos. Como pode um fato irreal ser assumido como científico? [65]. Fenômenos como a desoxidação do metal, estabilidade do arco e destacabilidade de escória estão envolvidos. É, portanto, fútil buscar soluções teóricas simplistas. Estas regras gerais não podem prover dados quantitativos precisos para o desenvolvimento de produtos individualizados, haja vista que:

- as propriedades físicas de escórias e sua interação interfacial com o metal podem mudar com a presença de pequenos teores de elementos residuais ou compostos presentes em diferentes matérias-primas minerais, nominalmente a mesma, mas de origens diferentes.

- a fluidez do metal depende do teor de oxigênio o qual, por sua vez, é dependente do desoxidante empregado. Os elementos de liga alteram a fluidez do metal e, ao mesmo tempo, modificam a ligação entre o metal sólido e a escória.

4.2. Transformações no Estado Sólido

Na soldagem por fusão, após a formação da poça líquida, ocorre a sua solidificação também chamada de transformação primária. Com o abaixamento da temperatura ocorrem as transformações de fase chamadas secundárias, no estado sólido. Nos próximos itens, dar-se-á ênfase a estas transformações.

Apesar das reações de transformações no estado sólido em metais de solda C-Mn e baixa liga serem objeto de intensa pesquisa, ao longo dos anos, fundamentalmente as predições teóricas da microestrutura final e das propriedades mecânicas do metal de solda apresentam grandes limitações. Esta situação decorre principalmente da seqüência de reações complexas que não são facilmente incorporadas em simulação matemática [50, 67].

As transformações do metal de solda dependem de interações complexas entre importantes variáveis:

- teor de elementos de liga;
- concentração, composição química e tamanho das inclusões não-metálicas;
- microestrutura de solidificação;
- tamanho médio do grão austenítico primário;
- ciclo térmico.

Todos esses fatores são, por sua vez, afetados pelo sistema de desoxidação empregado [50].

Devido às altas velocidades de resfriamento na soldagem a arco voltaico, as transformações de fase são significativamente diferentes das que ocorrem na produção de aços. Por exemplo, em metais de solda a fração volumétrica de inclusões não-metálicas é consideravelmente maior que nos aços fundidos devido ao reduzido tempo disponível para o crescimento e separação das partículas. O oxigênio é de particular interesse a este respeito, visto que uma alta densidade de inclusões de óxidos influencia fortemente a transformação γ - α pela restrição ao crescimento do grão austenítico e por possibilitar sítios de nucleação favoráveis aos constituintes microestruturais [68]. Além disso, durante a solidificação do metal de solda, os elementos de liga e as impurezas tendem a segregar extensivamente nos espaços interdendríticos ou intercelulares sob as condições do resfriamento rápido. A existência de extensas segregações altera a cinética das reações subseqüentes no estado sólido.

Na prática, as transformações no estado sólido requerem um determinado grau de subresfriamento, o qual é essencial para acomodar as energias de superfície e de deformação da nova fase. Esta energia livre mínima necessária pode ser escrita como um balanço de:

$$\Delta G \geq -\Delta G_V + \Delta G_S + \Delta G_E \quad (3)$$

onde:

ΔG_V = variação da energia livre do núcleo por unidade de volume ($G_{\text{fase nucleada}} - G_{\text{fase anterior}}$);

ΔG_S = variação da energia livre superficial entre as duas fases em contato;

ΔG_F = energia livre devida à deformação do reticulado pela nucleação da segunda fase;

A condição termodinâmica necessária para a transformação de fase é um abaixamento da energia livre (ΔG), o qual pode ser dada por:

- maior subresfriamento, por sua vez relacionado com a velocidade de resfriamento do metal de solda;

- economia da energia livre interfacial pela presença de um substrato onde ocorra a nucleação heterogênea.

Em geral, as transformações em estado sólido nos metais ocorrem por nucleação heterogênea.

Os locais preferenciais à nucleação heterogênea são, por ordem de importância decrescente: ponto triplo de encontro de contorno de grão, contorno de grão, inclusões, discordâncias e aglomerados de lacunas. A importante influência das partículas de segunda fase na transformação γ - α foi examinada teoricamente por Ricks et al. [35] usando a teoria clássica da nucleação.

4.2.1. Elementos de Liga

Os elementos de liga presentes no metal de solda dependem:

(a) da decomposição do consumível e do metal base;

(b) das reações físico-químicas na fase líquida, a exemplo da absorção de hidrogênio, nitrogênio e oxigênio da atmosfera e da oxidação de alguns constituintes.

A influência dos elementos de liga na microestrutura pode ser observada nas mudanças no diagrama CCT. Aqueles elementos de liga que favorecem a formação da ferrita acicular são normalmente benéficos à tenacidade.

À parte dos efeitos sobre o diagrama CCT, os elementos de liga influenciam também as propriedades mecânicas, seja por endurecimento por solução sólida, por precipitação ou envelhecimento. Para determinados elementos químicos existe uma concentração ótima quanto à tenacidade. Na literatura freqüentemente se encontram grandes diferenças sobre o teor ideal de alguns elementos de liga. Estas diferenças podem ser atribuídas não somente às particularidades das condições experimentais, como a taxa de resfriamento, tipo de desoxidante usado, mas também à presença de outros elementos, pois o teor ótimo de um determinado elemento é influenciado pelo teor dos demais. Além disto, os diferentes efeitos não são aditivos, o que

dificulta qualquer tentativa de um modelo matemático para predição da composição química ideal do metal de solda [69].

A tabela 3 mostra simplificadamente a forma em que se encontra o elemento de liga no revestimento do eletrodo e a sua eficácia de transferência ao metal de solda.

ELEMENTO	FORMA NO REVESTIMENTO	TRANSFERÊNCIA (%)
Alumínio	Ferro - alumínio	20
Berílio	Liga cobre - berílio	0
Boro	Ferro - boro	2
Carbono	Grafita	75
Cobre	Cobre eletrolítico	100
Cromo	Ferro - cromo	95
Enxofre	Sulfeto de ferro	15
Fósforo	Ferro - fósforo	100
Manganês	Ferro - manganês	75
Molibdênio	Ferro - molibdênio	97
Nióbio	Ferro - nióbio	70
Níquel	Níquel eletrolítico	100
Nitrogênio	Manganês nitretado	50
Silício	Ferro - silício	45
Titânio	Ferro - titânio	5
Tungstênio	Ferro - tungstênio	80
Vanádio	Ferro - vanádio	80
Zircônio	Liga níquel - zircônio	5

Tabela 3 - Eficácia da transferência de elementos do revestimento ao metal de solda [1].

A relação complexa entre o potencial de oxidação e a basicidade do revestimento é exemplar. É bem conhecido que o aumento do potencial de oxidação reduz a transferência do manganês e silício, enquanto o aumento da basicidade aumenta a transferência do manganês e reduz a transferência do silício. Entretanto, a elevação da basicidade do revestimento frequente-

mente aumenta o seu potencial de oxidação e vice-versa. A substituição de fluxos básicos pelos ácidos nem sempre aumenta a transferência do silício [70].

O aumento do teor de carbono decresce a fração volumétrica da ferrita primária, favorecendo o aumento do teor combinado de ferrita de segunda fase e de ferrita acicular [71].

Os elementos mais efetivos determinantes na formação de FA são o manganês, carbono e, possivelmente, silício. Entretanto, a temperabilidade ideal para desenvolver ferrita acicular é crítica e é influenciada pelos outros elementos como alumínio, molibdênio e níquel, os quais podem promover ou restringir o desenvolvimento da ferrita acicular [31].

A figura 11 mostra esquematicamente o desenvolvimento da microestrutura em metais de solda C-Mn e baixa liga influenciado pelo teor de elementos de liga.

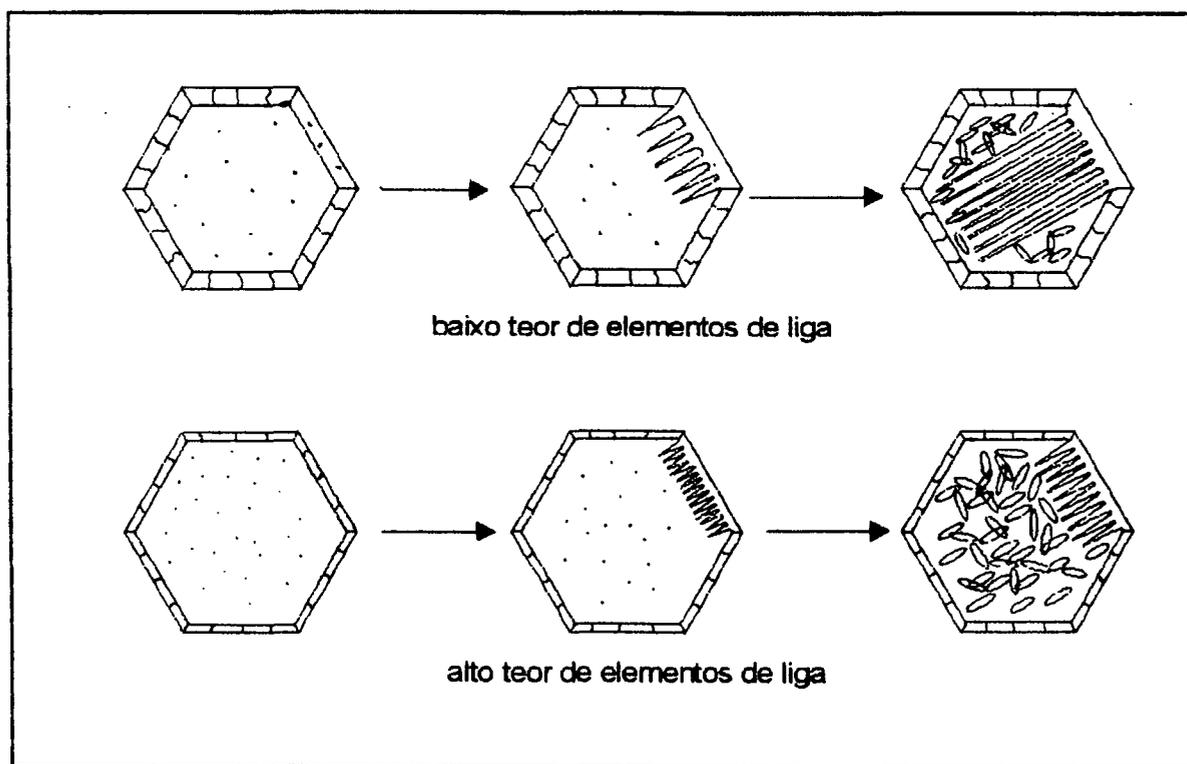


Figura 11 - Desenvolvimento esquemático da microestrutura em metais de solda [26].

Uma das formas de controle das propriedades mecânicas do metal de solda é dada pela variação dos teores dos elementos de liga no revestimento do eletrodo. Os dados empíricos obtidos dos ensaios experimentais são, na realidade, de grande utilidade ao desenvolvimento de consumíveis. Assim, segue-se uma descrição detalhada dos efeitos dos elementos importantes a este trabalho.

Carbono

Sem dúvida, o mais importante elemento em termos de controle da microestrutura no aço. Em metais de solda, o teor de carbono é mantido suficientemente baixo (tipicamente 0,05 - 0,15%) com a finalidade de:

- evitar a precipitação intensa de carbonetos;
- assegurar o modo de solidificação em ferrita δ [34]. A estabilização do modo de solidificação em ferrita δ possibilita o refinamento da microestrutura pela formação posterior da austenita dos contornos dos grãos da ferrita δ durante a solidificação, mostrada no peritético do diagrama Fe-C (figura 12).

Complementando essas observações, Svensson et al. [27] afirmam que o principal efeito do carbono é limitar o espessamento dos veios da FP(G) e influenciar na formação da FS. Durante a decomposição da austenita, a formação da FP(G) é controlada pela difusão do carbono.

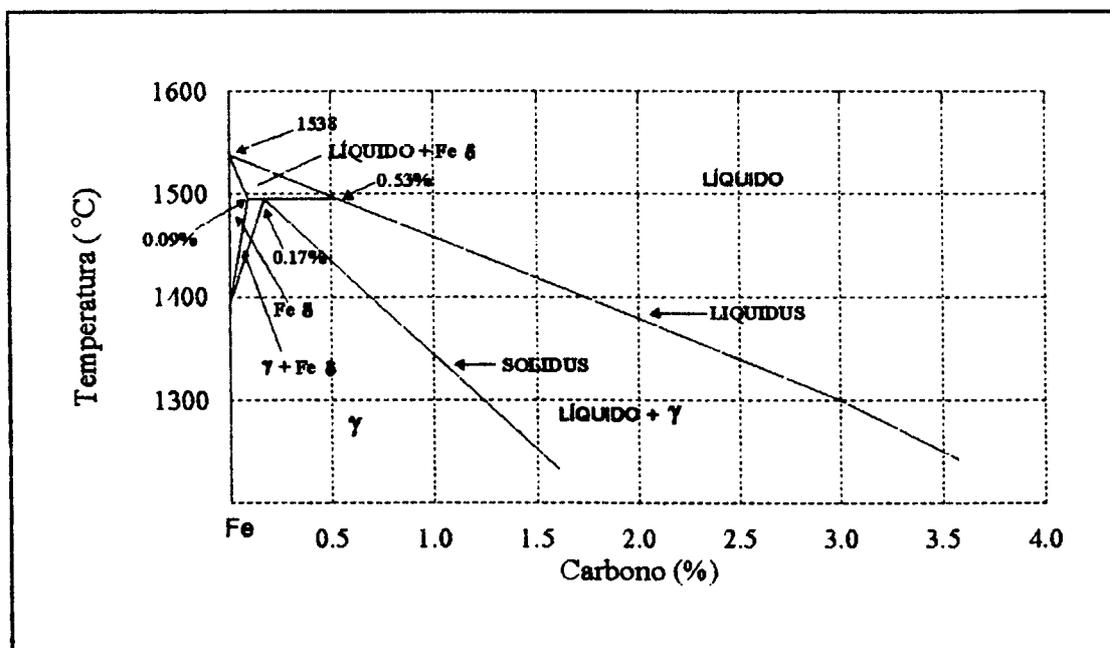


Figura 12 - Vista parcial do diagrama de fase Fe-C.

Deve ser notado que a norma AWS A5.5-81 [72], referente a eletrodos de baixa liga, limita o teor de carbono à faixa de 0,05 a 0,15%. Este último valor é especificado para metais de solda com elevada resistência mecânica (100.000 psi) para quais a tenacidade não é uma variável essencial.

A função dos diferentes elementos de liga é muito complexa e o carbono, sem fugir à regra,

apresenta um comportamento peculiar na presença do manganês, silício e oxigênio [71].

Bhadeshia [26] verificou que, em metais de solda C-Mn, o carbono exerce uma grande influência sobre a microestrutura e, conseqüentemente, nas propriedades mecânicas, quando é mantido em teores baixos (até 0,06%C conforme mostra a figura 13). A ação do carbono se reflete no comportamento da transformação γ - α , quando aços com menor teor de carbono apresentam maior tolerância à adição de elementos de liga substitucionais em relação à aqueles com maior teor de carbono.

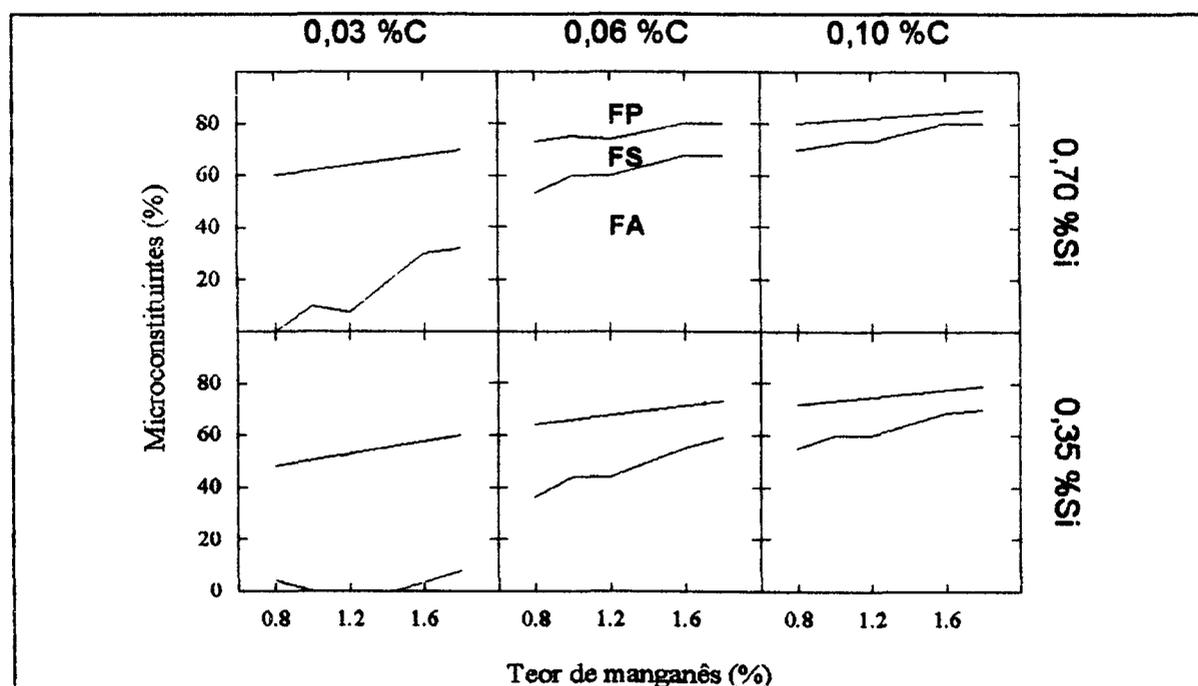


Figura 13 - Efeito do carbono sobre a microestrutura [26].

Uma importante contribuição a isso foi dada por Evans [71], ao verificar uma relação intrínseca entre o carbono e o manganês: enquanto em teores baixos de Mn (0,6%) o carbono elevava a energia de impacto, em teores altos de Mn (1,8%) o carbono era prejudicial à tenacidade. E, em teor ótimo de Mn (1,4%) à tenacidade, o teor de carbono era indiferente.

Somado a isso, nos estudos sobre os efeitos do carbono na faixa de 0,05% a 0,15% C e 0,6 a 1,8% Mn, com eletrodos AWS E7018, na microestrutura e propriedades mecânicas do metal de solda, Evans [71] constatou: a formação de ferrita acicular e FS às custas da ferrita primária (resultado confirmado por Bhadeshia et al. [13]); o refinamento da microestrutura terciária; o aumento da dureza e da resistência mecânica; a presença maior de carbonetos entre os grãos de ferrita acicular; a modificação da curva de charpy-V pelo redução do seu limite superior e a

transição mais gradual entre o modo de fratura frágil e dúctil. Além disso, Evans observou uma redução do tamanho do grão colunar com o teor maior de carbono e supôs que isso se devia à alteração da subestrutura de solidificação. O carbono teria uma ação mais efetiva nesta alteração que o manganês e que os efeitos relativos desses elementos no espaçamento das dendritas seriam diferentes. Estas últimas conclusões divergem claramente dos preceitos teóricos, defendidos por Bhadeshia [26], de que o carbono em teores maiores favorece o aumento do tamanho do grão colunar. Os resultados obtidos por Surian et al. [29], em metais de solda ao C-Mn-Ni-Mo, ratificam as observações de Bhadeshia. Estes pesquisadores afirmam que a ação favorável dos elementos C, Mn, Ni e Mo na redução da ferrita de contorno de grão pode justificar esses resultados. Além disso, em relação à região recristalizada, Surian verificou que não houve uma distinção clara entre a região de grão grosso e a de grão fino com o aumento do teor de carbono no metal de solda.

Com respeito à otimização das propriedades mecânicas, há algumas discordâncias. Enquanto Evans [71] afirma que a resistência ao impacto é dada pela ação competitiva entre o refino dos grãos de FA obtido pelo aumento simultâneo das adições de liga e da resistência mecânica pelo efeito do endurecimento por solução sólida, há hipóteses contrárias que se fundamentam na otimização da microestrutura pelo balanceamento de carbono e manganês em proporções favoráveis à formação de FA [27].

Sobre a resistência mecânica se afirma que, mantendo o tamanho do grão austenítico constante, a razão entre a tensão de escoamento e a de ruptura é reduzida com o teor de carbono [29].

Manganês

Após o carbono, o manganês é provavelmente o elemento de liga mais importante para aumentar a resistência mecânica e, pelo abaixamento da temperatura de transformação γ - α , a temperabilidade dos aços. As adições balanceadas de Mn normalmente visam elevar a tenacidade no metal de solda, devido às condições favoráveis à nucleação da ferrita acicular, ao refinamento da microestrutura (redução do grão de FA e da largura do veio da FP(G)), além de desempenhar a função secundária de elemento desoxidante.

A complexidade de isolar a ação de um elemento de liga sobre os demais é verificada quando se analisa o manganês. Conforme o tipo de eletrodo, o aporte térmico, as condições operacionais de soldagem e o sistema de desoxidação usado, a determinação do teor ótimo de manganês é variável. Evans [49] mostrou que para maximizar a tenacidade do metal de solda C-Mn, depositado pelo eletrodo AWS E7018, o teor ótimo de manganês foi aproximadamente igual

a 1,4%. O aumento da tenacidade foi obtido do refinamento progressivo da ferrita acicular e do decréscimo do teor de ferrita de contorno de grão na microestrutura. A região de grão grosso revelou também refinamento com o teor de manganês. Esses resultados são consistentes com os obtidos por Grong et al. [50]. Svensson e Gretoft [27] encontraram o valor ótimo para 1,35 %Mn. Em eletrodos AWS E7016 a tenacidade ótima situou-se em 1,7 %Mn [52, 73]. Nos eletrodos com 3,5 %Ni, da classe AWS E8018-C2, as melhores propriedades de impacto foram para 0,8 %Mn [74], enquanto para o eletrodo AWS E7016-1, o teor ideal de Mn foi obtido na faixa de 1,45% a 1,6% [75]. Afirma-se, ainda, que a adição de Ni ao sistema C-Mn reduz o teor ótimo de Mn de 1,5% com 0 %Ni para 0,6% com 3,5 %Ni [7]. Alekseev et al. [70] verificaram que os melhores valores de energia de impacto charpy-V eram obtidos com (0,5 %Mn; 3,1 %Ni) e (1,2 %Mn; 2,2 %Ni) e que a otimização da tenacidade era alcançada com teores baixos de manganês (= 0,5%) e teores altos de níquel (= 3,0%). Court e Pollard [52] complementam esses dados, afirmando que a otimização da tenacidade é alcançada pelo balanço dos elementos Mn e Si. Outros pesquisadores [48] acrescentam que a presença dos elementos microligantes podem influenciar a atuação do Mn sobre a microestrutura.

A eficácia da desoxidação pode afetar ainda a atuação do manganês. A relação proporcional entre o teor de Mn e de FA (em teores normais de Mn) não é alterada desde que a presença do oxigênio esteja abaixo de um determinado valor [31].

Harrison e Farrar [25], utilizando a técnica da dilatométrica, verificaram que em metais de solda C-Mn e C-Mn-Ni, a variação de Mn (0,56% a 2,12%) não alterou o tamanho do grão austenítico primário. E, da comparação entre os diagramas CCT obtidos, demonstraram que a formação favorável da ferrita acicular em relação à formação da ferrita primária se deve ao abaixamento maior da temperatura de transformação da FP em comparação à da FA. Essas observações complementam as interpretações dadas por Evans [49] e por outros pesquisadores [27, 50], que atribuem a presença maior da ferrita acicular ao aumento da sua competitividade em abocanhar uma região maior da austenita. Provavelmente, os dois mecanismos estejam atuando na formação da microestrutura do metal de solda. Contrariamente aos resultados obtidos por diversos pesquisadores [25, 49, 50], Court e Pollard [52] notaram que o aumento do teor de manganês provoca o aumento do tamanho do grão austenítico primário.

Reconhecidamente, o aumento do teor de Mn eleva o teor de ferrita acicular no metal de solda e, por conseguinte, a tenacidade. No entanto, acima de determinado valor de FA, aparecem fatores que a reduzem. A princípio, não há um consenso sobre qual desses fatores é determinante:

- Evans [49] supõe ser o aumento da resistência ao escoamento pelo efeito do endurecimento por solução sólida sobre o refino da microestrutura.

- Svensson e Gretoft [27] afirmam ser a mudança da morfologia das microfases e o aumento nos seus teores com o aumento do teor de elementos de liga.

Na realidade, ambos mecanismos podem estar atuando em conjunto para a redução da tenacidade do metal de solda [7, 76].

Somado a isso, a relação de proporcionalidade entre o teor de manganês e a ferrita acicular pode se tornar inversa em teores elevados. Grong et al. [50] verificaram que o teor de FA cresce até o limite de 2,2 %Mn, em metais de solda C-Mn, e em seguida decresce substituída pela formação de martensita e bainita superior, enquanto os teores de FS e FP decrescem linearmente.

Fósforo

Dentre as impurezas, o fósforo é considerado há muito tempo um elemento nocivo devido à fragilidade a frio que confere aos aços [77]. O seu principal efeito é causar o endurecimento por solução sólida. Evans [78] afirma que o fósforo, dentro dos teores encontrados em metais de solda C-Mn e baixa liga, não afeta a microestrutura do metal de solda, porém com variação de 0,007% a 0,04%, observa-se aumento da dureza e da resistência mecânica com efeito insignificante na tenacidade. Resultados semelhantes foram encontrados por Alekseev [79] para teores de fósforo entre 0,014 e 0,062%. O efeito prejudicial do fósforo ocorre pela fragilização dos contornos dos grãos por segregação.

A norma AWS A5.5-81 [72] especifica para os eletrodos baixa liga o teor máximo de 0,03 %P.

Níquel

Os efeitos do níquel estão claramente definidos. É adicionado em teores elevados, até 3,5%, para produzir o refinamento da microestrutura do metal de solda com a redução do tamanho do grão da ferrita acicular. Assim como o manganês, o níquel expande a faixa de existência da austenita. Além disso, a adição de níquel ao metal de solda leva ao aumento do coeficiente de difusão do carbono na ferrita [70].

Da análise dos resultados da literatura, conclui-se que o aumento do teor de níquel, no metal de solda, nem sempre conduz à uma melhoria da tenacidade. Alekseev et al. [70], analisando a região colunar tratada termicamente, verificaram que a adição de até 3,0%Ni provocou uma acentuada redução do teor de ferrita de contorno de grão e uma maior participação da ferrita acicular com tamanho menor e mais equiaxial e, assim, obtendo excelentes valores de resistência ao impacto. Acima de 3,0 %Ni, Alekseev observou o aumento da fração volumétrica e do tamanho das microfases entre os grãos de ferrita acicular e, conseqüentemente, obteve

baixas tenacidades. Evans [80] confirma estas conclusões analisando a região colunar do último passe. Complementando estas observações, Harrison e Farrar [25] verificaram que a adição de Ni não alterou a largura do grão austenítico e, de forma similar ao Mn, baixou a temperatura de transformação da ferrita primária de forma mais acentuada que a temperatura de formação da FA, favorecendo um teor alto de FA no metal de solda, ressaltando ainda que esse efeito do Ni é menos efetivo em relação ao do Mn. Harrison sustenta a opinião de outros pesquisadores [31, 80, 81] sobre a formação de martensita entre as ripas de FA, pela presença de alto teor de Ni (3,5%).

Conforme a discussão sobre os efeitos do manganês na tenacidade, a adição de níquel ao metal de solda requer um balanço daquele elemento para a otimização da energia de impacto: a presença de Ni reduz o teor ótimo de Mn com respeito à resistência ao impacto. Isso pode ser verificado em diversos trabalhos publicados [7, 29, 52, 73, 75]. Pode-se dizer que o Mn e o Ni normalmente favorecem a formação da FA. O Mn também age como elemento endurecedor por solução sólida e como formador de microfases, principalmente austenita retida. O Ni age como controlador dos teores de carbonetos e de austenita retida entre os grãos de FA.

A norma AWS A5.5-81 [72] especifica os eletrodos ao Ni com o teor máximo de 3,75 %Ni.

Silício

Embora o silício aja sob o ponto de vista de aumento da resistência mecânica, de forma similar ao manganês, a sua maior influência é sobre as reações de desoxidação (o potencial de oxidação do Si é quatro vezes superior ao do Mn, em metais de solda C-Mn [53]). Deve-se menção à ação negativa do silício sobre a tenacidade, mesmo em pequenas concentrações, na formação de microfases frágeis no metal de solda.

Generalizou-se na literatura que o silício influencia a temperabilidade nos aços pela sua partição entre a austenita e a ferrita. Mas, isso é somente observada em casos raros [50]. Porém, em metais de solda, a temperabilidade é influenciada indiretamente, pelo silício, através da variação do teor de oxigênio (inclusões).

A microestrutura da região colunar do metal de solda pode ser profundamente alterada variando os teores de silício. Evans [53] verificou, com eletrodos AWS E7018, que a mudança de 0,2 %Si para 0,9 %Si reduziu o teor de oxigênio na ordem de 200 ppm e observou, ainda, que o tamanho do grão austenítico primário cresceu constantemente com o decréscimo de oxigênio, permitindo a formação maior de ferrita acicular. Evans atribuiu esse fato à redução das barreiras mecânicas causadas pelas inclusões. Porém, Grong et al. [50], nos estudos sobre a

desoxidação no metal de solda, usando o processo GMAW, afirmaram que o efeito principal do silício é na formação da FP(G) em detrimento da FA. Mas, uma análise acurada do seu trabalho, pode-se perceber que os teores de oxigênio obtidos foram muito altos (≈ 750 ppm) e que, certamente, a variação do Si entre 0,66% e 1,03% não exerceu influência efetiva no controle do tamanho dos grãos austeníticos primários.

A ação do silício sobre a microestrutura do metal de solda é influenciada, principalmente, pelo teor de manganês. Court e Pollard [52] constataram que em teores menores de manganês, o aumento do silício reduz o tamanho do grão e aumenta o coeficiente de forma da ferrita acicular. Em teores maiores de manganês, este efeito é bem menos pronunciado. Evans [53] concorda com essas observações e acrescenta que, apesar da adição do silício em teores elevados (0,5%) causar uma maior presença de M/A no lugar dos carbonetos entre os grãos de FA, esses efeitos podem ser suavizados com a adição balanceada de manganês, pois esse elemento tem a tendência menor de promover M/A e a não formar o filme de cementita entre os grãos de FA.

Sob o ponto de vista operacional, o teor mínimo de silício deve ser 0,2% no metal de solda para evitar a porosidade e possibilitar a soldagem fora de posição [82].

Enxofre

O enxofre atua, principalmente, como inibidor da nucleação da ferrita acicular pela formação de uma camada de MnS na superfície das inclusões [43, 78, 83]. Cabe observar que o silicato de manganês possui menor coeficiente de expansão térmica que a matriz austenítica. Evans [78] verificou que, em metais de solda C-Mn, o enxofre favorece a formação da ferrita com segunda fase, produz estruturas perlíticas nas regiões reaquecidas, decresce a dureza, abaixa a resistência mecânica e reduz drasticamente a tenacidade. Além disso, Evans observou que em teores baixos de enxofre, a microfase predominante foi A-M; enquanto em teores maiores, as estruturas perlíticas e os filmes de cementita formados nos contornos dos grãos de FA foram eminentes. Concluindo, Evans afirma que o enxofre é muito mais prejudicial, ao metal de solda, que o fósforo e lembra que o enxofre na ZAC do metal base reduz a possibilidade de trincas a frio. Porém a redução do teor de enxofre em níveis de 0,0055% não traz vantagens significativas [78]. A forma mais efetiva de dessulfurização do metal de solda é o uso do revestimento básico [84]:



ou senão através da formação das inclusões não-metálicas, que será vista mais adiante.

Nitrogênio

A importância do nitrogênio sobre as propriedades mecânicas foi reconhecida com o advento da soldagem a arco voltaico. Ao longo desses anos, os numerosos esforços, empreendidos para minimizar a absorção de nitrogênio no metal de solda, obtiveram êxitos. Devido à ênfase dada à otimização das propriedades mecânicas do metal de solda, verificou-se a necessidade de um controle preciso das fontes de nitrogênio.

O nitrogênio está presente no metal de solda sob três formas distintas:

- átomos e/ou íons intersticiais (nitrogênio livre ou dissolvido);
- nitretos (nitrogênio combinado);
- gás (nitrogênio absorvido) contido em poros [7].

Somente o nitrogênio dissolvido e o combinado afetam a microestrutura do metal de solda. Enquanto, o primeiro estabiliza a austenita e reduz a temperatura de transformação A_{c1} , o último age como sítio de nucleação durante as transformações do metal de solda, além de aumentar a temperatura A_{c1} [7].

A formação da microestrutura pode ser marcadamente influenciada pelo estado em que o nitrogênio está presente no metal de solda [47, 85, 86]. Verifica-se que o teor mínimo de nitrogênio deve ser na ordem de 20 ppm para evitar o crescimento excessivo dos grãos austeníticos primários [22]. Em teores elevados, o nitrogênio causa o endurecimento por solução sólida e por ancoramento de discordâncias (efeito do N livre), além de favorecer a formação de FP e FS (efeito do N combinado).

Pode-se notar que a discussão clara sobre a ação do nitrogênio, no metal de solda, caracteriza-se por analisar separadamente os efeitos do N livre do combinado.

A influência do nitrogênio combinado, na tenacidade do metal de solda, depende do teor de N e, também, do tipo e teor dos nitretos formados. A literatura mostra que o acréscimo do teor de nitrogênio dissolvido, no metal de solda, causa o aumento nos teores da ferrita com segunda fase e a redução do teor da ferrita acicular. A ação prejudicial do nitrogênio dissolvido pode ser suavizada com a adição dos elementos formadores de nitretos [87, 88]. Enquanto, o nitrogênio dissolvido produz nos aços de baixo carbono o fenômeno de endurecimento por solução sólida e ancoramento de discordâncias (a solubilidade na ferrita, à temperatura ambiente, é de apenas 10 ppm), Chiaverini afirma que somente acima de 100 ppm poderá causar aquele fenômeno [77].

Por outro lado, a assimilação de nitrogênio pelo metal de solda depende de alguns fatores. A absorção de hidrogênio, o aumento da corrente ou o decréscimo da velocidade de soldagem reduzem o teor de nitrogênio [89]. A presença de outros gases na atmosfera do arco, como O_2 ,

H₂ e CO₂, eleva o teor de N livre ao liberá-lo da formação de nitretos [7] e, intrinsecamente, o sistema de desoxidação afeta a sua ação [87]. O oxigênio exerce uma função essencial no mecanismo de absorção do nitrogênio, verificada na formação de NO e na absorção do N ao metal de solda. Como os óxidos se formam preferencialmente aos nitretos, as adições de elementos como Al e Ti, juntamente com o oxigênio podem, dependendo dos teores, favorecer o endurecimento do metal de solda pelo teor maior de nitrogênio livre liberado. Verifica-se ainda que o teor de nitrogênio livre é reduzido com o tratamento térmico de alívio de tensões, passando-o para a forma combinada [90] e que o teor de nitrogênio total do metal de solda aumenta com a excentricidade do revestimento, mas esse efeito desaparece com o aumento da sua espessura [7].

Oxigênio

O teor de oxigênio no metal de solda é função do teor e tipo dos elementos de liga, dos desoxidantes, da natureza e propriedades físicas das inclusões não-metálicas, da formação dos gases, dos parâmetros e do processo de soldagem, da composição química do metal base e da escória, da sua basicidade, da temperatura da poça e do tipo das reações ocorridas nesta.

O oxigênio está presente no metal de solda sob a forma de:

- solução sólida (oxigênio dissolvido);
- inclusões não-metálicas (oxigênio combinado).

Reconhecidamente o oxigênio afeta as propriedades do metal de solda independente da forma em que se apresente. O teor de oxigênio dissolvido no metal de solda não é considerado essencial, haja vista que, devido ao pouco tempo disponível para a remoção dos óxidos do metal, as inclusões terão o papel principal na formação da microestrutura [91].

Conforme enunciado anteriormente, o teor ideal de oxigênio no metal de solda depende de vários fatores. Chen e Kang [57] afirmam que o teor alto de oxigênio na solda é causado pelo limitado tempo de desoxidação da poça; prolongando a permanência da poça, o teor de oxigênio decresce. Os valores baixos ou altos de oxigênio favorecem a formação de microestruturas frágeis em prejuízo da nucleação de ferrita acicular [13, 23, 25]. Para Potapov [92], os teores ótimos de oxigênio no metal de solda de aços baixa-liga estão na faixa de 200 a 350 ppm. Deve-se notar que um alto teor de oxigênio, ou inclusões, conduz a uma tenacidade menor no metal de solda já que as inclusões funcionariam como pontos de concentração de tensões e sítios de nucleação de trincas [13]. Por outro lado, verifica-se que a adição de pó de ferro ao revestimento do eletrodo implica no aumento do teor de oxigênio no metal de solda [82]. Os métodos modernos disponíveis de determinação do teor de oxigênio não fazem a distinção entre os teores de

oxigênio dissolvido e o oxigênio combinado [58].

Em resumo, há quatro pontos básicos que identificam a ação das inclusões de óxidos na microestrutura do metal de solda [61, 93, 94, 95]. Primeiro, no desenvolvimento da microestrutura pela nucleação de FA. Segundo, teores muito baixos de oxigênio acarretam a formação de elevados teores de FS, de efeito prejudicial à tenacidade. Terceiro, teores elevados de oxigênio favorecem a formação de FP(G), de baixa tenacidade. E, finalmente, teores moderados proporcionam a formação de FA com boas propriedades de resistência ao impacto.

4.2.2. Inclusões não-Metálicas

As inclusões não-metálicas influenciam a termodinâmica e a cinética do processo de solidificação e as reações subseqüentes do estado sólido do metal de solda.

As inclusões exercem três importantes funções no metal de solda. Primeira, quando promovem a nucleação da ferrita acicular, levando à otimização da tenacidade sem perda da resistência mecânica. Segunda, quando influenciam no tamanho do grão austenítico primário. Terceira, quando são responsáveis pela nucleação de vazios durante a fratura dúctil, ou a nucleação de trincas de clivagem durante a fratura frágil. O balanço entre estes fatores conflitantes é muito difícil sem o entendimento básico dos mecanismos que os controlam.

As inclusões comumente encontradas no metal de solda serão "exógenas" ou "endógenas", dependendo da sua origem. O primeiro tipo deriva da escória, geralmente constituídas de silicatos, aluminatos e óxidos vários e se caracterizam por maiores dimensões, forma irregular e constituição complexa. O segundo é formado dentro do sistema como resultado das reações de desoxidação (óxidos) ou reações de precipitação no estado sólido (nitretos, carbonetos) [5]. As inclusões endógenas são, em natureza, heterogêneas com respeito à composição química (particularmente multifases), à forma (angular ou esférica) e às propriedades cristalográficas como resultado do sistema complexo de reações. Uma exceção é dada pelos metais de solda C-Mn, onde as inclusões de óxidos são predominantemente vítreas e esféricas [5].

A literatura mostra amplamente que o tamanho e forma, a distribuição e fração volumétrica e a composição química das inclusões não-metálicas desempenham papel fundamental na formação das microestruturas e na tenacidade do metal de solda [21, 91, 96]. Com o objetivo de permitir uma compreensão clara sobre as inclusões, cada item será tratado separadamente.

Tamanho e forma

O tamanho das inclusões é um fator importante que será determinado por vários fatores.

- **Basicidade do fluxo.** Fluxos ácidos, ou seja, que apresentem baixo índice de basicidade,

tendem a apresentar teores mais elevados de grandes sulfetos de Mn, que aqueles metais de solda produzidos com fluxos básicos.

- Teor de desoxidantes. O alumínio, em soldas obtidas pelo processo SAW e GMAW, aumenta o tamanho das partículas de óxido, o espaçamento entre si, assim como reduz sua fração volumétrica [97]. Grong et al. [50] observaram que o aumento do teor de Mn concomitantemente com a redução de Si, em metais de solda C-Mn, favoreceu o aumento do tamanho das inclusões mas, até um determinado limite, após o qual houve redução. Além disso, não constatarem mudanças significativas na distribuição das inclusões.

- Aporte térmico. Variações no aporte de calor influenciará fortemente a distribuição das partículas de inclusões, mesmo quando a composição química do metal de solda não é significativamente alterada pelas condições de soldagem [43].

Por outro lado, a forma das inclusões pode ser alterada pelo desoxidante usado. Verificou-se que, empregando unicamente teores altos de manganês, muitas inclusões exibiram a morfologia dendrítica, enquanto em teores baixos se apresentaram esféricas [54].

A influência do tamanho e forma das inclusões não-metálicas no metal de solda é ativa em determinadas situações. Barbaro et al. [43] verificaram que as inclusões muito pequenas não agem como sítios efetivos de nucleação da ferrita acicular. Outros pesquisadores [31] ratificaram essas observações e afirmaram que os maiores grãos austeníticos primários serão, também, co-autores na formação da ferrita acicular. Deve-se notar que, independente do tamanho da inclusão, a nucleação da FA das inclusões é sempre energeticamente menos favorável que a nucleação da FP(G) [26, 35, 93]. Surian et al. [4] verificaram que mantendo constante a composição química (inclusive o teor de nitrogênio), a resistência mecânica e os teores dos microconstituintes, a maior resistência ao impacto era associada aos menores teores e tamanhos das inclusões não-metálicas. Potapov [92] ampliou essas observações e reafirmou que a tenacidade do metal de solda é influenciada pelo teor e forma geométrica das inclusões. As inclusões de forma globular são favoráveis à tenacidade. As inclusões de forma irregular (ex. Al_2O_3) conduzem a tenacidades menores, quando em tamanho grande, pois funcionam como concentradoras de tensão no momento da aplicação de uma carga externa. Assim, para atenuar esse efeito, é desejável que essas inclusões estejam em tamanho pequeno e dispersas. Noutro exemplo, as inclusões de sulfetos são prejudiciais à resistência ao impacto devido à sua forma geométrica e à sua propriedade de baixo ponto de fusão. Porém, as partículas de óxidos suspensos na poça de fusão ajudam a dissolver o enxofre, formando então um composto de oxi-sulfeto e suavizando os efeitos negativos da segregação do enxofre: se não há inclusões de óxidos, o enxofre se precipita no último estágio de solidificação do líquido saturado com a sua segregação. Neste caso,

formam-se filmes de sulfetos e resultando, finalmente, em baixos valores de energia ao impacto no metal de solda.

Distribuição e fração volumétrica

A fração volumétrica bem como o número total de inclusões não-metálicas em metais de solda ferrosas são usualmente maiores que para aços fundidos (tipicamente na ordem de 10^2 - 10^9 partículas por mm^3) devido ao limitado tempo disponível para o crescimento e separação das partículas. Por esta razão, as inclusões no metais de solda são significativamente pequenas em dimensões (normalmente menor que $1 \mu\text{m}$) e mais finamente dispersas [5].

Um dos efeitos das inclusões não-metálicas na formação da microestrutura é limitar o crescimento da ferrita de segunda fase pela barreira mecânica oferecida pela presença da FA [38]. Porém, o teor de inclusões elevado produz tamanhos de grãos austeníticos pequenos (maior teor de ferrita primária) e menor teor de FA. No entanto, verificou-se que embora as inclusões maiores sejam mais efetivas na nucleação da FA comparativamente às inclusões pequenas, o aumento do seu número deverá reduzir a temperabilidade do metal de solda com a formação mais favorável da FP(G) em prejuízo à nucleação da FA [85] além de acarretar uma baixa tenacidade devido a elas atuarem como concentradores de tensão e sítios de nucleação de trincas [13]. Comprova-se também que o aumento do teor de inclusões no metal de solda ao C-Mn e baixa-liga provoca um abaixamento no patamar superior da curva de impacto charpy-V [4, 61, 93, 98]. Diante desse efeito prejudicial do número excessivo de inclusões tem-se pesquisado a utilização de metais terras raras, visando otimizar a tenacidade do metal de solda. Shiliang et al. [12] verificaram que a adição do ítrio produz um efeito forte na redução do teor de inclusões não-metálicas e otimizando a resistência ao impacto a baixas temperaturas, com a vantagem adicional de manter inalterada a resistência à tração no metal de solda.

A distribuição das inclusões pode determinar a disponibilidade de sítios de nucleação; dependendo do tamanho dessas inclusões podem produzir diferentes efeitos. Liu e Olson [68] sugerem que as inclusões não só podem efetivamente barrarem os contornos dos grãos austeníticos, mas também prover sítios de nucleação de ferrita acicular devido à combinação ótima da distribuição e tamanho das inclusões. Esses efeitos da distribuição das inclusões podem explicar o refinamento observado com a adição de elementos químicos que segregam e desestabilizam os contornos dos grãos e, assim, reduzem a formação da ferrita de contorno de grão - exemplo do boro - conseqüentemente permitindo maior formação de produtos intergranular como a ferrita acicular [31].

Composição química

Apesar do valor do teor das inclusões sobre a microestrutura do metal de solda, há pesquisadores [42] que consideram a composição química da inclusão mais importante que a sua fração volumétrica na nucleação da ferrita acicular.

As microanálises por raios-X confirmam que as inclusões são compostas por diversas fases complexas e que, para efeito de simplificação, aceita-se que as inclusões sejam basicamente formadas de óxidos. A superfície desses óxidos pode ser composta por MnS e TiN (figura 14). A precipitação dessas fases ocorrem após o término das reações de desoxidação, ou seja, na solidificação, quando as reações são favorecidas pelo enriquecimento de soluto no líquido interdendrítico [3]. Os pesquisadores [43, 78, 83] salientam que a presença dessa camada de MnS na superfície das inclusões pode impedir a nucleação da ferrita acicular.

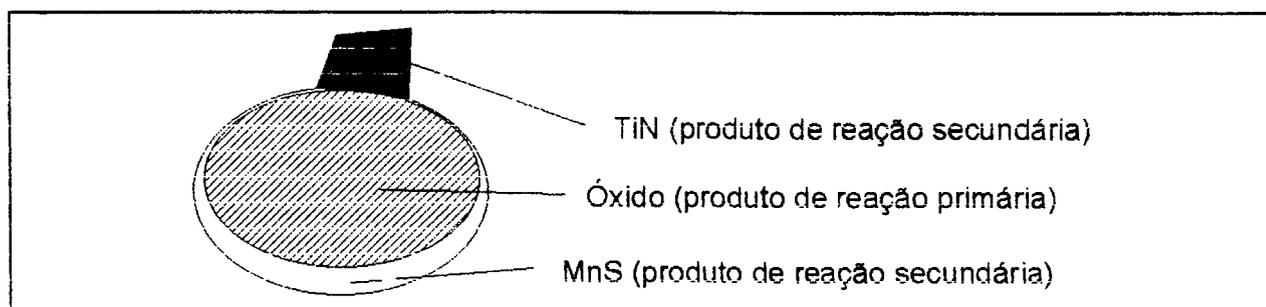


Figura 14 - Esquemática de uma inclusão de óxido no metal de solda [3].

A composição química das inclusões é afetada pelo teor de oxigênio [61], mas sua formação é de notória complexidade. Apesar dos óxidos de titânio serem supostos termodinamicamente mais estáveis que os nitretos de titânio, este último é o primeiro a se formar na fase líquida [67].

Dessa revisão de literatura nota-se a importância do estudo dos efeitos das inclusões sobre a formação da microestrutura. No entanto, é difícil comparar os resultados obtidos por diversos autores que utilizaram diferentes técnicas de soldagem, consumíveis e condições operacionais. Isso transparece quando se procura separar as exatas funções de diferentes variáveis, como a temperabilidade da matriz, tamanho, forma e distribuição das inclusões. Além disso, acredita-se que os efeitos das inclusões na nucleação da ferrita acicular podem ser provavelmente secundários diante de outras variáveis, como a composição química do metal de solda e a taxa de resfriamento. Essas últimas variáveis podem ter mais influência na formação da ferrita acicular

que as inclusões não-metálicas [25].

Em resumo, os efeitos das inclusões podem ser resumidos em quatro pontos:

- as inclusões controlam o tamanho do grão austenítico e a nucleação da ferrita;
- teores baixos de oxigênio facilitam o crescimento da FS;
- teores intermediários de oxigênio favorecem a formação da FA;
- teores elevados de oxigênio favorecem a formação da FP(G).

4.2.3. Modo de Solidificação

Existem dois modos de solidificação:

- a) em ferrita δ ;
- b) em austenita γ .

A solidificação do metal de solda C-Mn e baixa liga normalmente ocorre pelo crescimento epitaxial da ferrita δ , sob uma frente celular, em direção à linha central de fusão. Nesse processo, o crescimento do grão envolve o arranjo de átomos da fase líquida no substrato cristalino existente, sem alterar a orientação cristalográfica. No posterior resfriamento do metal de solda, inicia-se a nucleação da austenita nos contornos dos grãos de ferrita δ delineando a formação dos grãos austeníticos colunares. Mas, deve-se considerar que a presença das inclusões, o crescimento competitivo entre os grãos austeníticos, alinhando-os na direção normal do fluxo de calor, e a mudança na orientação das isoterma com o tempo pelo movimento da fonte de calor podem fazer com que o eixo maior do grão austenítico seja distinto dos grãos de ferrita δ [26].

Entretanto, o modo de solidificação em ferrita δ pode ser alterado para a solidificação γ [26] pelo aumento:

- de elementos estabilizadores da austenita, tais como C, N, Mn, Ni;
- da taxa de resfriamento.

A formação da austenita diretamente da fase líquida é desaconselhável por três razões [26]:

- as inclusões maiores tendem a localizar-se preferencialmente nos vértices da fase líquida que originam as linhas de segregação durante o avanço da interface sólido/líquido (figura 15). Logo, quando da formação da austenita diretamente da fase líquida, as inclusões se localizarão notavelmente nos contornos dos grãos, com efeitos negativos sobre a microestrutura final, dada a nucleação favorável da ferrita de contorno de grão em detrimento da formação da ferrita acicular (figura 16a) [26]. Sugden e Bhadeshia [34] mostram que a cinética de formação da FP(G) é retardada pela maior segregação de elementos de liga neste modo de solidificação.

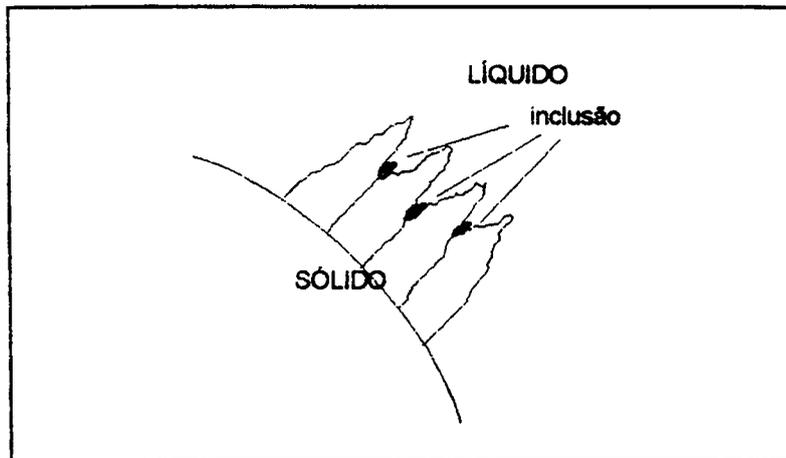


Figura 15 - Localização das inclusões durante o avanço da interface sólido/líquido.

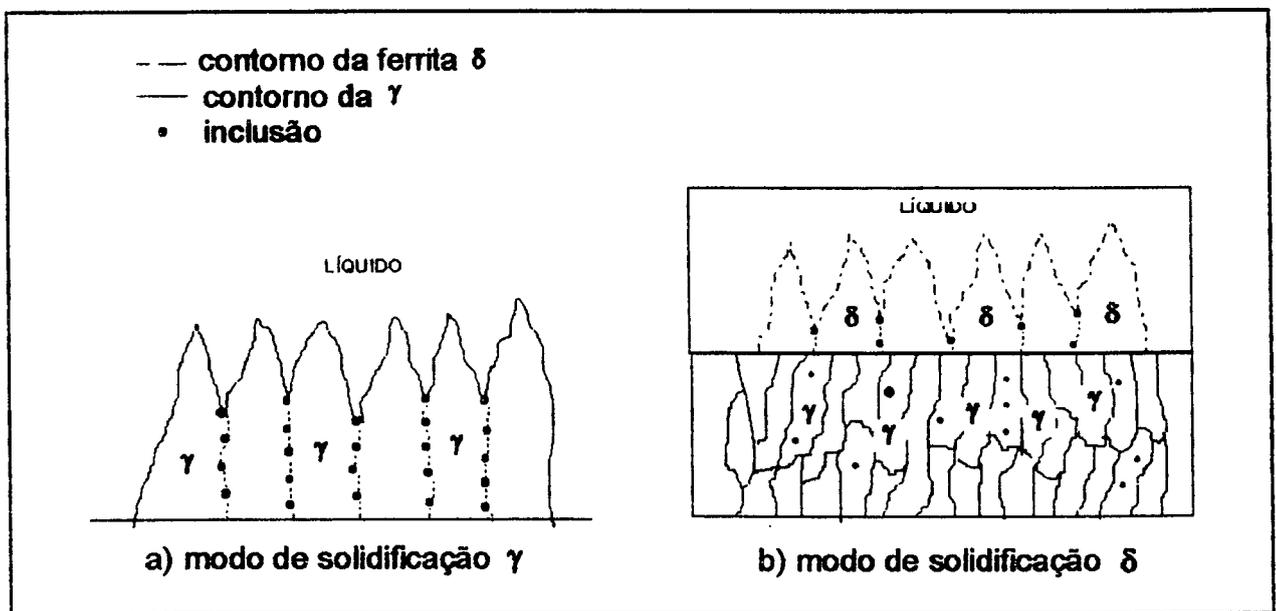


Figura 16 - Modos de solidificação em metais de solda C-Mn e baixa liga.

- a formação de grãos γ relativamente maiores comparados aos formados pelo modo de solidificação δ , devido à presença reduzida das inclusões na matriz [5]. No caso do modo de solidificação δ , os grãos austeníticos, da transformação subsequente, atravessam os contornos dos grãos δ , permitindo a presença das inclusões no interior dos grãos e ainda removendo os traços da estrutura dos grãos de ferrita δ (figura 16b);

- qualquer segregação é em maior escala, comparativamente ao modo de solidificação δ , pois a taxa de difusão dos elementos substitucionais é maior na ferrita do que na austenita [26].

4.2.4. Tamanho do Grão Austenítico

A determinação do tamanho do grão austenítico (coluna austenítica), dada pela largura, e a forma são de importância fundamental sobre a microestrutura e as propriedades mecânicas no metal de solda [26]. Enquanto a decomposição da austenita é um processo competitivo entre as transformações de fase no contorno e interior do grão austenítico, o seu tamanho determina as proporções dos vários produtos de transformação. É comprovado por diversos pesquisadores [24, 25, 26, 43] que o tamanho reduzido do grão colunar apresenta teor maior de ferrita primária - especificamente, ferrita de contorno de grão - por unidade de área analisada e, conseqüentemente, menor teor de ferrita acicular. Essa diferença de comportamento pode ser explicada em termos da densidade de sítios de nucleação e do subresfriamento usando a teoria clássica da nucleação. Devido ao fato da nucleação sempre iniciar pelos contornos dos grãos, aqueles grãos com tamanho reduzido necessitarão de menor subresfriamento para a nucleação, comparado aos grãos grosseiros. Dallam e Olson [41] verificaram que o tamanho maior do grão austenítico promovia a formação de elevados teores de ferrita acicular de tamanho pequeno. Mas, revelaram que a redução no tamanho do grão de FA associada com o crescimento do grão austenítico não é claro.

Os fatores que influenciam o tamanho e a forma do grão austenítico colunar são deveras importantes. Porém, a predição do tamanho do grão colunar tem sido infrutífera nos trabalhos científicos pelas dificuldades em gerar um modelo matemático [26]. Os principais fatores que afetam o tamanho e forma do grão colunar são:

Inclusões não-Metálicas

Baseando-se em observações de diversas inclusões não-metálicas formadas durante a desoxidação, é razoável assumir que partículas possam existir na poça fundida antes do processo de solidificação [5].

A presença de fortes sítios de nucleação na frente da interface de solidificação possibilita o refinamento da microestrutura de solidificação (e assim menor tamanho do grão colunar) através da nucleação heterogênea de novos grãos no metal de solda. Por meio da extrapolação da teoria do crescimento do grão, assume-se naturalmente que as inclusões não-metálicas comuns em metais de solda controlam o tamanho do grão austenítico [26]. A efetividade das partículas para agirem como nucleantes depende de vários fatores. Através de experimentos têm se confirmado que o refinamento da microestrutura do metal de solda pode ser obtido pelo uso de inoculantes (carbetos de titânio) introduzidos na poça fundida [39]. Grong e Matlock [5] supõem que o refinamento similar dos grãos austeníticos pode ser obtido através do controle da composição química da inclusão e da sua densidade pela seleção de um procedimento adequado de desoxidação.

Teor de elementos de liga

Conforme visto no item 4.2.1, alguns elementos influenciam no tamanho do grão austenítico, por exemplo o Mn e o C.

Teor de oxigênio

O teor de oxigênio influi diretamente na formação das inclusões.

Crescimento epitaxial

Embora a função do crescimento epitaxial do grão no desenvolvimento da estrutura do grão colunar do metal de solda seja reconhecida há muitos anos, pouca atenção tem sido dada a esse mecanismo quando se discute as reações de transformação do estado sólido em metais de solda C-Mn e baixa-liga [50].

O tamanho do grão austenítico colunar deve se correlacionar com o tamanho de grão da região não-fundida da solda, seguindo o processo chamado de crescimento epitaxial (figura 17).

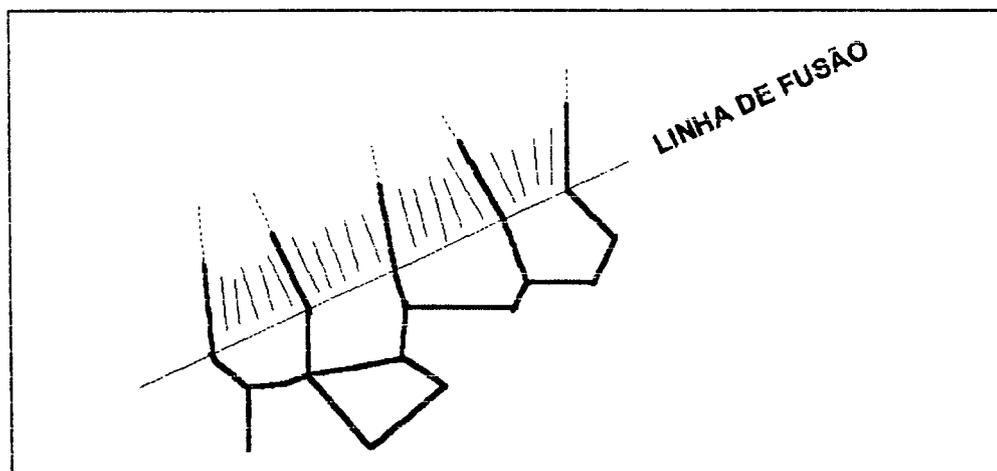


Figura 17 - Representação esquemática do crescimento epitaxial.

Crescimento competitivo

Como visto anteriormente, a estrutura do grão próximo da linha de fusão da solda é dominada pelo mecanismo de crescimento epitaxial. Na região da solda em si, entretanto, a estrutura do grão é governada pelo mecanismo conhecido como crescimento competitivo. Durante a solidificação, os grãos tendem a crescer na direção perpendicular à interface sólido/líquido, visto que esta é a direção do gradiente máximo de temperatura e, conseqüentemente, a máxima força motriz da solidificação. Entretanto, os grãos apresentam direções preferenciais próprias de crescimento, por exemplo, $\langle 100 \rangle$ para metais que solidificam em CCC e CFC. Portanto, durante a solidificação, os grãos que apresentam suas direções preferenciais de crescimento com a direção

do gradiente máximo de temperatura crescerão mais facilmente e impedirão aqueles grãos que desviem da direção preferencial (figura 18).

Posição de soldagem

É sabido que a deposição do cordão de solda na posição plana causa a anisotropia da estrutura do grão austenítico colunar. Já em soldagem na posição vertical ascendente, os grãos adotam uma orientação na qual desaparece a anisotropia na seção transversal, tendendo a uma estrutura equiaxial [26, 99]. Além desses fatores citados, sabe-se que o teor de elementos de liga, o aporte térmico e os parâmetros de soldagem também exercem influência.

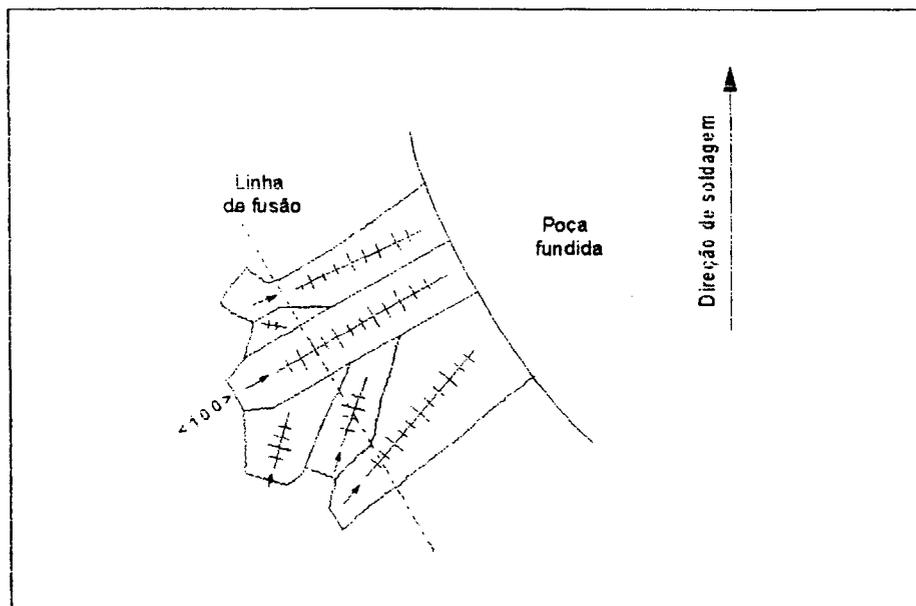


Figura 18 - Crescimento competitivo na região fundida.

4.2.5. Ciclo Térmico

O conhecimento do ciclo térmico da zona fundida é de importância reconhecida para a determinação quantitativa da microestrutura. A mudança do aporte térmico não somente afeta o tempo de resfriamento, mas também exerce influência na composição química (devido ao seu efeito sobre o sistema de desoxidação), na distribuição e tamanho das inclusões, na microestrutura de solidificação e no tamanho do grão austenítico primário do metal de solda. Esse ponto é freqüentemente ressaltado quando se discute os efeitos do aporte térmico e da taxa de resfriamento sobre a cinética das transformações do metal de solda. Os efeitos da taxa de resfriamento, entretanto, não são limitados às transformações do estado sólido, mas também afeta o processo de solidificação. O aumento da taxa de resfriamento reduz a largura dos grãos

austeníticos [59]. Deve-se ressaltar que o comportamento térmico do metal de solda é visto ser completamente diferente daquele do metal de base, mesmo considerando que a composição química nominal não foi significativamente alterada pelo processo de soldagem [5].

Na soldagem, $\Delta t_{8/5}$ é definido como o tempo necessário para uma região particular da solda resfriar de 800° a 500 °C. No caso do fluxo de calor tri-dimencional (soldagem de chapas espessas) , $\Delta t_{8/5}$ será aproximadamente proporcional ao aporte térmico:

$$\Delta t_{8/5} = 5 \eta E \quad (5)$$

onde η é a eficiência do arco (0 - 1), E é a energia imposta (kJmm^{-1}) e $\Delta t_{8/5}$ é tempo de resfriamento em segundos.

A eficiência de energia no arco depende do processo de soldagem, para o processo com eletrodo revestido situa-se entre 0,65 e 0,8. Além disso, $\Delta t_{8/5}$ poderá ser levemente alterado pelas variações na condutividade térmica do aço.

Farrar e Harrison [31] ressaltam que a influência principal da taxa de resfriamento é sobre o grau de subresfriamento para a transformação que, diretamente afeta a força motriz para a reação γ - α . Em outro artigo, Harrison e Farrar [25] postularam um modelo microestrutural que combina os fatores: temperabilidade e grau de subresfriamento, considerando a presença de sítios de nucleação favoráveis para as diferentes transformações no metal de solda, e verificaram que o aumento da taxa de resfriamento pode favorecer a formação de FS ou a FA, a depender da composição química do metal de solda.

CONTROLE SOBRE A MICROESTRUTURA E AS PROPRIEDADES MECÂNICAS

5.1. Considerações

Conforme percebeu-se até aqui, foram discutidos os mecanismos e conceitos que as indústrias de consumíveis utilizam para aperfeiçoar e criar novos produtos para o mercado consumidor. Não custa reforçar que esses conhecimentos não são claramente divulgados por razões de interesse mercadológico.

Na elaboração do composto do revestimento até a fase final de entrega do eletrodo revestido, o fabricante assume a responsabilidade em manter os níveis exigidos pelas normas de classificação dos consumíveis. É uma fase crucial. Porém, conforme a utilização do consumível, poderão ser obtidos resultados otimizados ou mesmo insatisfatórios. Assim, este capítulo tem como objetivo principal orientar o usuário de eletrodos revestidos ao C-Mn-Ni a otimizar a relação tenacidade/resistência mecânica. Verificar-se-á, no decorrer desse capítulo, que as condições de soldagem exercem papel ativo sobre a composição química e a formação da microestrutura no metal de solda.

5.2. Influência da Morfologia dos Eletrodos Revestidos

Serão discutidos neste item os efeitos dos seguintes fatores sobre a microestrutura e as propriedades mecânicas da solda:

- diâmetro do eletrodo;
- fator de revestimento;
- composição do revestimento;
- aquecimento do eletrodo.

5.2.1. Diâmetro do Eletrodo

O aumento do diâmetro do eletrodo, para a mesma geometria da junta, reduz o número de camadas necessárias ao seu preenchimento e a área recristalizada da solda. Wegrzyn [98] verificou que a tenacidade obtida com eletrodos de diâmetro igual a 6,0 mm foi reduzida em 40% comparada ao uso de eletrodos de diâmetro igual a 4,0 mm, mantida a técnica de soldagem sem tecimento. Evans [100], usando eletrodos AWS E7018, observou que a variação do diâmetro do eletrodo de 3,25 mm a 6,0 mm conduziu ao aumento da largura do grão colunar, ao lado do

espessamento dos seus veios de ferrita; nenhuma alteração significativa na composição química, na resistência mecânica e resistência à fratura frágil foi observada, mas sim uma queda da resistência à fratura dúctil, mais acentuada em teores baixos de manganês (0,6%). Essas constatações foram atribuídas às diferenças nos teores de região recristalizada. Certificou-se, ainda, que em teores altos de Mn (1,0; 1,4 e 1,8%), os teores dos microconstituintes permaneceram constantes, independentemente da variação do diâmetro do eletrodo; em teores baixos de Mn (0,6%), os teores de FP(G) e FS foram aumentados com a elevação do diâmetro do eletrodo. Wegrzyn [101] verificou, em metais de solda (0,1 %C; 0,7 %Mn e 0,35 %Si), que o aumento do diâmetro do eletrodo conduziu a teores maiores de FP(G) e FS. Complementando essas observações, afirma-se que o aumento do diâmetro do eletrodo reduz o total de gases (N_2 e O_2) no metal de solda pela maior proteção do revestimento, mesmo considerando a adição de oxigênio proveniente da queima do revestimento [46, 102] e que a utilização de menor diâmetro proporciona maior concentração de energia no arco e assim maior penetração e menor largura do cordão de solda, independentemente do tipo de corrente [7].

5.2.2. Fator de Revestimento

O fator de revestimento afeta a posição de soldagem, a transferência de metal e o teor de hidrogênio do metal de solda. A composição requerida no metal de solda controla, de certa forma, o fator de revestimento. Por exemplo, a adição de pó de ferro exige o aumento do fator de revestimento para se manter a composição química no revestimento. Por outro lado, isso gera dificuldade no manuseio do eletrodo, particularmente em soldagens fora de posição e em fundo de chanfro. Mostra-se, ainda, que o valor ótimo do fator de revestimento para eletrodos básicos de 4,0 mm de diâmetro está situado entre 1,55 e 1,65 [7].

5.2.3. Composição do Revestimento

O revestimento do eletrodo é usado para gerar a proteção gasosa e controlar os teores de elementos de liga no metal de solda. Há várias referências de revestimento de eletrodos na literatura, embora poucas sejam diretamente ligadas à tenacidade do metal de solda [32]. Conforme já vem se discutindo, a função de um determinado constituinte se torna difícil de verificar quando se observa as variações intrínsecas com os outros constituintes adicionados. Há trabalhos científicos que pecam na interpretação dos resultados quando estes são generalizados e não observam a influência dos compostos dos revestimentos. Evans [80] declara que seus experimentos foram conduzidos com o mesmo composto básico, embora não especificado em seus trabalhos. As propriedades de escória, viscosidade, salpicagem, estabilidade de arco são

marcadamente influenciadas pelos compostos adicionados ao revestimento. Bonizewski [82] verificou que a redução do silício a nível inferior a 0,2% reduz a operacionalidade do eletrodo. Farias [7] mostrou que o tipo de fonte de energia influencia a estabilidade do arco e que isto está diretamente ligado à composição do revestimento. Além disso, Farias reporta a importância da composição do revestimento sobre a estabilidade do arco, a temperatura média da gota, o calor latente de fusão, o calor específico do metal líquido e sobre a queda de tensão no ânodo ou no cátodo (dependendo da polaridade). Os desoxidantes usados, na maioria das vezes não discriminados nos trabalhos publicados, podem alterar marcadamente os resultados.

A adição de elementos de liga que favoreçam a formação de determinados microconstituintes é um exemplo de como se pode influir na microestrutura e propriedades mecânicas do metal de solda. Verifica-se que o pó de ferro, adicionado ao revestimento, reduz a proteção gasosa do arco, com conseqüente aumento da absorção de nitrogênio e oxigênio ao metal de solda [82]. Além disso, o tipo de revestimento direciona o uso do eletrodo a uma aplicação específica. Assim, há um balanceamento de compromissos que os compostos do revestimento devem assumir. Os eletrodos celulósicos, por exemplo, são visados para a soldagem de raiz e em posição vertical de aços que não tenham susceptibilidade de trincas a frio, enquanto os eletrodos básicos são recomendados para a soldagem de aços de difícil soldabilidade e nos casos onde o controle das propriedades mecânicas da junta é um fator determinante.

5.2.4. Aquecimento do Eletrodo

O aquecimento do eletrodo durante a soldagem pode representar uma importante variável na formação da microestrutura e, por conseguinte, nas propriedades mecânicas da solda. Ao mesmo tempo que o eletrodo se aquece, por efeito Joule, à temperatura da ordem de 100 °C, a redução deste efeito pela diminuição do seu comprimento é compensada pela elevação da sua resistividade (ρ). Bracarense e Liu [103] constataram mudanças significativas na composição química e nas propriedades mecânicas ao longo do cordão de solda. Verificaram que o aquecimento do eletrodo alterou o tamanho das gotas transferidas à poça. No início da soldagem, com o eletrodo "frio", formavam-se pequenas; no progressivo aquecimento, maiores gotas tornavam-se predominantes. As gotas menores, por terem maior razão de superfície/volume, favorecem as reações de desoxidação e, conseqüentemente, maiores perdas de Si e Mn e o aumento do teor de inclusões. Eles mediram variações do limite à ruptura de 207 MPa (30 ksi) em metais de solda com eletrodos AWS E7018 e 8% (Mn) e 21% (Si) com eletrodos AWS E12018.

5.3. Influência dos Parâmetros de Soldagem com Eletrodos Revestidos

Verifica-se que os parâmetros de soldagem afetam as transformações alotrópicas da escória durante o resfriamento e as variações da cinética do crescimento da camada de óxido existente entre a superfície do metal de solda e a escória. A menor velocidade de resfriamento favorece a formação de fases cristalinas contra a componente vítrea, facilitando a destacabilidade da escória [7]. Além disso, os parâmetros e as técnicas de soldagem exercem influência marcante sobre a solda, particularmente sobre a geometria do cordão e, particularmente, sobre a tenacidade. Vários estudos empíricos e teóricos, baseados na teoria clássica do fluxo de calor, têm sido elaborados visando relacionar os parâmetros de soldagem com a geometria da solda [7]. A intensidade de corrente é mantida em valores que não permitam o superaquecimento do revestimento. Os estudos mostram que a corrente afeta a concentração e a intensidade de energia, a penetração, a largura e o reforço da solda. O aporte térmico exerce uma influência importante na formação das inclusões não-metálicas: o tamanho das inclusões é fundamentalmente controlado pelo tempo disponível para o seu crescimento na poça fundida [3].

5.3.1. Tipo de Corrente

Conforme a polaridade e o tipo de corrente empregados, pode-se alterar as propriedades mecânicas do metal de solda. Os efeitos da corrente sobre os teores de nitrogênio, oxigênio, tamanho da ZAC, estabilidade e geometria do cordão de solda são objetivos de interesse à pesquisa.

Os efeitos da corrente, no teor de nitrogênio, estão diretamente correlacionados com a composição química e a disponibilidade de oxigênio no metal de solda. A tendência geral é se verificar a redução do teor de nitrogênio com o aumento da corrente, mas até um limite onde ocorre a sua estabilização [89]. Verifica-se ainda que o teor de nitrogênio mantém uma correlação direta com o oxigênio. Os resultados experimentais normalmente mostram que na soldagem em corrente contínua, polaridade positiva, obtém-se maior resistência ao impacto comparada à obtida em corrente contínua, polaridade negativa: em CC- há maior absorção de nitrogênio [56, 104]. Surian constatou, em metais de solda AWS E7016-1, maior absorção de nitrogênio usando CA em relação à CC+. Porém, van Nassau [102] ressalta que, com um comprimento de arco pequeno, as diferenças de teores de N entre CC+ e CC- se tornam desprezíveis.

A composição química do metal de solda pode ser alterada significativamente conforme o tipo de corrente usada. Estudos mostram, para o eletrodo AWS E7018, que o teor de manganês é 0,07% menor em CA do que em CC+ [7]. Surian e Bonizewski [75] usando o mesmo eletrodo verificaram que este valor era 0,08%, além de notarem que a resistência mecânica foi maior em

CA, explicando isso pelo fato que em CA, o teor de nitrogênio fora maior em 40 ppm com relação à CC+.

A figura 19 mostra o efeito do tipo de corrente sobre o teor de nitrogênio e a tenacidade do metal de solda.

Por outro lado, Losano [56] verificou que em polaridade direta (CC-) resultava numa ZAC maior em relação ao uso da polaridade inversa, com valores intermediários em CA. Esses resultados, por sua vez, são de grande importância, na medida que uma ZAC maior possibilita maiores teores de região recristalizada no entalhe Charpy-V e, conseqüentemente, maior tenacidade. Além disso, observou uma diferença pouco significativa do tamanho do grão da região recristalizada, no metal de solda, com a mudança do tipo de corrente e polaridade do eletrodo AWS E7016 e E7018 e que o arco foi mais estável em CC- com eletrodos AWS E7016 e em CC+ para o eletrodo AWS E7018.

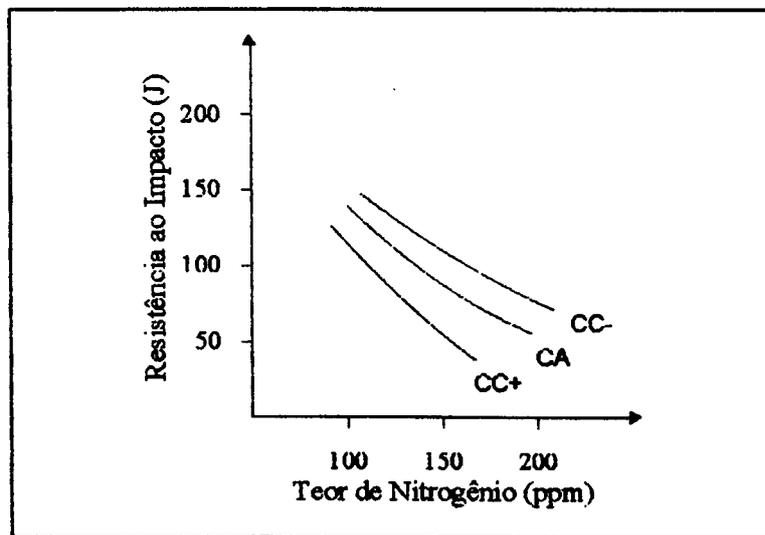


Figura 19 - Variação da resistência ao impacto a $-50\text{ }^{\circ}\text{C}$ com eletrodo AWS E7016 [56].

Sobre a geometria da solda, verifica-se que o aumento da intensidade de corrente proporciona uma elevação da intensidade de energia e conseqüentemente maior escavação do arco e penetração da solda. Na soldagem a arco submerso, tem-se maior penetração quando a peça é o anodo e menor quando passa a ser o catodo [7]. Em relação à largura do cordão de solda, em corrente contínua, nota-se o aumento progressivo com a corrente até um valor crítico, a partir da qual começa a diminuir - em corrente alternada verifica-se pouco efeito da variação desse tipo de corrente sobre a largura da solda - e, independente do tipo de corrente e polaridade, o reforço

é diretamente proporcional à corrente de soldagem. Porém, os ensaios comprovam que o reforço é maior quando o eletrodo passa a ser o cátodo, e menor quando em ânodo [7].

5.3.2. Tensão de Soldagem

A tensão de soldagem, em última análise, correlaciona-se com o comprimento do arco. O principal efeito da mudança do comprimento do arco é sobre a proteção gasosa: comprimentos maiores de arco resultam em absorções maiores de oxigênio e nitrogênio da atmosfera. Verifica-se também o aumento da oxidação das gotas transferidas à solda. Abson [104] concluiu que a mudança para CC- resultou em maiores teores nitrogênio e oxigênio que em CA. Também observou uma redução nos teores de Mn e Si. A microestrutura no metal de solda não sofreu influência marcante.

Como, na prática, a tensão varia numa pequena faixa, seus efeitos são menores quando comparados aos da corrente. Com maior comprimento de arco tem-se maior tensão. Isto implica numa maior largura do cordão e numa menor penetração. Com uma tensão elevada, o arco é mais largo e incide numa área maior no metal fundido [7].

5.3.3. Velocidade de Soldagem

A variação na velocidade de soldagem modifica diretamente o aporte de calor, supondo-se as demais condições constantes (I , V , T_0 e T_1). Mantida a geometria da junta, a redução da velocidade de soldagem diminui o número total de passes para enchê-la e aumenta a área recristalizada da solda. Evans [76] verificou, em metais de solda com eletrodos AWS E7018, que a redução da velocidade, resultou em teores menores de FA, maior largura do grão colunar, dos veios de FP(G) e no tamanho da FA. Concluindo, Evans notou que uma rápida velocidade da soldagem não é recomendável, visto que teores maiores de Si e, possivelmente, oxigênio são retidos na solda. Por outro lado, uma velocidade baixa demais conduz à menor resistência ao impacto por favorecer a formação de uma estrutura grosseira da região recristalizada, o que impõe limites ao aumento desta para favorecer a tenacidade, pela redução da velocidade.

5.3.4. Temperatura de Pré-Aquecimento e Interpasse

Um método conveniente para alterar a microestrutura do metal de solda, mantendo o mesmo consumível e o aporte térmico, é controlar a temperatura de pré-aquecimento e de interpasse. O efeito direto deste método é influenciar a taxa de resfriamento do metal de solda.

Evans [105] verificou que, em metais de solda com eletrodos AWS E7018, a elevação da temperatura de interpasse (T_i) entre 20 e 300 °C, aumenta o teor e o tamanho dos grãos de FA,

aumenta a largura da FP(G), a resistência ao impacto e a área da região colunar, cedendo lugar à região recristalizada. Porém, notou que a 300 °C, a região recristalizada se tornou grosseira e favorável à redução da resistência mecânica. Os teores de silício e manganês experimentaram uma queda com a elevação da T_i . Outros trabalhos [32, 64] confirmam essas observações.

Verifica-se ainda que a temperatura de pré-aquecimento não influi na absorção de nitrogênio pelo metal de solda [102].

5.3.5. Posição de Soldagem

A mudança da posição de soldagem pode ter efeitos importantes na tenacidade do metal de solda. Normalmente, a tenacidade decresce na ordem da posição plana, horizontal, sobre-cabeça para a vertical ascendente. Deve-se considerar ainda que para a mesma geometria da junta, as regiões recristalizadas poderão ser diferentes devido à técnica de soldagem. Verificou-se [32] que, devido à menor velocidade de soldagem, foram obtidos melhores resultados de resistência ao impacto na posição vertical ascendente comparativamente à posição plana. As alterações na resistência ao impacto com a posição de soldagem são atribuídas às diferenças no aporte térmico, mas há pesquisadores que atribuem estas alterações a outros fatores [32]. Evans [99] observa teores maiores de carbono, manganês, silício e a altura maior do cordão de solda na soldagem em posição vertical ascendente, além de teores menores de nitrogênio para o mesmo aporte térmico quando comparado com a posição plana. Outros pesquisadores [102] salientam que a posição de soldagem sobre-cabeça leva à maior absorção de nitrogênio pelo metal de solda em relação à posição plana, devido à maior velocidade de soldagem.

5.3.6. Tipo de Junta

O tipo de junta determina o número de passes necessários para preenchê-la. A soldagem multipasse configura alterações nas propriedades mecânicas ao longo dos passes pelos efeitos das diferenças de diluição, sobreposição dos passes, energia absorvida, proporção entre as regiões colunares e recristalizada, tamanho de grão da região recristalizada e endurecimento por precipitação. Um dos efeitos imediatos da deposição dos cordões de solda é sobre a mensuração da tenacidade. A localização do entalhe Charpy-V na solda é de importância fundamental [76]. Devido às flutuações nos resultados obtidos pelo ensaio Charpy-V, valoriza-se o ensaio CTOD. Porém, a tenacidade obtida pelo CTOD assim como pelo Charpy-V não são comparáveis: enquanto o primeiro trata unicamente da energia para início da fratura, o último é também função da energia da propagação da fratura.

A geometria da junta afeta diretamente a técnica de soldagem. Evans [106], comparando

dois tipos diferentes de juntas (AWS A5.5-69 e ISO 2560), verificou que o corpo de prova AWS favoreceu a redução da σ_e , σ_r e dos teores de carbono, manganês e silício. Além disso, a junta influencia as condições operacionais de soldagem (por exemplo, na destacabilidade da escória). Quanto menor o ângulo da junta, mais difícil é a remoção da escória [7].

5.3.7. Tecimento

Um dos fatores que dificultam o maior controle e o entendimento sobre a relação microestrutura e propriedades mecânicas é a técnica de soldagem. Evans [76] verificou que o tecimento provocou a redução da resistência mecânica assim como os teores de C, Mn e Si.

Van Nassau [102] atribuiu as variações nos teores de nitrogênio, na faixa de 60 a 140 ppm, às diferentes técnicas de tecimento.

Outro ponto importante do tecimento é sobre a diluição, que afeta diretamente a composição química do metal de solda.

5.4. Tratamento Térmico Posterior do Metal de Solda

Os tratamentos térmicos de normalização e de alívio de tensões são comumente usados após a soldagem de aços C-Mn e baixa-liga [107, 108]. A temperatura tipicamente usada no tratamento térmico de alívio de tensões está na faixa de 550 ° a 650 °C e para o tratamento de normalização na faixa de 880 ° a 1050 °C.

Em princípio, a otimização da tenacidade do metal de solda pode ser obtida com o tratamento térmico de pós-aquecimento, com as vantagens da:

- redução das tensões residuais;
- recozimento;
- revenimento da martensita;
- remoção do hidrogênio;
- recristalização do metal de solda.

O efeito do tratamento térmico de alívio de tensões (TTAT) em solda de múltiplos passes com eletrodo revestido contendo C (0,05-0,15%) e Mn (0,6-1,8%), à 580 °C/2h, foi analisado por Evans [108]. Desse estudo permitiu-se retirar importantes conclusões:

- o TTAT exerce um efeito benéfico sobre a tenacidade de metais de solda com teores baixos de C (0,05%) e Mn (0,6%), e uma ação prejudicial em teores altos de C (0,15%) e Mn (1,8%). Em teores médios de C e Mn nenhuma constatação foi significativa.

- a dureza e a resistência à tração obtidas foram menores em relação àquelas medidas na condição "as-welded".

- o TTAT pode causar a relaxação, esferoidização de carbonetos assim como a precipitação de carbonetos nos contornos dos grãos, proporcionando efeitos positivos ou negativos, a depender da composição química do metal de solda e o tempo de duração do tratamento térmico.

Complementando as observações de Evans, outros pesquisadores concluíram que:

- o TTAT provoca a redução da tenacidade e da dureza e que as melhores propriedades de impacto para eletrodos com 3,5 %Ni são obtidas após TTAT a 580 °C; o aumento dessa temperatura provocou uma redução da resistência mecânica do metal de solda [4, 74].

- o TTAT reduziu sensivelmente o teor de nitrogênio livre, no metal de solda, pela precipitação de nitreto e/ou carbonitreto [90].

Os efeitos do reaquecimento sobre a tenacidade serão fortemente dependentes da composição química do metal de solda [5]. Alguns estudos confirmam a influência da composição química sobre os efeitos do TTAT. Abson e Evans [48] verificaram que o TTAT, variando o Mn na faixa (0,6 - 1,7%) em metais de solda C-Mn, reduz substancialmente a resistência mecânica, mas exerce pouca influência na tenacidade em teores baixos de manganês (1%), enquanto em teores altos de manganês (> 1,5%) há uma melhora substancial da tenacidade. Além disso, observaram que os elementos microligantes auxiliam na manutenção da resistência mecânica durante o TTAT.

A redução da tenacidade pode ser atribuída a:

- reações de endurecimento por precipitação de carbonitreto na ferrita pelos elementos V, Nb e Ti.

- segregação de elementos de impurezas (P, Sn) nos contornos dos grãos da austenita primária.

A possibilidade de segregação de elementos de impurezas nos contornos dos grãos de austenita primária, durante TTAT, aumenta com a espessura da chapa, devido ao maior tempo para aquecê-la. Além disso, a microestrutura grosseira é considerada mais susceptível à fratura intergranular comparada à microestrutura de grão fino devido à menor área de contorno de grão disponível para absorção dos elementos de impurezas.

METODOLOGIA EXPERIMENTAL.**6.1. Organização dos Experimentos**

No sentido de estudar a influência do magnésio metálico, adicionado no revestimento, sobre a microestrutura e as propriedades mecânicas do metal de solda C-Mn-Ni, utilizou-se eletrodos experimentais com variações sistemáticas de Mn, Fe-Si, pó de ferro e magnésio em dois fatores de revestimento e usando-os em CC+ e CA.

As análises e os ensaios realizados compreenderam:

■ Ensaios Mecânicos.

- Tração;
- Dureza Vickers;
- Charpy-V a -60 °C, -70 °C e -101 °C.

■ Análises Metalográficas.

- Macrografia;
- Metalografia Quantitativa;
- Tamanho de Grão Austenítico.

■ Análises Químicas.

- Teor de C, Mn, Si, S, P, Ni e elementos residuais.
- Teor de oxigênio e nitrogênio.

Ensaios Radiográficos.

6.2. Materiais Empregados

Para analisar e separar os fatores que controlam o desenvolvimento da microestrutura é essencial o controle da composição química dos eletrodos experimentais. A diluição com o metal base foi controlada pela técnica de amantejamento, conforme item 6.4.2.

6.2.1. Metal de Base

Utilizou-se chapas de aço ABNT 1020 com 19 mm de espessura e suporte (S), de mesmo aço, com 10 mm de espessura.

6.2.2. Caracterização dos Consumíveis

Foram usados, nesse estudo, eletrodos experimentais fornecidos pela Conarco - Argentina. São eletrodos básicos, de baixa-liga, ao Ni. O diâmetro foi de 5,0 mm e os fatores de revestimento de 1,60 e 1,72. A formulação do revestimento foi direcionada para garantir os requisitos da composição química do metal depositado do eletrodo da classe AWS E7016-C2L, da norma AWS A5.5-81 [72]:

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

Adicionou-se elementos de liga, neste caso Mn e Ni, sob a forma metálica, respectivamente em percentuais de (0,8 - 1,5) e (7,4 - 9,4). O silício foi adicionado na forma de Fe-Si, com 40% Si (4,5 - 6,5%).

A seleção desse eletrodo se justifica:

- na classe dos eletrodos experimentais especificados na norma AWS A5.5-81, este é o que apresenta as exigências mais rígidas quanto a resistência ao impacto charpy-V (27J a $-101^{\circ}C$);
- permite a utilização em CC+ e CA;
- apresenta o revestimento mais fino que o AWS E7018-C2L, permitindo então uma variação maior do fator de revestimento sem comprometer a sua operacionalidade.

Além disso, foi escolhido um diâmetro grande - 5,0 mm -, para se ter condições mais severas de estudo em relação à tenacidade.

O sistema de desoxidação foi caracterizado pela presença do magnésio no revestimento, em diferentes teores de 2,0 a 8,0%.

A composição química (% em peso) da alma do eletrodo foi a seguinte:

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

A variação do teor de magnésio no revestimento foi contrabalançada com a adição de pó de ferro e com alterações nos elementos de liga (Mn e Fe-Si), para que os teores (% em peso do revestimento) dos constituintes minerais (76,9% do peso do revestimento) se mantivessem constantes em:

$1,0\% SiO_2; 16,0\% CaF_2; 9,0\% TiO_2; 1,4\% K_2O; 1,0\% Na_2O;$
 $2,5\% Zr_2O; 46,0\% CaCO_3$

Os teores destes constituintes foram mantidos constantes, em todos os eletrodos, com o propósito de restringir e estudar as possíveis causas de transferências do Mn e Si ao metal de solda unicamente em função das variações dos teores de magnésio. Reconhece-se que os compostos geradores de gases - provenientes dos constituintes minerais do revestimento - podem

alterar a força e a geometria do arco, conseqüentemente a geometria da solda. A tabela 4 apresenta os eletrodos experimentais a serem usados, codificados em A, B, C, D, E, F, G e H, com a respectiva composição química dos demais constituintes do revestimento.

Eletrodo	%Mg	%Fc	%Mn	%Fc-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	4,5	7,4	1,72

Tabela 4 - Composição química dos constituintes no revestimento.

O número de corpos de prova soldados foi dezesseis, sendo oito em CC+ e oito em CA, para cada eletrodo experimental.

6.3. Ensaios e Instrumentos Usados

O seccionamento do corpo de prova, a montagem das chapas e o chanfro foram realizados conforme mostram as figuras 20 e 21.

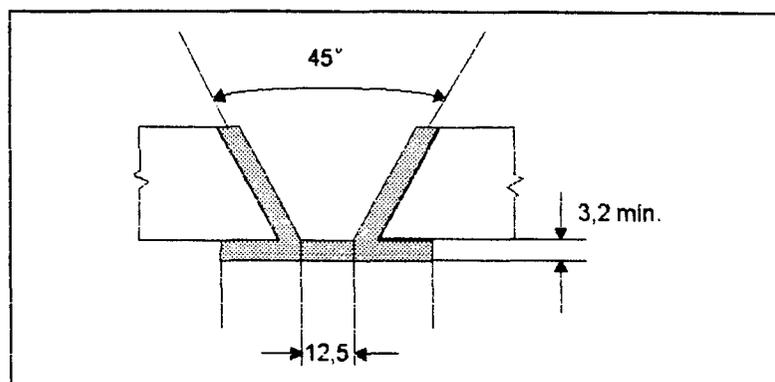


Figura 20 - Preparação do chanfro e do "amanteigamento".

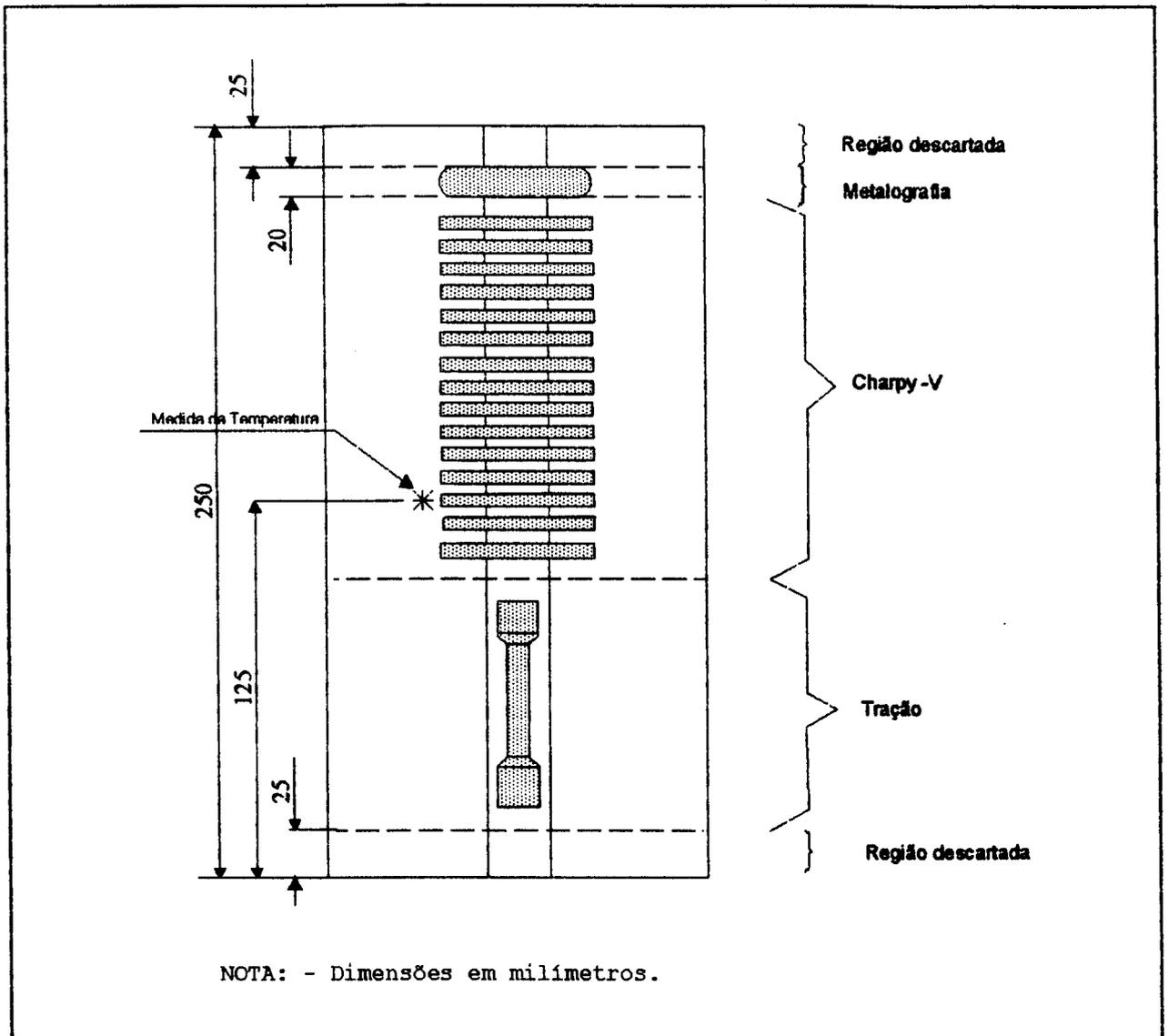


Figura 21 - Posicionamento dos corpos de prova.

6.3.1. Ensaios Mecânicos

Os ensaios mecânicos foram realizados de acordo com a norma AWS A5.5-81 [72] e com a ISO.

6.3.1.1. Dureza

Foram realizadas medidas de dureza Vickers com carga de 10 kgf (HV_{10}), ao longo do eixo transversal vertical da solda. A primeira medida foi tomada a 2,0 mm da superfície, no último passe. O intervalo entre as medidas foi de 2,0 mm.

6.3.1.2. Tração

Os corpos de prova destinados ao ensaio de tração, mostrados na figura 22, foram

ensaiados em uma máquina universal de tração tipo UMH-30, de capacidade máxima 30 t, à temperatura ambiente, com velocidade de carregamento de 1 kgf/mm^2 por segundo. Determinou-se a estrição (S), o alongamento (A), a tensão de escoamento (σ_e) e a tensão limite de resistência à tração (σ_r). A extração do corpo de prova de tração foi no sentido longitudinal do metal de solda.

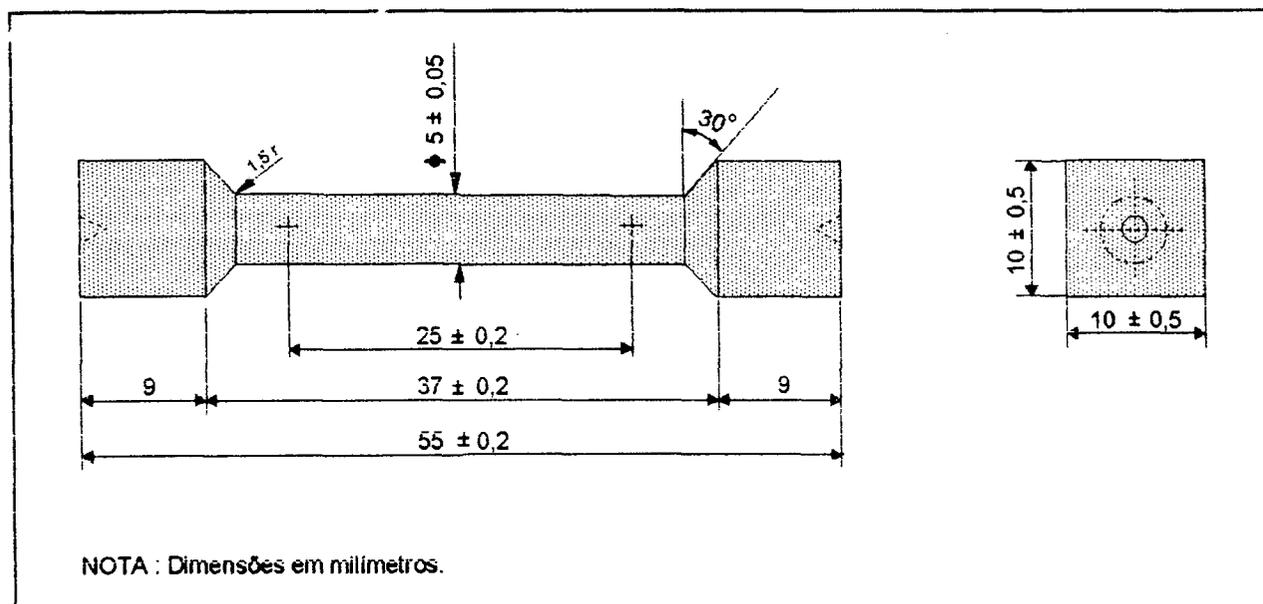


Figura 22 - Corpo de prova de tração "minitrac".

6.3.1.3. Impacto Charpy-V

As amostras para Charpy-V foram usinadas com o entalhe posicionado transversalmente à região central da solda, de acordo com a prescrição da norma AWS A5.5-81 [72] (figura 23). Os ensaios foram realizados nas temperaturas de $-60 \text{ }^\circ\text{C}$, $-73 \text{ }^\circ\text{C}$ e $-101 \text{ }^\circ\text{C}$. Utilizaram-se, em média, cinco corpos de prova para cada temperatura de ensaio. Seguindo as recomendações da norma AWS A5.5-81 [72], desconsiderou-se os limites inferior e superior para a determinação da média dos valores de energia de impacto.

A máquina utilizada foi o modelo TINIUS OLSEN, de capacidade máxima 358 J e escala 2 J. O resfriamento dos corpos de prova foi obtido mergulhando-os em álcool etílico em um refrigerador modelo Multi-cool da FTS dotado de três compressores, em série, de gás Freon-12. A temperatura limite desse refrigerador era $-125 \text{ }^\circ\text{C}$. Foi obedecida a variação de $\pm 1 \text{ }^\circ\text{C}$ para cada temperatura de ensaio ($60 \text{ }^\circ\text{C}$, $-73 \text{ }^\circ\text{C}$ e $-101 \text{ }^\circ\text{C}$). O controle da temperatura foi feito com termopar colocado próximo aos corpos de prova e acoplado a um indicador digital, aferido antes

dos ensaios. O intervalo de tempo entre a retirada do corpo de prova do refrigerador e a sua colocação na máquina charpy-V foi inferior a 5 s, obedecendo-se as normas que regem os ensaios de impacto, em todos os corpos de prova.

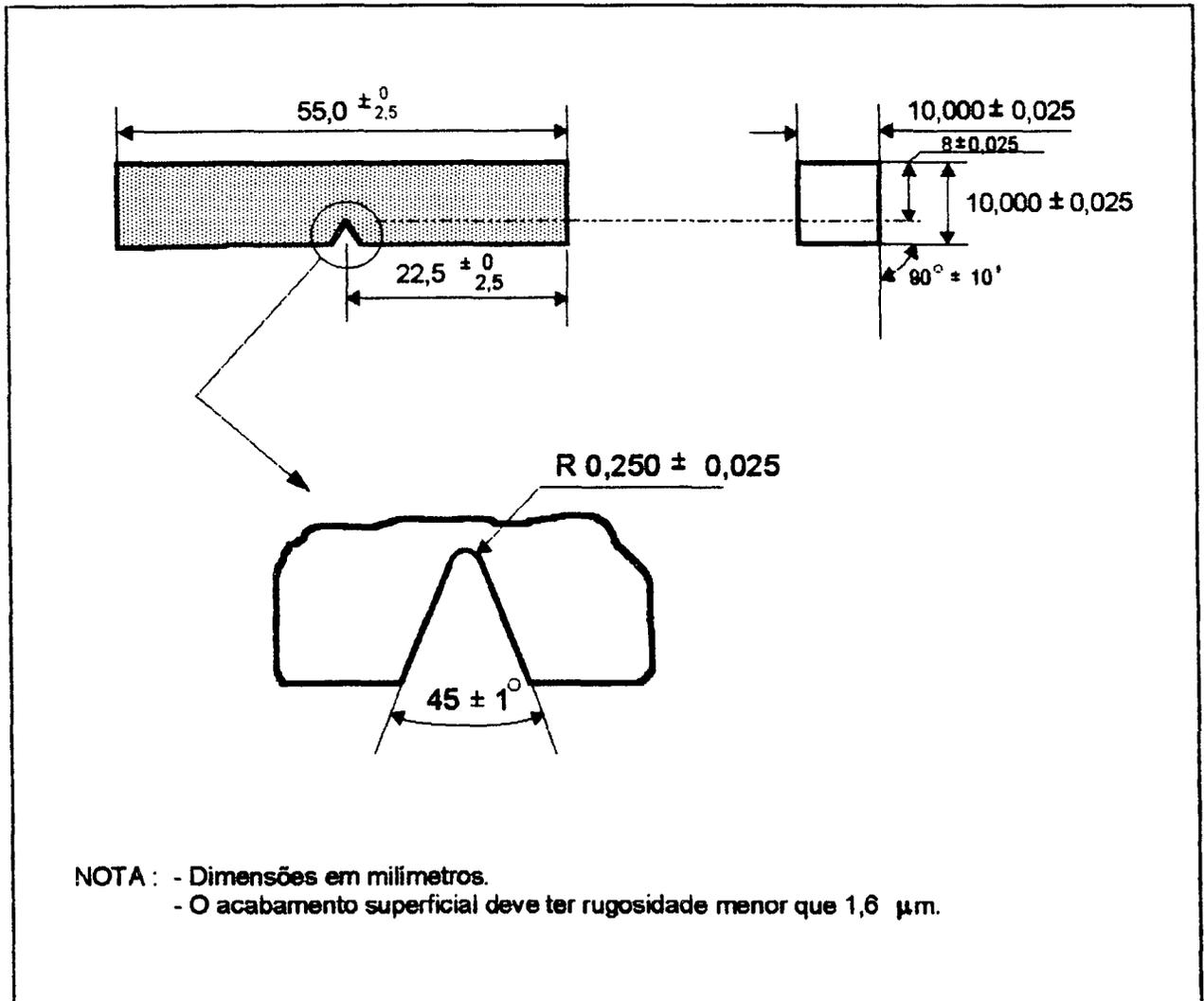


Figura 23 - Detalhes do corpo de prova de impacto charpy-V.

6.3.2. Metalografia

De cada corpo de prova foi retirada uma seção transversal de 10 mm para as análises metalográficas. Realizaram-se as seguintes análises:

- Determinação das percentagens de zona colunar e refinada ao longo do eixo central da solda, onde se localizou o entalhe do corpo de prova charpy-V. As medidas foram realizadas no microscópio ótico.

- Medição da largura do grão austenítico primário, na região colunar do último passe.

- Quantificação da microestrutura da zona colunar do último passe de acordo com o procedimento do IIW [18].

A técnica metalográfica consistiu em lixar as amostras do metal de solda até a lixa de número 600, e a seguir polir sucessivamente em pasta de diamante de 6 μm , 3 μm e 1 μm . Os ataques metalográficos foram feitos com Nital 2%. Foram tiradas 9 (nove) micrografias, na região colunar do último passe de solda, de cada corpo de prova. A figura 24 mostra esquematicamente o posicionamento das micrografias realizadas.

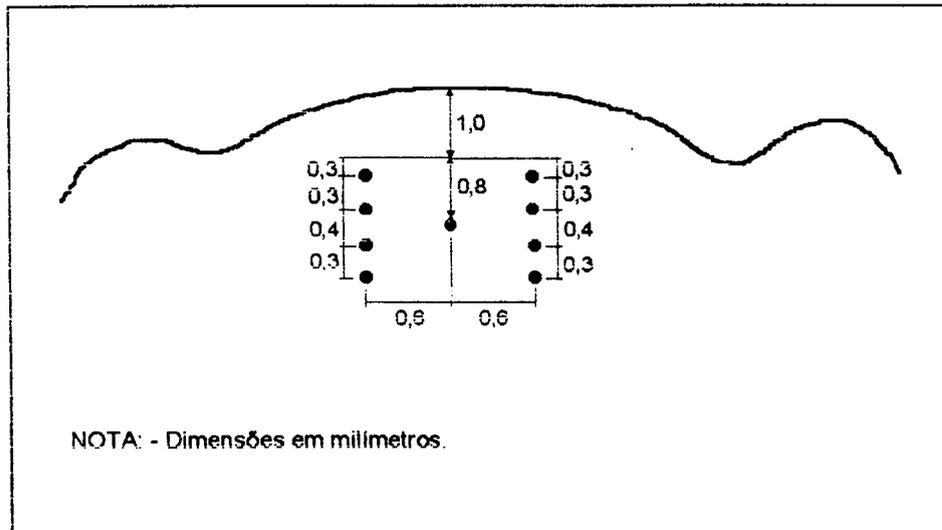


Figura 24 - Posicionamento das micrografias no último passe da solda.

6.3.2.1. Macrografia

Os CP's para macrografia, após o lixamento, foram atacados com Nital 2% para a revelação da macroestrutura e analisados a olho nu.

6.3.2.2. Microscopia Ótica

Usou-se microscópio ótico universal para análise das microestruturas do metal de solda.

6.3.2.3. Quantificação das Microestruturas

A quantificação foi seguida pelo procedimento do IIW [18]. Sinteticamente, o método consiste em reconhecer o tipo de estrutura presente em cada ponto de cruz da retícula indicada na figura 25. Assim, para um número total de pontos varridos, determina-se o percentual relativo de cada microconstituente. Utiliza-se uma tela quadriculada colocada sobre a micrografia, de

aumento de 100X no microscópio e posteriormente de 5X na ampliação da foto, totalizando então 500X. Para otimizar a contagem dos 1040 pontos de cada foto (em total de 144 fotos) foi elaborado um "software" (anexo I). Ao operador bastava pressionar uma tecla e, assim, percorrer a foto. Ao final, era emitido um relatório com os percentuais das microestruturas contabilizadas.

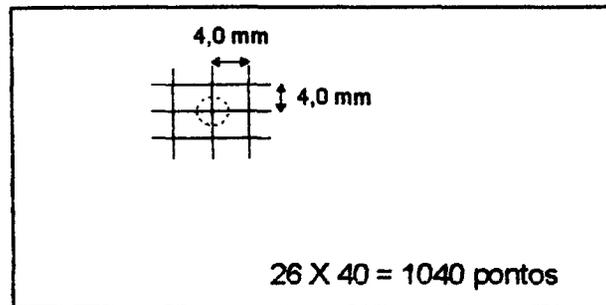


Figura 25 - Detalhe da tela de quantificação.

6.3.2.4. Tamanho de Grão Austenítico

A literatura ao se referir ao tamanho do grão austenítico colunar, na verdade, refere-se à sua largura. Neste trabalho, mediu-se a largura dos grãos austeníticos colunares pelo método das interseções lineares, diretamente no microscópio com 50X de aumento. A distância percorrida foi de 250 mm sobre a micrografia projetada ou 5 mm na região colunar do último cordão depositado. A largura média dos grãos é dada pela expressão:

$$l_m = \frac{l_f}{(n_f + 1) * A} \quad (6)$$

onde l_m é a largura média ou tamanho procurado; l_f é o comprimento percorrido, n_f é o número de interseções anotadas no comprimento l_f e A é o aumento dado no microscópio. Adequando essa fórmula às condições adotadas neste trabalho, tem-se:

$$l_m (\mu m) = \frac{5000}{n_f + 1} \quad (7)$$

6.3.3. Análises Químicas

As análises químicas do metal depositado foram realizadas em amostras retiradas de cada corpo de prova; alma dos eletrodos e do metal de solda.

Corpos de Prova (CP's)

As análises químicas nos CP's foram realizadas por espectrometria em quantômetro de aciaria em amostras de 25 por 25 mm. O teor de carbono foi determinado pelo LECO.

Alma dos Eletrodos

As análises foram realizadas pelo método clássico (via úmida). A determinação do teor de carbono foi realizado em LECO.

Metal de Solda

As análises foram realizadas na região central da secção transversal da solda onde se localiza a cabeça do corpo de prova de tração, por espectrometria em quantômetro de aciaria. Os teores de nitrogênio e oxigênio foram determinados no LECO, em corpos de prova 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. O teor de carbono foi analisado pelo determinador de carbono do tipo LECO.

6.3.4. Teores de Oxigênio e Nitrogênio

Obteve-se os teores de oxigênio e nitrogênio em corpos de prova usinados na cabeça dos corpos de prova de tração rompidos.

6.3.5. Ensaio Radiográficos

Todos os corpos de prova foram submetidos à análises radiográficas. Os requisitos de sanidade (grau 1) especificados pela norma AWS A5.5-81 [72] foram atendidos.

O reforço foi removido para a execução dos ensaios radiográficos. As irregularidades na superfície e na raiz foram retiradas por usinagem de modo a não confundir com algum possível defeito no metal de solda.

6.3.6. Equipamento de Soldagem

Na soldagem dos corpos de prova foi utilizada como fonte de energia, um transformador retificador com as seguintes características:

Fabricante:	Oerlikon - Argonarc
Modelo:	AD 360 WR
Tensão em vazio (U_0):	74 V
Corrente nominal (I_n):	300 A $\cos \varphi = 0,72$ a $I = 280A$

A figura 26 mostra o equipamento usado para a execução das soldagens.

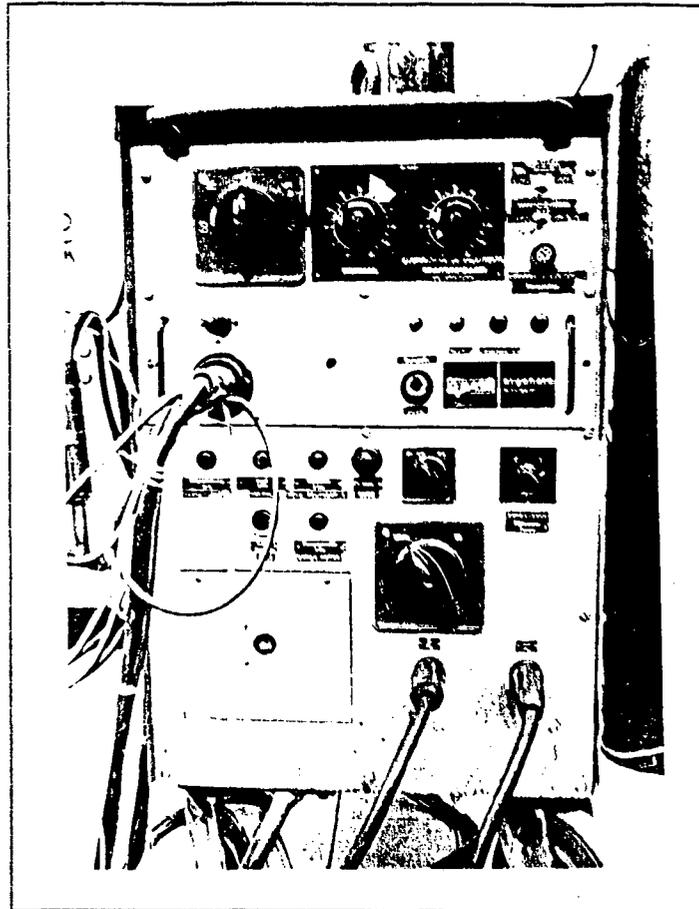


Figura 26 - Detalhe da fonte de energia AD 360 WR.

6.4. Procedimentos Experimentais

As soldagens foram realizadas manualmente, pelo mesmo soldador, em corrente contínua polaridade inversa e em corrente alternada, sempre na posição plana. Os parâmetros de soldagem são apresentados na tabela 5.

I_{ef} (A)	V_{ef} (V)	ϑ_s (mm/s)	E (kJ/mm)
200	24 - 26	3,0	1,60 - 1,73

Tabela 5 - Parâmetros de soldagem utilizados.

6.4.1. Secagem dos Consumíveis

Os eletrodos, após retirados da embalagem, foram secados a 265 ± 15 °C por uma hora, imediatamente antes de serem utilizados.

6.4.2. Amanteigamento

As chapas e o suporte que compõem o corpo de prova foram "amanteigados" (figura 20) com os eletrodos experimentais, na posição plana, antes de serem montados em definitivo. A técnica de amanteigamento consiste em depositar uma camada de metal de solda (usando os eletrodos experimentais) sobre o metal de base (chapas e suporte).

6.4.3. Deposição do Cordão de Solda

Antes da realização da soldagem, as chapas foram fixadas de modo a limitar o empenamento no máximo a 5°, conforme exigência da norma AWS A5.5-81 [72].

O sentido da deposição do cordão de solda foi mantido constante durante todo o tempo. Quando interrompida a soldagem, permitiu-se o resfriamento à temperatura ambiente. Ao reiniciar a soldagem, procedeu-se o pré-aquecimento. A deposição dos cordões de solda foi feita com dois passes nas duas primeiras camadas e as demais com três. Os passes foram feitos sem tecimento.

6.4.4. Temperatura de Pré-Aquecimento e Interpasse

As temperaturas de pré-aquecimento (T_p) e interpasse (T_i) foram mantidas na faixa de 95 °C a 105 °C. A monitoração dessas temperaturas foi feita através de termopar.

6.4.5. Tratamento Térmico de Alívio de Tensões

Foi realizado a 580 °C por uma hora. O aquecimento dos corpos de prova, a partir da temperatura ambiente, está descrito na esquematizado na figura 27. Os CP's foram mantidos no forno, após o TTAT, até a temperatura alcançar 300 °C.

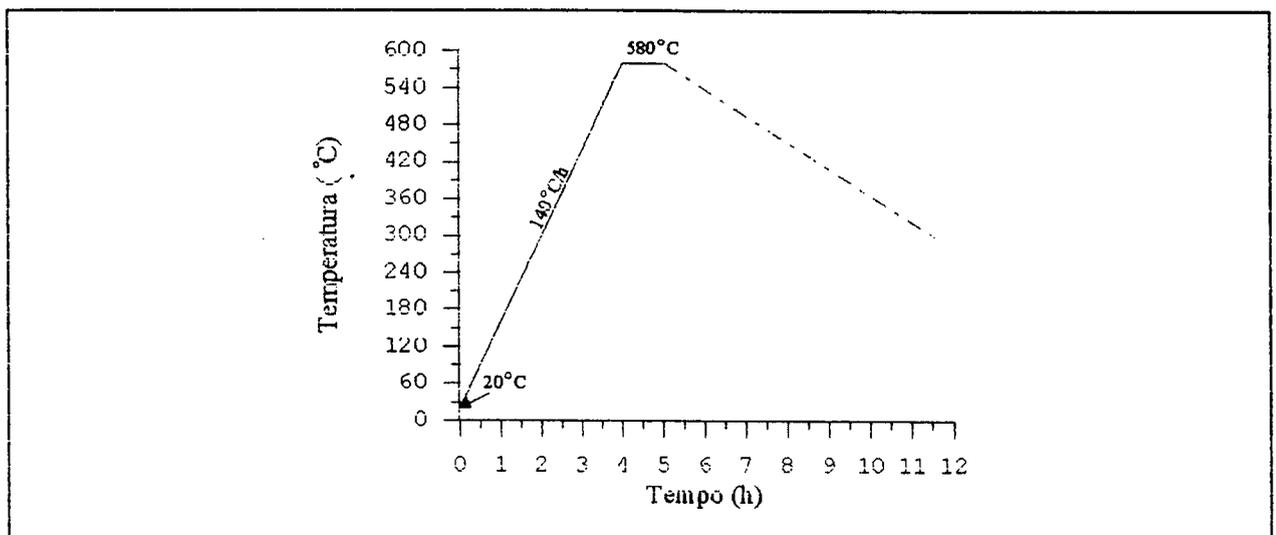


Figura 27 - Gráfico do tratamento térmico de alívio de tensões.

RESULTADOS E DISCUSSÃO

7.1. Composição Química

A composição química da alma dos eletrodos e do metal de base é apresentada na tabela 6.

Considerando que os teores máximos admitidos de carbono, pela norma AWS A5.5-81 [72], para eletrodos AWS E7016-C2L e AWS E8016-C2 são 0,05 % e 0,12%, respectivamente, pode-se afirmar que os teores obtidos neste trabalho foram altos (entre 0,050 e 0,104%) (tabela 7). Como possíveis conseqüências disto tem-se:

a) alteração do modo de solidificação (ao favorecer o modo γ), conforme visto na figura 12 (deve ser ressaltado que os teores de Ni, um elemento considerado gamagêneo, são altos (~ 3,25%) e que as velocidades de resfriamento da solda são elevadas);

b) menor largura dos veios da FP(G) (ao retardar o seu espessamento);

c) aumento da resistência mecânica, principalmente, em metais de solda que contém teores altos de elementos de liga [26, 29, 71].

Como os teores de Ni, nos metais de solda em estudo ($\approx 3,5\%$) estão quase no limite da norma AWS A5.5-81 [72], supõem-se que a tolerância à adição de C sobre a resistência ao impacto seja baixa. Outro ponto que merece atenção é o teor notadamente maior de C em metais de solda de CA, independente do fator de revestimento. Não parece haver influência significativa no teor de C pelo fator de revestimento (figura 28).

Sobre os teores obtidos de Mn (0,65 - 0,74%), pode-se afirmar que estão próximos dos valores ideais à tenacidade encontrados por Alekseev [70] (0,5 %Mn; 3,1 %Ni). Conforme conclusão deste pesquisador, a otimização da resistência ao impacto é alcançada com teores baixos de Mn ($\approx 0,5\%$) e teores altos de Ni ($\approx 3,1\%$). Verificou-se que, em CC+, geralmente os valores de Mn foram menores do que em CA (tabela 7). Contrariamente, alguns pesquisadores [75] verificaram, usando eletrodos ao C-Mn, teores maiores. Cabe salientar, que foram realizadas, em separado, soldagens em almofada, conforme a especificação da norma AWS A5.5-81 [72], para levantar a composição química. Essas soldagens foram feitas com tecimento (baixa velocidade de soldagem) e, em CA, observou-se teores menores de Mn, Si e C em comparação às soldagens sem tecimento (alta velocidade de soldagem), realizadas nos corpos de prova deste trabalho. A baixa velocidade de soldagem geralmente provoca uma maior oxidação dos elementos

redutores no arco [76].

Os teores de Si obtidos (0,32 - 0,41 %) neste trabalho foram altos e estão próximos do valor máximo permitido em metais de solda C-Mn-Ni com 3,5 %Ni, especificados pela norma AWS A5.5-81 [72]. Mas, deve-se considerar que a discussão sobre o teor ideal de Si é complexa: em metais de solda com menores teores de elementos de liga, como o caso do C-Mn, pode-se aceitar teores de Si na faixa de 0,20 a 0,50 %, sem afetar consideravelmente a resistência ao impacto [53]. Sabe-se que o Si é prejudicial à tenacidade, mesmo em pequenas concentrações, pela formação de A-M [53]. Por outro lado, não é recomendável teor abaixo de 0,2 %Si no metal de solda, para evitar a porosidade e a dificuldade de soldagens fora de posição [82]. Enfim, os teores elevados de Si obtidos foram devidos ao uso de altos teores de Si no revestimento (Fe-Si) e à alta velocidade de soldagem empregada (≈ 18 cm/min).

Os teores de Ni obtidos (3,07 - 3,53 %) corresponderam à expectativa inicial (da fase de formulação do composto). Conforme mostra a literatura [31, 80, 81], teores acima de 3,5 %Ni conduzem à formação de microfases, com efeitos prejudiciais à tenacidade. Outro ponto positivo dos teores de Ni alcançados neste trabalho é o fato dos teores de Mn estarem próximos dos ideais para esta composição de metal de solda. Pode-se observar ainda, neste trabalho, a tendência de obtenção de teores maiores de Ni em CA (tabela 7). Mas, não há dados na literatura pesquisada que façam referência à esta observação. O rendimento de transferência do Ni não sofreu alteração com o teor de magnésio (figura 29).

Os teores de P e S estão dentro dos limites aceitáveis pela norma AWS A5.5-81 [72] e pela literatura [78, 79].

Realça-se ainda a eficiência do sistema de desoxidação empregado e o teor ótimo de oxigênio (≈ 250 ppm) obtido no metal de solda (tabela 8). Para Potapov [92], os teores ideais de oxigênio em metais de solda de baixa-liga estão na faixa de 200 a 350 ppm, enquanto para Barbaro et al. [43], na faixa de 150 a 350 ppm. Estes teores ótimos asseguram a formação favorável de ferrita acicular. A análise subjetiva comparando micrografias tiradas de inclusões não-metálicas não permitiu qualquer interpretação conclusiva (anexo V).

Os teores de nitrogênio foram considerados excelentes (tabela 8). Devido ao pequeno comprimento de arco utilizado, os teores foram baixos, da ordem de 75 ppm, afastando a hipótese do endurecimento por solução sólida pelo nitrogênio livre. A figura 30 mostra que os teores de N apresentam tendência de redução com o aumento do fator de revestimento. Isto concorda com dados obtidos por Erokhin [109]. Um fator de revestimento maior oferece ao arco mais proteção contra a atmosfera. O tipo de corrente aparentemente não exerceu influência sobre o teor de nitrogênio. Percebe-se uma propensão de aumento do teor de nitrogênio com o oxigênio

(figura 31).

7.2. Desoxidação

A seleção de uma satisfatória formulação do revestimento é o ponto inicial ao desenvolvimento de um consumível. Neste trabalho, evitou-se usar elementos - Al e Ti - que, apesar de terem alto poder de oxidação, pudessem se transferir parcialmente ao metal de solda, reduzindo a sua tenacidade. Por outro lado, as reações de desoxidação, que ocorrem durante a passagem de metal, influem também na transferência de elementos de liga do revestimento e nos seus teores ideais na solda. A importância do oxigênio no metal de solda é reconhecida. Um teor baixo de oxigênio é desejável, mas o teor ótimo não é zero. A presença das inclusões não-metálicas no metal de solda é essencial à nucleação da ferrita acicular.

O efeito do fator de revestimento sobre a transferência dos desoxidantes é um aspecto importante. Constatou-se nesse trabalho que o aumento do fator de revestimento praticamente não influenciou o rendimento de transferência do Mn (figura 32), mas elevou o do Si (figura 33) e tendeu a reduzir os teores de oxigênio no metal de solda de CA (figura 34). Deve-se salientar que, a adição de Mn e Si no revestimento foi progressivamente reduzida com o crescente teor de magnésio (admitindo o poder de desoxidação do magnésio superior ao do Si e do Mn). No entanto, observou-se que a redução de Mn no metal de solda, acompanhou o aumento de Mg no revestimento até 6,0 %. Para 8,0 %Mg, o teor de Mn depositado aumentou, conforme mostra a figura 35. Este aumento do teor de Mn na solda, com o Mg (6,0 a 8,0%), indica que a redução dos teores de Mn no revestimento não foi suficiente para corresponder ao seu decréscimo na solda. Como o Mg é um desoxidante mais forte que o Si, a adição de teores progressivamente maiores de Mg resultou em menores teores de oxigênio para reagir com o Si.

Para o equilíbrio do sistema de desoxidação, deve-se considerar, ainda, o efeito do Si, pois as reações de desoxidação dadas pelos elementos - Mn, Mg e Si - são competitivas. A figura 36 mostra os teores de Si e Mg no revestimento em função do teor de Si no metal de solda. A redução de Si no revestimento conduziu à redução de Si no metal de solda, apesar da adição de teores progressivamente maiores de Mg no revestimento.

O forte efeito de desoxidação do magnésio é realçado quando se analisa o comportamento do teor de carbono. A figura 28 mostra que, apesar da redução de Mn e Si no revestimento, permitindo mais oxigênio livre combinar e, assim, diminuindo o teor de carbono, o efeito do magnésio se sobrepôs ao provocar um aumento do carbono no metal de solda. Além disso, a mudança do tipo de corrente de CC+ para CA influenciou no teor de carbono, enquanto o fator de revestimento não exerceu influência significativa.

Os teores de oxigênio obtidos foram reduzidos com o aumento no teor de magnésio na faixa de 2,0 a 6,0 % (figura 34). Entre 6,0 e 8,0 % Mg, não se observa nenhuma redução do teor de oxigênio, independente do tipo de corrente. Conforme Farias [7], isso é um indício de uma mudança do mecanismo controlador das reações químicas, na atmosfera do arco, para teores acima de 6,0 %Mg. Mas, uma compreensão mais aprofundada do sistema de desoxidação deve levar em conta a presença de outros elementos que também exercem a função de desoxidação. Admite-se que para uma dada condição de soldagem e composição química da alma e do revestimento do eletrodo, há um limite mínimo de oxigênio no metal de solda, abaixo do qual não é mais possível a sua redução por efeito de desoxidação. Isso pode ser visto na figura 18.

7.3. Microestrutura

Sobre o aspecto da resistência ao impacto, reconhecidamente, visa-se maximizar o teor de ferrita acicular no metal de solda. Observou-se, geralmente, maiores teores de FA e de FS em CA (tabela 9). Comparando-se as regiões colunares do último passe, dos metais de solda em CC+ e CA, nota-se claramente que, neste último tipo de corrente, a largura do grão colunar foi sensivelmente maior (figura 37 e 38). Além disso, constatou-se que, para o FR = 1,72, o aumento do teor de magnésio correspondeu ao aumento do grão colunar, enquanto para o FR = 1,60, essa relação não foi correspondida (figura 37). Complementarmente, mostram-se, no anexo IV, micrografias que corroboram estas conclusões. Os teores menores de FP revalidam os dados de tamanhos maiores dos grãos colunares (figura 39). Nas regiões recristalizadas, de diferentes eletrodos, não se constatou diferenças significativas no tamanho do grão (anexo VI).

Os resultados da quantificação das microestruturas mostram, normalmente, maiores teores de FS em CA (figuras 40 a 43).

7.4. Propriedades Mecânicas

Resistência Mecânica

Considerando somente as propriedades mecânicas obtidas nos ensaios de tração, de uma forma geral, pode-se afirmar que os eletrodos experimentais apresentaram excelentes desempenhos (tabela 10). Pela norma AWS A5.5-81 [72], a composição química do metal de solda destes eletrodos delimita a sua classificação nas classes AWS E7016-C2L e AWS E8016-C2. Os requerimentos para os limites de resistência à tração σ_t , de escoamento σ_e e alongamento A desses eletrodos são:

AWS E7016-C2L

$$\sigma_{r, \min} = 480 \text{ MPa} ; \sigma_{e, \min} = 390 \text{ MPa e } A = 25 \%$$

AWS E8016-C2

$$\sigma_{r, \min} = 550 \text{ MPa} ; \sigma_{e, \min} = 460 \text{ MPa e } A = 19 \%$$

Para uma visão abrangente dos dados obtidos de resistência mecânica desses eletrodos experimentais foi construída a tabela 11.

Em primeiro lugar, verifica-se que todos os eletrodos experimentais superaram os limites de resistência à tração e ao escoamento especificados pelos eletrodos similares da norma AWS A5.5-81 [72]. Em segundo lugar, nota-se que somente os eletrodos B, C, G e H, usados em CC+, puderam ser classificados, no aspecto da resistência mecânica, na classe AWS E7016-C2L. Porém, isto não tira o mérito dos eletrodos experimentais, já que todos apresentaram excelentes limites de resistência à tração e de escoamento. Possivelmente, pelos valores elevados de resistência à tração e ao escoamento, o alongamento foi baixo. Observou-se ainda valores médios de dureza maiores em CA, para ambos os fatores de revestimento (figuras 44 a 47).

Foram obtidos percentuais altos de zona colunar na secção transversal do entalhe charpy-V (figura 48). Cabe salientar que, em CA, foram obtidos percentuais maiores de ZC comparativamente em CC+ (figura 48). Todos os eletrodos experimentais puderam ser enquadrados na classe AWS E8016-C2. Em especial, para o eletrodo G, em CA, constatou-se a presença de uma poro na secção de ruptura do corpo de prova de tração, o que inviabilizou seus dados de alongamento e estrição.

A alta resistência mecânica deve-se, possivelmente, aos elevados teores de Mn e, especialmente, Si [7]. Não se verificaram efeitos significativos do teor de nitrogênio, na faixa de 66 a 96 ppm, sobre a resistência mecânica (figura 49).

A figura 50 ilustra claramente uma relação proporcional entre o teor de C e σ_r . Em razão de não se ter verificado relação entre os teores de Mn e Si com σ_e (figuras 51 e 52), pode-se atribuir o aumento desta com o teor de C. Assim, os maiores teores de C em CA podem explicar a maior resistência mecânica com esse tipo de corrente. Além disso, nota-se uma tendência de aumento dos limites de resistência à tração e de escoamento com a variação do magnésio entre 2,0 e 8,0 % (figura 53). Evidencia-se claramente a maior resistência mecânica obtida nos corpos de prova soldados em CA em relação ao soldados em CC+. Este fato decorre, provavelmente, tanto dos teores maiores de C, como de uma alteração no modo de solidificação. A mudança do modo de solidificação de δ para γ influi diretamente em um tamanho de grão austenítico maior e, conseqüentemente, maior teor de FA e menor fração volumétrica de FP(G). As figuras 37 e

38 mostram que houve aumento sensível do tamanho do grão colunar com a mudança do tipo de corrente. Há uma leve tendência de aumento do alongamento com o aumento do teor de magnésio até 6,0 %. Acima deste valor, há queda do alongamento (figura 54).

Resistência ao Impacto

Um dos fatores que influenciam na tenacidade do metal de solda de múltiplos passes é a presença das regiões recristalizadas. É imperativo uma avaliação prévia da percentagem de região colunar e recristalizada no entalhe charpy-V, antes de relacionar a tenacidade com a microestrutura da região colunar (figura 55 a 58). A presença de regiões recristalizadas na região do entalhe Charpy-V favorece a obtenção de maiores valores de resistência ao impacto.

Os eletrodos experimentais apresentaram desempenhos bem melhores, sob a ótica da tenacidade (tabela 11), em CC+ do que CA (tabela 13). Nesse tipo de corrente, os eletrodos B e H atenderam os requisitos de tenacidade da classe AWS E7016-C2L (27 J a -101 °C), enquanto para a classe AWS E8016-C2 (27 J a -73 °C) somente o eletrodo C não alcançou os limites exigidos (tabela 14). Verificou-se que o metal de solda depositado por esse eletrodo, além de apresentar teores elevados de C e Si (tabela 7), apresentou elevada fração volumétrica de FS (tabela 9). Em razão dos altos valores de resistência mecânica obtidos em CA, a resistência ao impacto, nesse tipo de corrente, foi dificultada. Os teores levados de C e, geralmente, de FS, além da presença menor de regiões recristalizadas no entalhe charpy-V contribuíram para a redução da resistência ao impacto em CA. Cabe ressaltar que a norma AWS A5.5-81 [72] especifica que sejam depositados dois passes de solda a partir da terceira camada, enquanto, neste trabalho, realizou-se três passes de solda. Apenas os eletrodos A e H alcançaram os limites requeridos da classe AWS E8016-C2. A figura 59 ilustra a dificuldade crescente em obter alta resistência mecânica com elevada tenacidade.

Além do tipo de corrente, o fator de revestimento influenciou no comportamento da resistência ao impacto. Os metais de solda, em CC+, depositados com eletrodos de maior fator de revestimento, apresentaram aumento da resistência ao impacto com o teor de magnésio (figura 60). Enquanto para os eletrodos de menor fator de revestimento, em CC+, verificou-se o aumento da resistência ao impacto com o teor de magnésio entre 2,5 e 4,0 % (figura 61). Em teores acima, a resistência ao impacto apresenta uma queda. Independente da temperatura do ensaio charpy-V, o ponto ótimo de energia de impacto situa-se em 4,0 %Mg para o FR = 1,60 e 6,0 %Mg para o FR = 1,72. Conclui-se que não se pode fazer generalizações quando se altera simplesmente o fator de revestimento.

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 Base	0,14	0,98	0,18	0,02	0,01	0,01	0,04	0,03

Sn, As, W, Mo, Co, Nb, V, Ti, Al < 0,01 %

Tabela 6 - Análises químicas da alma do eletrodo e do metal de base (%).

Eletrodo	Corrente	Composição Química (%)					
		C	Mn	Si	P	S	Ni
FR = 1,60							
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
FR = 1,72							
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

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 7 - Análises químicas do metal de solda.

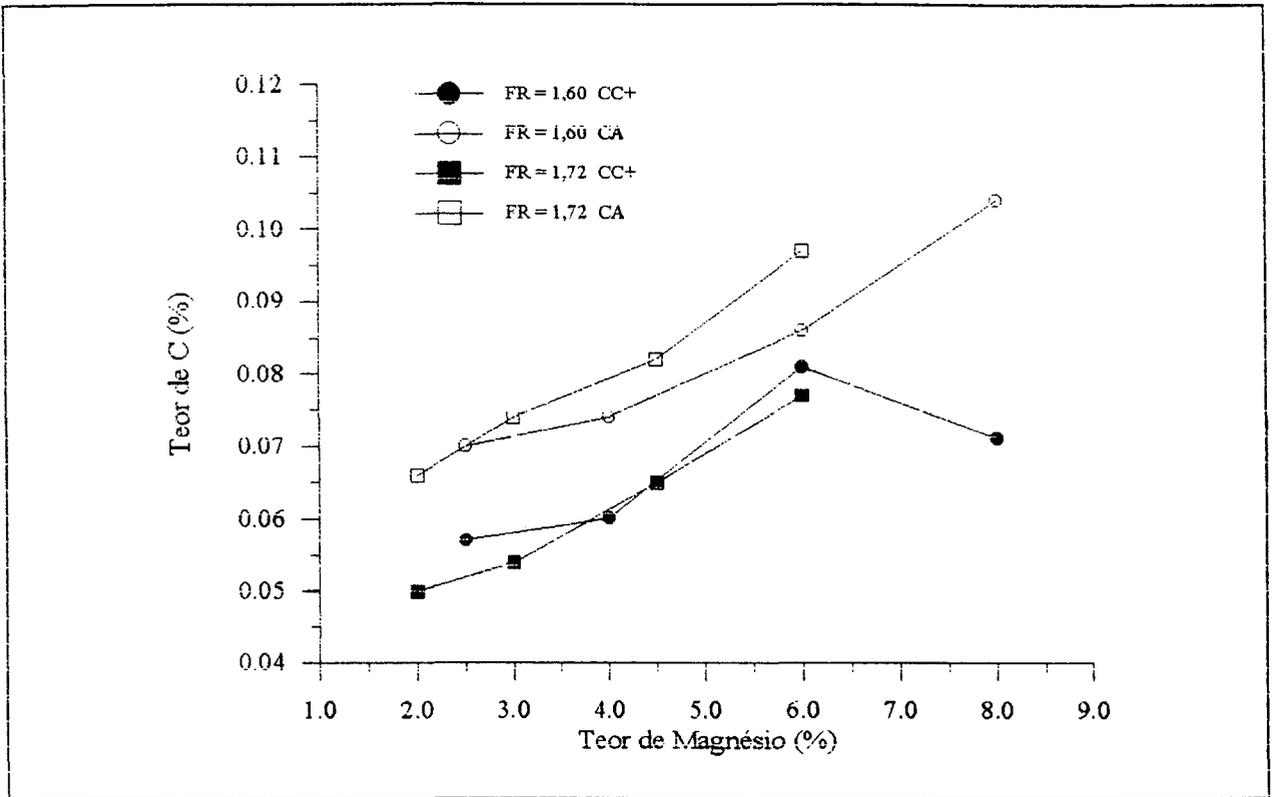


Figura 28 - Efeito do teor de magnésio sobre o teor de C.

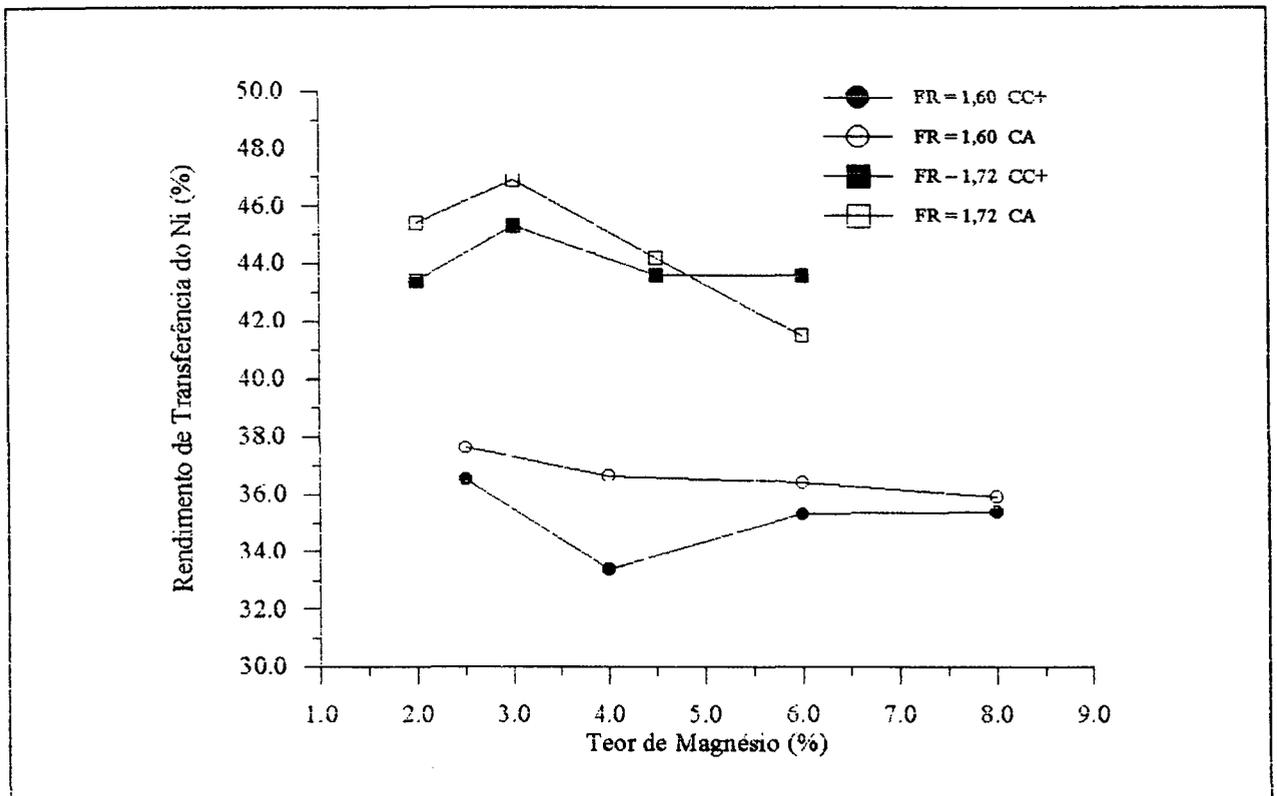


Figura 29 - Efeito do teor de magnésio sobre o rendimento de transferência do Ni.

Eletrodo	Corrente	Composição química (ppm)	
		Oxigênio	Nitrogênio
FR = 1,60			
A	CC+	313-315-320 (316)	93-94-97 (97)
	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)
FR = 1,72			
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)

Os valores entre parêntesis representam as médias obtidas para cada corpo de prova.

Tabela 8 - Teores de oxigênio e nitrogênio no metal de solda.

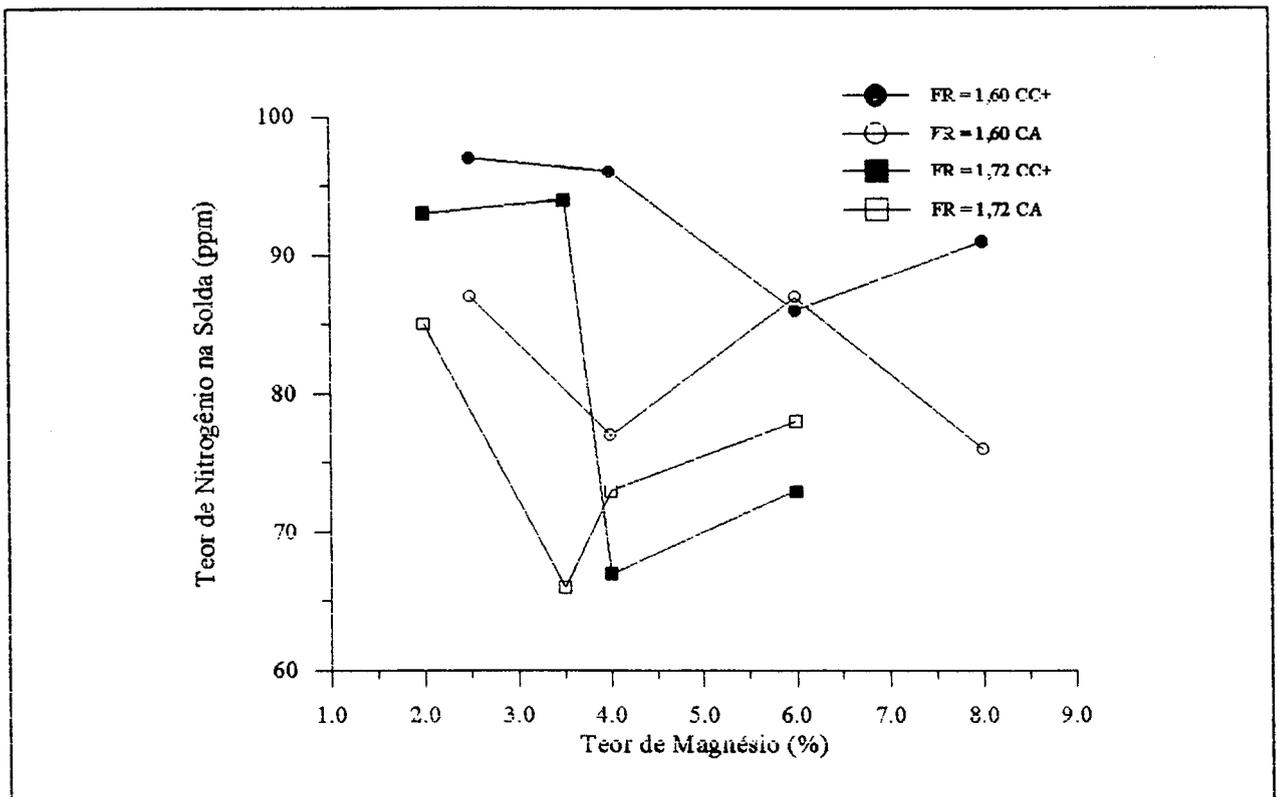


Figura 30 - Efeito do fator de revestimento sobre o teor de nitrogênio na solda.

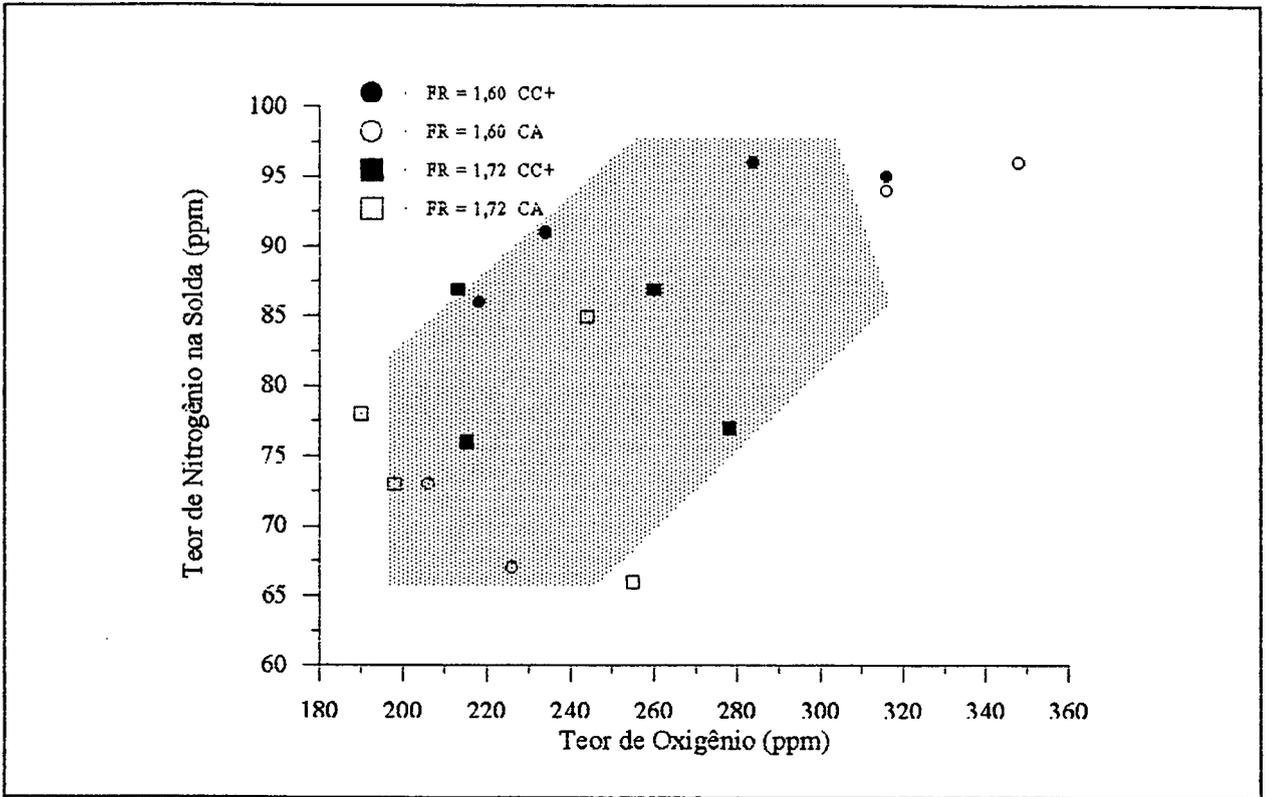


Figura 31 - Relação entre os teores de oxigênio e os de nitrogênio na solda.

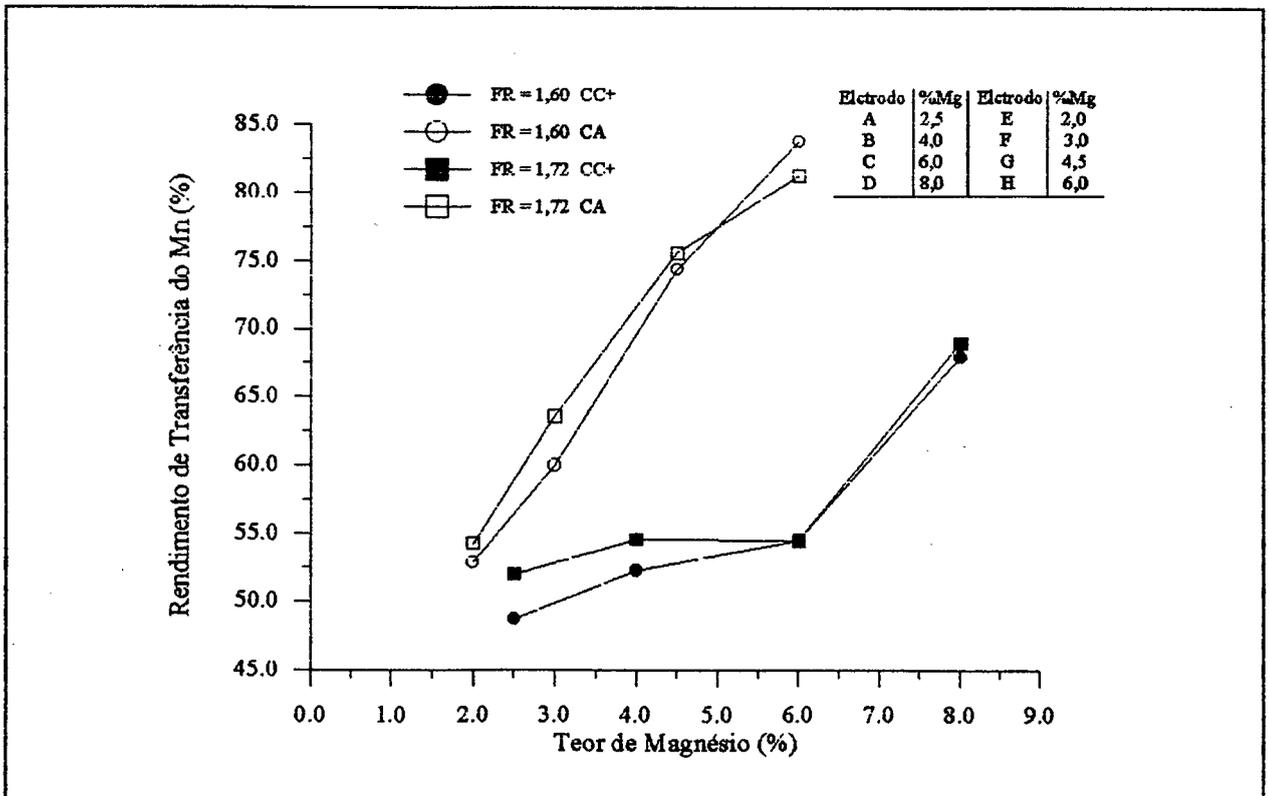


Figura 32 - Efeito do fator de revestimento sobre o rendimento de transferência do Mn.

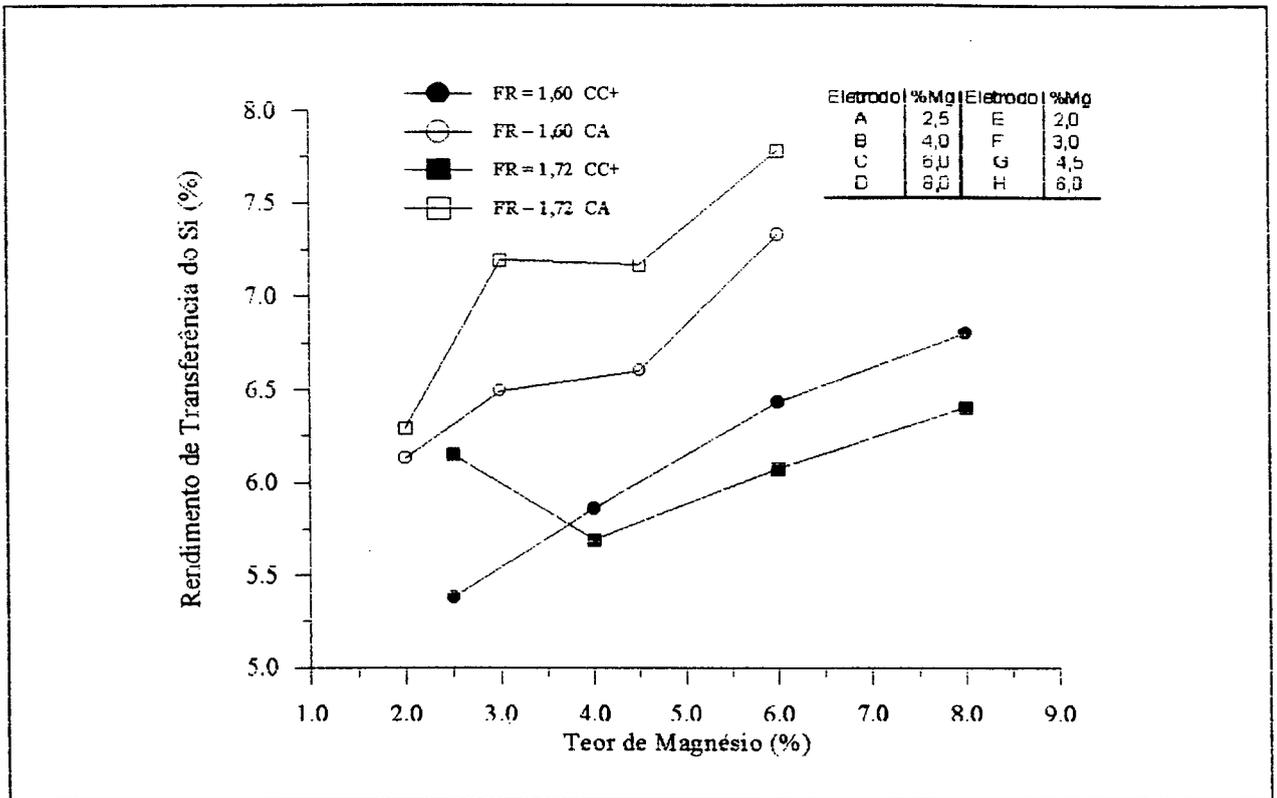


Figura 33 - Efeito do fator de revestimento sobre o rendimento de transferência do Si.

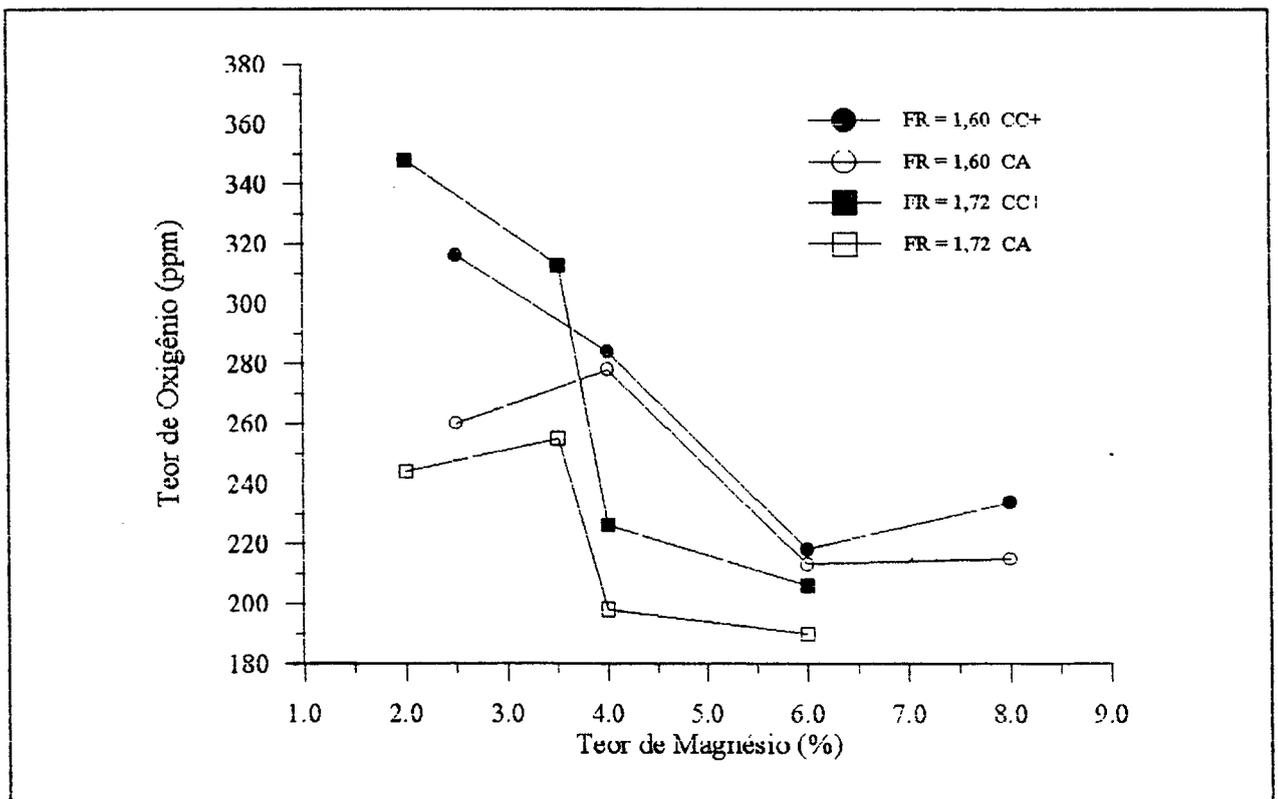


Figura 34 - Efeito do fator de revestimento e do Mg sobre o teor de oxigênio na solda.

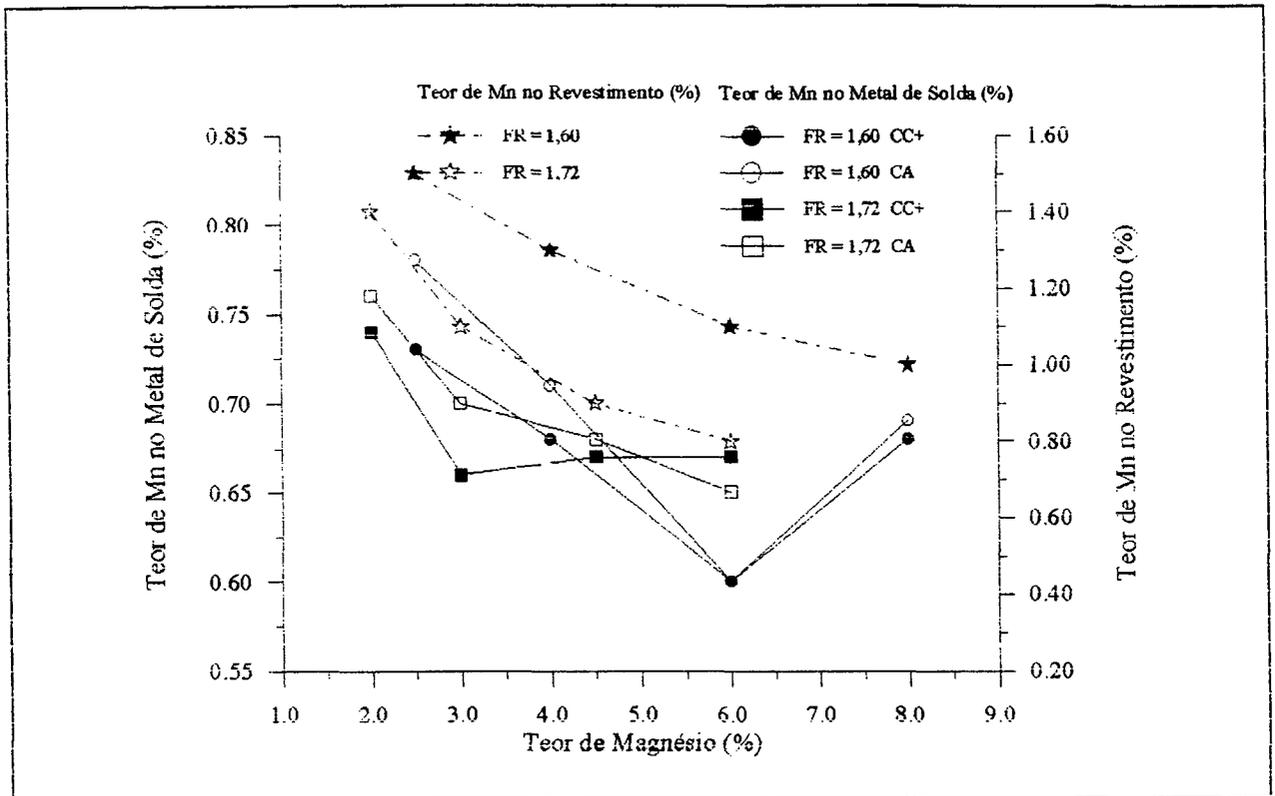


Figura 35 - Efeito do teor de magnésio sobre os teores de Mn.

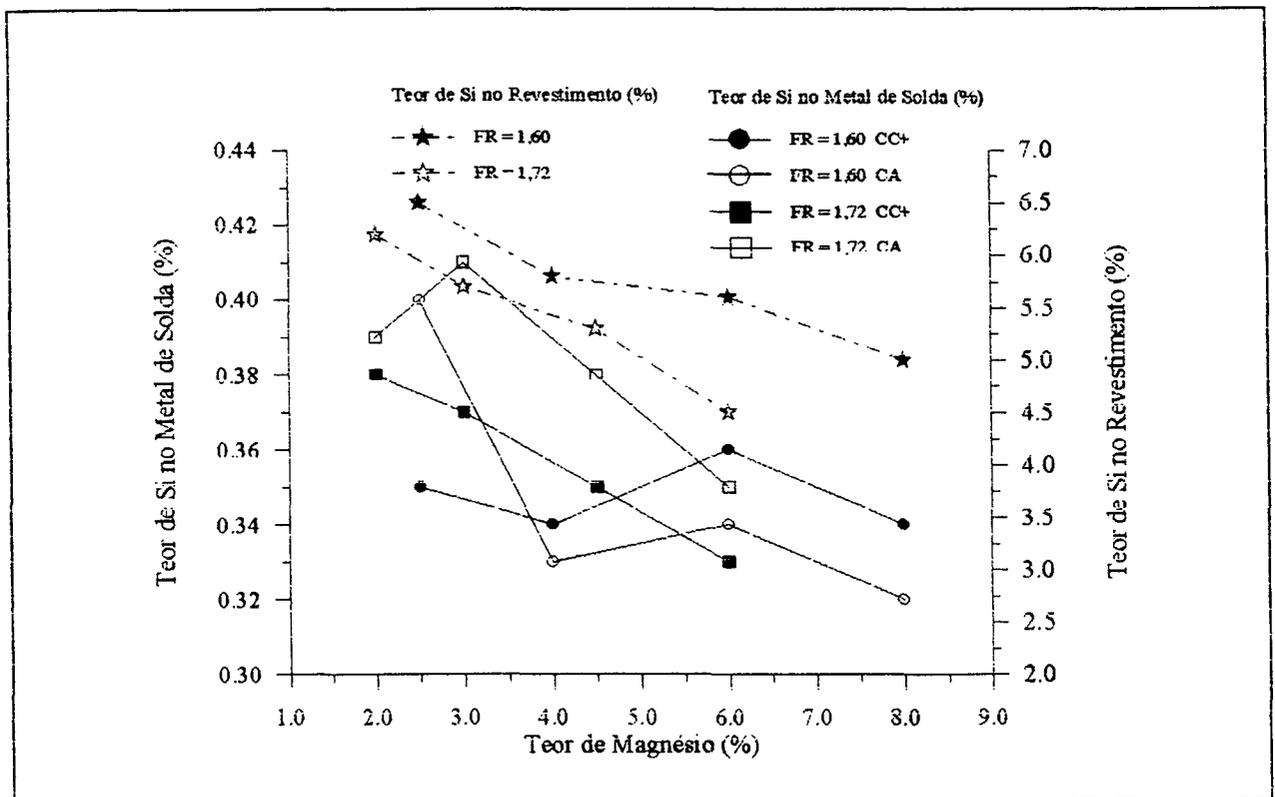


Figura 36 - Efeito do teor de magnésio sobre os teores de Si.

Eletrodo	Corrente	Microconstituente (%)		
		FA	FP	FS
A	CC+	54,5	11,2	34,3
	CA	70,0	7,6	22,4
B	CC+	60,4	25,0	14,6
	CA	54,4	16,7	28,9
C	CC+	49,3	21,3	29,4
	CA	58,9	15,1	26,0
D	CC+	63,9	25,5	10,6
	CA	76,7	15,2	8,1
E	CC+	44,1	44,2	11,7
	CA	46,0	36,6	17,4
F	CC+	48,0	37,3	14,7
	CA	56,6	26,7	16,7
G	CC+	44,6	38,4	17,0
	CA	56,2	25,7	18,1
H	CC+	62,8	25,9	11,3
	CA	61,5	24,2	14,3

Tabela 9 - Microconstituintes da região colunar.

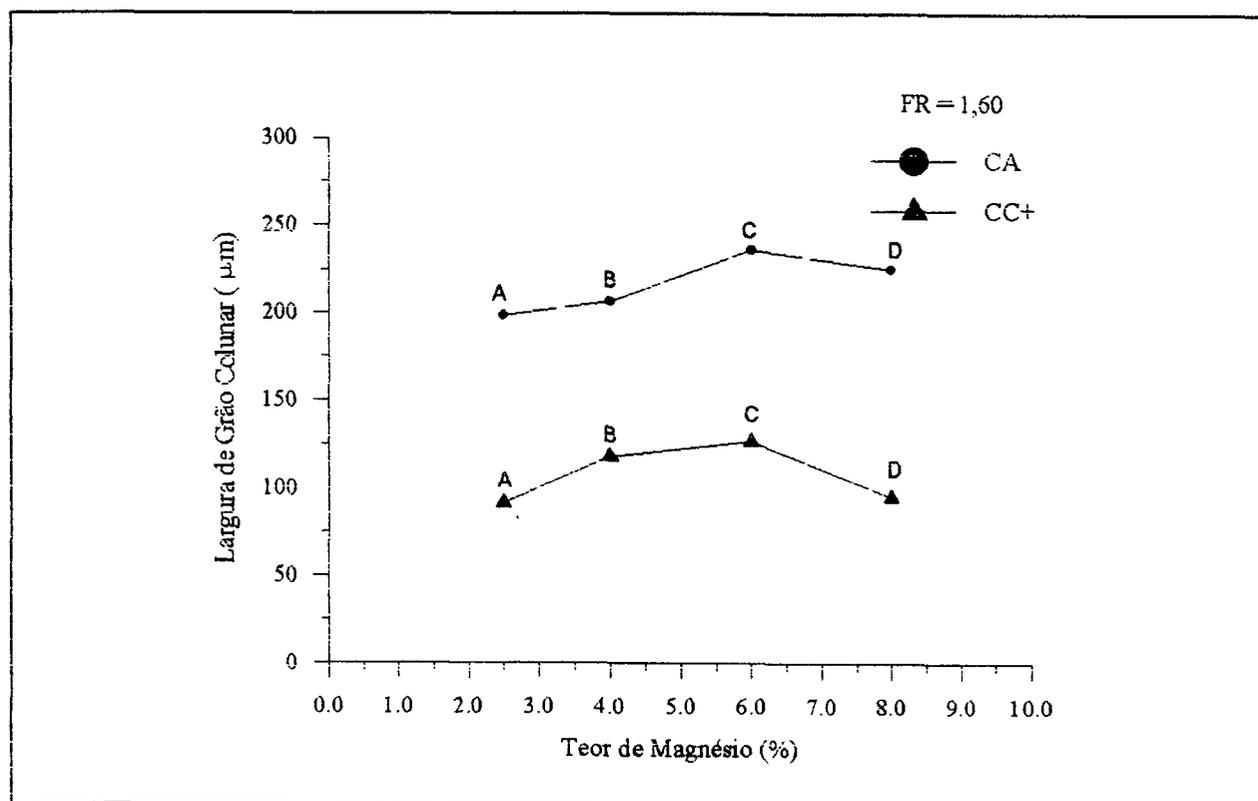


Figura 37 - Largura do grão colunar com eletrodos (FR=1,60).

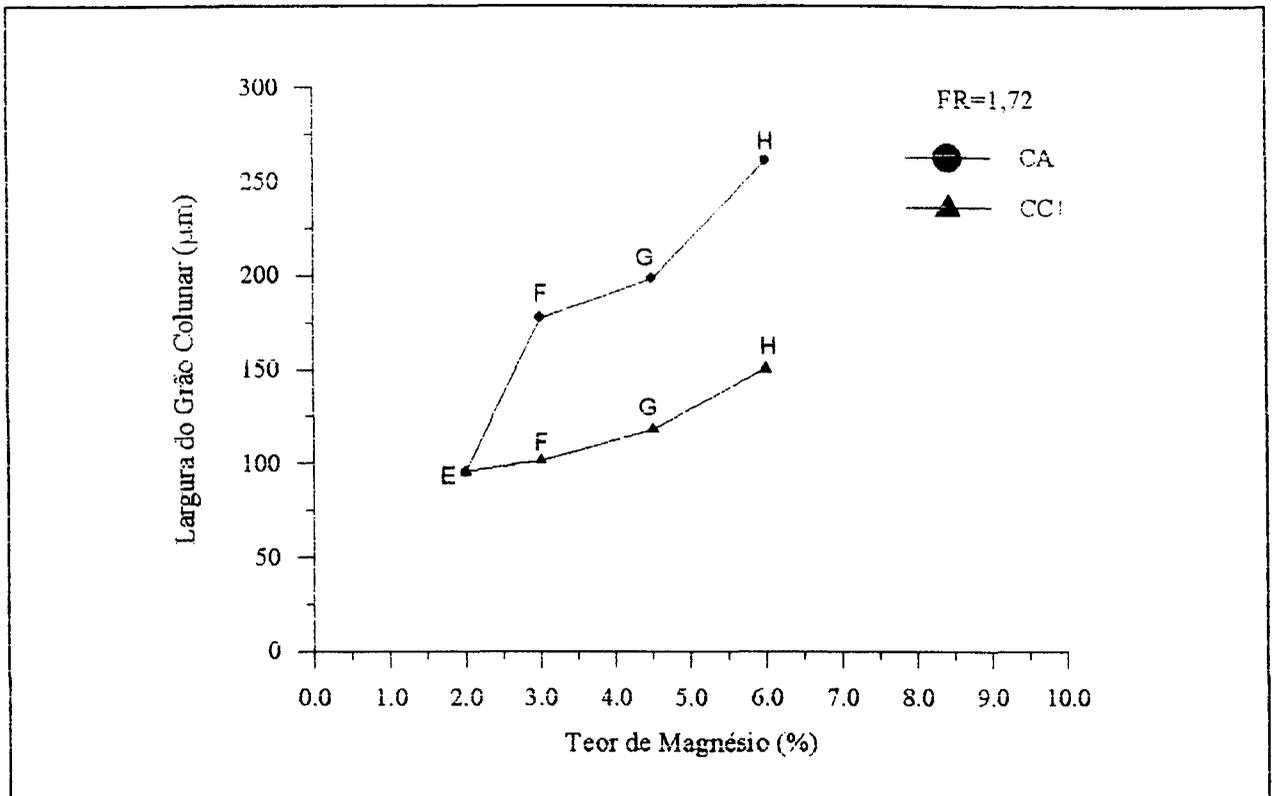


Figura 38 - Largura do grão colunar com eletrodos (FR=1,72).

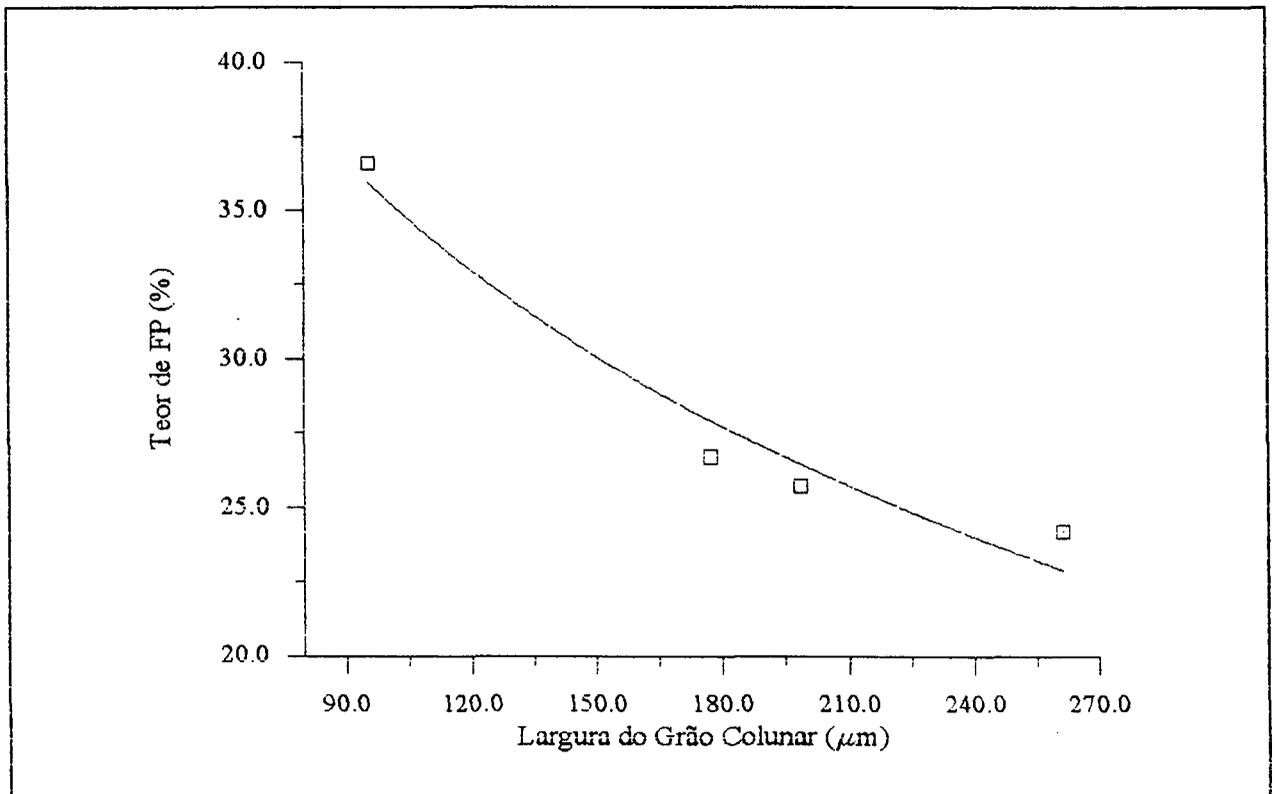


Figura 39 - Relação do tamanho do grão colunar com o teor de FP em CA (FR = 1,72).

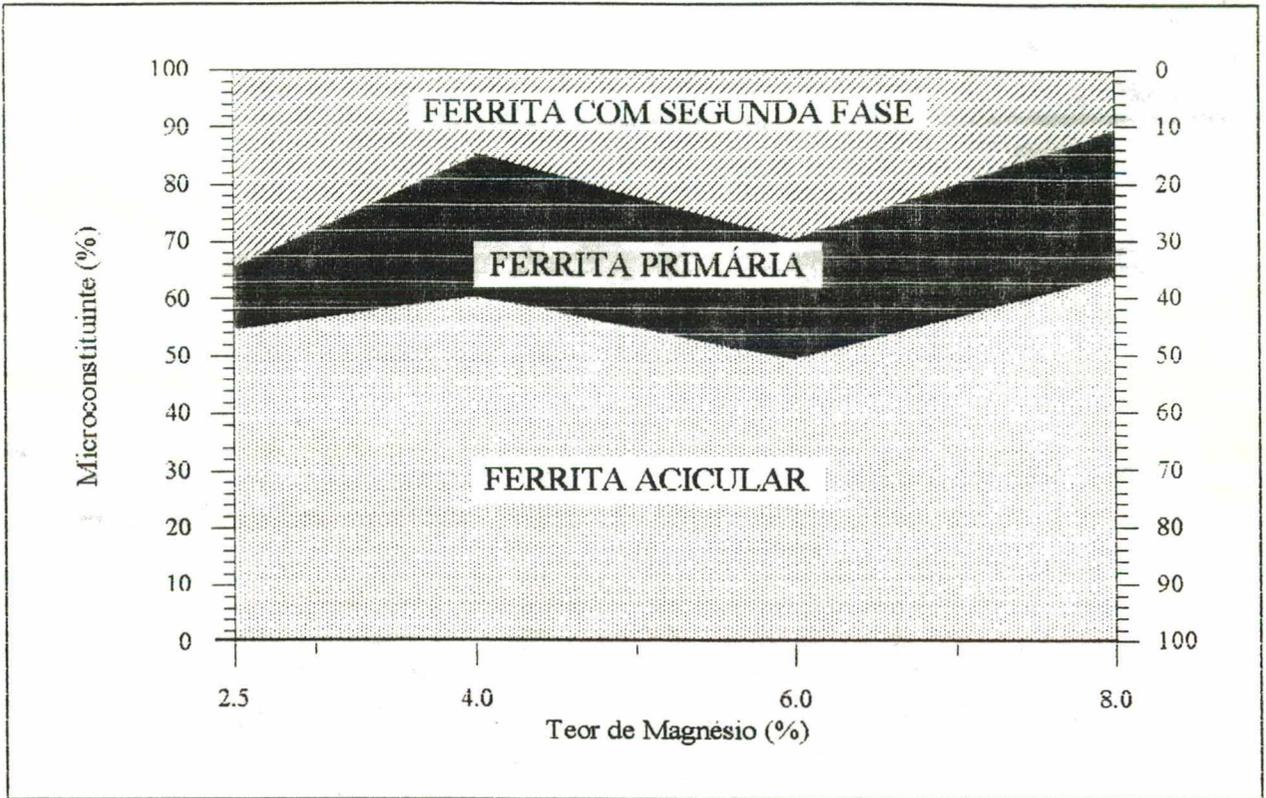


Figura 40 - Efeito do Mg sobre a microestrutura da solda dos eletrodos (FR=1,60) em CC+.

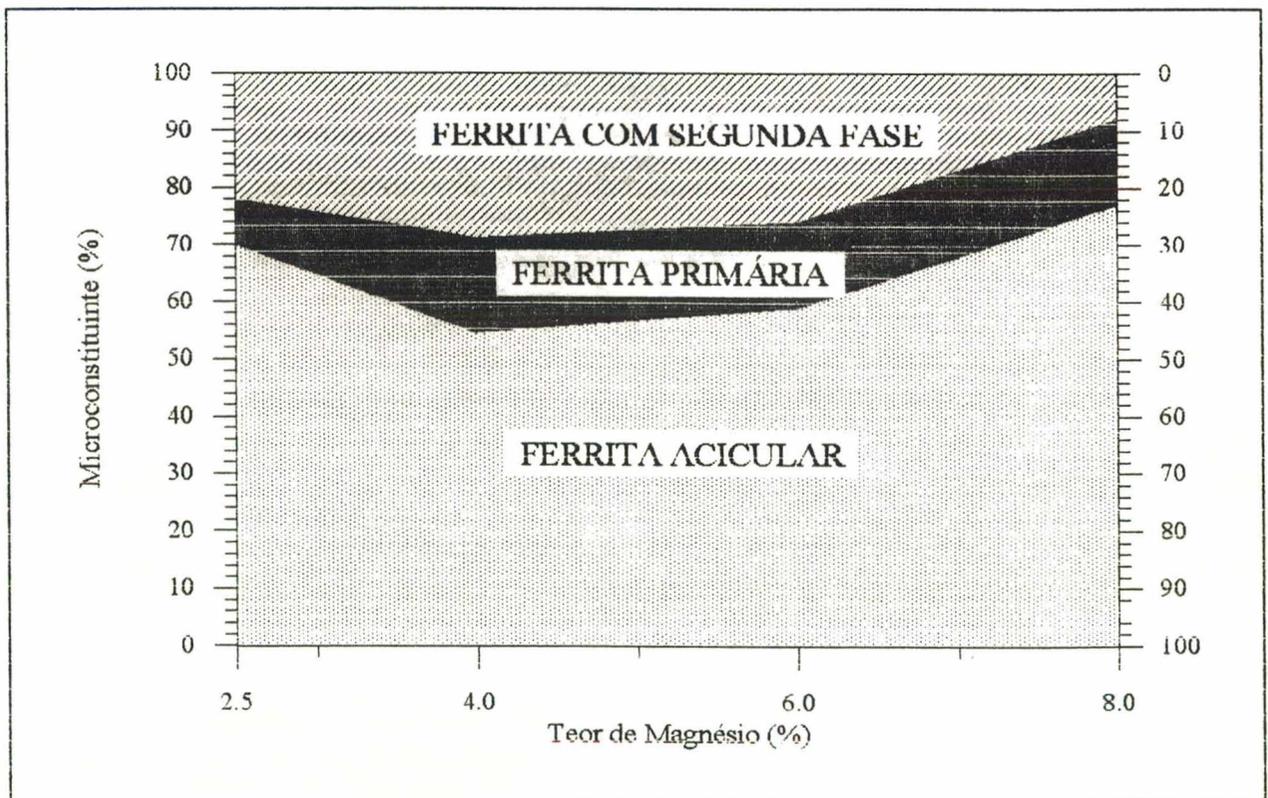


Figura 41 - Efeito do Mg sobre a microestrutura da solda dos eletrodos (FR=1,60) em CA.

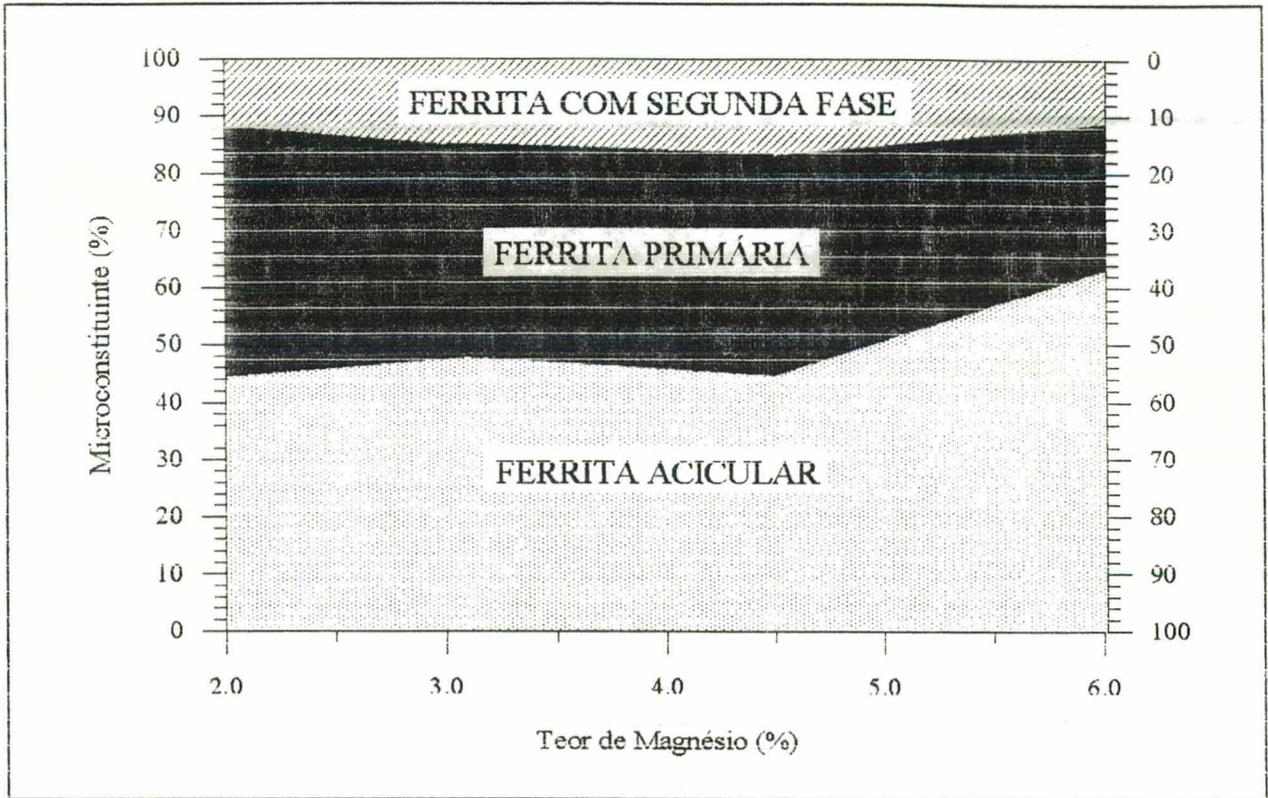


Figura 42 - Efeito do Mg sobre a microestrutura da solda dos eletrodos (FR=1,72) em CC+.

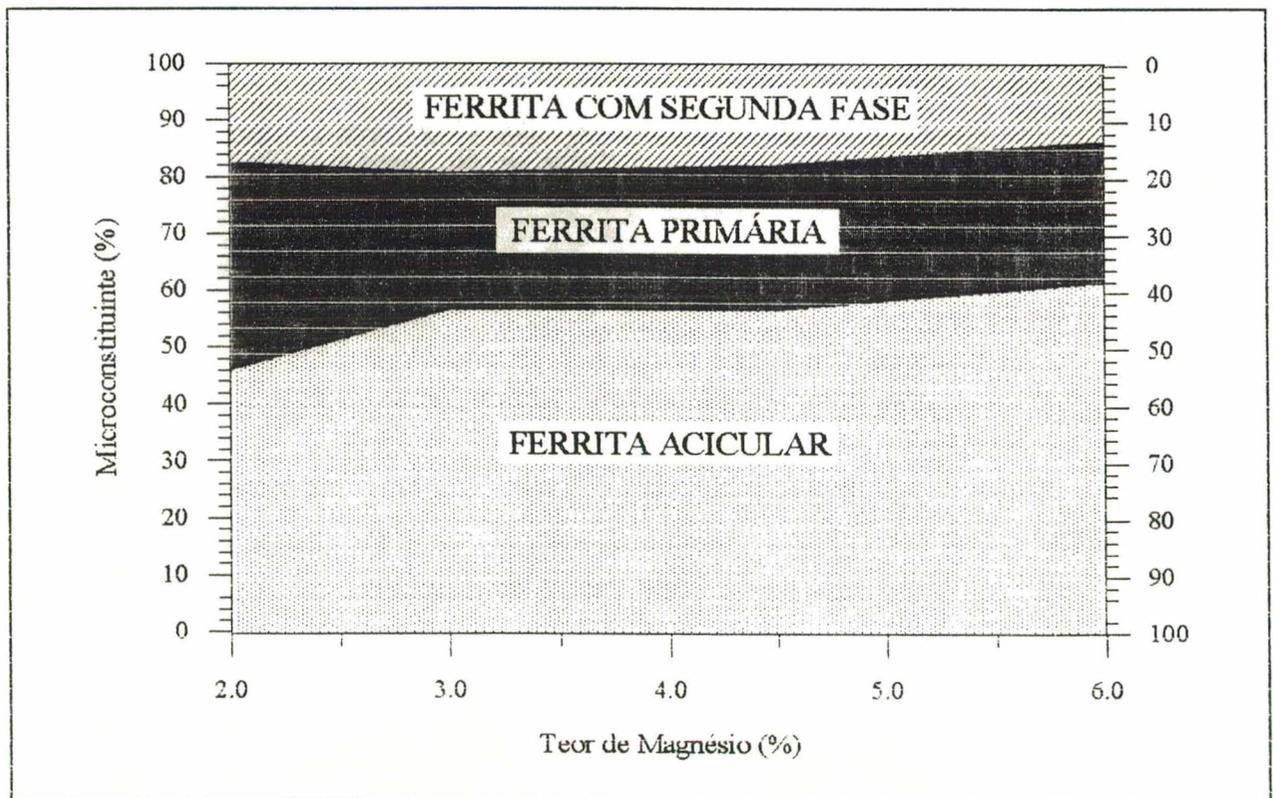


Figura 43 - Efeito do Mg sobre a microestrutura da solda dos eletrodos (FR=1,72) em CA.

Eletrodo	Corrente	Propriedades Mecânicas			
		σ_r (MPa)	σ_e (MPa)	A(%)	S(%)
A	CC+	625	532	24,4	70,8
	CA	690	578	19,6	69,6
B	CC+	612	498	25,0	78,0
	CA	660	552	21,6	68,6
C	CC+	693	575	28,0	74,0
	CA	707	593	24,4	69,6
D	CC+	683	585	20,0	74,0
	CA	761	663	20,8	67,3
E	CC+	637	537	22,4	71,8
	CA	663	572	21,2	73,0
F	CC+	611	508	24,4	74,0
	CA	688	578	20,8	69,6
G	CC+	657	544	25,6	76,0
	CA	697	597	15,2*	49,0*
H	CC+	650	544	25,6	71,8
	CA	713	589	23,2	71,8

Tabela 10 - Resultados obtidos nos ensaios de tração.

		Eletrodos aprovados ^a e variações ^b			
		CC+		CA	
		Todos		Todos	
AWS E7016-C2L	σ_r	Todos	27 a 45 %	Todos	37,5 a 58,5 %
	σ_e	Todos	28 a 47,5 %	Todos	41,5 a 70 %
	A	B, C, G e H	2,4 a 12%	Nenhum	(----)
AWS E8016-C2	σ_r	Todos	11 a 26 %	Todos	20 a 38,5 %
	σ_e	Todos	8 a 25 %	Todos	20 a 44 %
	A	Todos	5,3 a 47,4%	Todos	3,1 a 28,4%

a. Eletrodos experimentais aprovados sob esta propriedade mecânica

b. Acima do mínimo especificado para a classe do eletrodo referido.

Tabela 11 - Comparação das propriedades de resistência mecânica obtidos dos eletrodos experimentais com a norma AWS A5.5-81 [72].

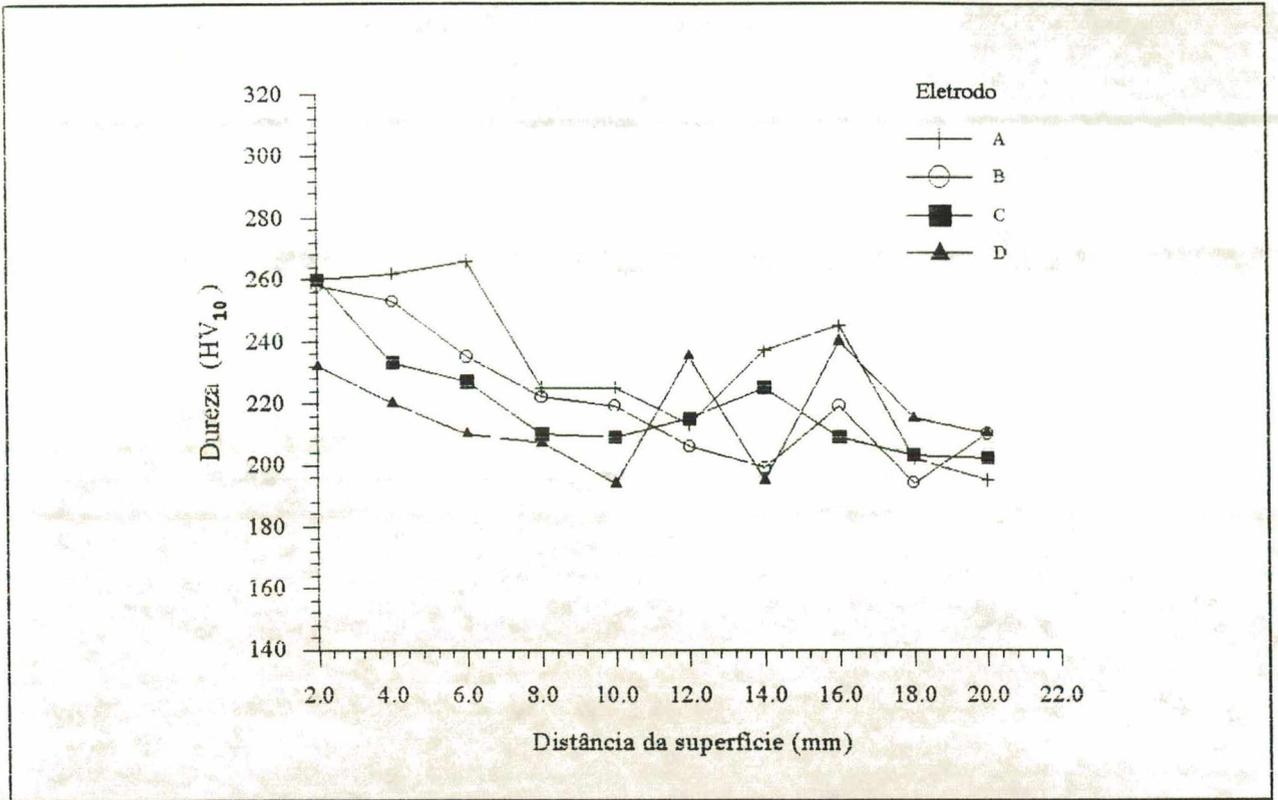


Figura 44 - Perfil de durezas das soldas com eletrodos (FR=1,60) usados em CC+.

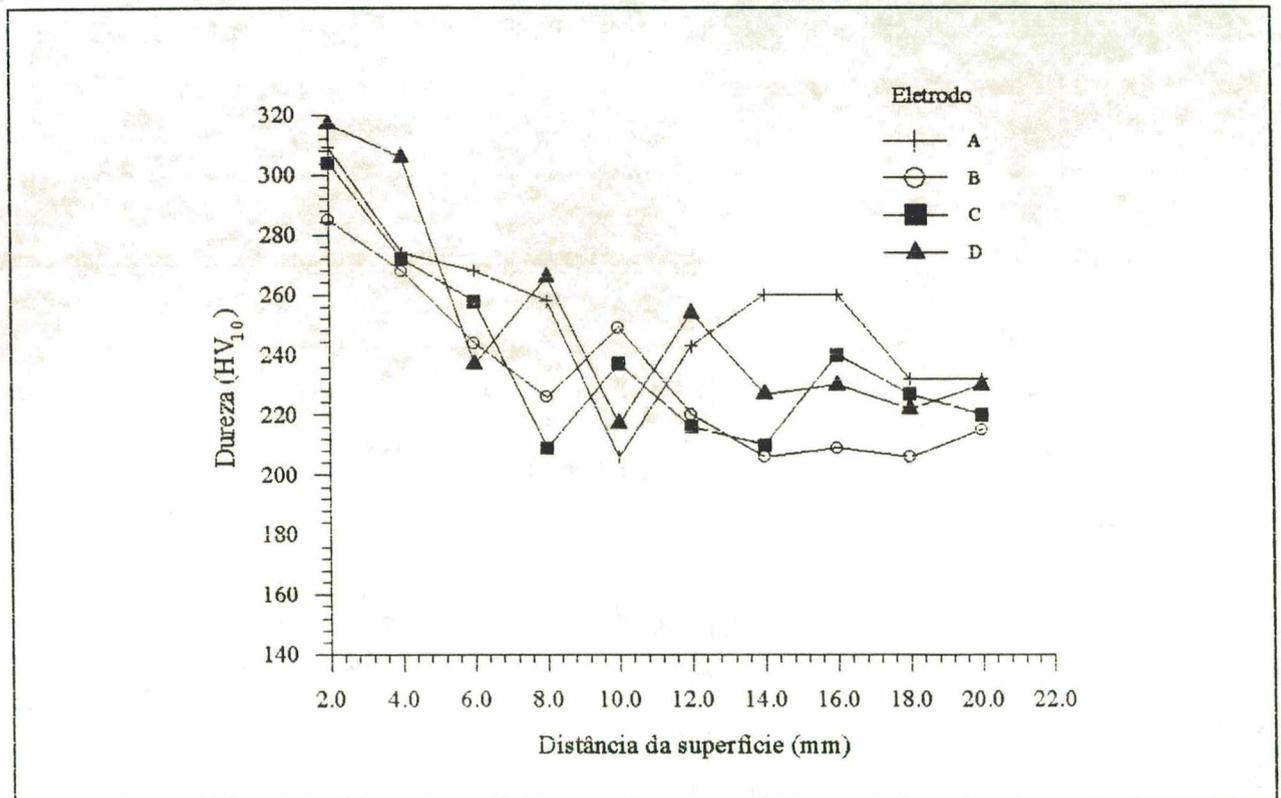


Figura 45 - Perfil de durezas das soldas com eletrodos (FR=1,60) usados em CA.

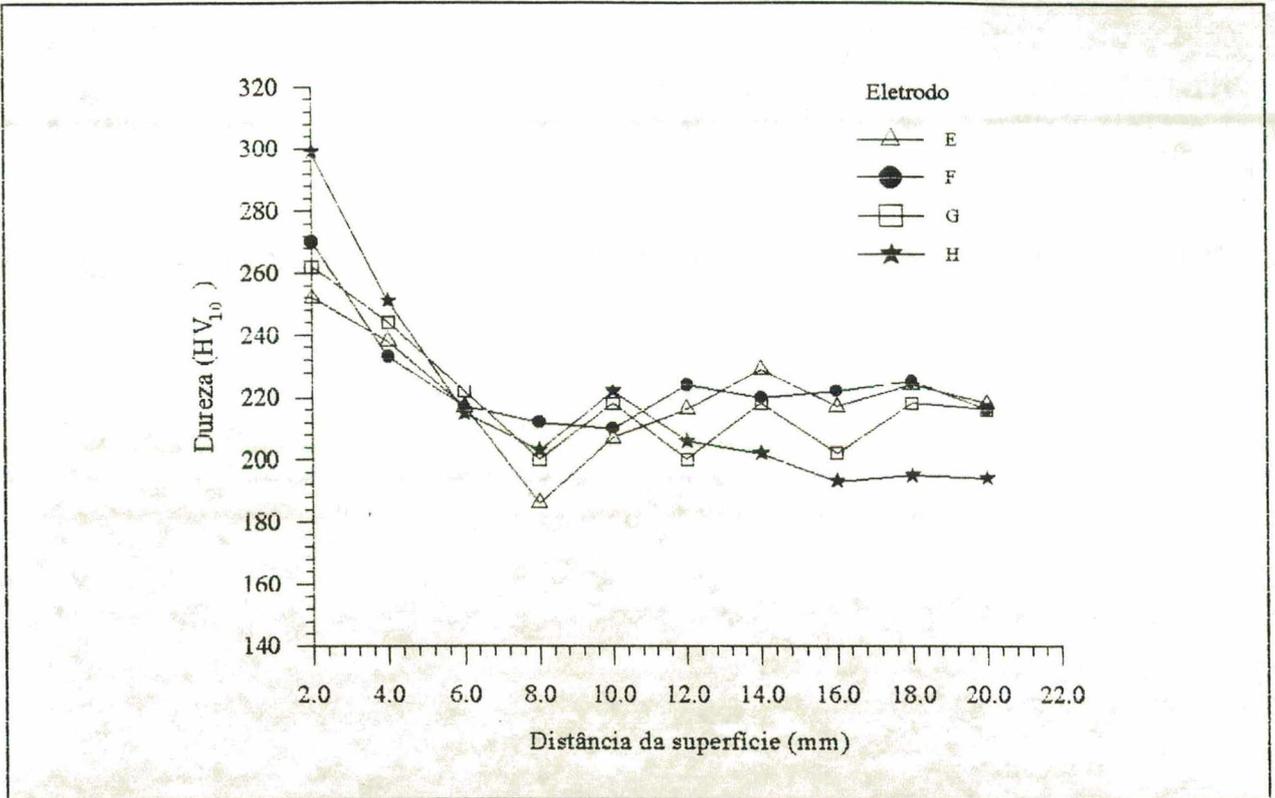


Figura 46 - Perfil de durezas das soldas com eletrodos (FR=1,72) usados em CC+.

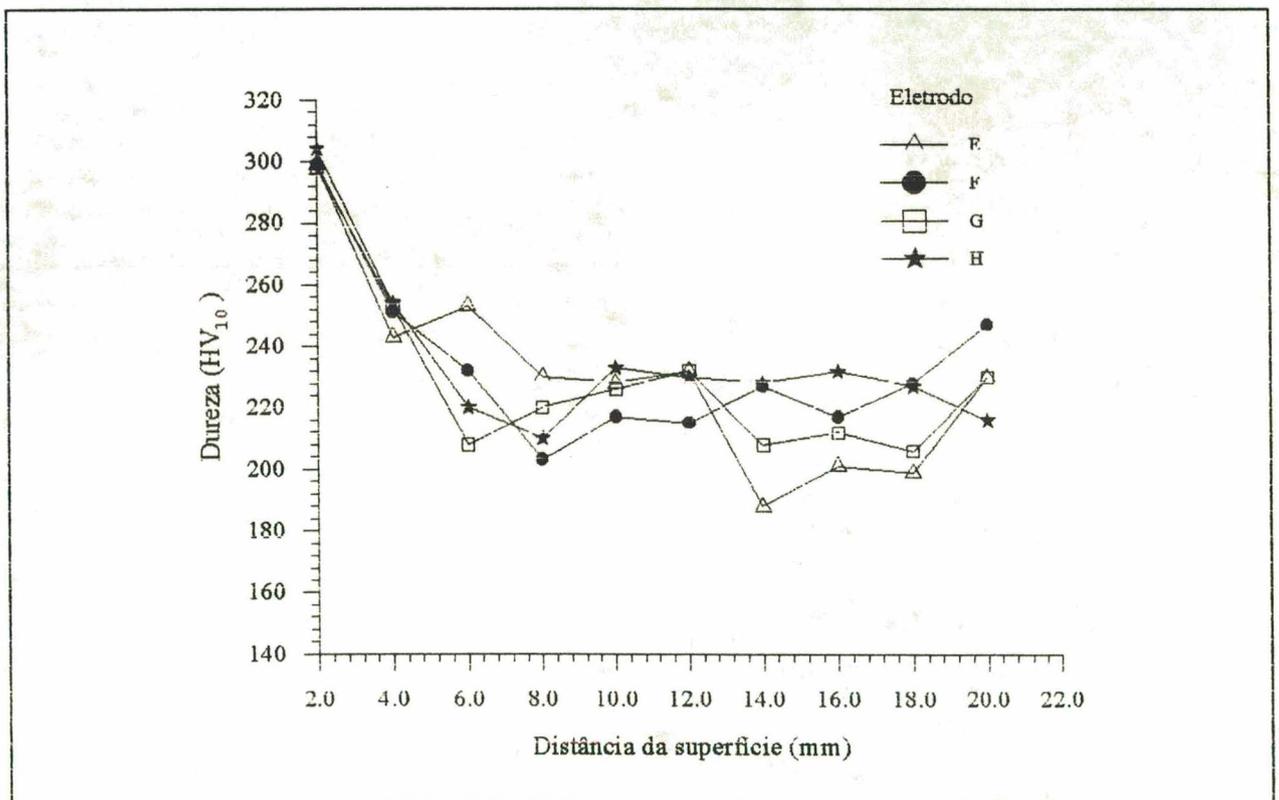


Figura 47 - Perfil de dureza das soldas com eletrodos (FR=1,72) usados em CA.

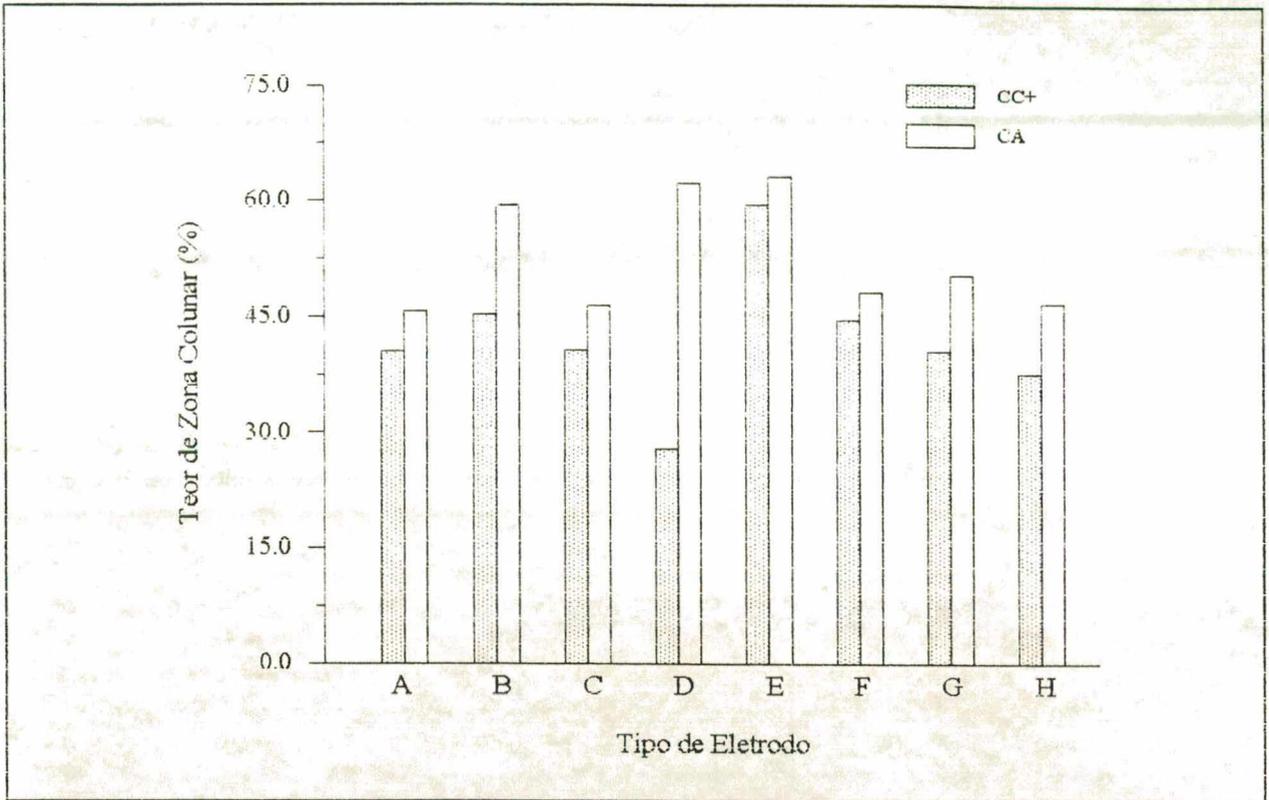


Figura 48 - Percentuais de zona colunar no entalhe charpy-V.

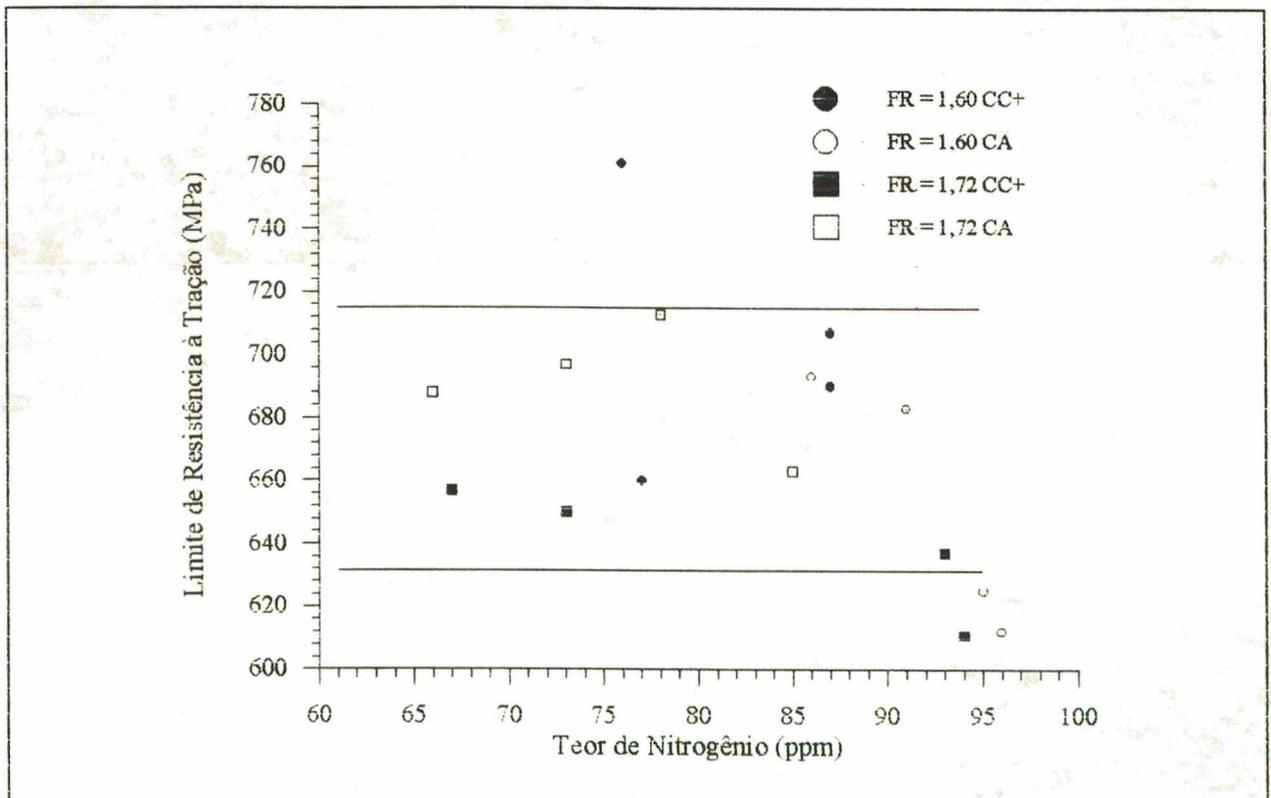


Figura 49 - Efeito do teor de nitrogênio sobre σ_r .

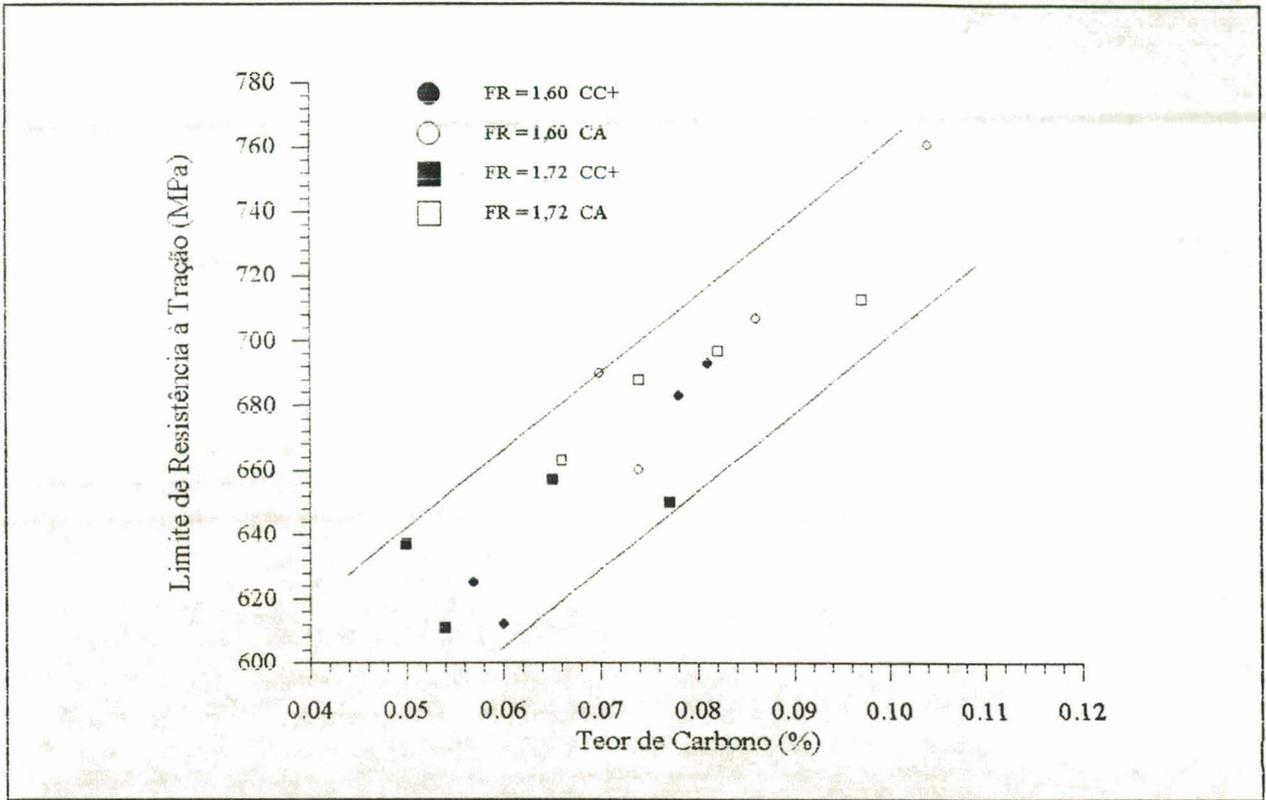


Figura 50 - Efeito do teor de C sobre σ_r .

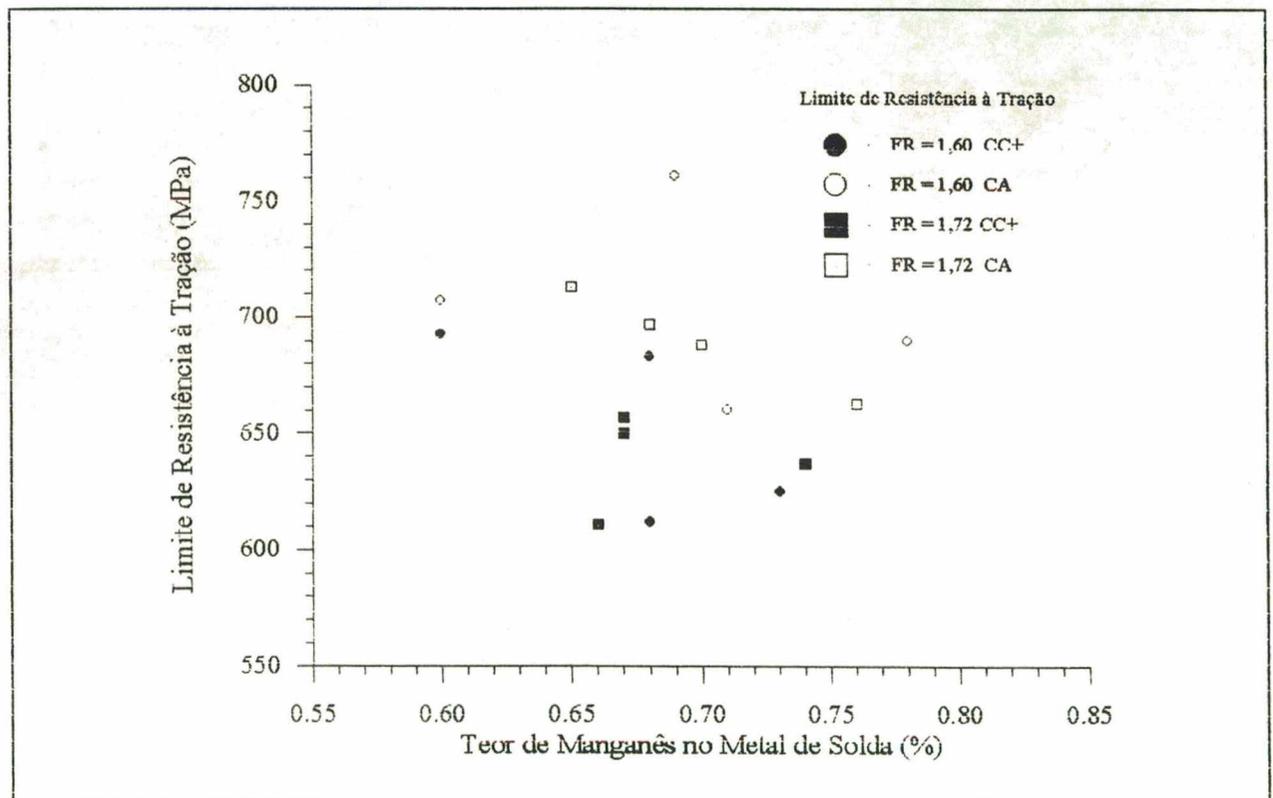


Figura 51 - Efeito do teor de Mn sobre σ_r .

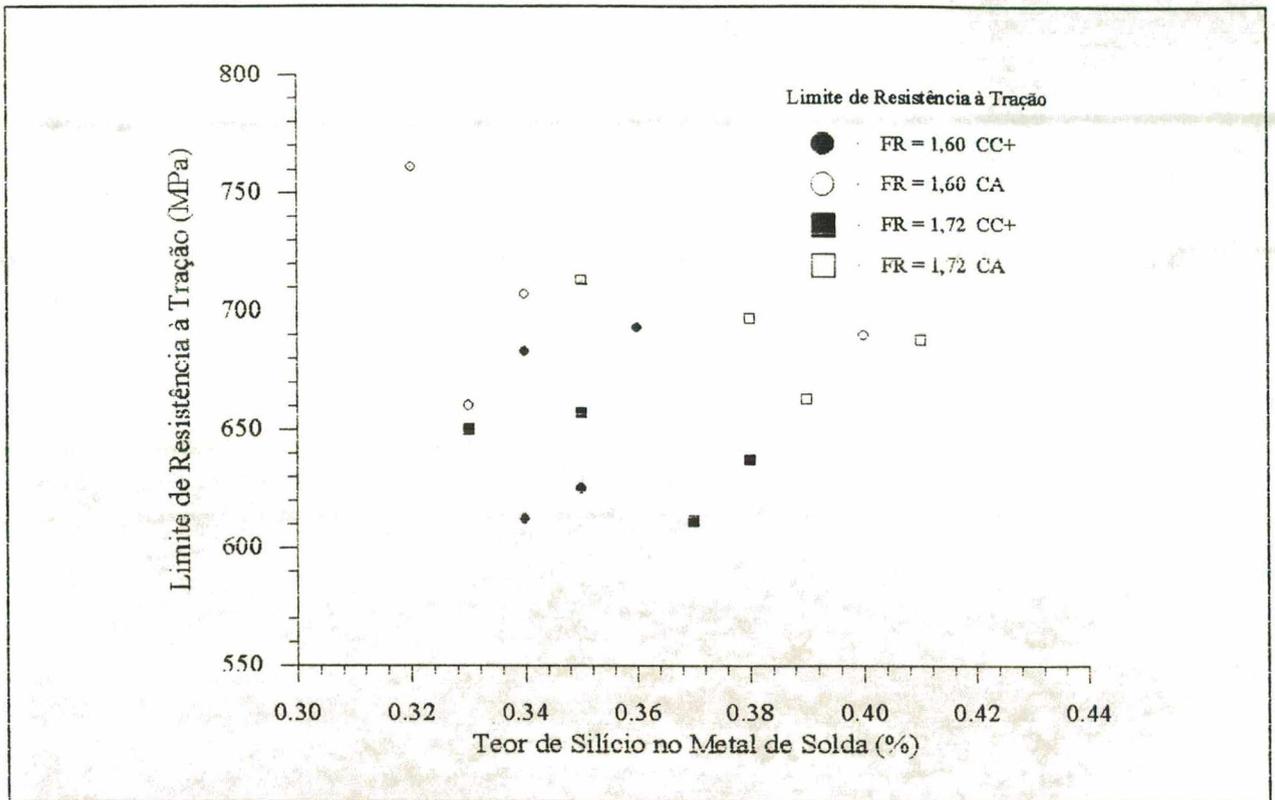


Figura 52 - Efeito do teor de Si sobre σ_r .

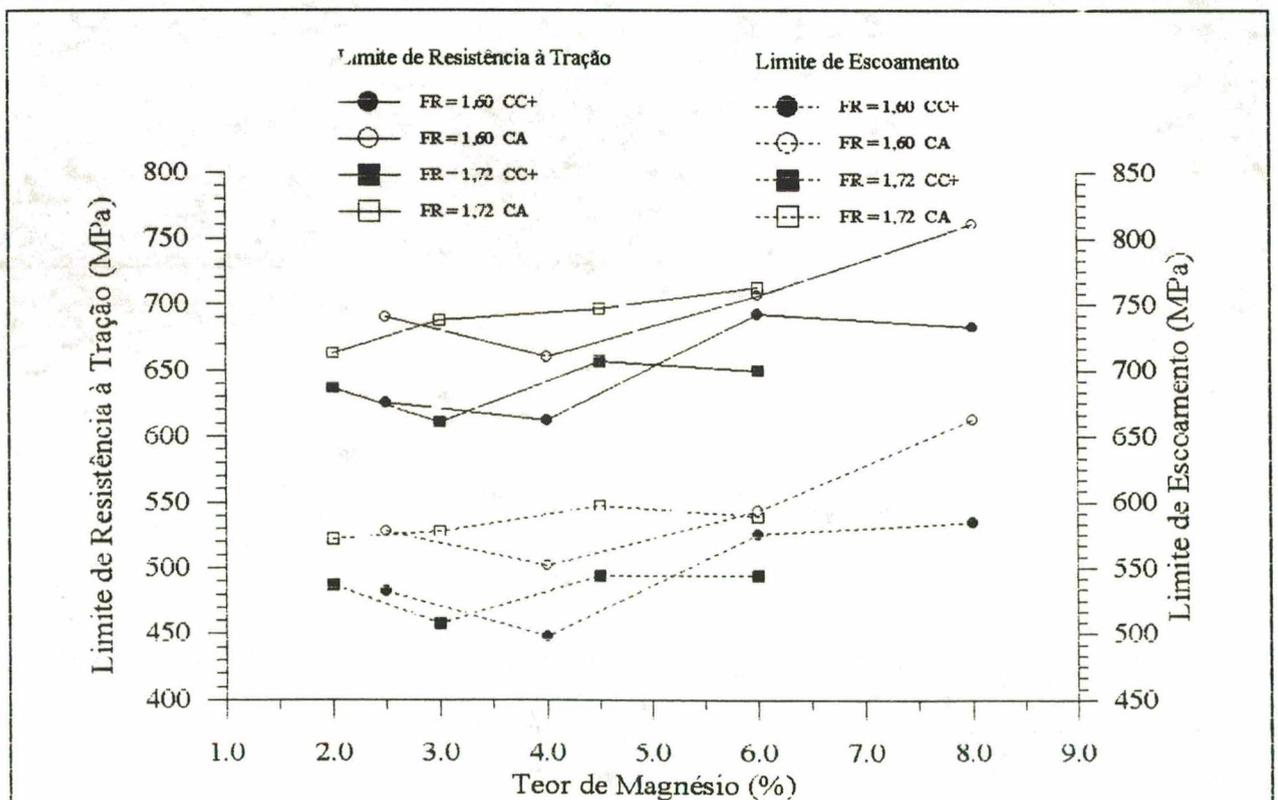


Figura 53 - Efeito de teor de magnésio sobre σ_r e σ_e .

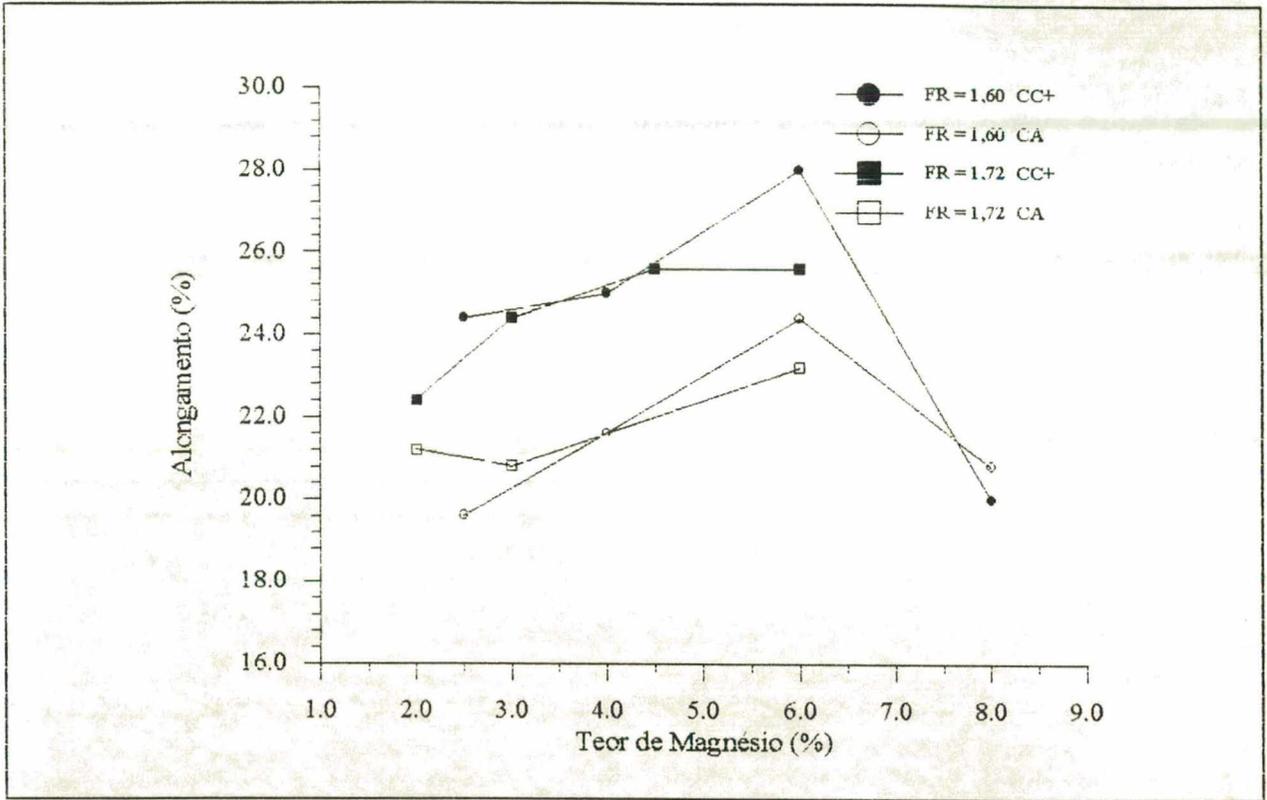


Figura 54 - Efeito do teor de magnésio sobre o alongamento.

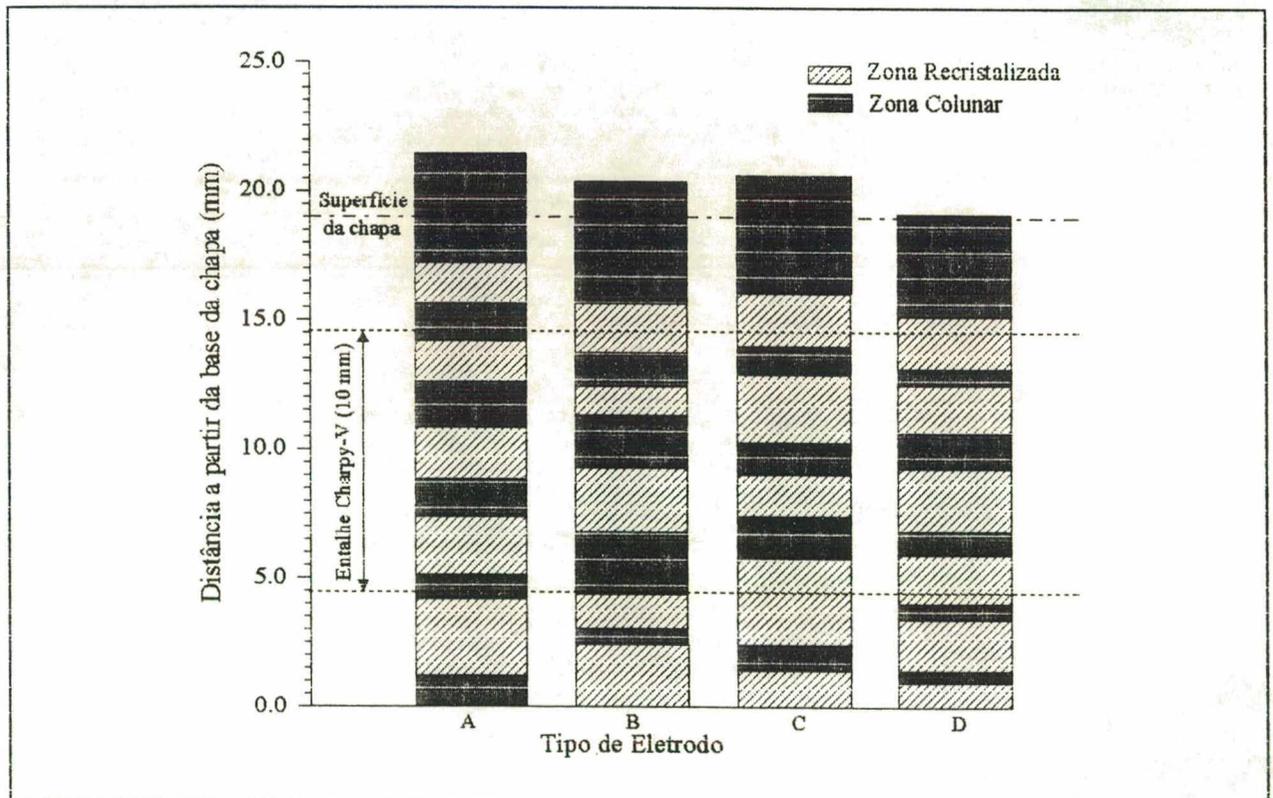


Figura 55 - Distribuição das regiões da solda com eletrodos (FR=1,60) em CC+.

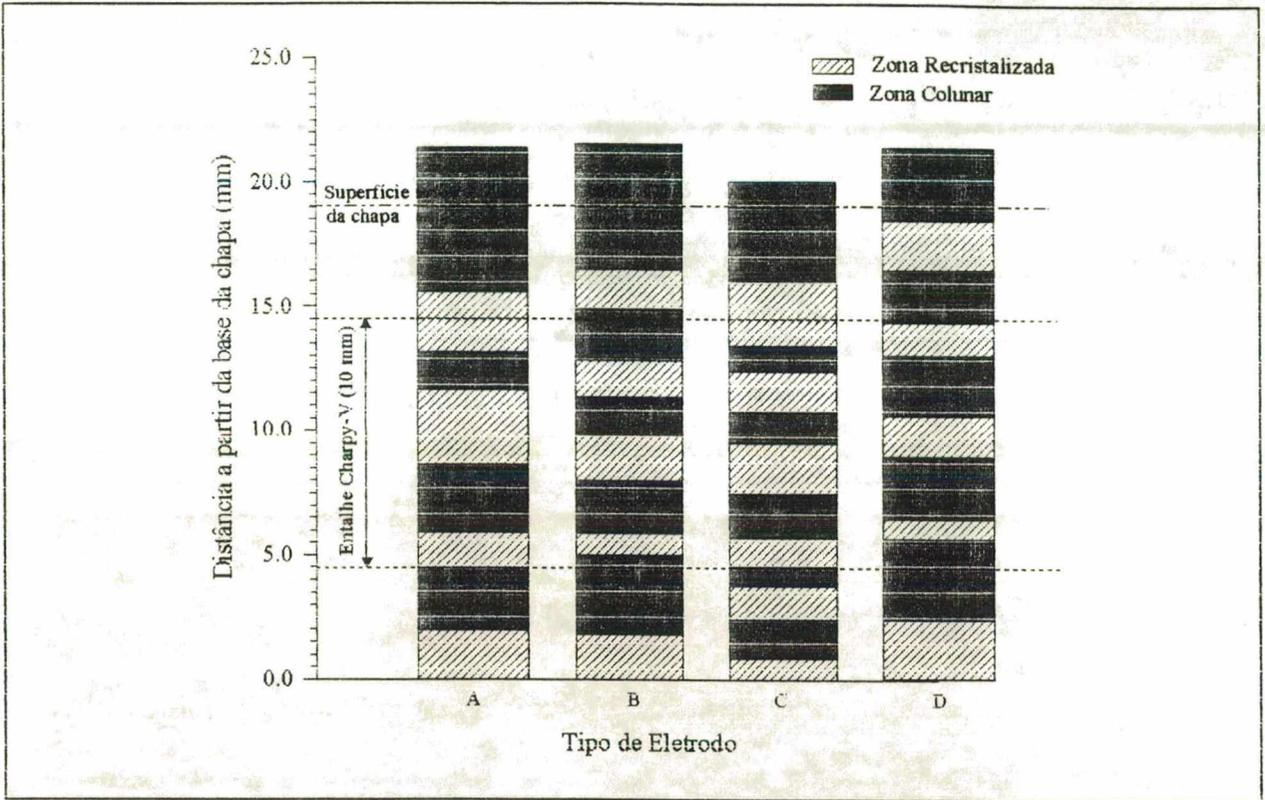


Figura 56 - Distribuição das regiões da solda com eletrodos (FR=1,60) em CA.

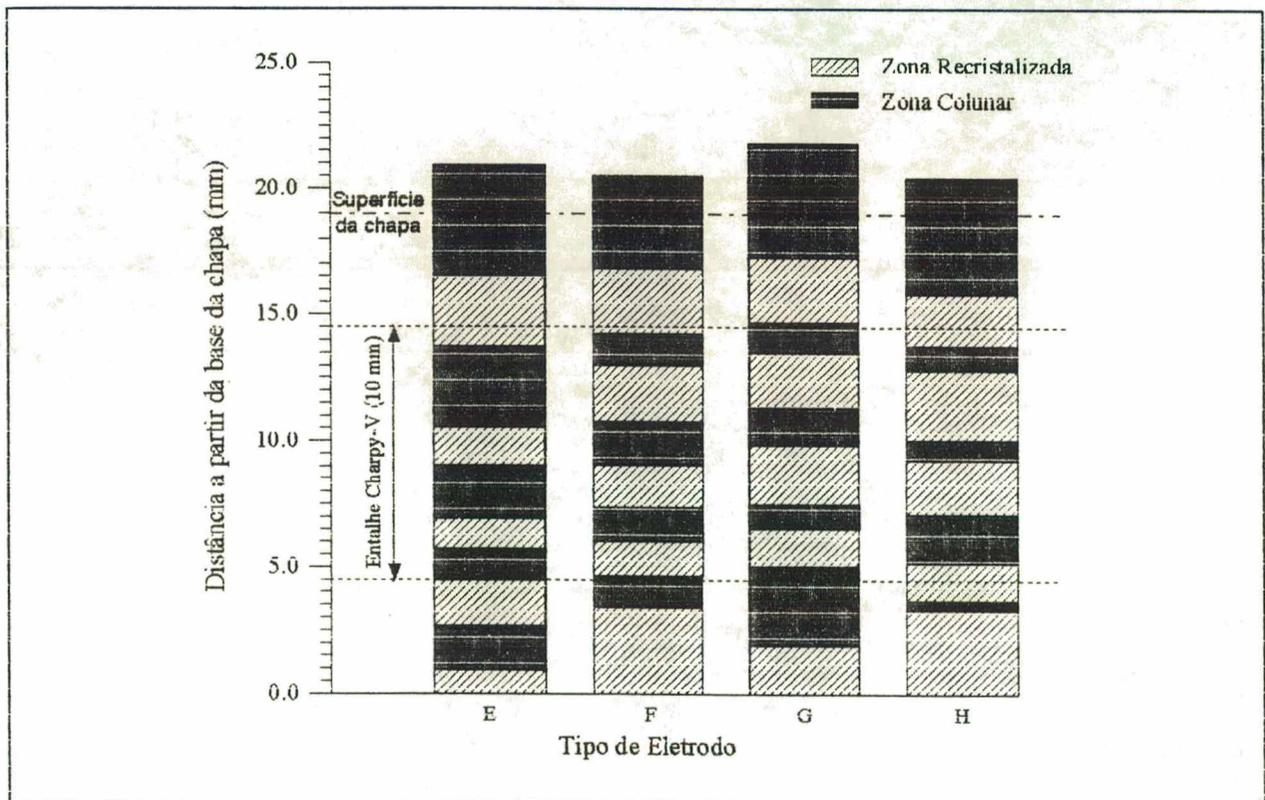


Figura 57 - Distribuição das regiões da solda com eletrodos (FR=1,72) em CC+.

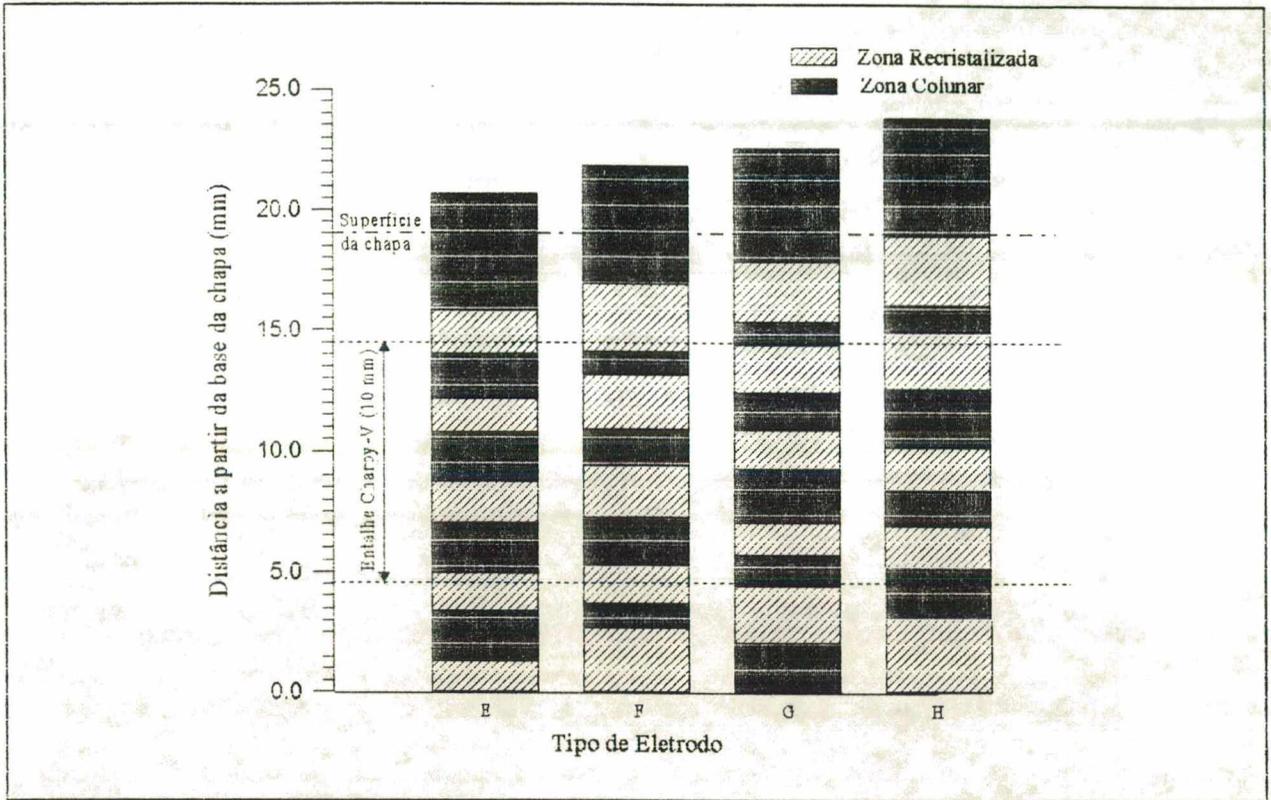


Figura 58 - Distribuição das regiões da solda com eletrodos (FR=1,72) em CA.

Eletrodo	Temperatura (°C)		
	- 60 °C	- 73 °C	- 101 °C
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)

NOTA: Os valores entre parêntesis representam as médias obtidas para cada corpo de prova.

Tabela 12 - Energia de impacto obtida nos ensaios charpy-V em CC+ (J).

Eletrodo	Temperatura (°C)		
	- 60 °C	- 73 °C	-101 °C
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 13 - Energia de impacto obtida nos ensaios charpy-V em CA (J).

	Eletrodos Aprovados	
	CC+	CA
AWS E7016-C2L	B e H	Nenhum
AWS E8016-C2	A, B, D, E, F, G e H	A e H

Tabela 14 - Eletrodos qualificados sob a classificação AWS E7016-C2L e E8016-C2 no requisito de resistência ao impacto.

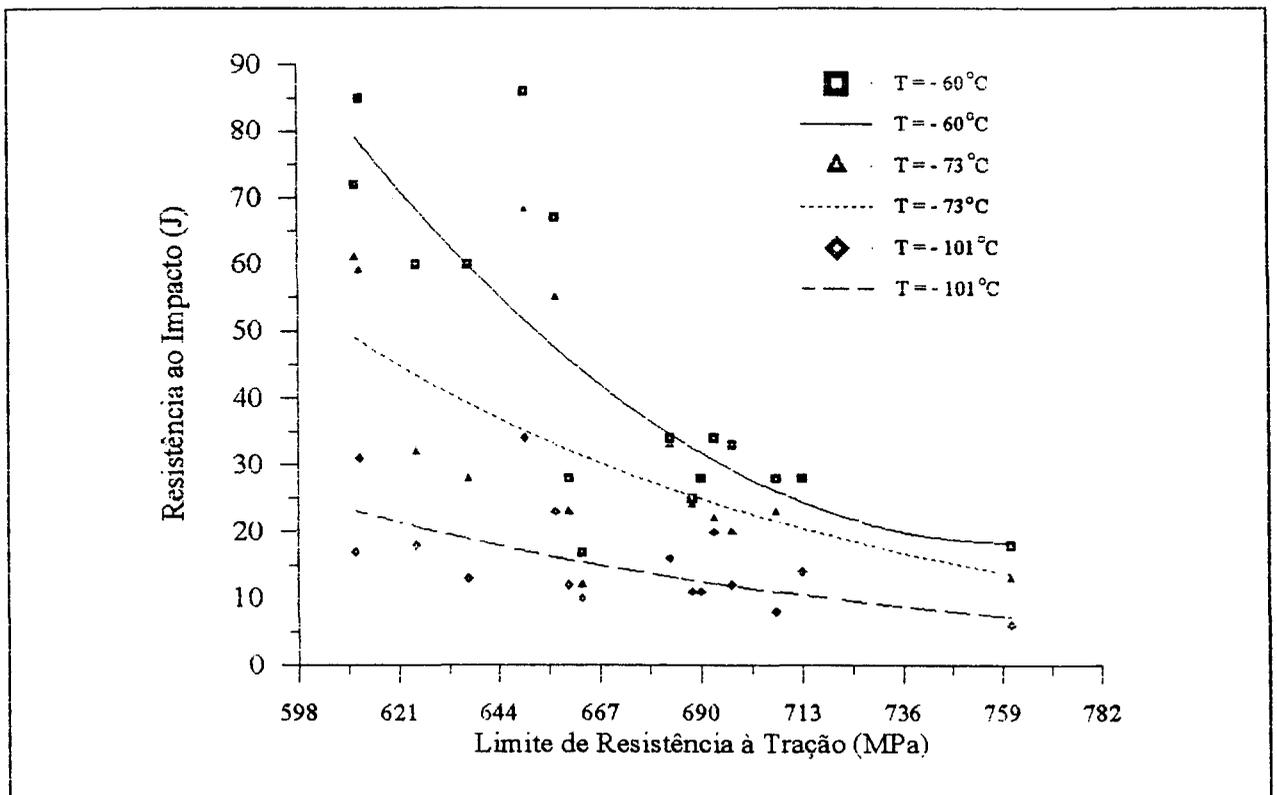


Figura 59 - Relação entre σ_r e a resistência ao impacto do metal de solda.

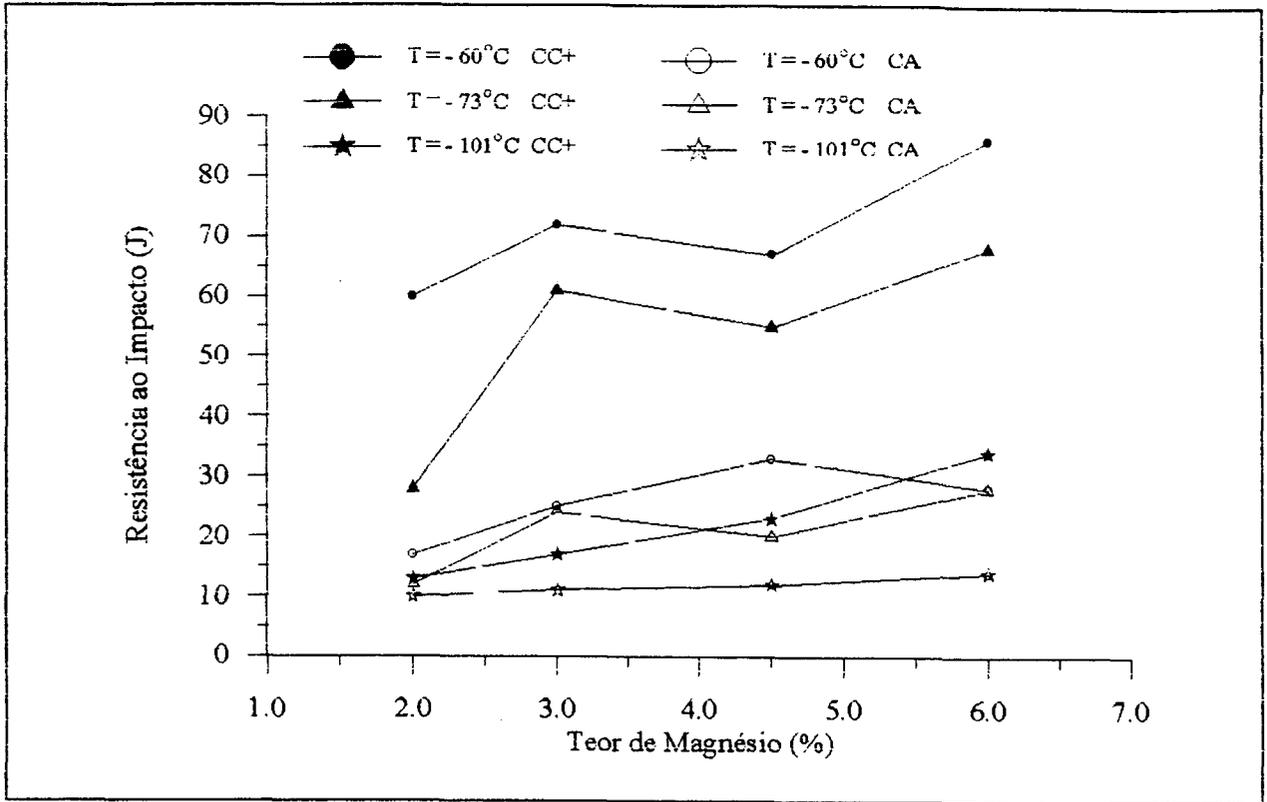


Figura 60 - Efeito do magnésio sobre a resistência ao impacto (FR = 1,72).

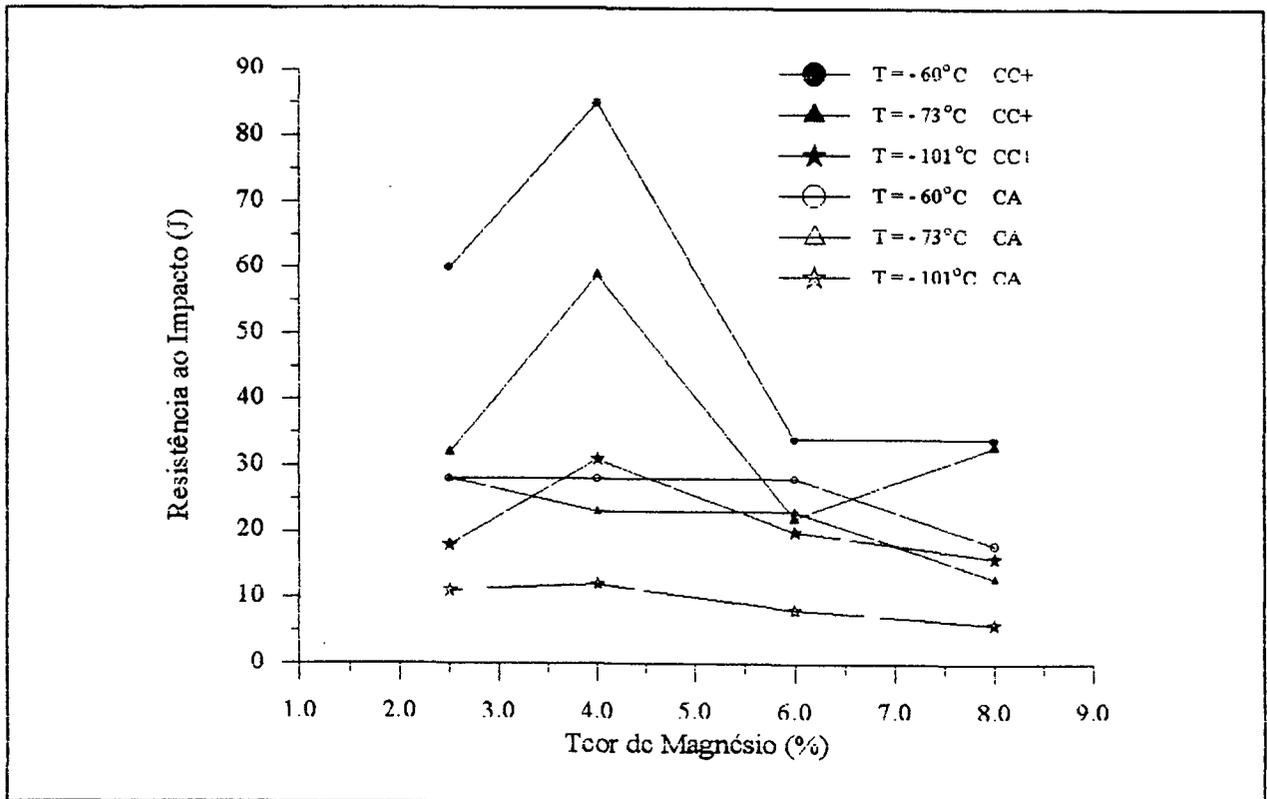


Figura 61 - Efeito do magnésio sobre a resistência ao impacto (FR = 1,60).

VIII

CONCLUSÕES

Acredita-se, ao final deste trabalho, ter contribuído para preencher uma lacuna no conhecimento sobre o desenvolvimento de consumíveis e intensificar a discussão sobre o controle das propriedades mecânicas e microestrutura do metal de solda C-Mn-Ni. Superando dificuldades em isolar os múltiplos fatores envolvidos neste estudo, chegou-se às seguintes conclusões.

■ É possível estabelecer uma metodologia racional para otimizar as propriedades de resistência à tração com a tenacidade no metal de solda, embora se reitere a complexidade das relações que envolvem o desenvolvimento de consumíveis de soldagem.

■ A metodologia de classificação e de quantificação das microestruturas do metal de solda, propostas pelo IIW, revelou-se satisfatória à análise microestrutural de metais de solda C-Mn-Ni.

■ A otimização da relação entre microestrutura e propriedades mecânicas em metais de solda de múltiplos passes deve, além de buscar a maximização de microconstituintes favoráveis à tenacidade, ser complementada com a avaliação dos percentuais de região recristalizada ao longo do entalhe charpy-V e dos teores de nitrogênio na solda.

■ As propriedades mecânicas do metal de solda são profundamente afetadas pelos parâmetros de soldagem, mesmo sem modificação da composição química do revestimento. Verificou-se que, mantidos os demais parâmetros, a mudança do tipo de corrente (de CC+ para CA) resultou em alteração da geometria do cordão, em redução dos percentuais de região recristalizada, em aumento do teor de C, aumento da resistência mecânica e queda sensível da resistência ao impacto. Pode-se afirmar que o uso de CA, em metais de solda onde se exija alta resistência mecânica com elevada tenacidade, requer maior controle dos parâmetros de soldagem.

■ Neste trabalho, apesar das condições adversas às propriedades mecânicas, todos os eletrodos se enquadram nos requisitos da norma AWS A5.5-81. Verifica-se ser possível, através do emprego do magnésio, aliar alta resistência mecânica com elevada resistência ao impacto.

■ Com o aumento do teor de Mg entre 2,0 e 6,0 %, há decréscimo do teor de oxigênio na solda. Acima de 6,0 %, não se observa influência do Mg sobre esse teor.

■ Constata-se o forte efeito de desoxidação do Mg, além da sua característica peculiar e importante de não se transferir ao metal de solda (sabe-se que os desoxidantes convencionais, como Al, Ti e Si se transferem à solda e reduzem a resistência ao impacto).

■ A resistência ao impacto depende também do teor de magnésio e do fator de revestimento. Para os eletrodos de menor fator de revestimento, a resistência ao impacto se eleva (notadamente em CC+) com o teor de Mg até 4,0 %, depois cai até 6,0 % e daí mantém-se inalterada até 8,0 %. Para os eletrodos de maior fator de revestimento, há uma relação proporcional direta entre o teor de Mg e a resistência ao impacto. Conclui-se que, neste trabalho, os teores de Mg que resultam em mais alta resistência ao impacto são 4,0 %, para FR = 1,60, e 6,0 %, para FR = 1,72.

■ Observa-se uma variação significativa dos rendimentos de transferência de Mn e Si com o aumento do teor de Mg, principalmente para os eletrodos de maior fator de revestimento.

■ Verifica-se que geralmente os teores de FA e FS foram maiores para eletrodos com FR = 1,60, em ambas correntes (CC+ e CA). Além disso, em relação à CC+, o uso de CA implicou em maior presença de FS, tanto em FR = 1,60 como para FR = 1,72.

■ As melhores propriedades de impacto foram obtidas em corpos de prova com menores teores de FS (14,6 e 11,3 %) e maiores teores de FA (60,4 e 62,8 %).

■ Observou-se uma tendência de aumento da resistência mecânica com o teor de Mg que, diretamente, está associada ao aumento do teor de carbono. Deve-se considerar que os teores de nitrogênio não variaram significativamente, independentemente do tipo de corrente empregada. Ressaltam-se ainda os teores maiores de carbono e menores de oxigênio em CA.

■ Evidencia-se claramente o aumento proporcional da largura do grão colunar com o teor de Mg, para FR = 1,72, independentemente do tipo de corrente usado. No entanto, para os eletrodos com FR = 1,60, não se verificou qualquer efeito sobre a largura do grão em ambas as correntes (CC+ e CA).

■ Vislumbra-se, para o futuro, o surgimento de diagramas que mostrem a influência da composição do consumível de soldagem e de $\Delta t_{8/5}$ sobre a microestrutura de metais de solda e que incluam a influência das inclusões e da corrente de soldagem.

PROPOSTAS PARA NOVOS TRABALHOS

A metodologia adotada se mostrou satisfatória ao estudo da relação microestrutura/propriedades mecânicas do metal de solda. A fim de avaliar mais sistematicamente a relação e o efeito dos parâmetros de soldagem, sobre as propriedades de impacto a baixas temperaturas, visualizam-se novos trabalhos onde a pesquisa pode ser intensificada:

- Realizar ensaios com eletrodos, em outros diâmetros, de composição similar aos eletrodos B, C, G e H. Permitiria-se avaliar a correlação entre teor de desoxidantes e diâmetro do eletrodo, sobre as propriedades mecânicas e microestrutura do metal de solda, em corpos de prova AWS, em CC+.

- Prosseguir as soldagens, em CA, com os eletrodos B, C, G e H, porém, em diferentes valores de velocidades de soldagem. Permitiria-se estudar os efeitos da velocidade de soldagem sobre a composição química, em especial sobre os teores de C, Mn, Si e O e, conseqüentemente, sobre as propriedades mecânicas da solda.

- Executar soldagens, em CC+, usando eletrodos de 3,25 mm, de composições similares aos B, C, G e H, porém observando os efeitos da aplicação do TTAT (580 °C/1h) do metal "como soldado" sobre as propriedades mecânicas. Esta avaliação permitiria colher subsídios para as técnicas de reparo com soldagem.

- Realizar soldagens, em CC+, usando eletrodos 4,0 mm e de composições semelhantes aos B, C G e H em diferentes posições de soldagem. Avaliariam-se os teores obtidos de C, Mn, Si, O e N e a relação microestrutura/propriedades mecânicas do metal de solda.

- Realizar soldagens em CC+ e CA, usando os eletrodos experimentais desse trabalho e mantendo a energia de soldagem constante. Avaliaria-se a influência do tipo de corrente sobre a largura do grão colunar. A análise da possível influência do modo de solidificação, sobre a formação do grão colunar, seria dada pela revelação da estrutura primária (ataque seletivo - segregações).

REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- [1] - JACKSON, C. E. - "Fluxes and slags in welding". WRC Bulletin 190. Dez., 25 pp, 1973.
- [2] - 1º Anuário Brasileiro da Indústria e Serviços de Soldagem 90/91. Associação Brasileira de Soldagem. 96 pp., 1990.
- [3] - GRONG, O. and KLUKEN, A. O. - "Microstructure and properties of steel weld metals". Sintef Report. PB89 - 174577/AS, 1988
- [4] - SURIAN, E. S.; TROTTI, J. L. and BONISZEWSKI, T. - "Effect of oxygen content on charpy-V notch toughness in 3 %Ni steel SMA weld metal". Welding Journal. Vol. 71 (7), pp. 263s-268s, 1992.
- [5] - GRONG, O. and MATLOCK, D. K. - "Microstructural development in mild and low-alloy steel weld metals". International Metals Reviews. Vol. 31 (1), pp. 27-48, 1986.
- [6] - BACKMAN, A. - "Welding consumables for the 1990's". Svetsaren. Vol. 46 (2), pp. 4 -9, 1992.
- [7] - FARIAS, J. P. - "Magnésio metálico como componente do revestimento na soldagem com eletrodos ao C-Mn-Ni". Tese de Doutorado, 1993.
- [8] - PUMPHREY, W. I. - "Arc welding process and consumables in the UK, 1985 - 90". Metal Construction. Vol. 17 (7), pp. 420-428, 1985.
- [9] - "IIW worldwide survey welding researches". Welding Journal. Vol. 68 (4), pp. 58-59, 1989.
- [10] - OLSON, D. L. and SIEWERT, T. A. - "Present consumable technology advances into the 21st century". Welding Journal. Vol. 69 (11), pp. 37-40, 1990.
- [11] - GEIJER, A. B. and KAKOVKIN, O. S. - "Metallurgical features of reduction of rare earth metals from their oxides in welding with coated electrodes. Welding International. Vol. 1 (07), pp. 667-669, 1987.
- [12] - SHILIANG, W.; WEIPING, H. and BOGANG, T. - "Improving the toughness of weld metal by adding rare earth elements". Welding International. Vol. 1 (3), pp. 284-287, 1987.
- [13] - BHADESHIA, H. K. D. H.; SVENSSON, L-E. and GRETOFT, B. - "A model for the development of microstructure in alloy steel weld deposits". Acta Metallurgica. Vol. 33 (7), pp. 1271-1283, 1985.
- [14] - SVENSSON, L-E.; GRETOFT, B.; SUGDEN, A. A. and BHADESHIA, H. K. D. H. - "Computer aided design of electrodes for arc welding process - Part II". Int. Conf.

Computers in Welding. Cambridge, June, 1988.

- [15] - Specification for Covered Carbon Arc Electrodes. American Welding Society. ANSI/AWS A5.1-81.
- [16] - DAVEY, T. G. and WIDGERY, D. J. - "A technique for the characterization of weld metal microstructures". IIW Doc. II-A-389-76.
- [17] - ABSON, D. J. and DOLBY, R. E. - "A scheme for the quantitative description of ferritic weld metal microstructures". The Welding Institute Research Bulletin. April, pp. 100-103, 1980.
- [18] - IIW - "Guide to the light microscope examination of ferritic steel weld metals". IIW Doc. IX-1533-88.
- [19] - DUNCAN, A. - "Further development of a scheme for classification of ferritic weld metal microstructures". The Welding Institute Research Bulletin. August, pp. 260-265, 1986.
- [20] - POPE, A. M.; BUSSINGER, E. R.; REBELLO, J. M. A. e PERDIGÃO, S. C. - "Nomenclatura dos constituintes microestruturais da zona fundida de aços C-Mn e microligados". VII Encontro Nacional de Tecnologia de Soldagem. ABS, pp. 113-131, 1981.
- [21] - COCHRANE, R. C. - "Weld metal microstructures - a state of the art review". Welding in the World. Vol. 21, No. 1/2, pp. 16-24, 1983.
- [22] - FERRANTE, M. e GAMBA, A. R. O. - "Microestruturas do metal de solda ferrítico com teores ultra baixos de oxigênio". XXXIX Congresso Anual da ABM, pp. 387-390, 1984.
- [23] - KENNY, B.; KERR, H. W.; LAZOR, R. B. and GRAVILLE, B. - "Ferrite transformation characteristics and CCT diagrams in weld metals". Metal Construction. Vol. 17 (6), pp. 374R-381R, 1985.
- [24] - HOEKSTRA, S.; MUNNIG SCHMIDT-VAN DER BURG, M. A. and OUDEN, G. - "Microstructure and notch toughness of ferritic weld metal". Metal Construction. Vol. 18 (12), pp. 771-775, 1986.
- [25] - HARRISON, P. and FARRAR, R. - "Microstructural development and toughness of C-Mn and C-Mn-Ni weld metals - Part I - Microstructural development". Metal Construction. Vol. 19 (7), pp. 392R-399R, 1987.
- [26] - BHADOSHIA, H. K. D. H. - "Keynote address modelling the microstructure in the fusion zone of the steel weld deposits". Proc. of the 2nd Int. Conf. on Trends in Welding Research. Vol. 1, pp. 189-198, 1989.
- [27] - SVENSSON, L. E. and GRETOFT, L. E. - "Microstructure and impact toughness of C-Mn weld metals". Welding Journal. Vol. 69 (12), pp. 454s-461s, 1990.

- [28] - ALÉ, R. M.; JORGE, J. C. F. e REBELLO, J. M. A. - "Constituintes microestruturais de soldas de aço C-Mn baixa liga - Part II: metal de solda". Soldagem e Materiais. Vol. 5 (3), pp. 18-25, 1993.
- [29] - SURIAN, E.; TROTTI, J.; HERRERA, R. and VEDIA, L. A. - "Influence of carbon on mechanical properties and microstructure of weld metal from a high-strength SMA electrode". Welding Journal, Vol. 70 (6), pp. 133s-140s, 1991.
- [30] - ALÉ, R. M.; JORGE, J. C. F. e REBELLO, J. M. A. - "Constituintes microestruturais de soldas C-Mn e baixa liga". Soldagem e Materiais. Vol. 5 (2), pp. 2-11, 1993.
- [31] - FARRAR, R. A. and HARRISON, P. L. - "Review acicular ferrite in carbon-manganese weld metals: an overview". Journal of Materials Science. Vol. 22, pp. 3812-3820, 1987.
- [32] - ABSON, D. J. and PARGERTER, R. J. - "Factors influencing as-deposited strength, microstructure, and toughness of manual metal arc welds suitable for C-Mn steel fabrications". International Metal Reviews. Vol. 31 (4), pp. 141-193, 1986.
- [33] - HARRISON, P. L. and FARRAR, R. A. - "Application of continuous cooling transformation diagrams for welding of steels". International Materials Reviews. Vol. 34 (1), pp. 35-51, 1989.
- [34] - SUGDEN, A. A. B. and BHADSHIA, H. K. D. H. - "Lower acicular ferrite". Metallurgical Transactions A. Vol. 20A (9), pp. 1811-1818, 1989.
- [35] - RICKS, R. A.; BARRITE, G. S. and HOWELL, P. R. - "Proc. Int. Conf. on solid phase transformations", Pittsburgh PA, August, pp. 483-468, 1981.
- [36] - ABSON, D. J.; DOLBY, R. E. and HART, P. H. M. - "The role of nonmetallic inclusions in ferrite nucleation in carbon steel weld metals". Proc. Int. Conf. 'Trends in steel and consumables for welding'. The Welding Institute, pp. 103-122, 1978.
- [37] - JOARDER, A. - "Study of submerged arc welded metal and heat-affected zone microstructures of a plain carbon steel". Welding Journal. Vol. 70 (6), pp. 141s-149s, 1991.
- [38] - COCHRANE, R. C. and KIRKWOOD, P. R. - "The effect of oxygen on weld metal microstructure". The Welding Institute, pp. 103-122, 1978.
- [39] - ABSON, D. J. - "Non-metallic inclusions in ferritic steel weld metals: a review". IIW Doc. IX-1486-87.
- [40] - 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. II-A-771-89.
- [41] - DALLAM, C. B. and OLSON, D. L. - "Stress and grain size effects on weld metal ferrite formation". Welding Journal. Vol. 68 (5), pp. 198s-205s, 1989.
- [42] - BHATTI, A. R.; SAGGESE, M. E.; HAWKINS, D. N.; WHITEMAN, J. A. and

- GOLDING, M. S. - "Analysis of inclusions in submerged arc welds in microalloyed steels". *Welding Journal*. Vol. 63 (7), pp. 224s-230s, 1984.
- [43] - BARBARO, F. J.; KRAULIS, P. and EASTERLING, K. E. - "Formation of acicular ferrite at oxide particles in steels". *Materials Science and Technology*. Vol. 5 (11), pp. 1057-1068, 1989.
- [44] - KASATKIN, B. S. and KOZLOVETS, O. N. - "Microstructure and properties of welded joints in low-alloy steels". *Paton Welding Journal*. Vol. 1 (7), pp. 475-483, 1989.
- [45] - BABU, S. S. and BHADRESHIA, D. H. - "Stress and the acicular ferrite transformation". *Materials Science and Engineering*. Vol. A156, pp. 1-9, 1992.
- [46] - YANG, J. R. and BHADRESHIA, H. K. D. H. - "Acicular ferrite transformation in alloy steel weld metals". *Journal of Materials Science*. Vol. 26, pp. 839-845, 1991.
- [47] - JORGE, J. C. F.; SOUZA, L. F. G. e REBELLO, J. M. A. - "Uma contribuição ao estudo da relação tenacidade/microestrutura de metais de solda C-Mn baixa liga". XIX Encontro Nacional de Tecnologia da Soldagem, pp. 1-20, 1993.
- [48] - ABSON, D. J. and EVANS, G. M. - "A study of the manganese-oxygen system in low hydrogen MMA all-weld-metal deposits". *IIW Doc. II-A-770-89*.
- [49] - EVANS, G. M. - "Effect on manganese on the microstructure and properties of all-weld metal deposits". *IIW Doc. II-A-432-77*.
- [50] - GRONG, O.; SIEVERT, T. A. and EDWARDS, G. R. - "Effects of deoxidation practice on the transformation behavior and toughness of steel welds". *Welding Journal*. Vol. 65 (11), pp. 279s-288s, 1986.
- [51] - JORGE, J. C. F.; SOUZA; L. F. G.; REBELLO, J. M. A. e GUIMARÃES, A. S. - "Efeito do elemento cromo nas propriedades de metais de solda C-Mn baixa liga". XIX Encontro Nacional de Tecnologia de Soldagem, pp. 127-142, 1993.
- [52] - 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*.
- [53] - EVANS, G. M. - "Effects of silicon on the microstructure and properties of C-Mn all-weld metal deposits". *Metal Construction*. Vol. 18 (7), pp. 438R-445R, 1986.
- [54] - LIAO, F. C. and LIU, S. - "Effect of deoxidation sequence on carbon manganese steel weld metal microstructure". *Welding Journal*. Vol. 71 (3), pp. 94s-103s, 1992.
- [55] - KLUKEN, A. O. and GRONG, O. - "Mechanisms of inclusions formation in Al-Ti-Si-Mn deoxidized steel weld metals". *Metallurgical Transactions A*. Vol. 20 (8), pp. 1335-1349, 1989.
- [56] - LOSANO, L. G.; RAITER, V. E. and BONISZEWSKI, T. - "Effect of the use of different

- types of wires on the microstructure and mechanical properties of basic electrode deposits". IIW Doc. II-A-792-89.
- [57] - CIIEN, J. H. and KANG, L. - "Investigation of the kinetic process of metal-oxygen reaction during shielded metal arc welding". *Welding Journal*. Vol. 68 (6), pp. 245s-251s, 1989.
- [58] - BORISENKO, M. M. - "Approximate calculations of oxygen dissolved in weld metal in welding low-alloy steels". *Svarochoe Proizvodstvo*. Vol. 36 (6), pp. 37-39, 1988.
- [59] - LIU, S. and INDACOCHEA, J. E. - "Control of chemical composition and microstructure in low-carbon microalloyed steel weldments". IIW Doc. II-A-886-93.
- [60] - BLAKE, P. D. - "Oxygen in steel weld metals". *Metal Construction*. Vol. 11 (3), pp. 118-120, 1979.
- [61] - FERRANTE, M. - "Influência da composição química sobre a microestrutura e tenacidade do metal de solda ferrítico - Parte I". *Soldagem e Materiais*. Vol. 1 (3), pp. 36-43, 1989.
- [62] - McROBIE, D. E. and KNOTT, J. F. - "Effects of strain and strain aging on fracture toughness of C-Mn weld metal". IIW Doc. II-A-773-89.
- [63] - CHEN, J. H.; XIA, T. D. and YAN, C. - "Study on impact toughness of C-Mn multilayer weld metal at -60 °C". *Welding Journal*. Vol. 72 (1), pp. 19s-27s, 1993.
- [64] - 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. II-A-772-89.
- [65] - BONISZEWSKI, T. - "Manual metal arc welding - old process, new development. Part I". *The Metallurgist and Materials Technologist*. Vol. 11 (10), pp. 7-14, 1979.
- [66] - KOU, S. - "Welding metallurgy". In book. John Willey & Sons, 410 pp, 1987.
- [67] - BHADSHIA, H. K. D. H. and SVENSSON, L-E. - "Modelling the evolution of microstructure in steel weld metal". IIW Doc. II-A-846-92.
- [68] - LIU, S. and OLSON, D. L. - "The role of inclusions in controlling HSLA steel weld microstructure". *Welding Journal*. Vol. 65 (6), pp. 139s- 149s, 1986.
- [69] - BUKI, A. A. - "Calculating the chemical composition of deposited metal when welding with coated electrodes". *Welding International*. Vol. 6 (10), pp. 818-820, 1992.
- [70] - 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 mild metal". IIW Doc. II-A-811-90.
- [71] - EVANS, G. M. - "The effect of carbon on the microstructure and properties of C-Mn all-weld metal deposits". IIW Doc. II-A-546-81.
- [72] - Specification for Low Alloy Steel Covered Arc Welding Electrodes. American Welding

Society, ANSI/AWS A5.5-81.

- [73] - TAYLOR, D. S. - "The effect on manganese on the toughness of "E7016" type weld metal". *Welding and Metal Fabrication*. Nov., pp. 452-460, 1982.
- [74] - TROTTI, J. L.; SURIAN, E. y TIMMERMAN, R. - "Influencia del contenido en manganeso y la temperatura de alivio de tensiones sobre las propiedades mecanicas del metal de aporte puro para un eletrodo tipo AWS E8018-C2". VI Encontro Nacional de Tecnologia de Soldagem. ABS, 1980.
- [75] - SURIAN, E. and BONISZEWSKI, T. - "Effect of manganese and the type of current on the properties and microstructure of all-weld metal deposited from E7016-1 electrodes". IIW Doc. II-A-770-89.
- [76] - EVANS, G. M. - "Effect of heat-input on the microstructure and properties of C-Mn all-weld metal deposits". IIW Doc. II-A-490-79.
- [77] - CHIAVERINI, V. - "Aços e ferros fundidos". Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais. 576 pp., 1990.
- [78] - EVANS, G. M. - "Effects of sulphur and phosphorus on microstructure and properties of C-Mn all-weld-metal deposits". *Metal Construction*. Vol. 18 (10), pp. 631R-636R, 1986.
- [79] - ALEKSEEV, A. A. - "Effect of phosphorus on the structure and properties of weld metal in welding low alloy steels". *Paton Welding Journal*. Vol. 1 (4), pp. 244-247, 1989.
- [80] - EVANS, G. M. - "The effect of nickel on the microstructure and properties of C-Mn all-weld metal deposits". IIW Doc. II-A-791-89.
- [81] - ZEEMANN, A.; REBELLO, 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.
- [82] - BONIZEWSKI, T. - "Manual metal arc welding - old process, new developments. Part II. New solutions and challenges". *The Metallurgist and Materials Technologist*. Vol. 11 (11), pp. 19-27, 1979.
- [83] - ABSON, D. J. - "Small particles in weld metals - a review". IIW Doc. IX-J-122-87.
- [84] - BOGAEVSKIL, A. L. and BAZHENOV, V. V. - "Desulphurisation of deposited metal in arc welding with basic coated electrodes". *Svarochnoe Proizvodstvo*. Vol. 35 (5), pp. 9-10, 1988.
- [85] - THEWLIS, G. - "The influence of pipe plate and consumable chemistry on the composition, microstructure and toughness of weld metal". *Welding of Pipelines*. Vol. 1 (11), pp. 205-226, 1986.
- [86] - FERRANTE, M. - "Influência da composição química sobre a microestrutura e tenacidade de metal de solda ferrítico". *Soldagem e Materiais*. Vol. 2 (3), pp. 30-45, 1990.

- [87] - 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-978-93.
- [88] - GODAI, T. - "Nitrogen and oxygen in weld metal - a state-of-the-art review". IIW Doc. II-A-657-85.
- [89] - ALLUM, G. J. - "Nitrogen absorption from welding arcs". IIW Doc. II-A-1115-88.
- [90] - ABSON, D. J. - "Microstructural and mechanical properties of gas-shielded welding of C-Mn-Ni steel". *Welding Journal*. Vol. 72 (5), pp. 173s-188s, 1993.
- [91] - WIDGERY, D. J. - "Deoxidation practice for mild steel weld metal". *Welding Journal*. Vol. 55 (3), pp. 57s-68s, 1976.
- [92] - POTAPOV, N. N. - "Oxygen effect on low-alloy steel metal properties". *Welding Journal*. Vol. 72 (8), pp. 367s-370s, 1993.
- [93] - ABSON, D. J. - "Non-metallic inclusions in ferritic steel weld metals - a review". IIW Doc. II-1112-88.
- [94] - FARIAS, J. P. e QUITES, A. M. - "Fatores que influenciam a microestrutura e as propriedades mecânicas do metal de solda de aços ao C-Mn e baixa liga". III Congresso Íbero-Americano de Soldagem. Abril, pp. 371-386, 1992.
- [95] - HART, P. - "Effects of steel inclusions and residual elements on weldability". *Metal Construction*. Vol. 18 (10), pp. 610-616, 1986.
- [96] - ST-LAURENT, S. and L'ESPÉRANCE G. - "Effects of chemistry, density and size distribution of inclusions on the nucleation of acicular ferrite of C-Mn steel shielded-metal-arc-welding weldments". *Materials Science and Engineering*. A149, pp. 203-215, 1992.
- [97] - CRAIG, I.; NORTH, T. H. and BELL, H. B. - "Deoxidation during submerged-arc welding". Proc. Int. Conf. 'Trends in steels and consumables for welding'. The Welding Institute. Nov, 1978.
- [98] - WEGZYN, T. - "Effect of oxygen on the toughness of low-carbon, low-hydrogen steel weld metal". *Welding International*, Vol. 6 (9), pp. 683-689, 1992.
- [99] - EVANS, G. M. - "Effect of welding position on the microstructure and properties of C-Mn all-weld metal deposits". IIW Doc. II-A-529-81.
- [100] - EVANS, G. M. - "Effect of electrode diameter on the microstructure and properties of C-Mn all-weld metal deposits". IIW Doc. II-A-469-79.
- [101] - WEGRZYN, T. - "Oxygen and nitrogen in low-carbon basic electrode weld metal deposits". IIW Doc. II-A-870-92.

- [102] - NASSAU, L. and MEE, V. - "Nitrogen in manual metal arc weld metal". IIW Doc. II-A-758-89.
- [103] - BRACARENSE, A. Q. and LIU, S. - "Chemical composition in shielded metal arc welds". *Welding Journal*. Vol. 72 (12), pp. 529s-536s, 1993.
- [104] - 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. 292/1985.
- [105] - EVANS, G. M. - "Effect of interpass temperature on the microstructure and properties of C-Mn all-weld metal deposits". IIW Doc. II-A-460-78.
- [106] - EVANS, G. M. - "Comparison of ISO 2560 and AWS A5.1-69". IIW Doc. II-C-547-78.
- [107] - EVANS, G. M. - "The effect of heat treatment on the microstructure and properties of C-Mn all-weld metal deposits". *Metal Construction*. Vol. 17 (10), pp. 676R-682R, 1985.
- [108] - EVANS, G. M. - "The effect os stress-relieving on the microstructure and properties of C-Mn all-weld metal deposits". *Schweißmitteilungen*. No. 103, Ocktober, pp. 15-27, 1983.
- [109] - EROKHIN, A. A. - "A study of electrodes with alloying elements added to the covering and flux core". *Weld Pool Chemistry and Metallurgy*. The Welding Institute. Vol. 1, pp. 251-255, 1980.

ANEXO I

**Fluxograma do "software" desenvolvido para a quantificação
das microestruturas do metal de solda.**

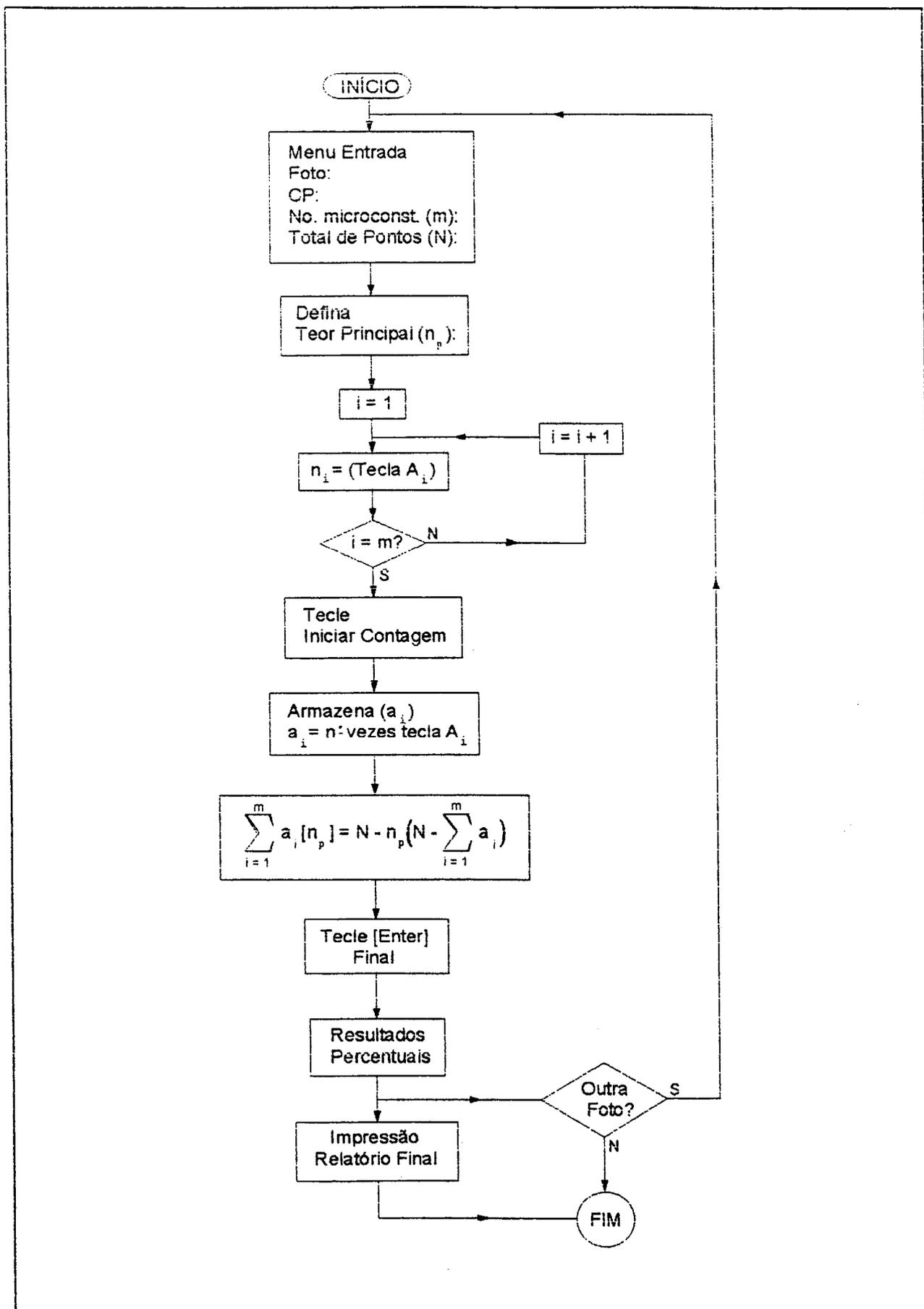


Figura 62 - Algoritmo para a quantificação dos microconstituintes do metal de solda.

ANEXO II

Macrografias

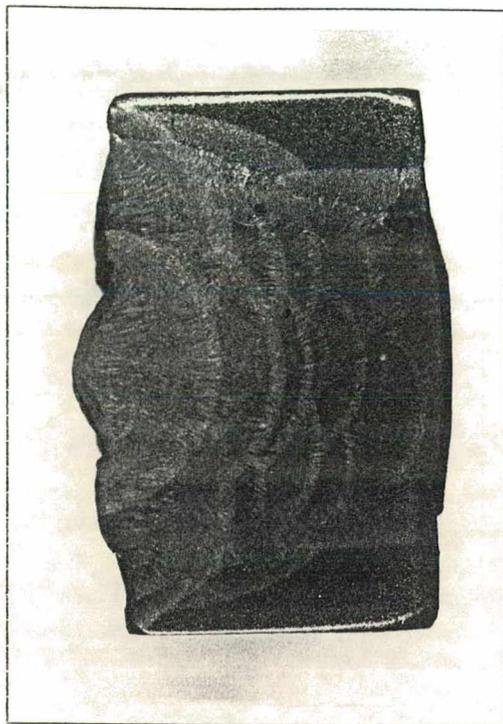


Figura 64 - Macrografia (eletrodo A - CA) 100 X



Figura 66 - Macrografia (eletrodo B - CA) 100 X

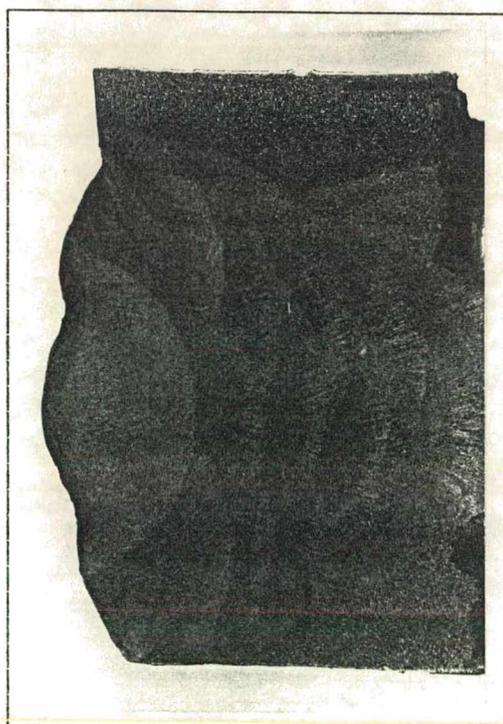


Figura 63 - Macrografia (eletrodo A - CC+) 100 X

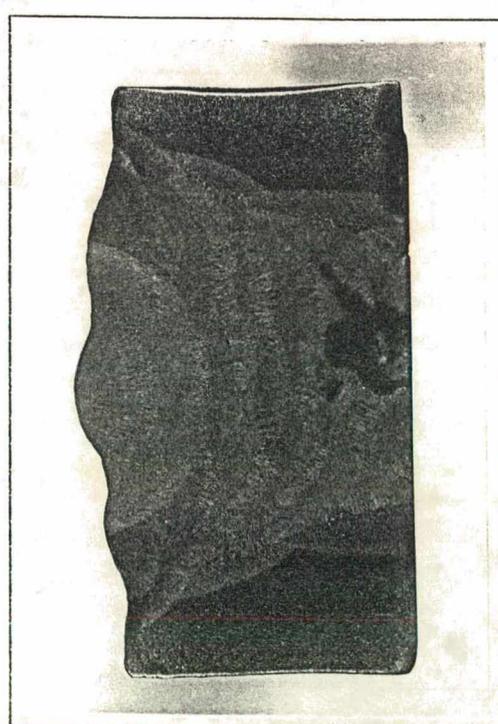


Figura 65 - Macrografia (eletrodo B - CC+) 100 X

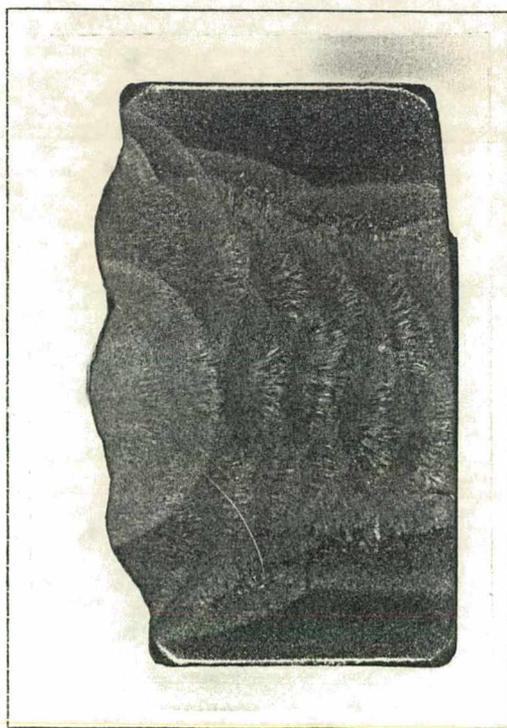


Figura 67 - Macrografia (eletrodo C - CC+) 100 X

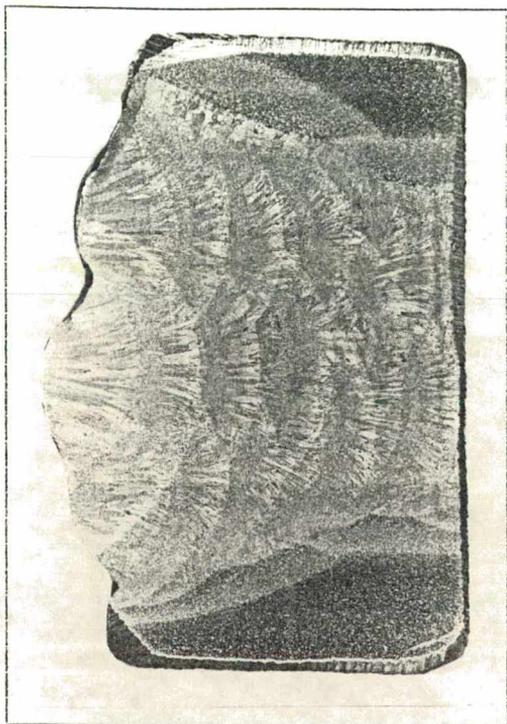


Figura 68 - Macrografia (eletrodo C - CA) 100 X

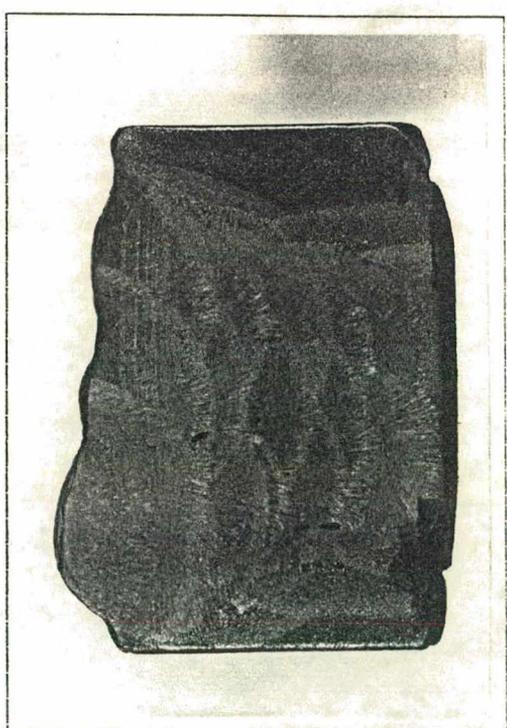


Figura 69 - Macrografia (eletrodo D - CC+) 100 X

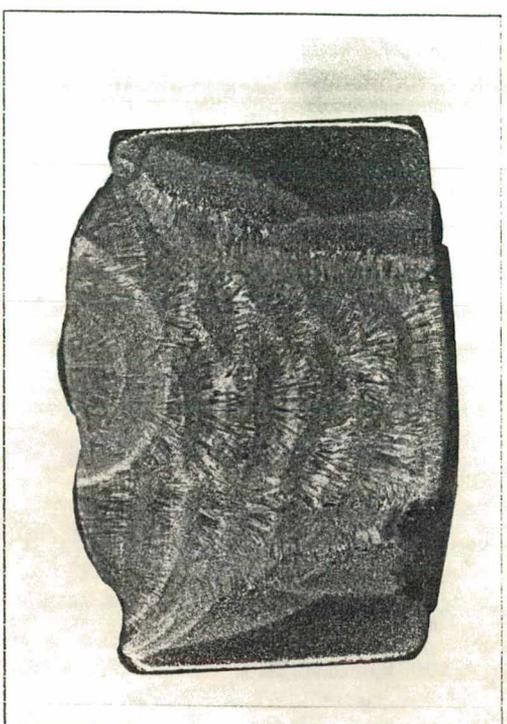


Figura 70 - Macrografia (eletrodo D - CA) 100 X



Figura 71 - Macrografia (eletrodo E - CC+) 100X

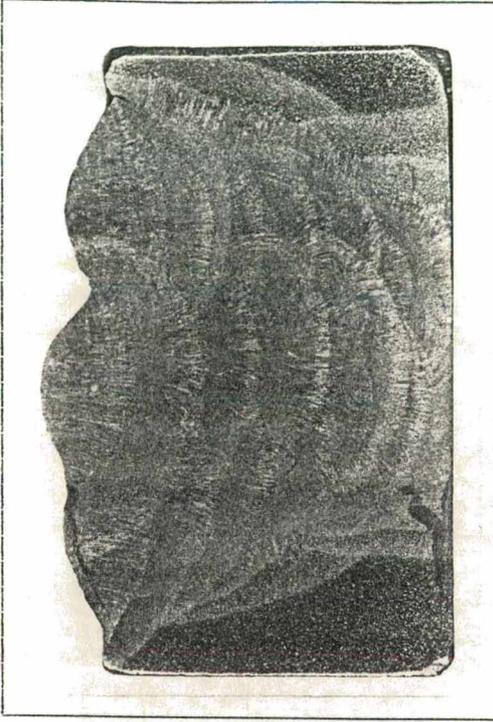


Figura 72 - Macrografia (eletrodo E - CA) 100X

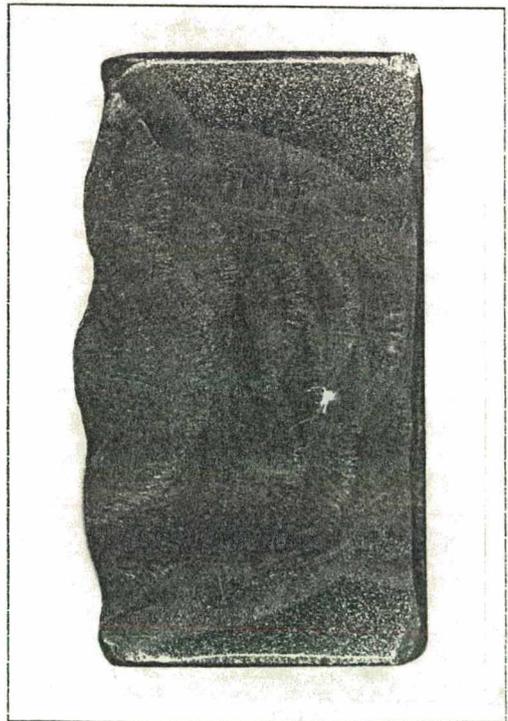


Figura 73 - Macrografia (eletrodo F - CC+) 100X

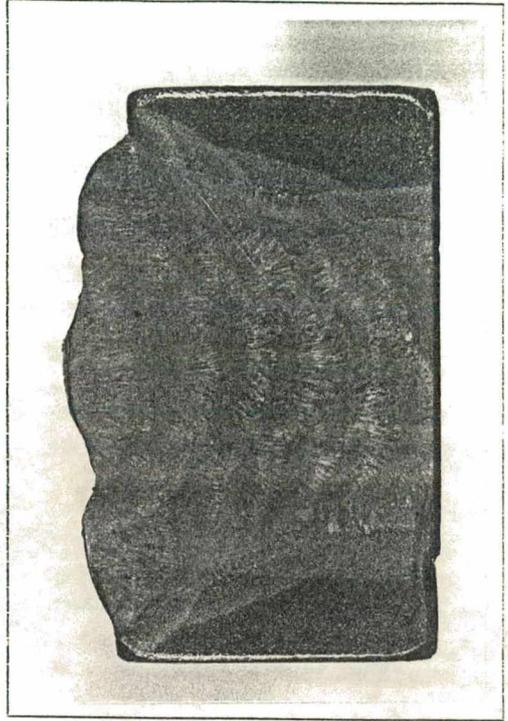


Figura 74 - Macrografia (eletrodo F - CA) 100X

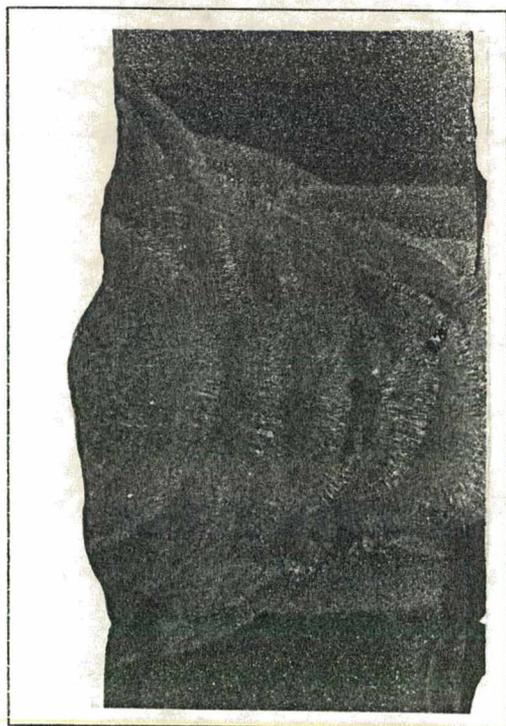


Figura 75 - Macrografia (eletrodo G - CC+) 100X

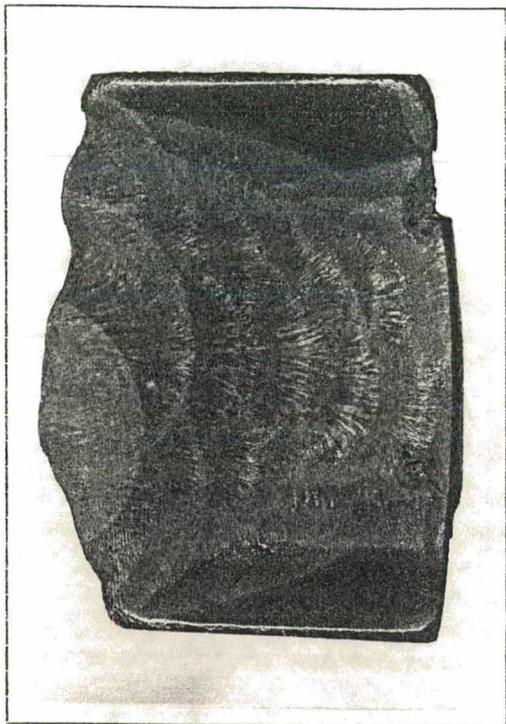


Figura 76 - Macrografia (eletrodo G - CA) 100X

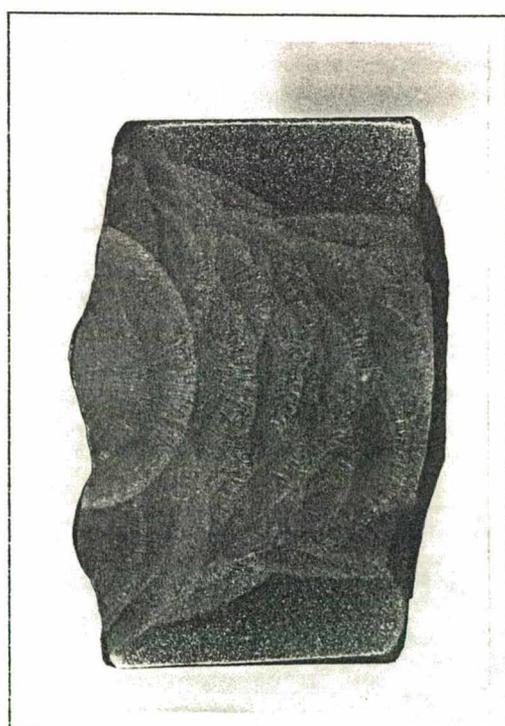


Figura 77 - Macrografia (eletrodo H - CC+) 100X

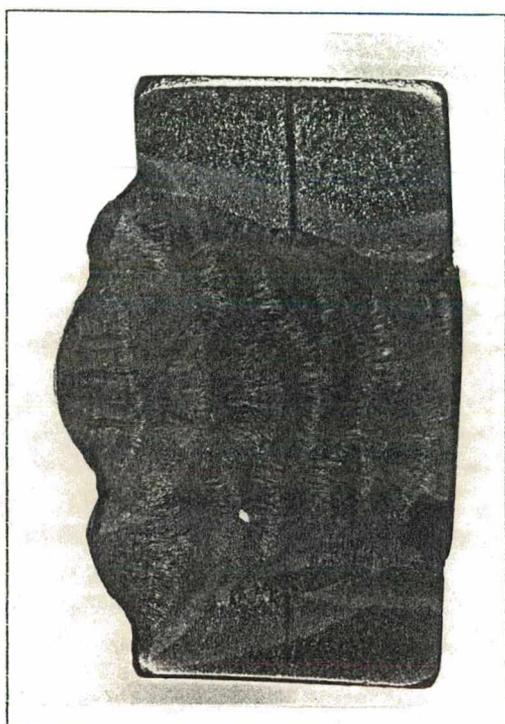


Figura 78 - Macrografia (eletrodo H - CA) 100X

ANEXO III

Microestruturas da região colunar do último passe de solda

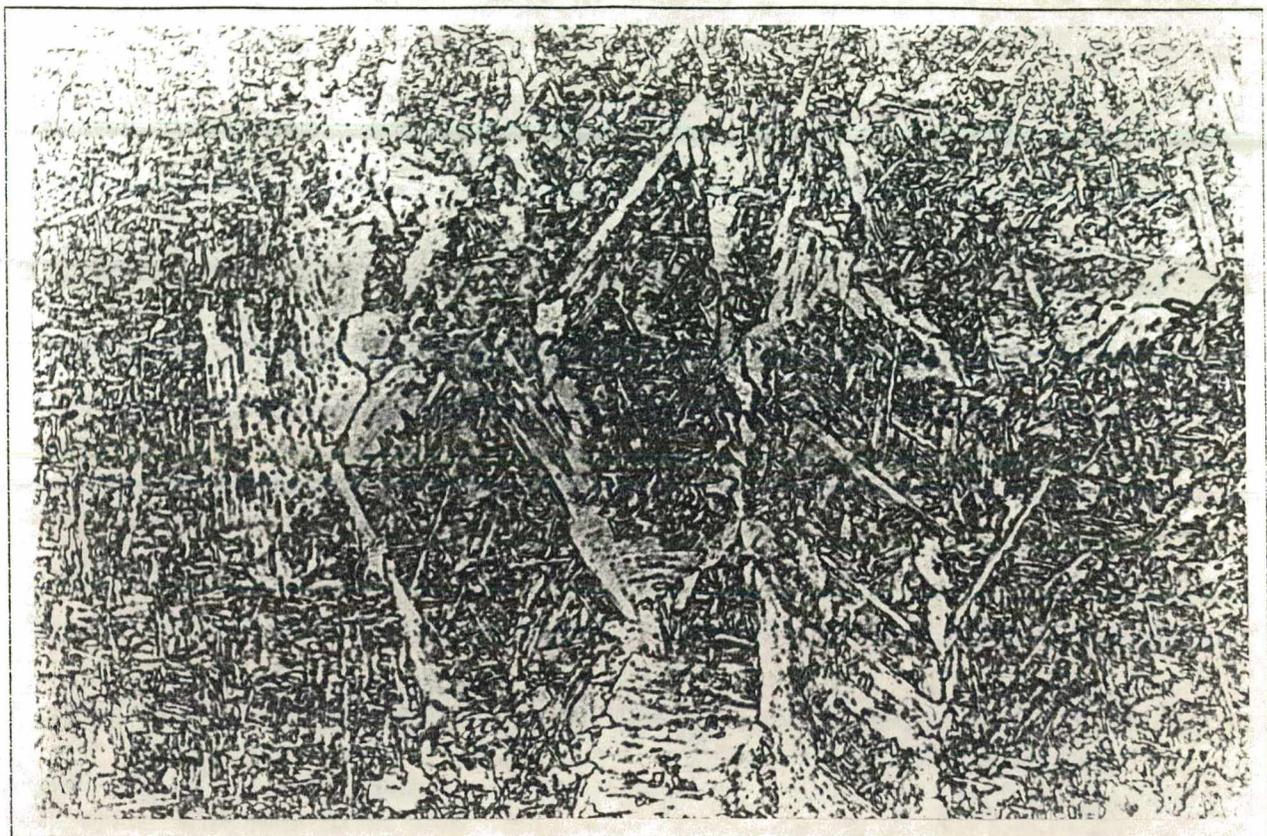


Figura 79 - Microestrutura da região colunar (eletrodo A - CC+).

(500 X)

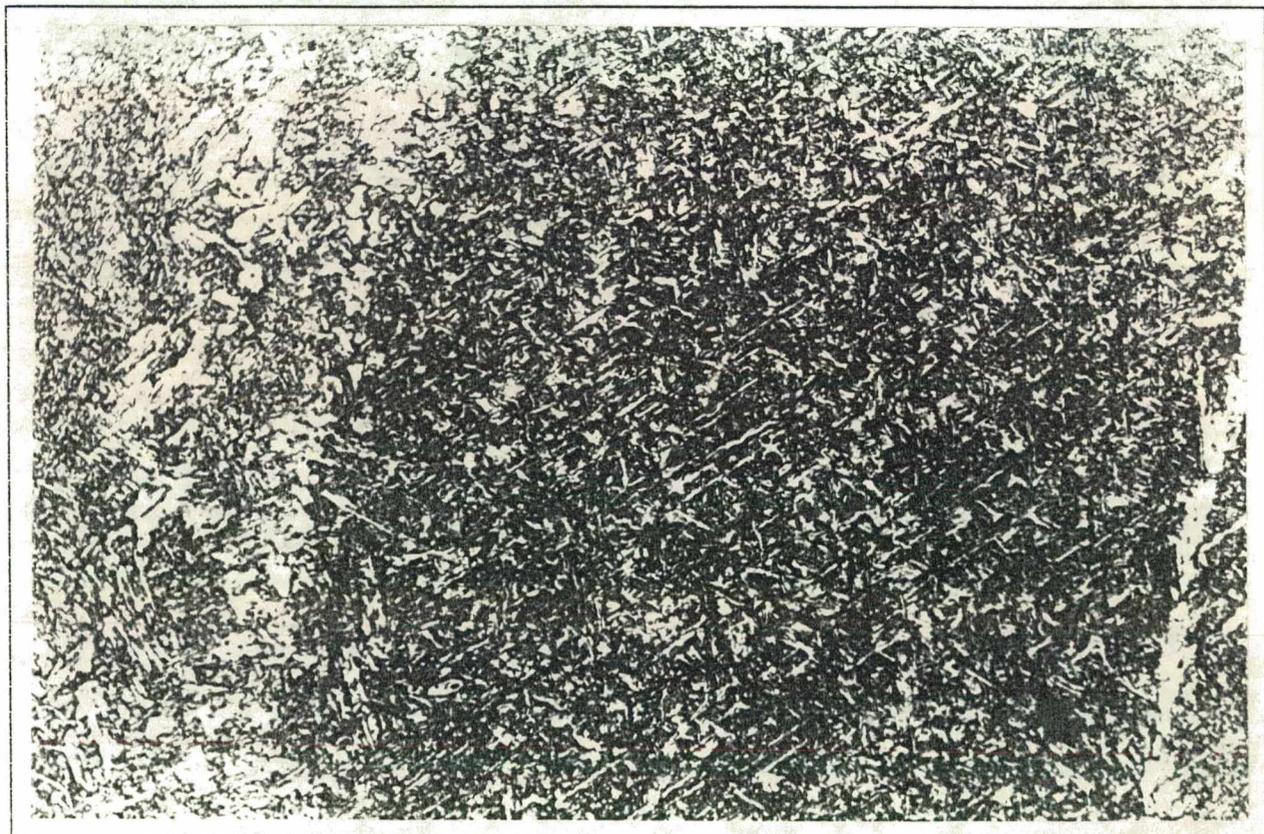


Figura 80 - Microestrutura da região colunar (eletrodo A - CA).

(500 X)

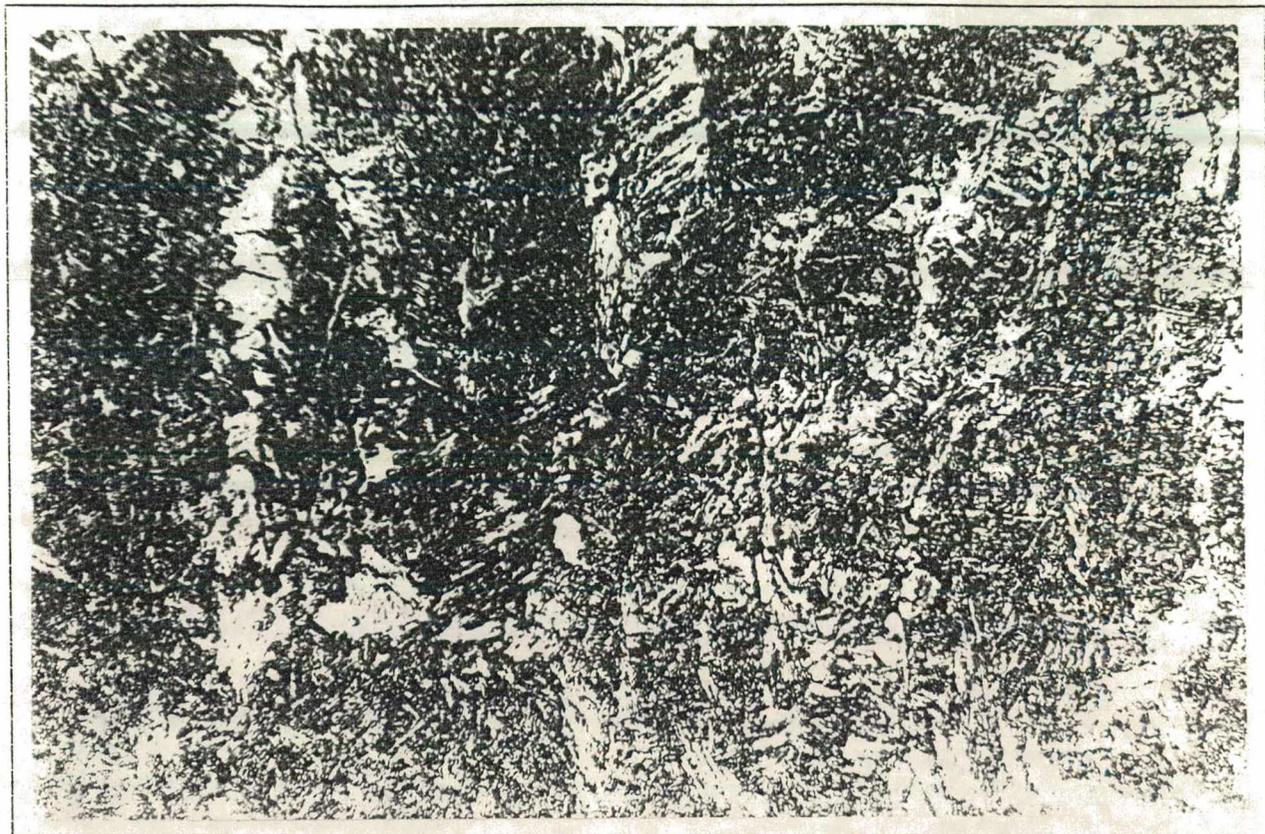


Figura 81 - Microestrutura da região colunar (eletrodo B - CC+).

(500 X)

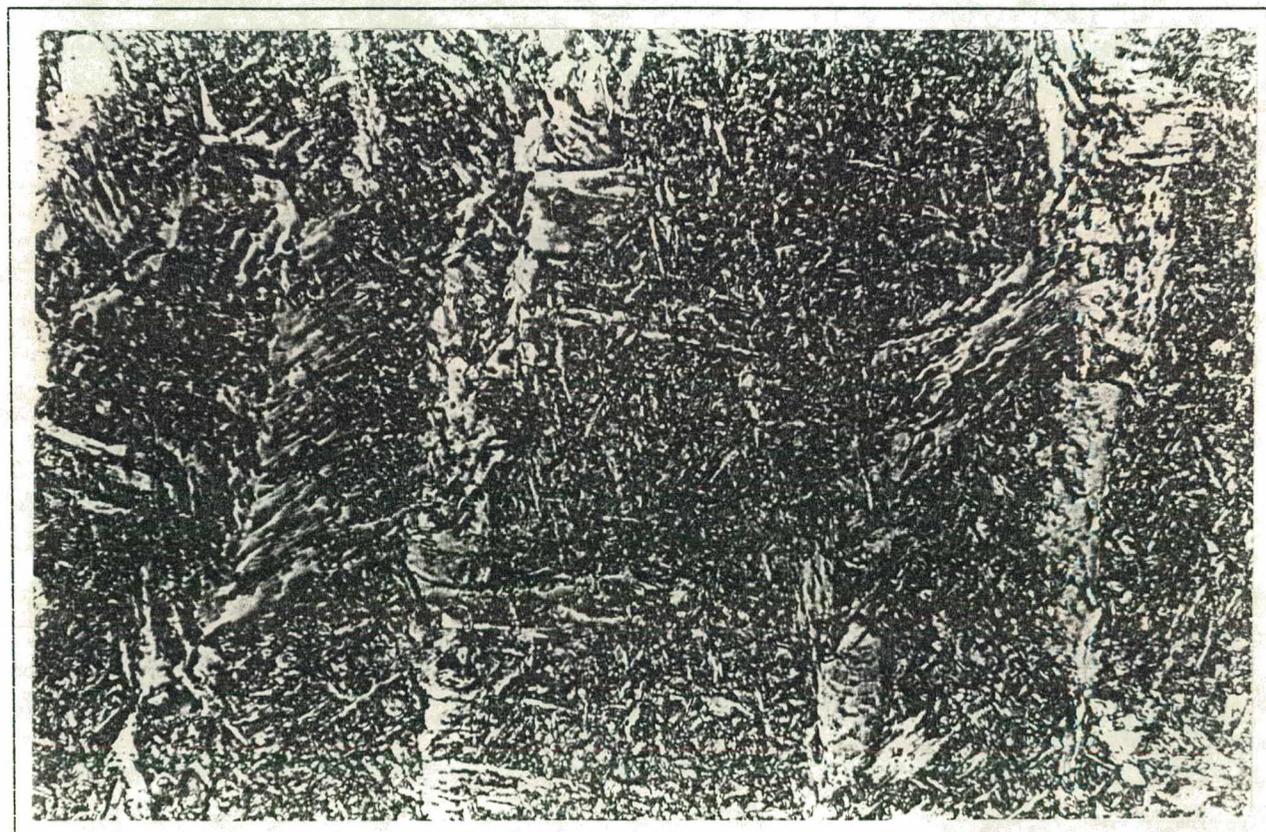


Figura 82 - Microestrutura da região colunar (eletrodo B - CA).

(500 X)

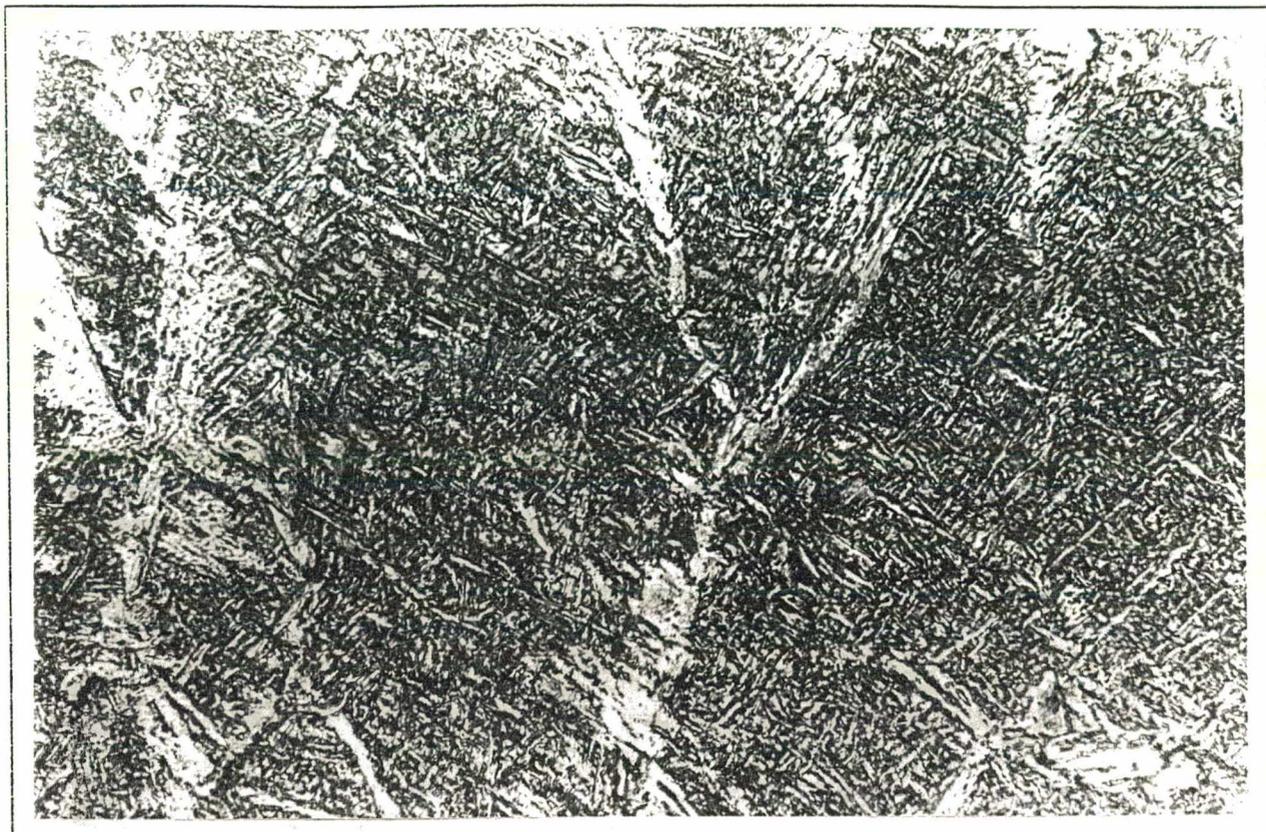


Figura 83 - Microestrutura da região colunar (eletrodo C - CC+).

(500 X)

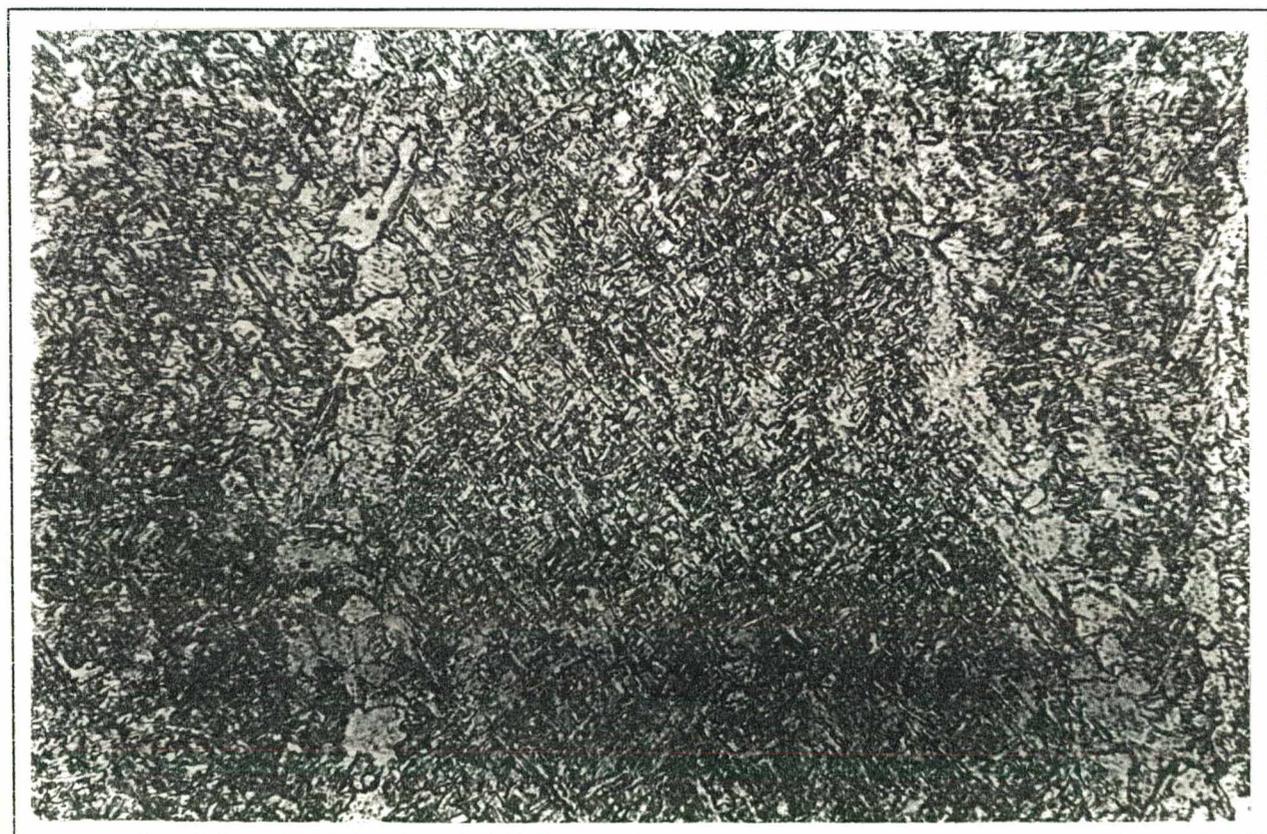


Figura 84 - Microestrutura da região colunar (eletrodo C - CA).

(500 X)

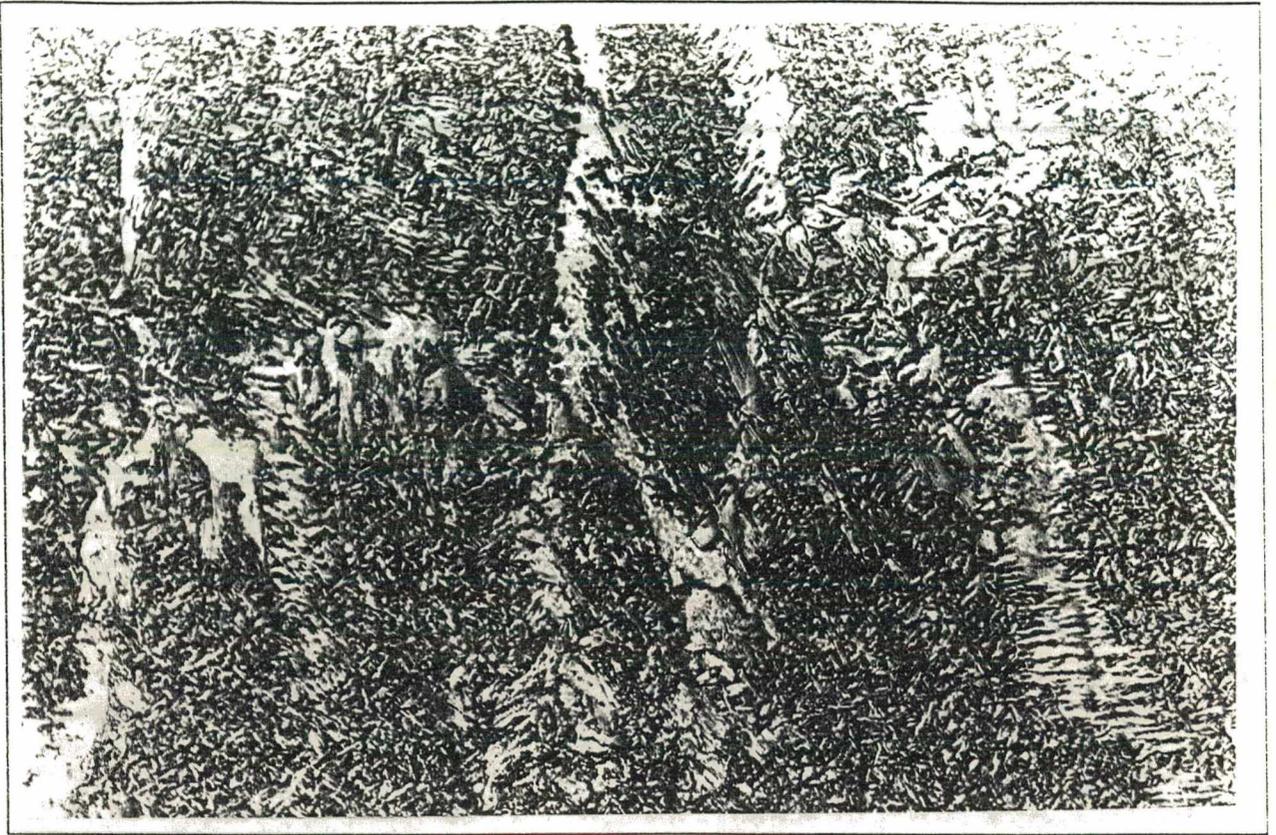


Figura 85 - Microestrutura da região colunar (eletrodo D - CC+).

(500 X)

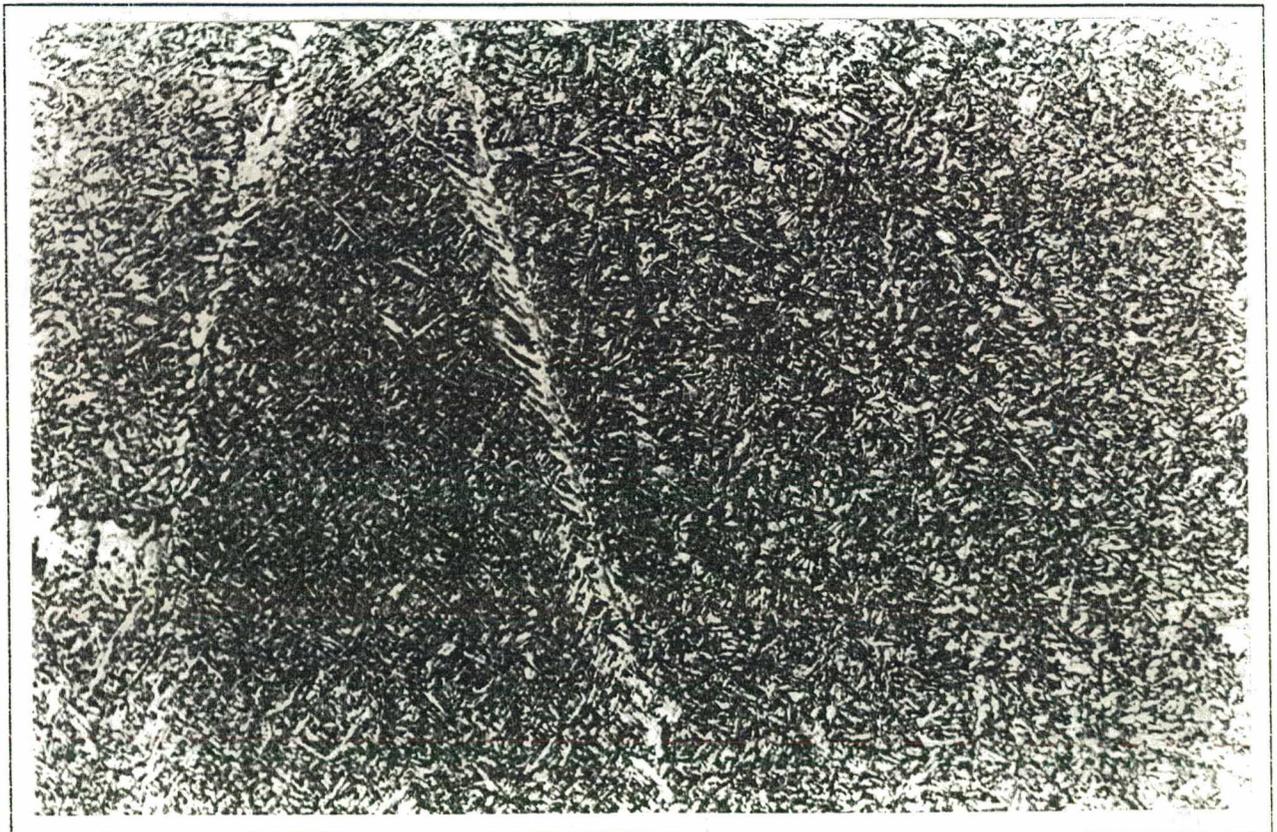


Figura 86 - Microestrutura da região colunar (eletrodo D - CA).

(500 X)



Figura 87 - Microestrutura da região colunar (eletrodo E - CC+).

(500 X)

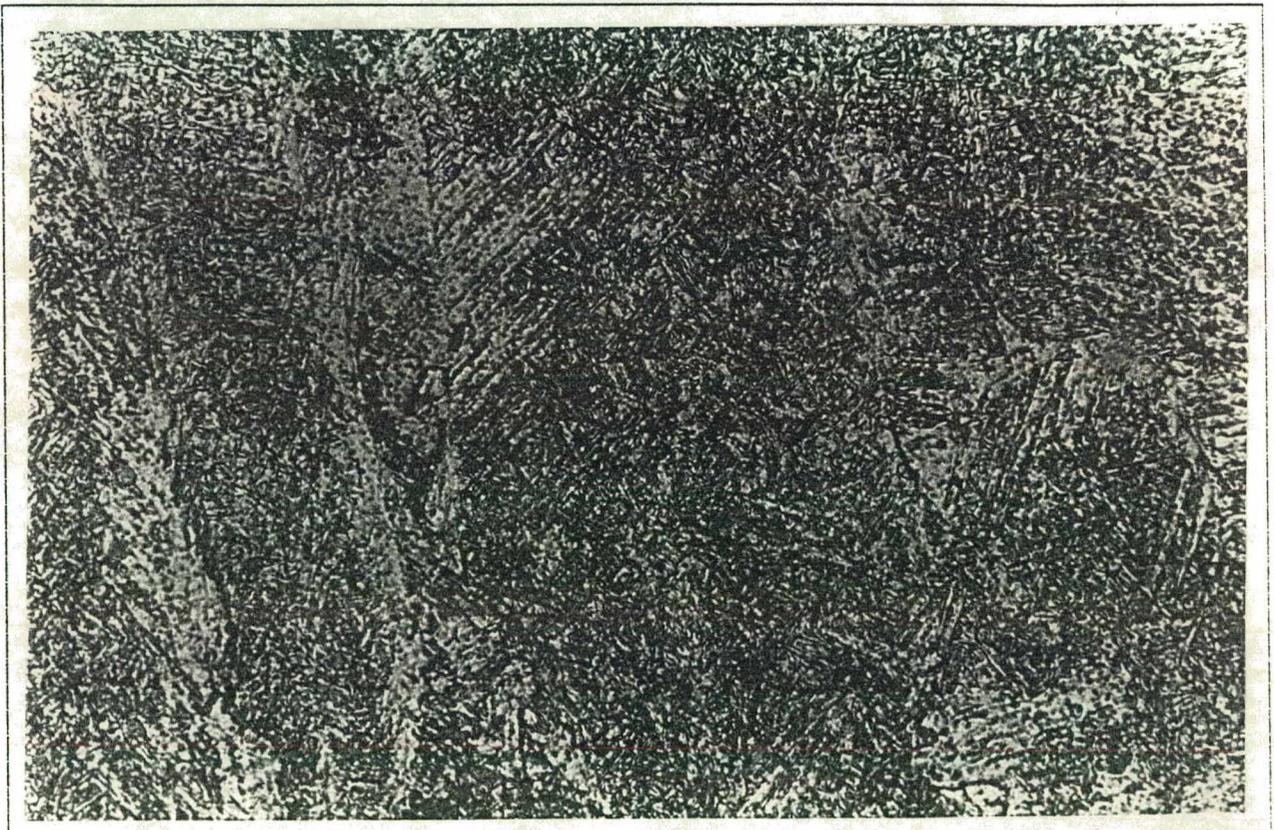


Figura 88 - Microestrutura da região colunar (eletrodo E - CA).

(500 X)

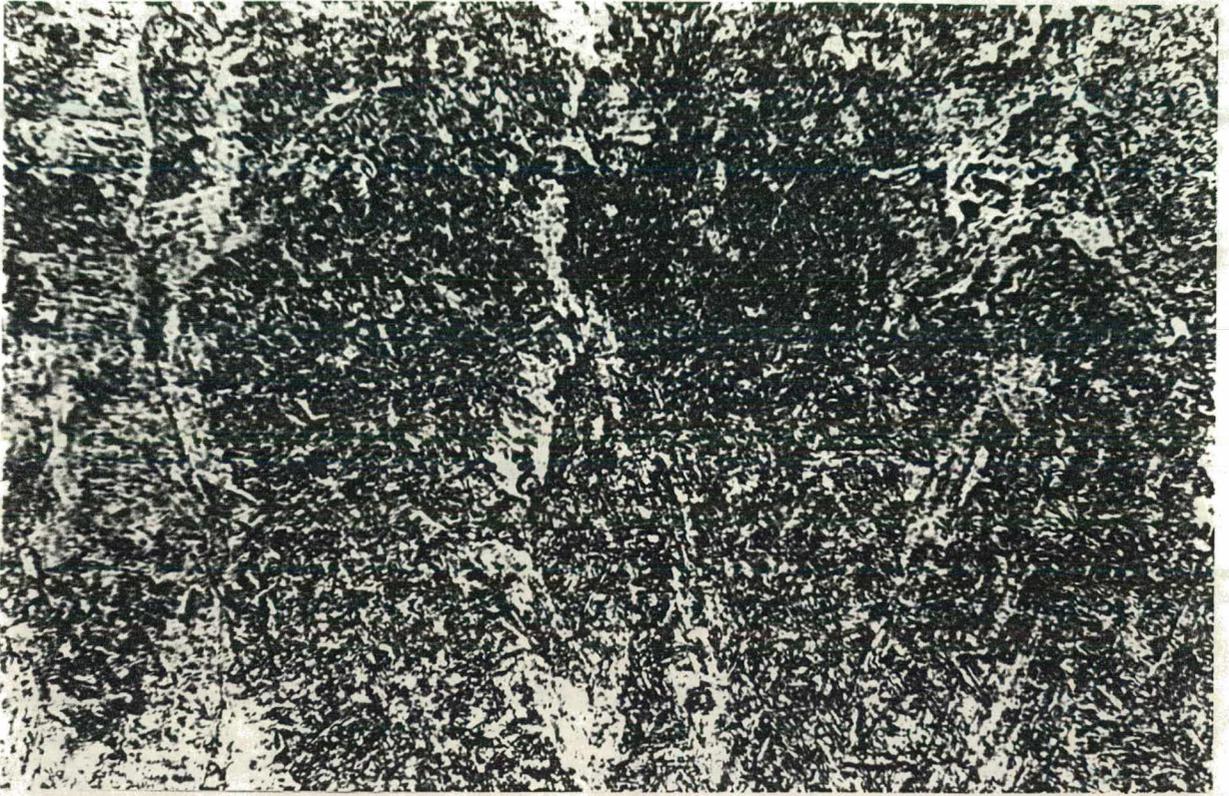


Figura 89 - Microestrutura da região colunar (eletrodo F - CC+).

(500 X)

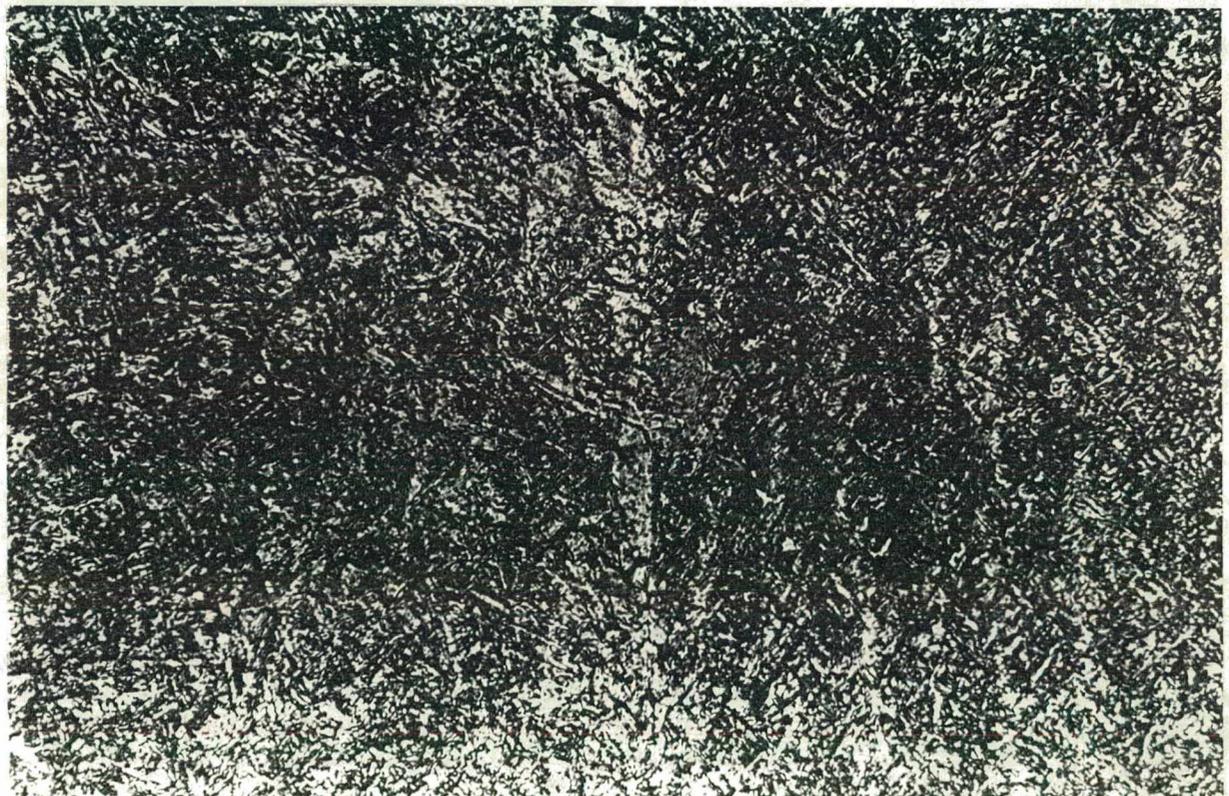


Figura 90 - Microestrutura da região colunar (eletrodo F - CA).

(500 X)

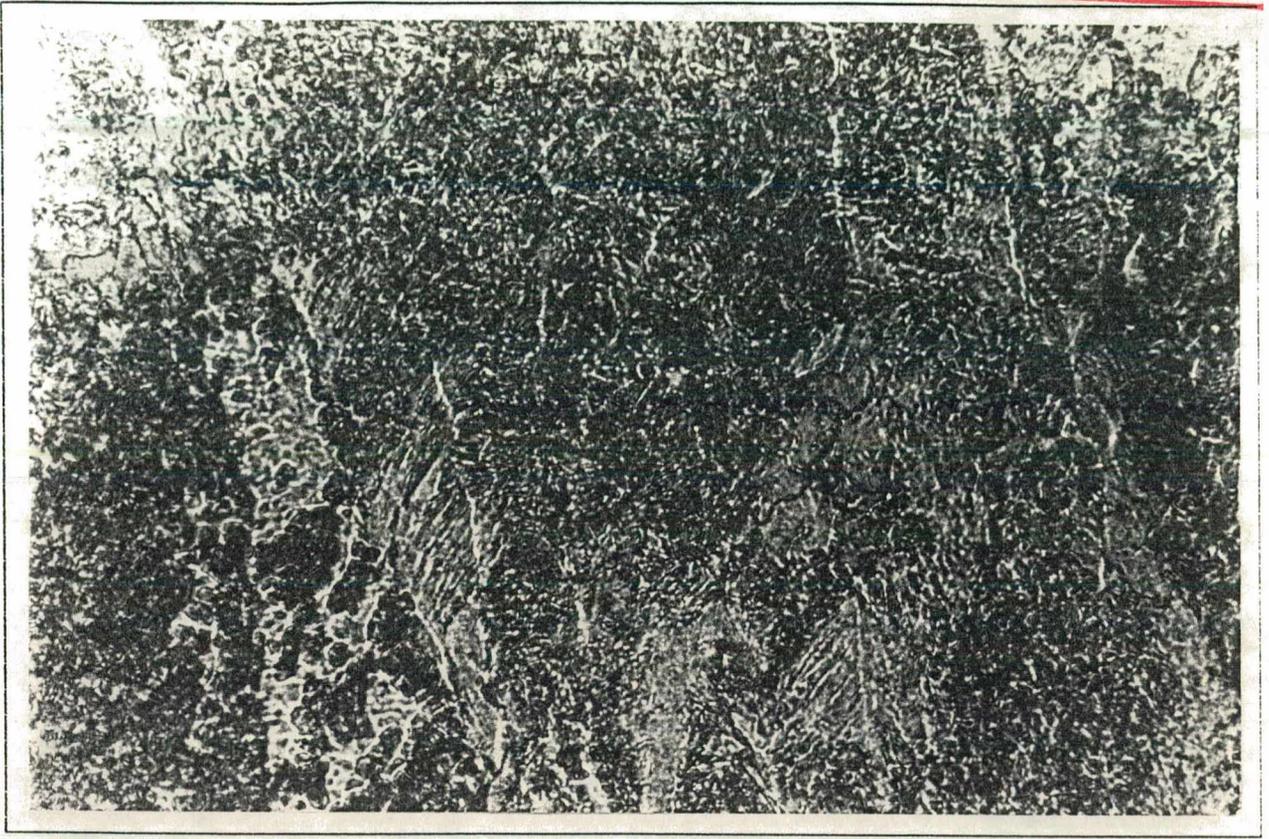


Figura 91 - Microestrutura da região colunar (eletrodo G - CC+).

(500 X)

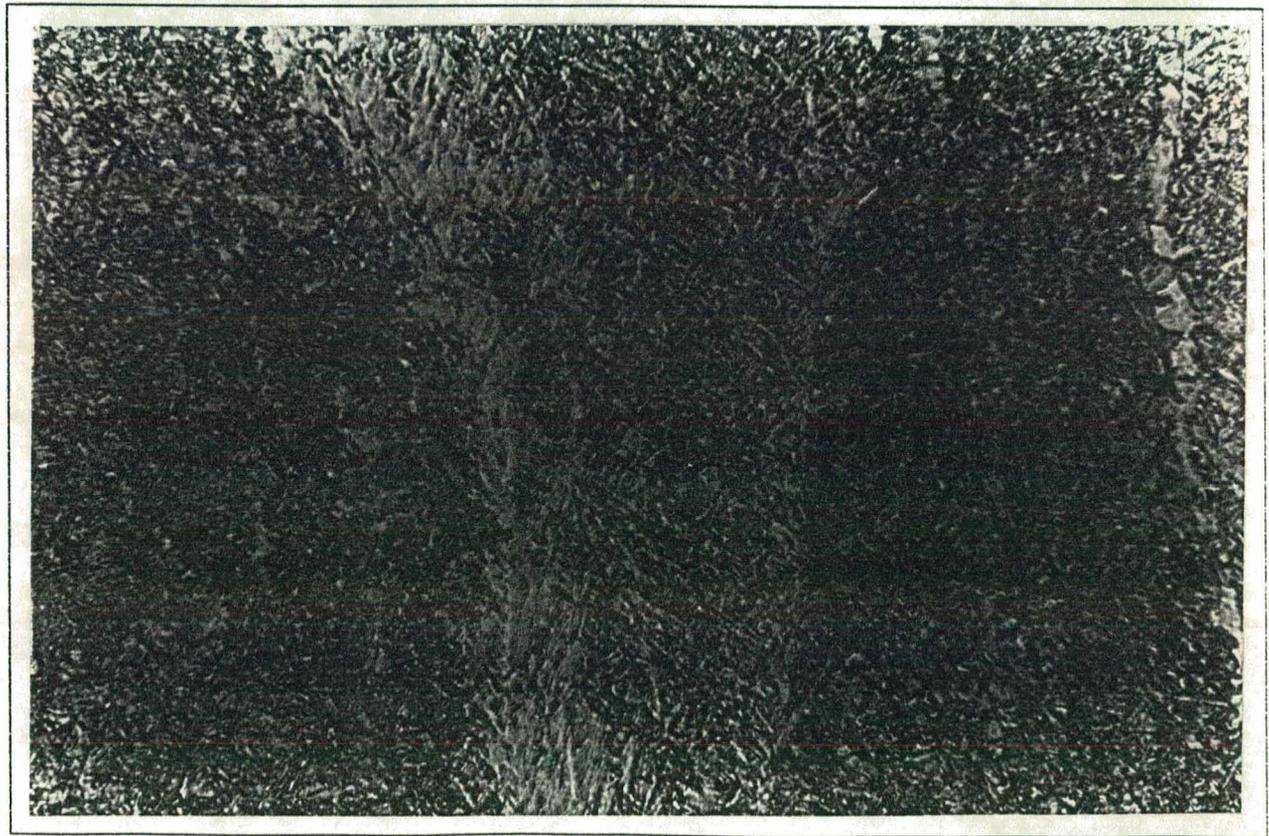


Figura 92 - Microestrutura da região colunar (eletrodo G - CA).

(500 X)

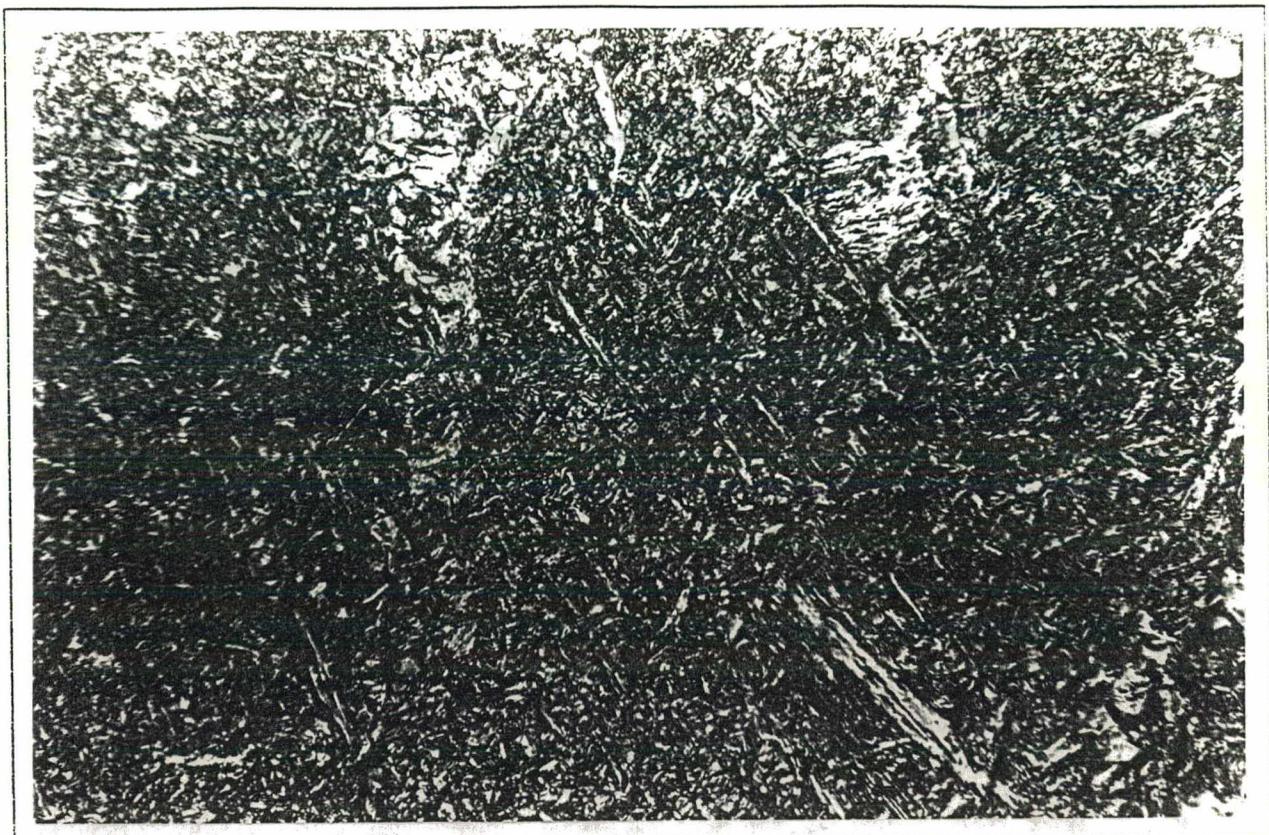


Figura 93 - Microestrutura da região colunar (eletrodo H - CC+).

(500 X)

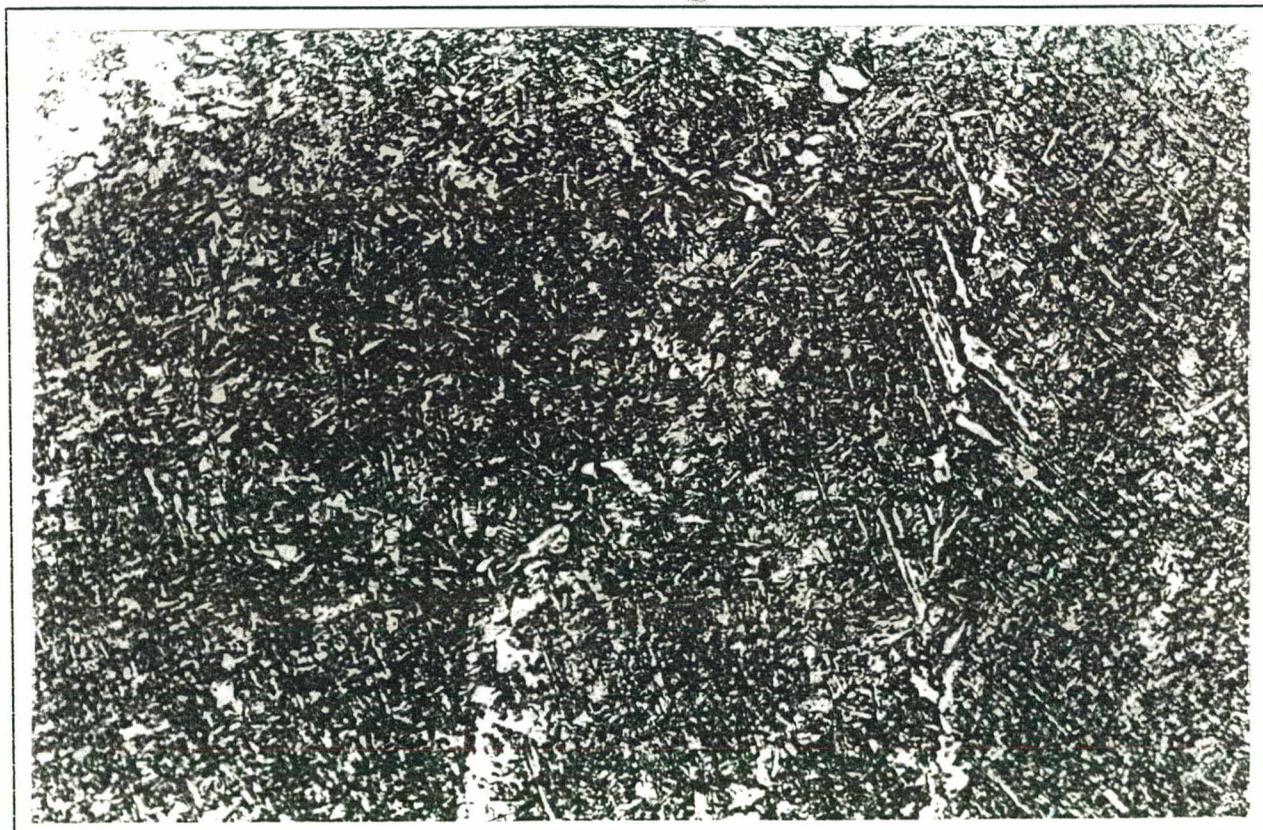


Figura 94 - Microestrutura da região colunar (eletrodo H - CA).

(500 X)

ANEXO IV

Região colunar do último passe de solda

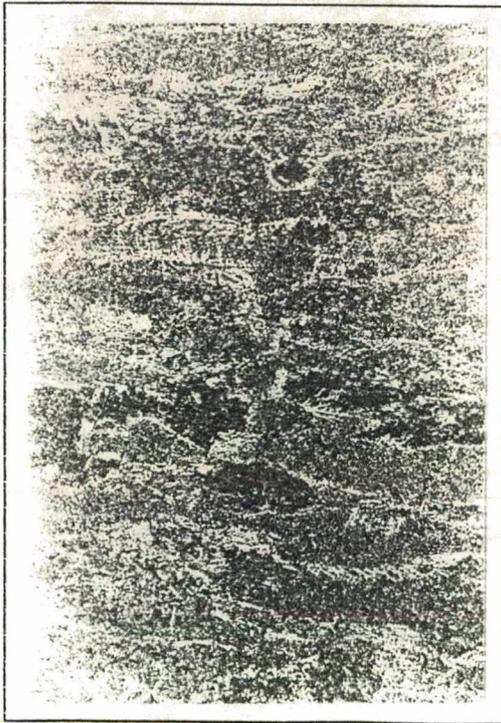


Figura 95 - Região colunar (eletrodo A - CC+) 100 X



Figura 96 - Região colunar (eletrodo A - CA) 100 X

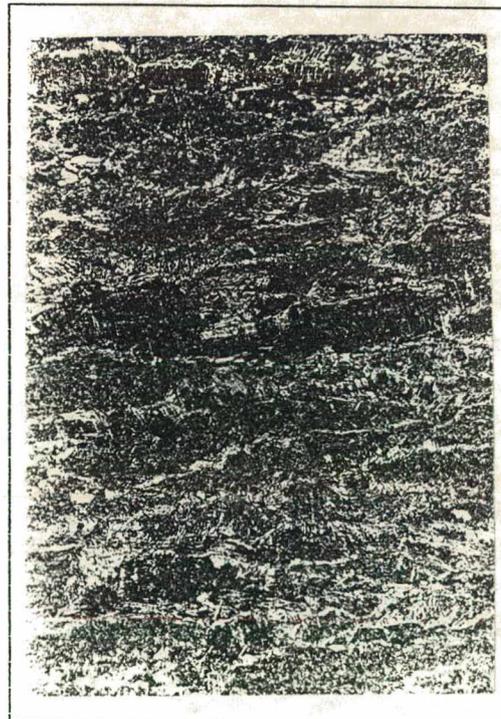


Figura 97 - Região colunar (eletrodo B - CC+) 100 X

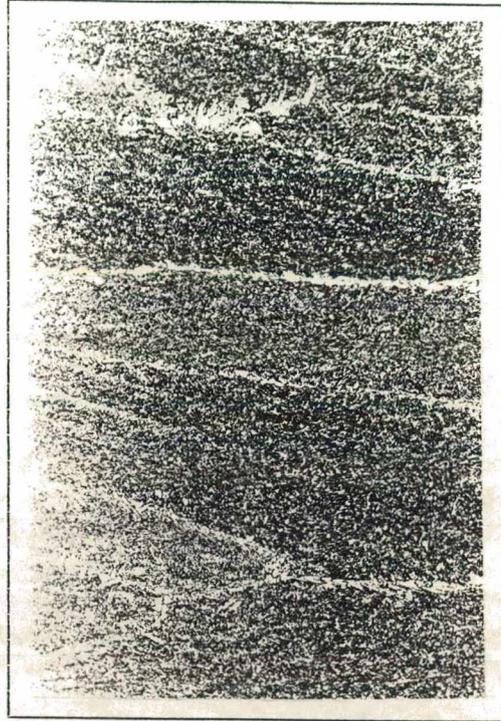


Figura 98 - Região colunar (eletrodo B - CA) 100 X

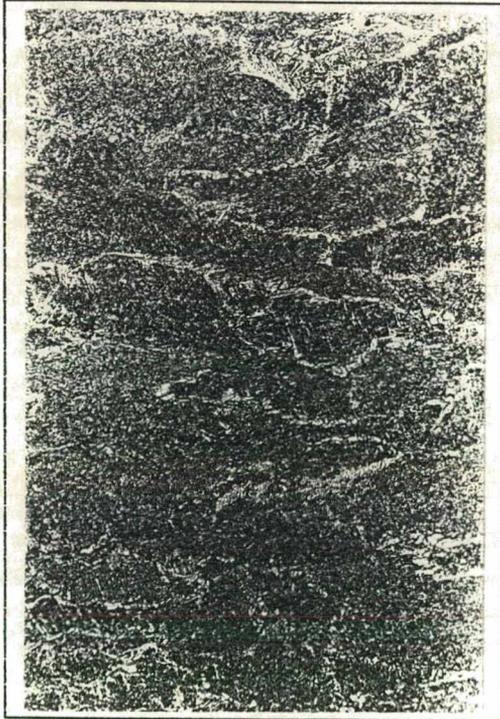


Figura 99 - Região colunar (eletrodo C - CC+) 100 X

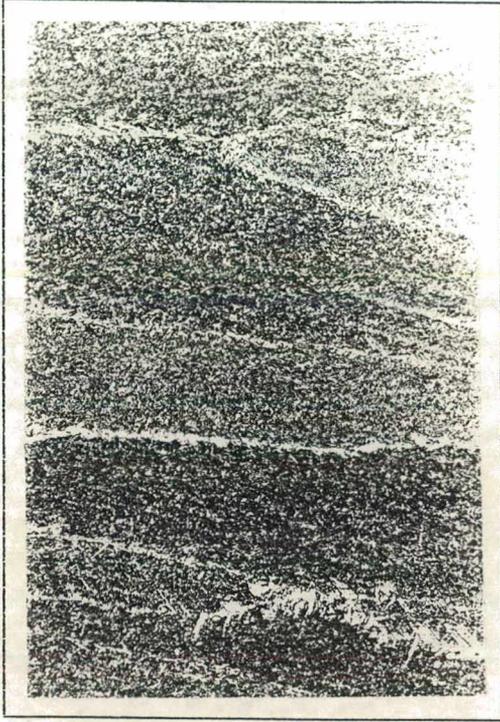


Figura 100 - Região colunar (eletrodo C - CA) 100 X

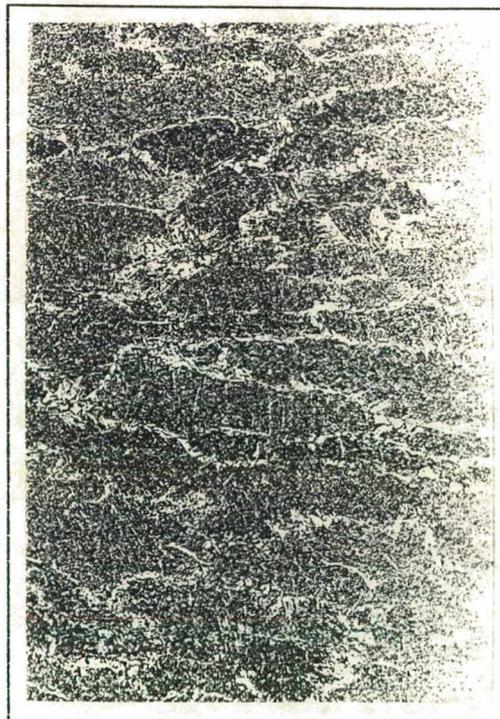


Figura 101 - Região colunar (eletrodo D - CC+) 100X

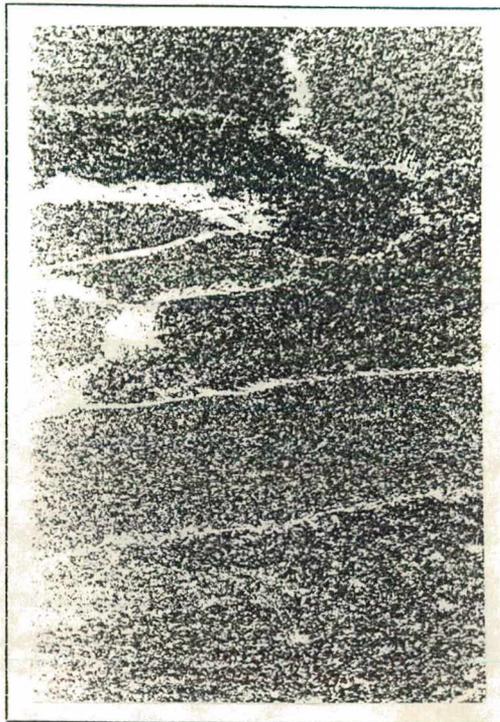


Figura 102 - Região colunar (eletrodo D - CA) 100 X

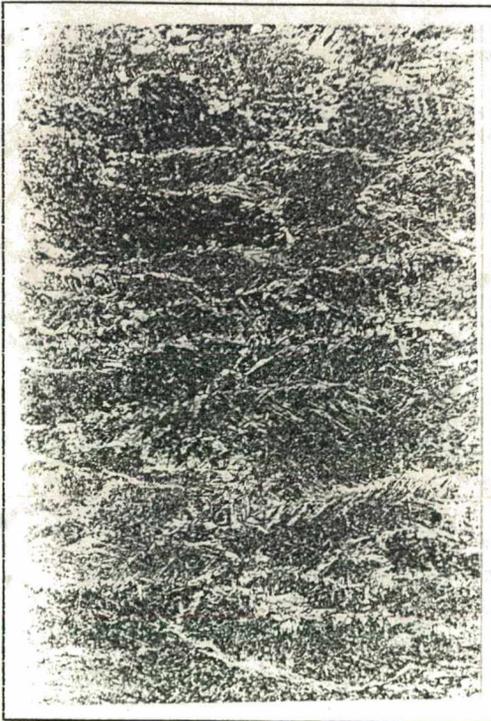


Figura 103 - Região colunar (eletrodo E - CC-) 100X

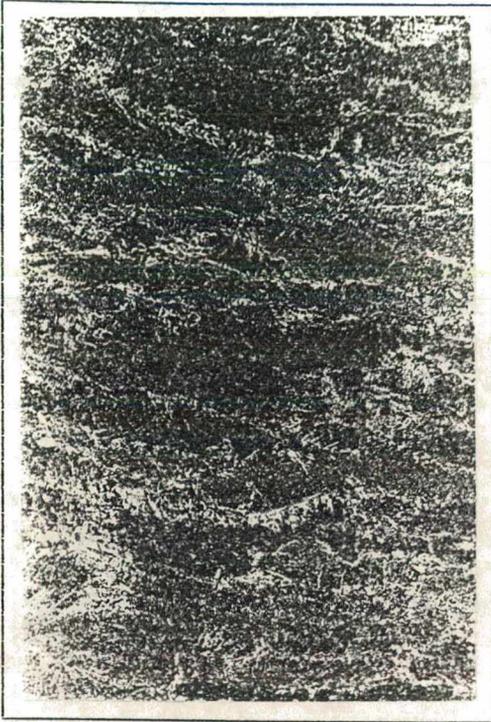


Figura 104 - Região colunar (eletrodo E - CA) 100X

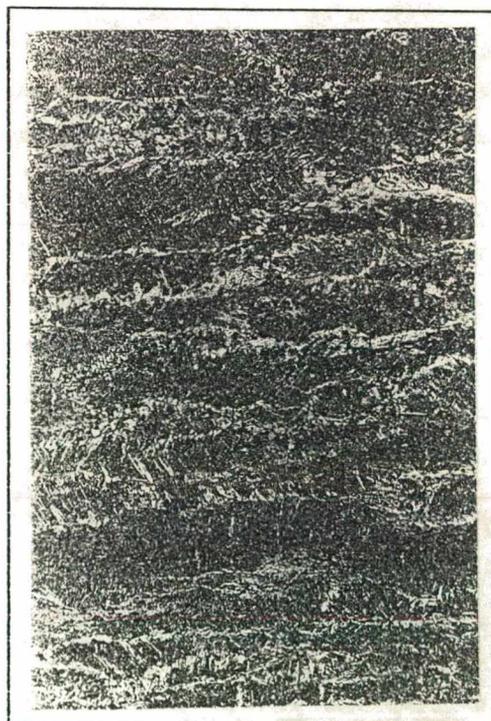


Figura 105 - Região colunar (eletrodo F - CC+) 100X



Figura 106 - Região colunar (eletrodo F - CA) 100X

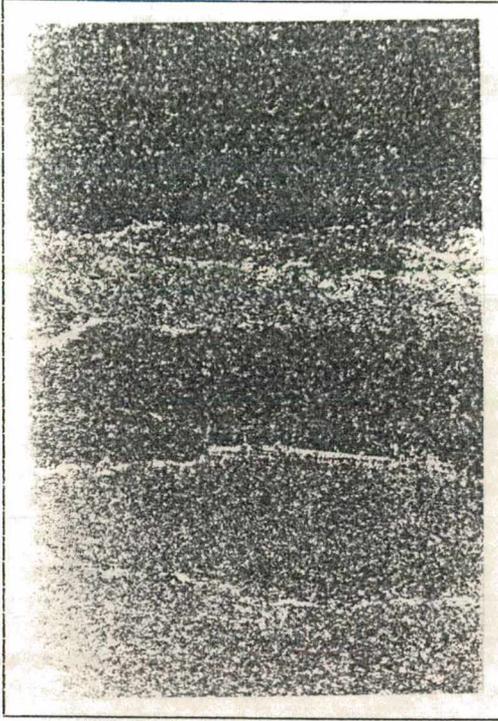


Figura 108 - Região colunar (eletrodo G - CA) 100X

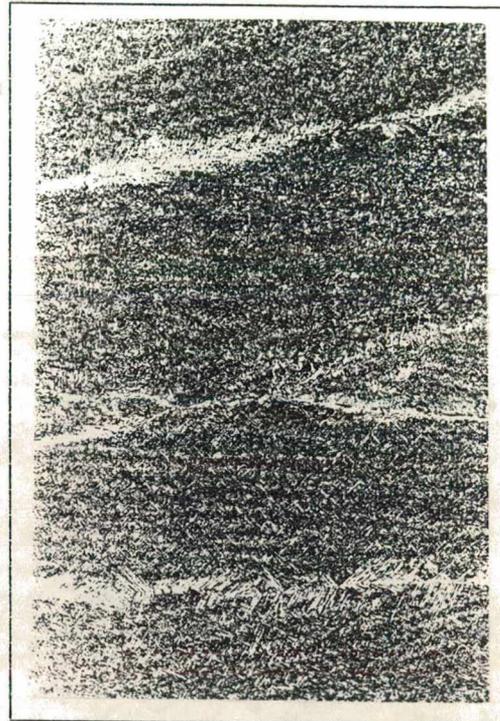


Figura 110 - Região colunar (eletrodo H - CA) 100X

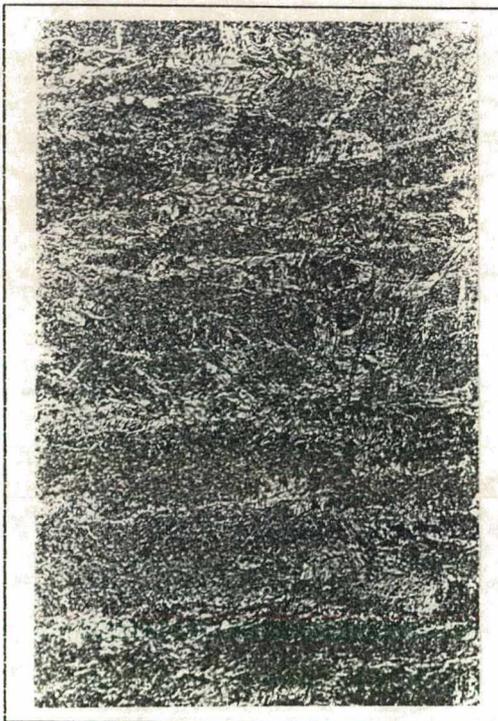


Figura 107 - Região colunar (eletrodo G - CC+) 100X

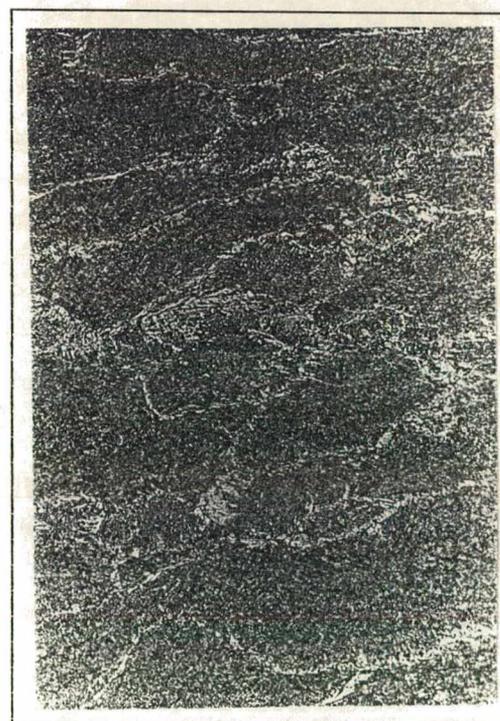


Figura 109 - Região colunar (eletrodo H - CC+) 100X

ANEXO V

Inclusões não-metálicas na solda

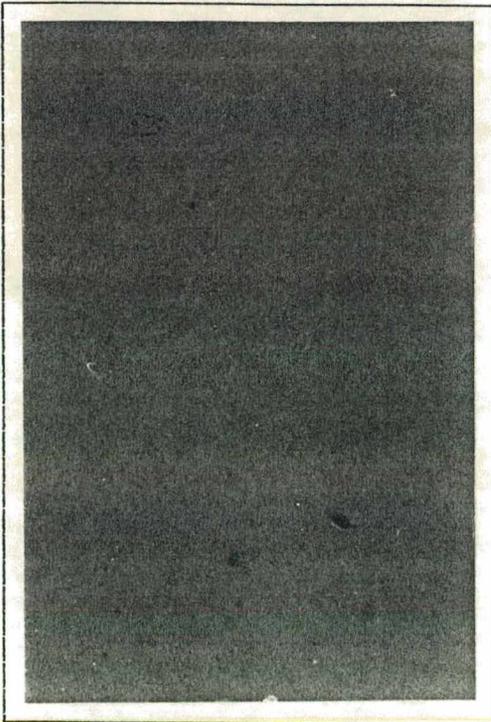


Figura 111 - Inclusões na solda (eletrodo A - CC+) 100 X

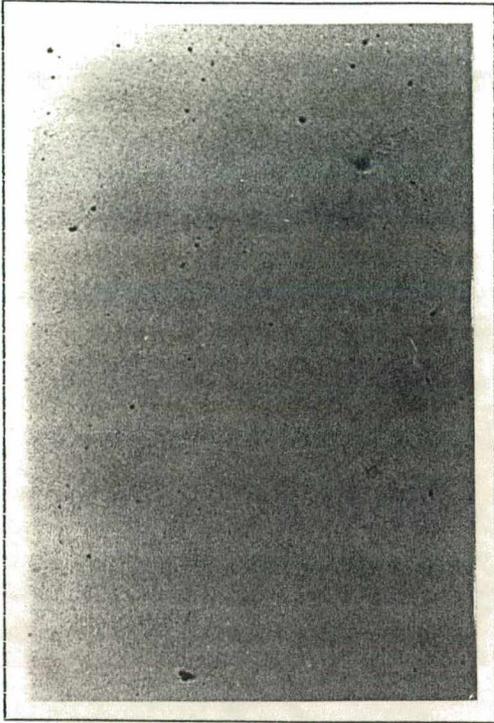


Figura 112 - Inclusões na solda (eletrodo A - CA) 100 X

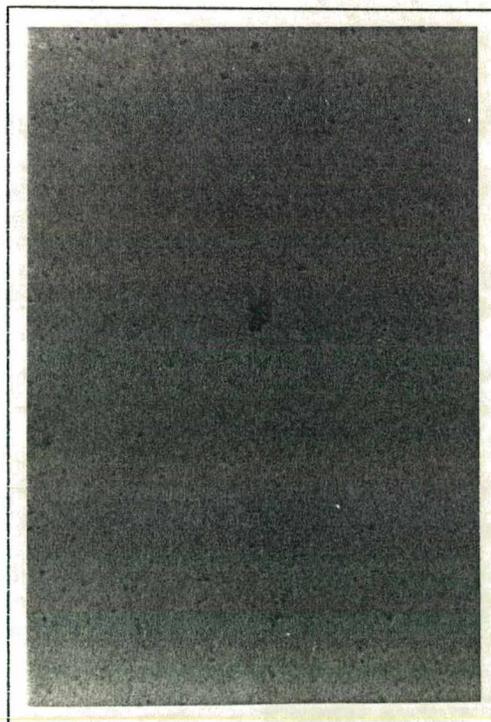


Figura 113 - Inclusões na solda (eletrodo H - CC+) 100 X

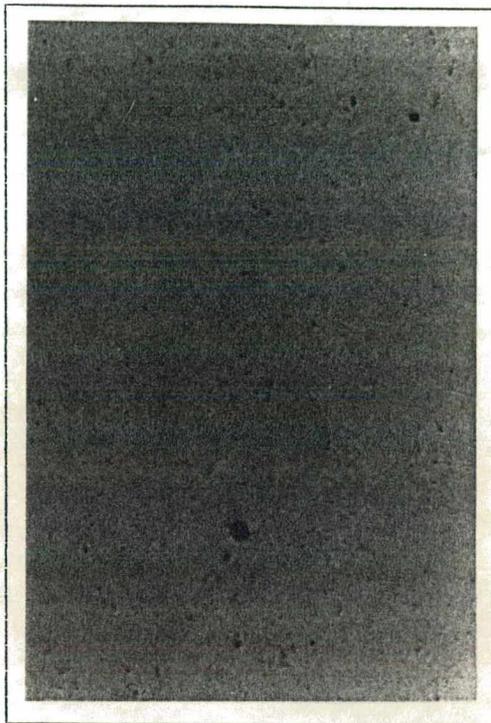


Figura 114 - Inclusões na solda (eletrodo H - CA) 100 X

ANEXO VI

Região recristalizada do último passe da solda.

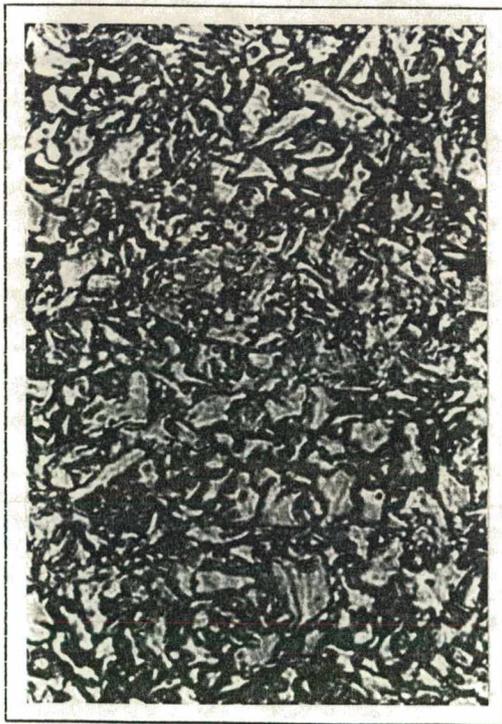


Figura 115 - Região de grão fino (eletrodo A - CC+) 100X

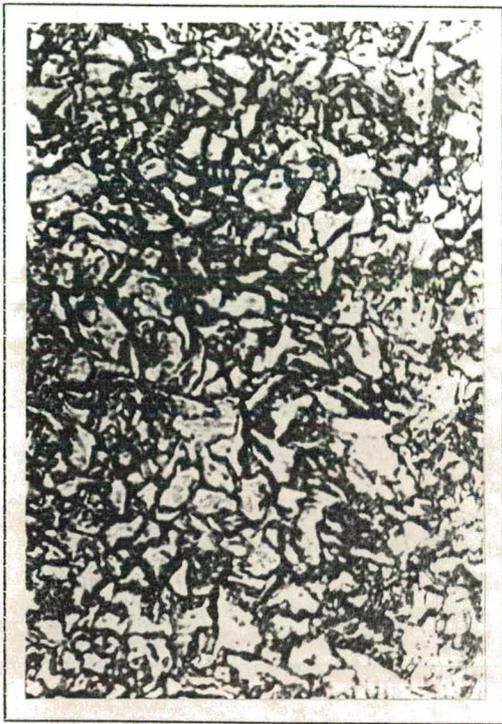


Figura 116 - Região de grão fino (eletrodo A - CA) 100 X

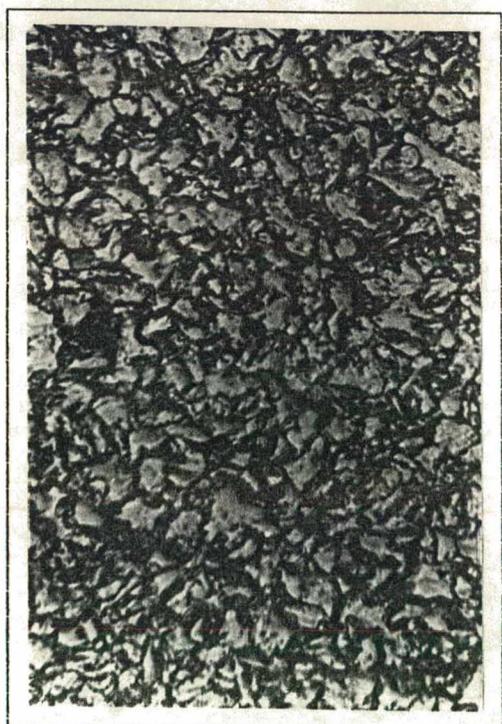


Figura 117 - Região de grão fino (eletrodo B - CC+) 100X

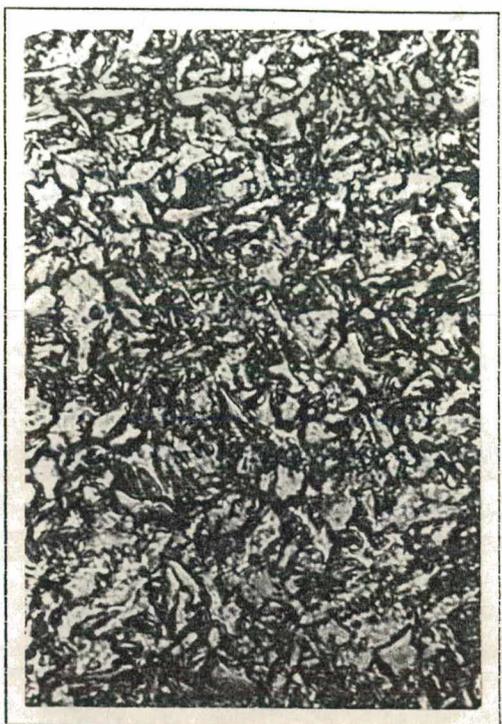


Figura 118 - Região de grão fino (eletrodo B - CA) 100X

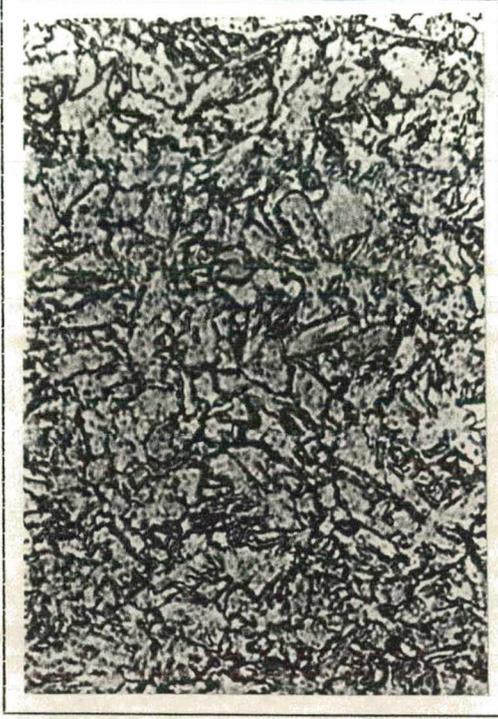


Figura 120 - Região de grão fino (eletrodo C - CA) 100 X

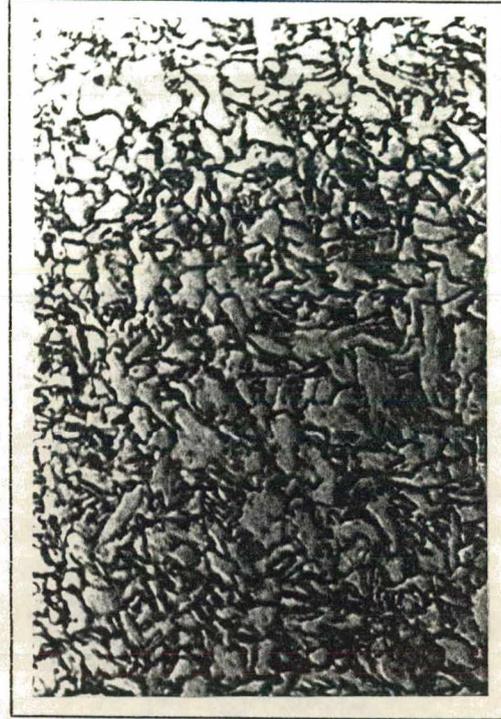


Figura 122 - Região de grão fino (eletrodo D - CA) 100X

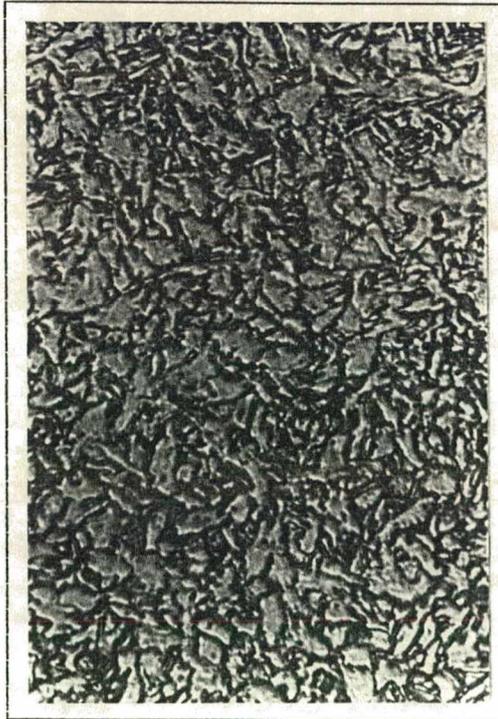


Figura 119 - Região de grão fino (eletrodo C - CC+) 100X

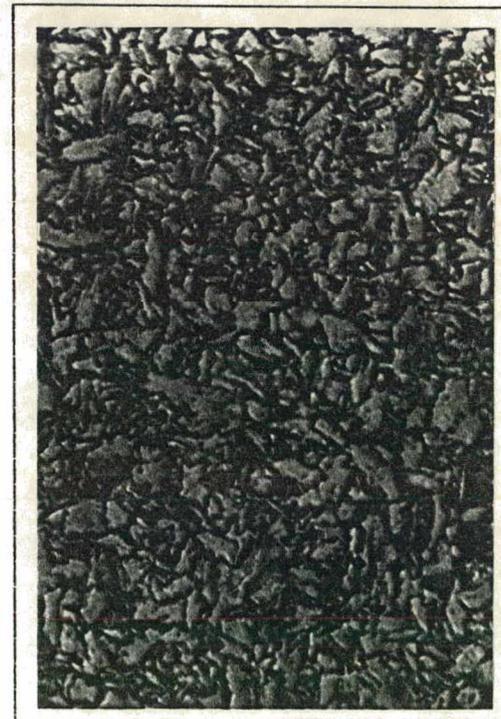


Figura 121 - Região de grão fino (eletrodo D - CC+) 100X

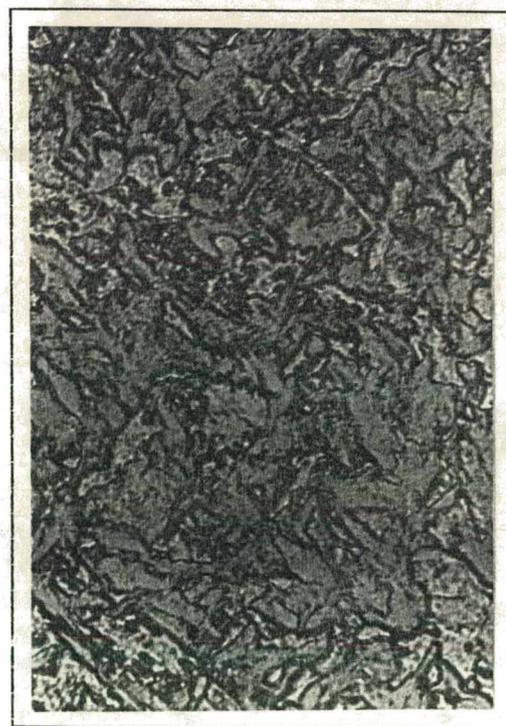


Figura 123 - Região de grão fino (elektrodo F - CC+) 100X

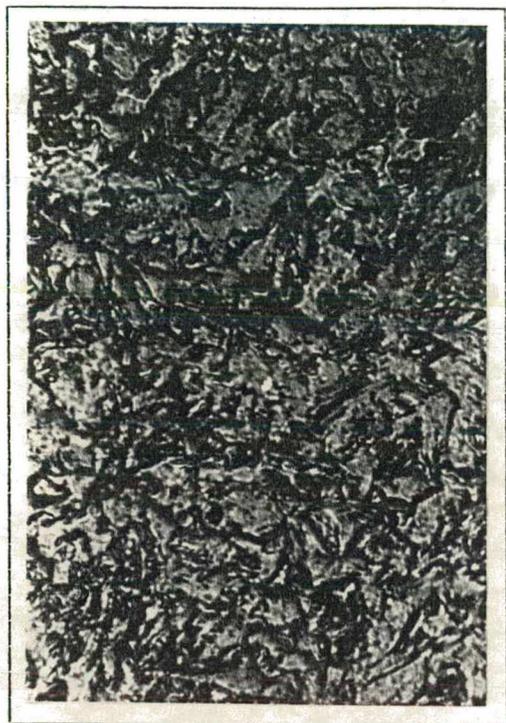


Figura 124 - Região de grão fino (elektrodo F - CA) 100 X

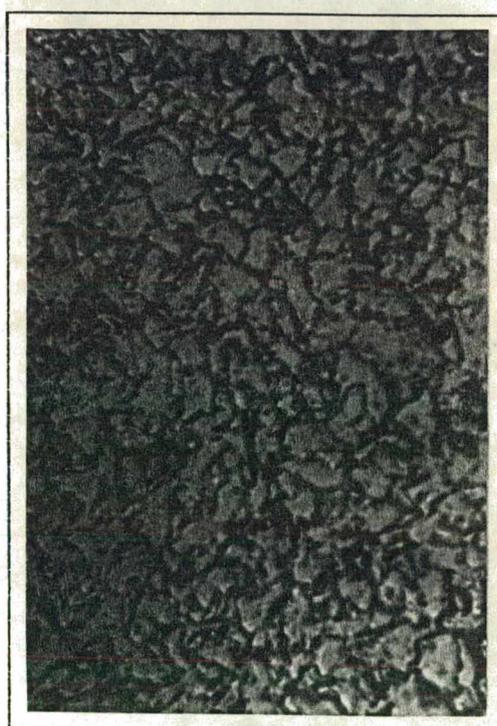


Figura 125 - Região de grão fino (elektrodo G - CA) 100X

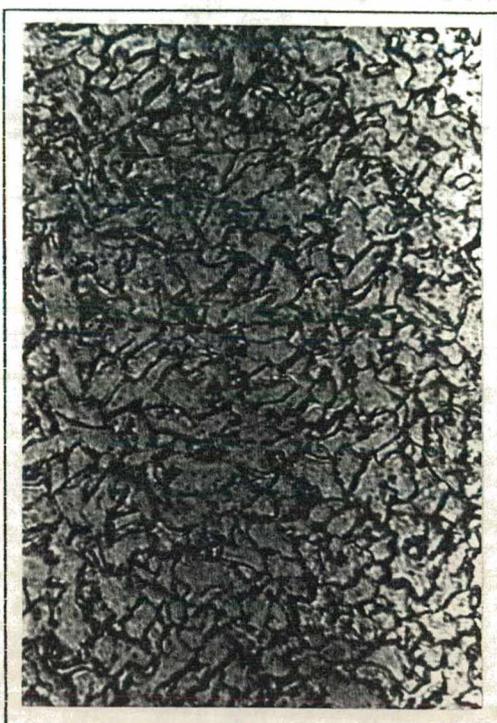


Figura 126 - Região de grão fino (elektrodo H - CA) 100X