

UNIVERSIDADE DE SÃO PAULO  
ESCOLA POLITÉCNICA  
DEPARTAMENTO DE ENGENHARIA NAVAL E OCEÂNICO

FD-1371

BC

**ANÁLISE DA OCORRÊNCIA DE TRINCAS DE SOLIDIFICAÇÃO  
ATRAVÉS DO TESTE DE HOULDCROFT EM LIGA DE Al-Mg-Si  
DO TIPO 6351, SOLDADO PELO PROCESSO TIG, COM ALTA  
FREQUÊNCIA DE PULSAÇÃO DO ARCO**

**MARCOS PEREIRA**

**Orientador: Prof. Dr. Celio Taniguchi**

**Dissertação apresentada à Escola Politécnica da  
Universidade de São Paulo para obtenção do título de  
Mestre em Engenharia**

**Área de concentração:  
Tecnologia de Construção Naval**

**São Paulo  
1992**

UNIVERSIDADE DE SÃO PAULO  
ESCOLA POLITÉCNICA  
DEPARTAMENTO DE ENGENHARIA NAVAL E OCEÂNICO

**ANÁLISE DA OCORRÊNCIA DE TRINCAS DE SOLIDIFICAÇÃO  
ATRAVÉS DO TESTE DE HOULDCROFT EM LIGA DE Al-Mg-Si  
DO TIPO 6351, SOLDADO PELO PROCESSO TIG, COM ALTA  
FREQUÊNCIA DE PULSAÇÃO DO ARCO**

**MARCOS PEREIRA** 5265275

**Orientador: Prof. Dr. Cello Taniguchi** 126861

Dissertação apresentada à Escola Politécnica da  
Universidade de São Paulo para obtenção do título de  
Mestre em Engenharia

Área de concentração:  
Tecnologia de Construção Naval

São Paulo  
1992

"Meu é o conselho e a verdadeira  
sabedoria, eu sou o entendimento  
minha é a fortaleza."  
Proverbios de Salomão - cap.8,  
vers. 14.

Dedico este trabalho aos meus pais Lourenço (in memorium) e Angelina e, a Jacqueline minha grande incentivadora. Ofereço aos meus irmãos e amigos que tanto colaboram para manter-me no rumo certo.

## AGRADECIMENTOS

Agradeço ao meu orientador Prof. Célio Taniguchi, pela dedicada orientação e pelo exemplo de metodologia de trabalho. Agradeço ao Prof. Dr Kazuo Nishimoto, pelo apoio dado no Departamento de Engenharia Naval e Oceânica. Agradeço ao Prof Dr. Sergio Duarte Brandi, do Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais, pelas discussões de parte do resultado.

Agradeço a FAPESP pelo auxílio financeiro através do processo 90/3751-3; a ALCAN pela doação das chapas e, a WHITE MARTINS pela doação dos gases de proteção.

Agradeço aos Eng. Guan Dong Yuan, Eng. Manoel Carreira Neto e a Enga. Eliane da Silveira, pelo auxílio na parte experimental. Agradeço ao aluno de iniciação científica Marcos Alexandre Pina Cavagnoli pelo auxílio na preparação das metalografias.

Agradeço finalmente a todos aqueles que direta ou indiretamente deram a sua colaboração para que este trabalho fosse concluído.

## SUMÁRIO

Lista de figuras.....	i
Lista de tabelas.....	viii
Lista de abreviaturas e símbolos.....	ix
Resumo.....	x
Abstract.....	xi
1 - Introdução Teórica.....	1
1.1 - Introdução.....	1
1.1.1 - Breve consideração sobre a soldabi- lidade e a metalurgia de soldagem do alu- mínio e suas ligas.....	2
a) Zona Fundida.....	3
b) Zona afetada termicamente.....	6
1.2 - Solidificação da poça de fusão.....	8
1.2.1 - Início do crescimento na poça de fusão	10
1.2.2 - Estruturas de solidificação.....	13
a) Crescimento Planar.....	15
b) Crescimento Celular.....	16
c) Crescimento Celular-dendrítico.....	17
d) Crescimento dendrítico.....	18
1.2.3 - Formato da poça de fusão.....	19
a) Formato gota.....	20
b) Formato elíptico.....	20
1.2.4 - Segregação do soluto durante a soli- dificação da poça de fusão.....	22
1.2.4.1 - Espaçamento entre braços de dendrita.....	24
1.2.5 - Técnicas de refino da estrutura de solidificação.....	25
a) Inoculação.....	26
b) Pulsação da corrente.....	27
c) Oscilação magnética do arco.....	29
1.3 - Trincas de solidificação.....	31
1.3.1 - Trincas em temperatura elevada.....	31
1.3.2 - Revisão das teorias de trinca de solidificação.....	36
1.3.3 - Testes para avaliação das trincas de solidificação.....	43
1.3.4 - O teste de Houldcroft.....	50
1.3.5 - Mecanismo de propagação da trinca no teste de Houldcroft.....	54
1.3.6 - Avaliação e análise do teste de Houldcroft - modelo de Rogerson.....	57
1.4 - Trincas de solidificação de ligas de alumínio.....	64
2 - Objetivos do trabalho.....	68
3 - Metodologia dos ensaios e equipamentos utilizados.....	69
3.1 Geometria do corpo de prova.....	69
3.2 - Soldagem dos corpos de prova.....	73
3.2.1 - Escolha dos parâmetros operacionais...	73
3.2.2 - Preparação e execução da soldagem.....	77
4 - Apresentação e discussão dos resultados experimentais.....	80

4.1 - Caracterização das chapas .....	81
4.2 - Verificação das condições de regime quase-estacionário .....	83
4.3 - Verificação do local de extinção da trinca..	84
4.4 - Determinação das dimensões da poça de fusão.	87
4.5 - Cálculo da eficiência térmica do processo de soldagem através do método da largura da poça de fusão .....	89
4.6 - Determinação dos comprimentos de trincas e microestruturas correspondentes .....	92
4.6.1 - Comprimentos de trinca obtidos nos ensaios .....	92
4.6.2 - Análise microestrutural dos ensaios realizados .....	101
4.7 - Verificação dos resultados obtidos através do modelo de Rogerson .....	131
5 - Conclusões e recomendações .....	134
5.1 - Conclusões finais .....	134
5.2 - Sugestões para futuras pesquisas .....	138
Referências bibliográficas .....	140

## LISTAS DE FIGURAS

- Fig. 1.1 - Mecanismo proposto de formação de ZPF sob uma liga monofásica [6].....11
- Fig. 1.2 - Influência do ciclo térmico de soldagem na largura do grão solidificado..... 12
- Fig. 1.3 - Diagrama esquemático dos modos de solidificação [6]..... 14
- Fig. 1.4 - Diagrama esquemático mostrando os aspectos da interface sólido/líquido através do crescimento planar durante a solidificação [6].. 16
- Fig. 1.5 - Diagrama esquemático mostrando os aspectos da interface sólido/líquido através do crescimento celular durante a solidificação [6]. 17
- Fig. 1.6 - Diagrama esquemático mostrando os aspectos da interface sólido/líquido através do crescimento dendrítico-celular durante a solidificação [6]..... 18
- Fig. 1.7 - Diagrama esquemático mostrando os aspectos da interface sólido/líquido, através do crescimento dendrítico durante a solidificação [6]..... 19
- Fig. 1.8 - Poça de fusão no formato de gota. As setas indicam a direção do gradiente térmico máximo. 20
- Fig. 1.9 - Poça de fusão no formato elíptico. As setas indicam a direção de gradiente térmico máximo..... 21
- Fig. 1.10 - Gradientes térmicos na poça de fusão em função do formato da mesma..... 22
- Fig. 1.11 - Figura esquemática mostrando o efeito da oscilação de arco na ZAT,  $T_L$ -temperatura líquidos,  $T_H$ -mínima temperatura na ZAT durante a soldagem..... 31
- Fig. 1.12 - Efeito das características constitucionais na susceptibilidade à trinca em sistemas binários.....41
- Fig. 1.13 - Conceito modificado da susceptibilidade à trinca em sistemas binários.....42
- Fig. 1.14 - Estudos de trinca de solidificação em soldas, número de trabalhos por testes, 1938-1989 [32]..... 45

- Fig. 1.15 - Estudos de trincas em soldas, origem dos trabalhos publicados, 1938-1989 [32]..... 46
- Fig. 1.16 - Estudos de trincas em soldas, número de trabalhos por tipo de material, 1939-1989 [32]. 47
- Fig. 1.17 - Esquema simplificado da operação do mecanismo do teste Varestraint [33]..... 48
- Fig. 1.18 - Esquema do corpo de prova do teste de Houldcroft original [24]..... 51
- Fig. 1.19 - Modificação do corpo de prova do teste de Houldcroft por Borland-Rogerson [23]..... 53
- Fig. 1.20 - Propagação da trinca do teste de Houldcroft [23]..... 54
- Fig. 1.21 - Esquema demonstrativo da propagação de trinca no teste de Houldcroft [23]..... 55
- Fig. 1.22 - a) Corpo de prova de Houldcroft com 3,2 mm de espessura [25] e, b) Modelo de viga em balanço de pequenas dimensões [36].. 59
- Fig. 3.1 - Representação do corpo de prova de Houldcroft segundo KOU [19-21]..... 70
- Fig. 3.2 - a) Equipamento para manter a tensão de arco constante (AVC); b) Carro de soldagem; c) Controlador de velocidade do carro de soldagem; d) Controlador do AVC; e) vista do corpo de prova posicionado sendo soldado; f) corpo de prova antes da soldagem e; g) corpo de prova após a soldagem..... 72

- Fig. 3.3 - Faixa de correntes e velocidades de soldagem obtidas para o estudo pretendido..... 75
- Fig. 4.1 - Posição relativa do final das trincas em relação às fendas do corpo de prova..... 86
- Fig. 4.2 - Gráfico representando o comprimento de trinca x frequência de pulsação (f),  
I = 132 A e E = 11 V (série I) ..... 93
- Fig. 4.3 - Gráfico representando o comprimento de trinca x fração de tempo de pico (Op),  
I = 132 A, E = 11 V (série I) ..... 94
- Fig. 4.4 - Gráfico representando o comprimento de trinca x frequência de pulsação (f), I = 108 A e E = 10 V (série II), I = 132 A e E = 11 V (série I), I = 156 A e E = 11 V (série III) ..... 96
- Fig. 4.5 - Gráfico representando o comprimento de trinca x fração de tempo de pico (Op),  
I = 108 A e E = 10 V (série II), I = 132 A e E = 11 V (série I), I = 156 A e E = 11 V (série III) ..... 97
- Fig. 4.6 - Gráfico representativo do comprimento de trinca x velocidade de soldagem (v),  
I = 132 A e E = 11 V (série I) ..... 98
- Fig. 4.7 - Micrografia do cordão de solda obtido na condição como soldado. Ataque com a solução A. Condições de soldagem: I = 132 A, E = 11 V e, v = 3.5 mm/s, sem pulsação de arco (série I). Aumento 25 vezes; ampliação 3.5 vezes. a) região próxima à ZTA; b) em direção ao centro do cordão; c) centro do cordão.... 103
- Fig. 4.8 - Micrografia do cordão de solda obtido na condição como soldado. Ataque com a solução A. Condições de soldagem: I = 132 A, E = 11 V e, v = 5.6 mm/s, sem pulsação de arco (série I). Aumento 25 vezes; ampliação 3.5 vezes. a) região próxima à ZTA; b) em direção ao centro do cordão; c) centro do cordão.... 104
- Fig. 4.9.1 - Micrografia do cordão de solda obtido na condição como soldado. Ataque com solução A. Condições de soldagem: I = 132 A, E = 11 V e, v = 7.5 mm/s, sem pulsação de arco. a) região próxima à ZTA; b) centro do cordão..... 105

- Fig. 4.9.2 - Macrografia do cordão de solda obtido na condição como soldado. Ataque com solução B. Condições de soldagem:  $I = 132$  A,  $E = 11$  V e,  $v = 7.5$  mm/s, sem pulsação de arco..... 106
- Fig. 4.10 - Macrografia do cordão de solda obtido na condição como soldado. Ataque com a solução B. Condições de soldagem:  $I = 132$  A,  $E = 11$  V,  $v = 3.5$  mm/s e,  $f = 50$  Hz (série 1). Aumento 10 vezes; ampliação 5 vezes..... 107
- Fig. 4.11 - Macrografia do cordão de solda obtido na condição como soldado. Ataque com a solução B. Condições de soldagem:  $I = 132$  A,  $E = 11$  V,  $v = 7.5$  mm/s e,  $f = 50$  Hz (série 1). Aumento 10 vezes; ampliação 5 vezes..... 107
- Fig. 4.12 - Micrografia do cordão de solda obtido na condição como soldado. Ataque com a solução A. Condições de soldagem:  $I = 132$  A,  $E = 11$  V e,  $v = 3.5$  mm/s,  $f = 100$  Hz (série I). Aumento 25 vezes; ampliação 3.5 vezes. a) região próxima à ZTA; b) em direção ao centro do cordão; c) centro do cordão..... 109
- Fig. 4.13.1 - Micrografia do cordão de solda obtido na condição como soldado. Ataque com a solução A. Condições de soldagem:  $I = 132$  A,  $E = 11$  V e,  $v = 5.6$  mm/s,  $f = 100$  Hz (série I). Aumento 25 vezes; ampliação 3.5 vezes. a) região próxima à ZTA; b) em direção ao centro do cordão; c) centro do cordão..... 110
- Fig. 4.13.2 - Macrografia do cordão de solda obtido na condição como soldado. Ataque com a solução B. Condições de soldagem:  $I = 132$  A,  $E = 11$  V e,  $v = 5.6$  mm/s,  $f = 100$  Hz (série I). Aumento 10 vezes; ampliação 5 vezes..... 111
- Fig. 4.14 - Micrografia do cordão de solda obtido na condição como soldado. Ataque com a solução A. Condições de soldagem:  $I = 132$  A,  $E = 11$  V e,  $v = 7.5$  mm/s,  $f = 100$  Hz (série I). Aumento 25 vezes; ampliação 3.5 vezes. a) região próxima à ZTA; b) em direção ao centro do cordão; c) centro do cordão..... 112
- Fig. 4.15.1 - Micrografia do cordão de solda obtido na condição como soldado. Ataque com a solução A. Condições de soldagem:  $I = 132$  A,  $E = 11$  V e,  $v = 5.6$  mm/s,  $f = 200$  Hz (série I). Aumento 25 vezes; ampliação 3.5 vezes. a) região próxima à ZTA; b) em direção ao centro do cordão; c) centro do cordão..... 114

- Fig. 4.15.2 - Macrografia do cordão de solda obtido na condição como soldado. Ataque com a solução B. Condições de soldagem:  $I = 132$  A,  $E = 11$  V e,  $v = 5.6$  mm/s,  $f = 200$  Hz (série I). Aumento 10 vezes; ampliação 5 vezes..... 114
- Fig. 4.16.1 - Micrografia do cordão de solda obtido na condição como soldado. Ataque com a solução A. Condições de soldagem:  $I = 132$  A,  $E = 11$  V e,  $v = 3.5$  mm/s,  $f = 200$  Hz (série I). Aumento 25 vezes; ampliação 3.5 vezes. a) região próxima à ZTA; b) em direção ao centro do cordão; c) centro do cordão..... 115
- Fig. 4.16.2 - Macrografia do cordão de solda obtido na condição como soldado. Ataque com a solução B. Condições de soldagem:  $I = 132$  A,  $E = 11$  V e,  $v = 3.5$  mm/s,  $f = 200$  Hz (série I). Aumento 10 vezes; ampliação 5 vezes..... 116
- Fig. 4.17.1 - Micrografia do cordão de solda obtido na condição como soldado. Ataque com a solução A. Condições de soldagem: -  $I = 132$  A,  $E = 11$  V e,  $v = 7.5$  mm/s,  $f = 200$  Hz (série I). Aumento 25 vezes; ampliação 3.5 vezes. a) região próxima à ZTA; b) em direção ao centro do cordão; c) centro do cordão..... 117
- Fig. 4.17.2 - Macrografia do cordão de solda obtido na condição como soldado. Ataque com a solução B. Condições de soldagem:  $I = 132$  A,  $E = 11$  V e,  $v = 7.5$  mm/s,  $f = 200$  Hz (série I). Aumento 10 vezes; ampliação 5 vezes..... 117
- Fig. 4.18.1 - Micrografia do cordão de solda obtido na condição como soldado. Ataque com a solução A. Condições de soldagem:  $I = 108$  A,  $E = 10$  V e,  $v = 4.2$  mm/s, não pulsado (série II). Aumento 25 vezes; ampliação 3.5 vezes. a) região próxima à ZTA; b) em direção ao centro do cordão; c) centro do cordão..... 121
- Fig. 4.18.2 - Macrografia do cordão de solda obtido na condição como soldado. Ataque com a solução B. Condições de soldagem:  $I = 108$  A,  $E = 10$  V e,  $v = 4.2$  mm/s, não pulsado (série II). Aumento 10 vezes; ampliação 5 vezes..... 121
- Fig. 4.19 - Micrografia do cordão de solda obtido na condição como soldado. Ataque com solução A. Condições de soldagem:  $I = 108$  A,  $E = 10$  V e,  $v = 4.2$  mm/s,  $f = 100$  Hz (série II). Aumento 25 vezes; ampliação 3.5 vezes. a) região próxima à ZTA; b) em direção ao centro do cordão; c) centro do cordão..... 122

- Fig. 4.20 - Micrografia do cordão de solda obtido na condição como soldado. Ataque com a solução A. Condições de soldagem:  $I = 108$  A,  $E = 10$  V e,  $v = 4.2$  mm/s,  $f = 200$  Hz (série II). Aumento 25 vezes; ampliação 3.5 vezes. a) região próxima à ZTA; b) em direção ao centro do cordão; c) centro do cordão. .... 123
- Fig. 4.21.1 - Micrografia do cordão de solda obtido na condição como soldado. Ataque com a solução A. Condições de soldagem: -  $I = 156$  A,  $E = 11$  V e,  $v = 6.6$  mm/s, não pulsado (série III). Aumento 25 vezes; ampliação 3.5 vezes. a) região próxima à ZTA; b) em direção ao centro do cordão; c) centro do cordão. .... 124
- Fig. 4.21.2 - Macrografia do cordão de solda obtido na condição como soldado. Ataque com a solução B. Condições de soldagem: -  $I = 156$  A,  $E = 11$  V e,  $v = 6.6$  mm/s, não pulsado (série III). Aumento 10 vezes; ampliação 5 vezes. .... 125
- Fig. 4.22.1 - Micrografia do cordão de solda obtido na condição como soldado. Ataque com solução A. Condições de soldagem:  $I = 156$  A,  $E = 11$  V e,  $v = 6.6$  mm/s,  $f = 50$  (série III). Aumento 25 vezes; ampliação 3.5 vezes. a) região próxima à ZTA; b) em direção ao centro do cordão; c) centro do cordão. .... 126
- Fig. 4.22.2 - Macrografia do cordão de solda obtido na condição como soldado. Ataque com solução B. Condições de soldagem:  $I = 156$  A,  $E = 11$  V e,  $v = 6.6$  mm/s,  $f = 50$  (série III). Aumento 10 vezes; ampliação 5 vezes. .... 126
- Fig. 4.23.1 - Micrografia do cordão de solda obtido na condição como soldado. Ataque com a solução A. Condições de soldagem:  $I = 156$  A,  $E = 11$  V e,  $v = 6.6$  mm/s,  $f = 100$  (série III). Aumento 25 vezes; ampliação 3.5 vezes. a) região próxima à ZTA; b) em direção ao centro do cordão; c) centro do cordão. .... 127
- Fig. 4.23.2 - Macrografia do cordão de solda obtido na condição como soldado. Ataque com a solução B. Condições de soldagem:  $I = 156$  A,  $E = 11$  V e,  $v = 6.6$  mm/s,  $f = 100$  (série III). Aumento 10 vezes; ampliação 5 vezes. .... 128
- Fig. 4.24 - Micrografia do cordão de solda obtido na condição como soldado. Ataque com a solução A. Condições de soldagem:  $I = 156$  A,  $E = 11$  V e,  $v = 6.6$  mm/s,  $f = 200$  Hz (série III). Aumento 25 vezes; ampliação 3.5 vezes. a) região próxima à ZTA; b) em direção ao centro do cordão; c) centro do cordão; d) outro lado da trinca... 129

Figura 4.25 - Gráfico de CSF x comprimento de trinca  
calculados à partir do modelo de ROGERSON... 132

## LISTAS DE TABELAS

Quadro 1 - Classificação das trincas em temperatura elevada.....	33
Tabela 1.1 - Avaliação de testes de solidificação selecionados.....	49
Tabela 3.1 - Parâmetros de soldagem selecionados.....	76
Tabela 3.2 - Equipamentos utilizados na soldagem dos corpos de prova.....	79
Tabela 4.1 - Resumo dos resultados experimentais.....	81
Tabela 4.2 - Composição química das chapas de Al-Mg-Si do tipo 6351.....	82
Tabela 4.3 - Distâncias percorridas pela poça de fusão até atingir o regime quase-estacionário.....	84
Tabela 4.4 - Dimensões da poça de fusão.....	88
Tabela 4.5 - Eficiências térmicas obtidas.....	91
Tabela 4.6 - Comparação entre os comprimentos de trinca obtidos e os resultados da literatura consultada.....	100

## LISTA DE ABREVIATURAS E SÍMBOLOS

- $\delta_u, \delta_v$  - deslocamentos  
 $\alpha$  - coeficiente de expansão térmica  
 $\delta$  - deslocamento (abertura da trinca)  
 $\chi$  - difusividade térmica  
 $\eta$  - eficiência térmica do processo  
 $\epsilon_r, \epsilon_\theta$  - deformação  
 $\theta_p$  - fração de tempo de pico  
AVC - automatic voltage control  
c - distância da linha de fusão da poça à extremidade do corpo de prova  
CCC - cúbico de corpo centrado  
CFC - cúbico de face centrada  
 $C_o$  - concentração do soluto  
CSF - crack susceptibility factor  
CSR - crack sensitive range  
d - diâmetro da poça de fusão (mm)  
E - tensão do arco (V)  
f - frequência de pulsação  
G - gradiente térmico imposto ( $^{\circ}\text{C}/\text{mm}$ )  
H - calor introduzido por unidade de comprimento de solda (J/mm)  
I - corrente de soldagem (A)  
 $I_B$  - corrente de base  
 $I_p$  - corrente de pico  
k - condutibilidade térmica  
L - espaçamento entre braços de dendrita (mm)  
L-S - interface líquido-sólido  
P - força necessária para fechar a trinca  
Q - quantidade de calor (J/s)  
q - calor introduzido por unidade de comprimento (J/mm)  
r - distância do eletrodo ao ponto considerado (mm)  
R - velocidade de crescimento (mm/s)  
R.T.F. - região de temperatura frágil  
S - tensão superficial  
S-S - interface sólido-sólido  
T - temperatura  
 $t_B$  - tempo de base  
 $T_i$  - temperatura inicial da chapa  
TIG - Tungsten Inert Gas  
 $T_m$  - temperatura de fusão do material ( $^{\circ}\text{C}$ )  
 $t_p$  - tempo de pico  
v - velocidade de soldagem (mm/s)  
ZAT - zona afetada termicamente  
ZPF - zona parcialmente fundida

**RESUMO**

Estudou-se o fenômeno de trincas de solidificação em liga de Al-Mg-Si do tipo 6351, através do teste de Houldcroft utilizando o processo TIG, sem metal de adição, com pulsação de arco de alta frequência. Foram efetuadas três séries de testes, levando-se em conta a variação da energia de soldagem por unidade de comprimento. Os comprimentos de trinca obtidos foram medidos e analisados em função da frequência de pulsação, fração de tempo de pico e velocidade de soldagem. Avaliou-se a influência das microestruturas obtidas sobre a susceptibilidade à trinca de solidificação bem como a geometria da poça de fusão na qual elas surgiram. Verificou-se igualmente as condições para o estabelecimento do regime quase estacionário em função da geometria do corpo de prova utilizado e as eficiências térmicas do processo foram estimadas através do método da largura da poça de fusão. Foi ainda efetuada uma estimativa da força necessária para a extinção da trinca, através do modelo físico-matemático de ROGERSON. Finalmente, comparou-se os resultados obtidos com os apresentados pela literatura consultada.

**ABSTRACT**

A study had been done about solidification crack in Al-Mg-Si alloys type 6351, through Houldcroft's test with GTAW process without filler metal, and high pulsation frequency. Three tests series had been done, taking in account the variation of heat input for welding length. The obtained cracks length had been measured and analyzed within pulsation frequency, fraction of pulse time and welding speed. The influence of microstructures had been evaluated on solidification crack susceptibility as well as the welding pool geometry in which these structures occurred. The quasi-stationary state had been studied on the utilized specimens geometry and the process efficiencies had been estimated with welding pool wide method. An estimation of the necessary force to close crack had been done through ROGERSON'S physical-mathematical method. The obtained results had finally been compared with that presented in consulted literature.

## 1 - INTRODUÇÃO TEÓRICA

### 1.1 - INTRODUÇÃO

Os processos de soldagem a arco elétrico na construção de estruturas navais e oceânicas, bem como em muitos outros sistemas estruturais mecânicos, vêm se mostrando de suma importância devido à alta taxa de utilização dos mesmos nas últimas décadas.

O aprimoramento desses processos se faz então necessário devido ao constante desenvolvimento industrial e à necessidade de melhorar a razão receita-custo de fabricação. Porém, o crescente desenvolvimento dos materiais de fabricação tem tornado um desafio a utilização dos processos de soldagem existentes, como forma de solução dos problemas de produção de peças acabadas.

Apesar do Brasil ser grande produtor de alumínio e suas ligas, há um atraso significativo no conhecimento dos processos de soldagem e da soldabilidade destes materiais.

Freqüentemente, utilizamos este termo **soldabilidade**, porque ele é extremamente conveniente para expressar a praticabilidade da soldagem de um material. Apesar de conveniente utilizar tal termo, é, ao mesmo tempo, muito difícil defini-lo. Até hoje, ainda não há um consenso do significado cuidadoso e preciso da palavra **soldabilidade**. LINNERT [1] sugere que, de maneira geral, **soldabilidade** deve ser entendida como a relativa facilidade com a qual o metal pode ser soldado para produzir juntas satisfatórias e

acrescenta que a numeração dos fatores que proporcionam tal resultado seriam muitos. De fato, para se obter uma junta soldada de qualidade aceitável deseja-se saber, por exemplo, com que facilidade o metal solda, se ocorrem trincas em temperatura elevada ou trincas de baixa temperatura, se ocorre porosidade, qual a resistência mecânica da junta, qual o melhor processo para soldar o material, se o conjunto de parâmetros selecionados é capaz de produzir uma junta soldada satisfatória para uma aplicação específica, resultando em uma estrutura adequada ao serviço, e muitas outras dúvidas vão surgindo, à medida que se pretende utilizar uma liga qualquer na fabricação de produtos acabados.

Como as ligas de alumínio não constituem uma exceção entre os mais variados tipos de materiais existentes, é necessário ater-se um pouco mais sobre este assunto.

### **1.1.1 - BREVE CONSIDERAÇÃO SOBRE A SOLDABILIDADE E A METALURGIA DE SOLDAGEM DO ALUMÍNIO E SUAS LIGAS**

Durante a soldagem, uma fonte de calor é aplicada sob o metal de adição causando fusão e solidificação. A composição do metal solidificado é normalmente alterada pela introdução de um metal de adição. As altas temperaturas a que está sujeita a região adjacente à zona fundida, criam uma zona afetada termicamente (ZAT) que ocasiona modificações metalúrgicas na estrutura do metal de base desta região.

As estruturas de solidificação tanto da zona fundida como da ZAT estão intimamente relacionadas ao processo de soldagem utilizado [2-6].

Os três parâmetros mais importantes na descrição térmica do processo de soldagem são: o calor introduzido, a eficiência térmica e a velocidade de soldagem, sendo relacionados numa única equação.

$$H = \eta \times (I \times E) / v \quad (1)$$

onde: H = calor introduzido por unidade de comprimento de solda (J/mm).

$\eta$  = eficiência térmica do processo.

I = corrente de soldagem (A).

E = tensão do arco (V).

v = velocidade de soldagem (mm/s).

Conforme pode se notar na equação acima, um aumento de H pode ser produzido aumentando-se I ou diminuindo-se v, mas para grandes quantidades de calor introduzido, tem-se um tempo de solidificação maior do metal fundido e uma maior região afetada térmicamente. Um pré-aquecimento do metal base significa um acréscimo do tempo de solidificação e também um aumento da ZAT [2,3,7].

Devido a distinção dos efeitos metalúrgicos na zona fundida e na ZAT, estas duas regiões serão descritas separadamente.

#### **a) ZONA FUNDIDA**

Se for adicionado um metal de adição à zona fundida, ele é imediatamente fundido pela ação do arco e diluído na poça

de fusão através da agitação da mesma, que é proporcionada por vários fatores, como as forças eletromagnéticas do arco elétrico, movimentos devido a variações na temperatura do metal fundido, tensões superficiais da poça de fusão e choques das gotas fundidas durante a soldagem [2,5]. Estas forças produzem formas distintas de convecção e permitem a agitação dentro da poça. Embora alguma microsegregação de soluto ocorra, a composição volumétrica da poça de fusão é uniforme e diretamente proporcional ao volume do metal base e do metal de adição.

Se a fonte de calor se movimenta, a solidificação ocorre na parte posterior da poça, em relação a direção de soldagem, a uma razão proporcional à velocidade de soldagem.

O processo de soldagem e a composição da poça de fusão determinam a natureza da estrutura solidificada na zona fundida. Grandes quantidades de calor durante o processo de soldagem produzem grandes tamanhos de grãos, que tendem a diminuir a resistência mecânica da zona fundida. Uma medida do tamanho de grãos é o espaçamento inter-dendrítico que aumenta quando uma maior quantidade de calor é introduzida na poça de fusão, e a quantidade de soluto numa liga de alumínio soldada também influi na estrutura de solidificação obtida [2,3,8].

A ocorrência de trincas de solidificação em ligas de alumínio são de interesse devido a estas possuírem, relativamente a outros materiais, alta expansão térmica, grande mudança de volume durante a solidificação e um intervalo de solidificação relativamente grande. As trincas

de solidificação ocorrem dentro da zona fundida e são afetadas pela composição do metal base e, se houver, pela composição do metal de adição e pelos parâmetros de soldagem.

A ocorrência de porosidade no alumínio e suas ligas é devido ao confinamento de hidrogênio que se processa durante a solidificação. O hidrogênio possui apreciável solubilidade no alumínio fundido e baixa solubilidade no alumínio no estado sólido. Durante a soldagem o hidrogênio é absorvido pela poça de fusão devido a esta alta solubilidade e quando as bolhas se formam, elas podem ser expelidas pela flutuação natural das bolhas de hidrogênio ou por convecção forçada da poça de fusão.

A redistribuição do hidrogênio durante a solidificação empurra as bolhas para a interface sólido/líquido. Da mesma maneira, a posição e os parâmetros de soldagem podem alterar drasticamente a quantidade de poros encontrada numa liga soldada.

A eliminação das bolhas que irão originar os poros se dá através da velocidade de flutuação da bolha no metal fundido. Se a velocidade de soldagem for menor ou igual a esta velocidade de flutuação, o hidrogênio terá tempo suficiente para ser eliminado; caso contrário, a solidificação irá se processar a uma velocidade maior que a de eliminação de hidrogênio, aprisionando-o e formando os poros.

Da mesma forma, a posição de soldagem contribui para melhorar ou não este efeito. A soldagem vertical ascendente

possui a menor taxa de ocorrência de poros uma vez que a flutuação da bolha de hidrogênio e a velocidade de soldagem possuem o mesmo sentido, facilitando, assim, a eliminação das bolhas, embora possa haver maiores problemas com distorções. Já a posição sobre-cabeça apresenta a maior incidência de poros porque a direção de flutuação das bolhas e a direção de convecção da poça de fusão ocasionam a sua concentração na raiz da solda.

As fontes de hidrogênio são as mais variadas possíveis e são originadas na superfície do metal base através de hidrocarbonetos, óxidos-hidratados ou internamente ao próprio metal, devido ao processo de fabricação utilizado. No metal de adição se origina através de lubrificantes e óxidos-hidratados na superfície do metal. No gás de proteção pode haver contaminação da mistura ou aspiração de ar para dentro da linha de alimentação devido a prováveis defeitos ao longo dela. Desta forma, todos os cuidados necessários para se evitar a ocorrência de porosidade dependerão de uma análise das variáveis que atingem o processo em uso.

#### **b) ZONA AFETADA TERMICAMENTE.**

A ZAT é resultado da degradação das propriedades do metal base e se localiza numa região adjacente à zona fundida. Esta degradação é causada por modificações microestruturais associadas às temperaturas experimentadas por ela. A zona parcialmente fundida (ZPF) é parte integrante da ZAT que

sofrerá conjuntamente os efeitos do calor introduzido (história térmica) com a ZPF.

Nas ligas de alumínio endurecidas por precipitação (ligas de alta resistência) ocorre uma dissolução ou crescimento dos precipitados na ZAT.

As ligas endurecidas por trabalho a frio exibem uma ZAT que é dominada pela recristalização e pelo crescimento de grão. Apesar da natureza destas ZATs poderem diferir, todas elas são controladas por difusão e são termicamente ativadas. A recristalização se processa rapidamente após a temperatura de recristalização ser ultrapassada, e a resistência mínima da ZAT para estas ligas se aproxima da apresentada nos materiais recozidos. Isto ocorre próximo à zona fundida, onde temperaturas acima de  $538^{\circ}\text{C}$  produzem recristalização completa. Para temperaturas entre  $538^{\circ}\text{C}$  e  $393^{\circ}\text{C}$  a recristalização é parcial [2].

O perfil de dureza na ZAT para ligas de alumínio de alta resistência é governado pelo crescimento do precipitado. O crescimento destes precipitados em temperaturas elevadas ocorre de modo suave e contínuo, e o resultado disto é a formação de fases de menor resistência. Este crescimento ocorre com grande velocidade, quando a temperatura atinge a faixa dos  $427^{\circ}\text{C}$  a  $288^{\circ}\text{C}$ , onde se observa a formação de fases de mínima resistência. Nas regiões próximas à zona fundida, onde ocorrem grandes temperaturas, o precipitado é dissolvido na solução sólida [2].

Outro elemento importante para as ligas de alta resistência é a região adjacente à zona fundida. A ZPF é produzida por

uma fase líquida com intervalo de solidificação mais baixo que o do metal base, e que se encontram nos contornos de grão durante a soldagem. Isto ocorre para estes tipos de ligas devido a quantidade de elementos adicionados disponíveis para a formação de fases com menor intervalo de solidificação que o apresentado por elas. Durante a soldagem, estas fases são fundidas e, se estiverem presentes sob tensões suficientemente grandes, ocorrerão trincas de liquação.

## 1.2 - SOLIDIFICAÇÃO DA POÇA DE FUSÃO

De maneira geral, a solidificação é uma transformação de fase que ocorre na passagem do estado líquido para o estado sólido que envolve uma mudança na estrutura cristalina. Durante o processo, ocorre uma contração de volume, não excedendo 6% em ligas metálicas, e uma mudança de composição química no sólido, devido aos fenômenos de micro e macrossegregação. Este processo determina as propriedades mecânicas, físicas e químicas como também o surgimento de trincas de solidificação em estruturas brutas de fusão.

A solidificação que ocorre na poça de fusão foi relacionada a um micro-cadinho de um forno elétrico, entretanto esta comparação não é muito correta pois alguns fenômenos que ocorrem na solidificação de um lingote podem não ocorrer durante a solidificação da poça de fusão ou ter seu efeito diminuído devido ao curto período de tempo de solidificação. Algumas das diferenças básicas entre a

solidificação de um lingote e da poça de fusão estão listadas a seguir [5]:

a) na solidificação do lingote ocorre a nucleação durante o vazamento, gerando a zona coquilhada presente na maioria dos fundidos. Na solidificação da poça de fusão a nucleação não é necessária para dar início a solidificação, devido a fusão parcial dos grãos do metal base em contato com a poça de fusão. SAVAGE e seus colaboradores [5] têm confirmado que o evento de início de crescimento na solidificação da poça de fusão não apresenta uma barreira de energia significativa. Deste modo, o metal líquido da poça de fusão molha parcialmente os grãos fundidos do metal base e, como possuem composição química próxima, existe uma interface de solidificação e o crescimento ocorre a partir dos grãos parcialmente fundidos exigindo um super-resfriamento mínimo.

b) na poça de fusão a velocidade macroscópica de solidificação apresenta-se muito maior que a do lingote sendo da ordem de: 100 mm/min para processo TIG e 1000 mm/min para o processo de soldagem por feixe de elétrons.

c) o gradiente térmico na poça de fusão ( $G$ ) é uma ordem de grandeza maior que o do lingote e é da ordem de  $72^{\circ}\text{C}/\text{mm}$  para o processo TIG e  $40^{\circ}\text{C}/\text{mm}$  para o processo a arco submerso.

d) no lingote, a forma macroscópica da interface sólido/líquido muda progressivamente com o tempo, enquanto na poça de fusão ela se desloca continuamente com a mesma

forma só ocorrendo mudança no início e no fim da soldagem devido ao aumento ou diminuição da corrente de soldagem.

e) a agitação da poça de fusão é maior que a do lingote devido principalmente à presença de forças eletromagnéticas e do gradiente de tensão superficial.

### 1.2.1 - INÍCIO DO CRESCIMENTO NA POÇA DE FUSÃO

Durante os instantes iniciais da solidificação da poça de fusão o crescimento realiza-se com a mesma orientação cristalina dos grãos do metal base parcialmente fundidos que se encontram nos bordos da mesma e o crescimento aqui descrito é denominado epitaxial. SAVAGE [6] propôs um modelo de zona parcialmente fundida (ZPF), que consiste na existência de locais onde a temperatura de fusão é menor que a temperatura de fusão nominal da liga. Isto ocorre devido à concentração diferenciada de soluto e está representada na figura 1.1.

Nesta figura, a região à direita da linha vertical (D) representa a zona fundida e a região (E) representa o metal base, já fora da ZPF. Na parte superior está representado o perfil de temperaturas encontrado na ZPF sendo que, a linha horizontal, indicada por (A), representa a temperatura de fusão nominal da liga e a linha de forma irregular representa a temperatura local de fusão. As linhas (B) e (C) representam os gradientes térmicos impostos, mais suave e mais abrupto, respectivamente. Como pode-se observar na figura, a intersecção das linhas (B) ou

(C) com a linha de formato irregular tem como consequência a fusão local das regiões que possuem a temperatura por ela representada. Isto pode ser visualizado nos dois desenhos esquemáticos de grãos da ZPF, na parte central e inferior da figura. A fusão parcial que se observa é devido à diferença da temperatura local de fusão, em relação à temperatura nominal de fusão da liga, proporcionando assim uma fusão parcial dos grãos na ZPF que servirão de núcleos para o crescimento na poça de fusão.

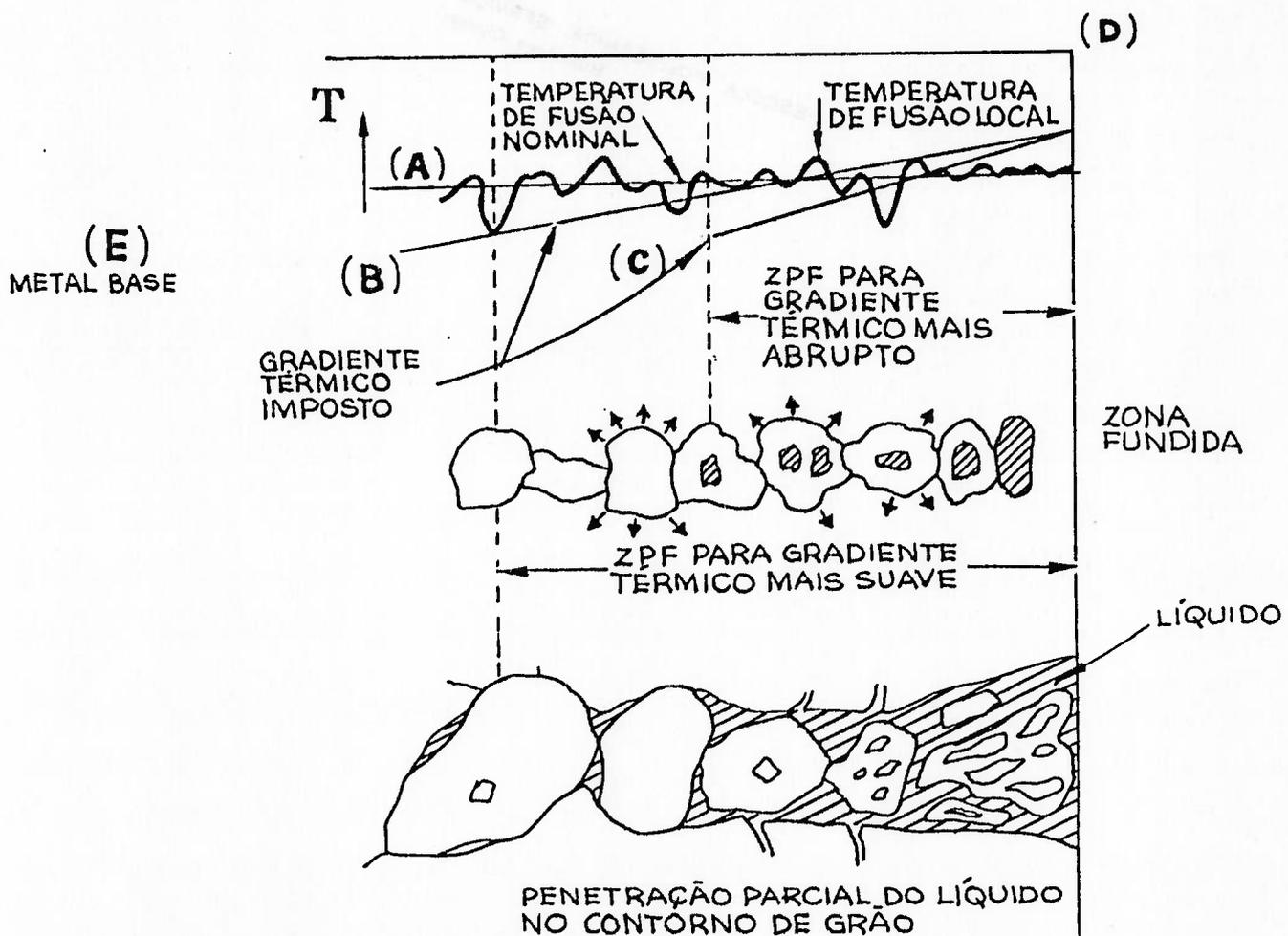


Fig. 1.1 - Mecanismo proposto de formação de ZPF sob uma liga monofásica [6].

O crescimento que se dá a partir dos grãos parcialmente fundidos da ZPF é denominado de crescimento epitaxial pois os grãos da zona fundida crescem com a mesma orientação cristalina e com o mesmo tamanho que os grãos nela encontrados [5,6].

O crescimento de grãos da ZPF depende do ciclo térmico de soldagem e das características metalúrgicas do metal base. Quanto maior o tempo em temperaturas elevadas na zona de ligação, mais acentuado será o crescimento do grão do metal base e, conseqüentemente, maior será o tamanho de grão do metal depositado. A figura 1.2 mostra esquematicamente esse efeito.

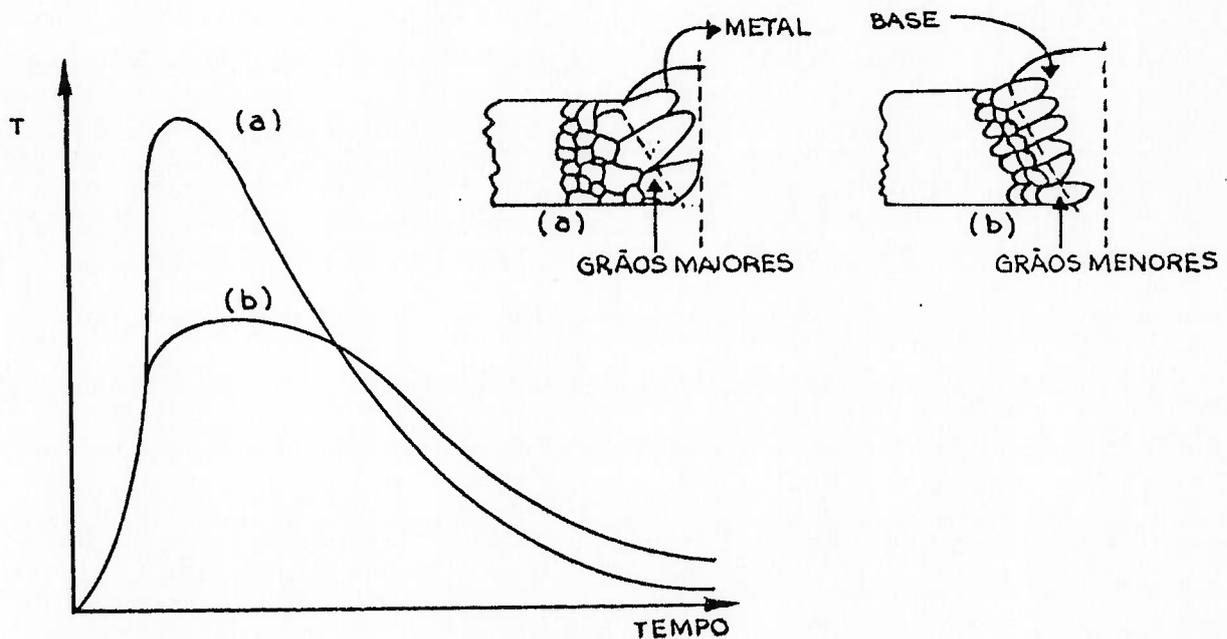


Fig. 1.2 - Influência do ciclo térmico de soldagem na largura do grão solidificado

No crescimento epitaxial, caracterizado pela direção preferencial  $\langle 100 \rangle$  nos metais e ligas com formação cristalina CFC e CCC, desenvolve-se uma estrutura de grãos colunares durante a qual há um crescimento competitivo, o qual se caracteriza pela competição entre grãos vizinhos que procuram crescer no sentido da maior extração de calor, prevalecendo aquele que possuir a direção de crescimento cristalino paralela a esta extração, que tem uma importância significativa sobre as propriedades posteriormente encontradas na zona fundida [5,6].

A solidificação é dominada geralmente pelo crescimento colunar, tornando a transição colunar/equiaxial rara [5,6] a não ser que medidas específicas sejam tomadas para eliminar o crescimento colunar. Quando a soldagem é realizada em multi-passes a epitaxia continua, ocorrendo uma alteração da estrutura bruta de fusão do cordão anterior devido a influência da ZPF sobre o cordão já existente.

### 1.2.2 - ESTRUTURAS DE SOLIDIFICAÇÃO

As variadas estruturas de solidificação são determinadas pelo gradiente térmico externo ( $G$ ), pela velocidade de crescimento ( $R$ ) e pela concentração do soluto ( $C_0$ ) [6,9] conforme pode ser visualizado na figura 1.3.

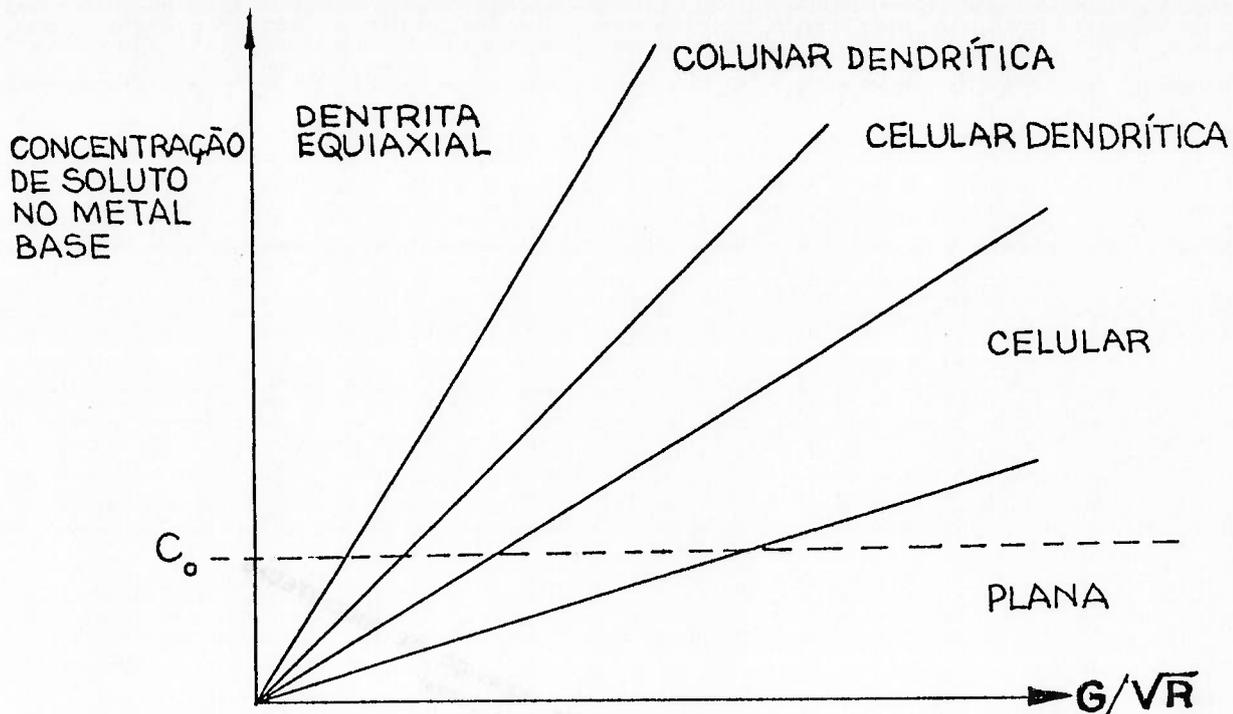


Fig. 1.3 - Diagrama esquemático dos modos de solidificação [6].

O gradiente térmico externo ( $G$ ) e a velocidade de crescimento ( $R$ ) estão interligados. Enquanto ( $G$ ) está ligado às condições térmicas da poça de fusão, ( $R$ ) é proporcional ao super-resfriamento constitucional. Desta forma, se aumentarmos ( $G$ ), ocorrerá uma diminuição de ( $R$ ) caracterizando a relação inversamente proporcional desta interdependência entre estes dois parâmetros.

Se  $G/\sqrt{R}$  for pequeno, o super-resfriamento constitucional é grande gerando um crescimento instável (crescimento dendrítico). Se  $G/\sqrt{R}$  for grande o super-resfriamento constitucional não ocorre e o crescimento é estável [6].

Da figura 1.3 se observa que uma mudança na concentração de soluto no metal base é seguida de uma alteração do tipo de estrutura de solidificação esperada para uma mesma razão de  $G/\sqrt{R}$  [6,9].

A seguir serão apresentados alguns tipos de crescimento com suas respectivas condições térmicas.

#### **a) CRESCIMENTO PLANAR.**

Este crescimento ocorre para gradientes térmicos ( $G$ ) elevados e super-resfriamento constitucional tendendo a zero. Sendo assim, apresenta-se com interface sólido/líquido na forma plana e o crescimento é competitivo [6]. Como se vê na figura 1.4, o gradiente térmico imposto é bastante alto, proporcionando assim uma interface sólido/líquido plana que irá originar o crescimento planar durante a solidificação. O tamanho dos grãos do metal fundido dependerão do tamanho dos grãos do metal base que dão origem a estes, sendo que o crescimento dos mesmos dependerá da sua orientação em relação à direção de máxima extração de calor.

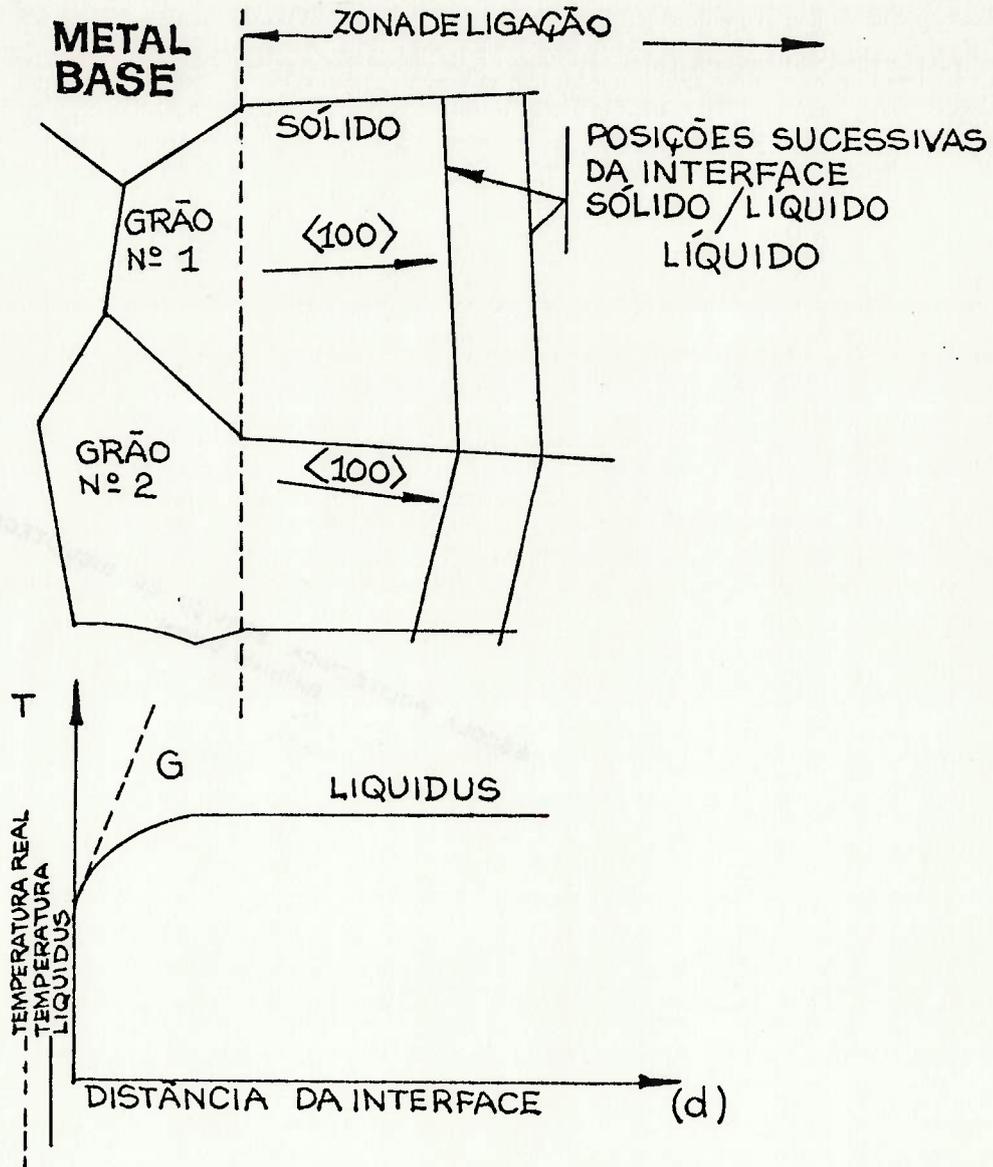


Fig. 1.4 - Diagrama esquemático mostrando os aspectos da interface sólido/líquido através do crescimento planar durante a solidificação [6].

#### b) CRESCIMENTO CELULAR

Neste caso o gradiente térmico é menor que do crescimento planar, conforme pode ser observado na figura 1.5, e com um super-resfriamento constitucional ainda pequeno. Este pequeno super-resfriamento constitucional associado a este

gradiente térmico, um pouco menor que o apresentado no crescimento planar, é suficiente para permitir a formação de protuberâncias na interface sólido/líquido que dão origem a forma celular observada na figura 1.5.

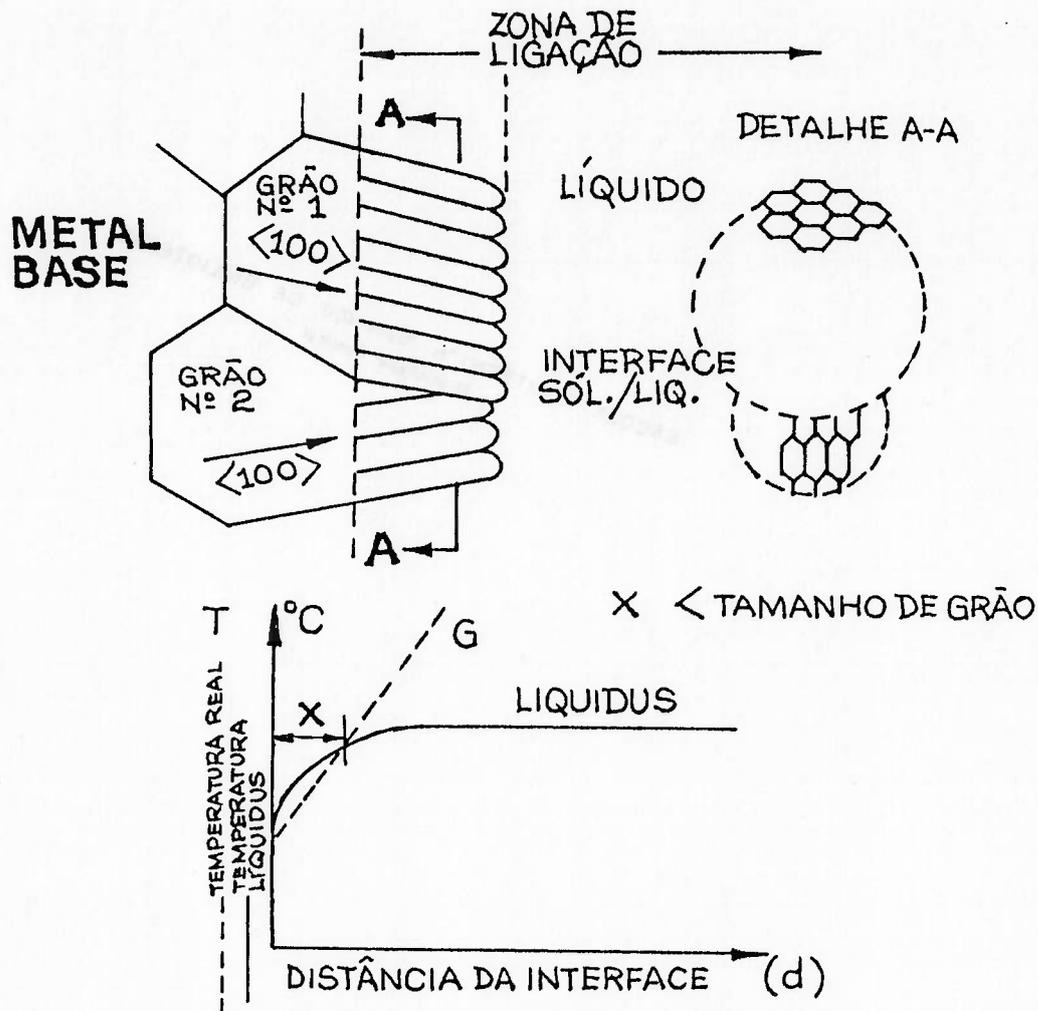


Fig. 1.5 - Diagrama esquemático mostrando os aspectos da interface sólido/líquido através do crescimento celular durante a solidificação [6].

### c) CRESCIMENTO CELULAR-DENDRÍTICO

Ocorre para gradientes térmicos menores que os anteriores com um super-resfriamento constitucional suficiente para

que ocorra um pouco de ramificações, porém sem ser dendrítica, como mostrado no aspecto da interface sólido/líquido da figura 1.6.

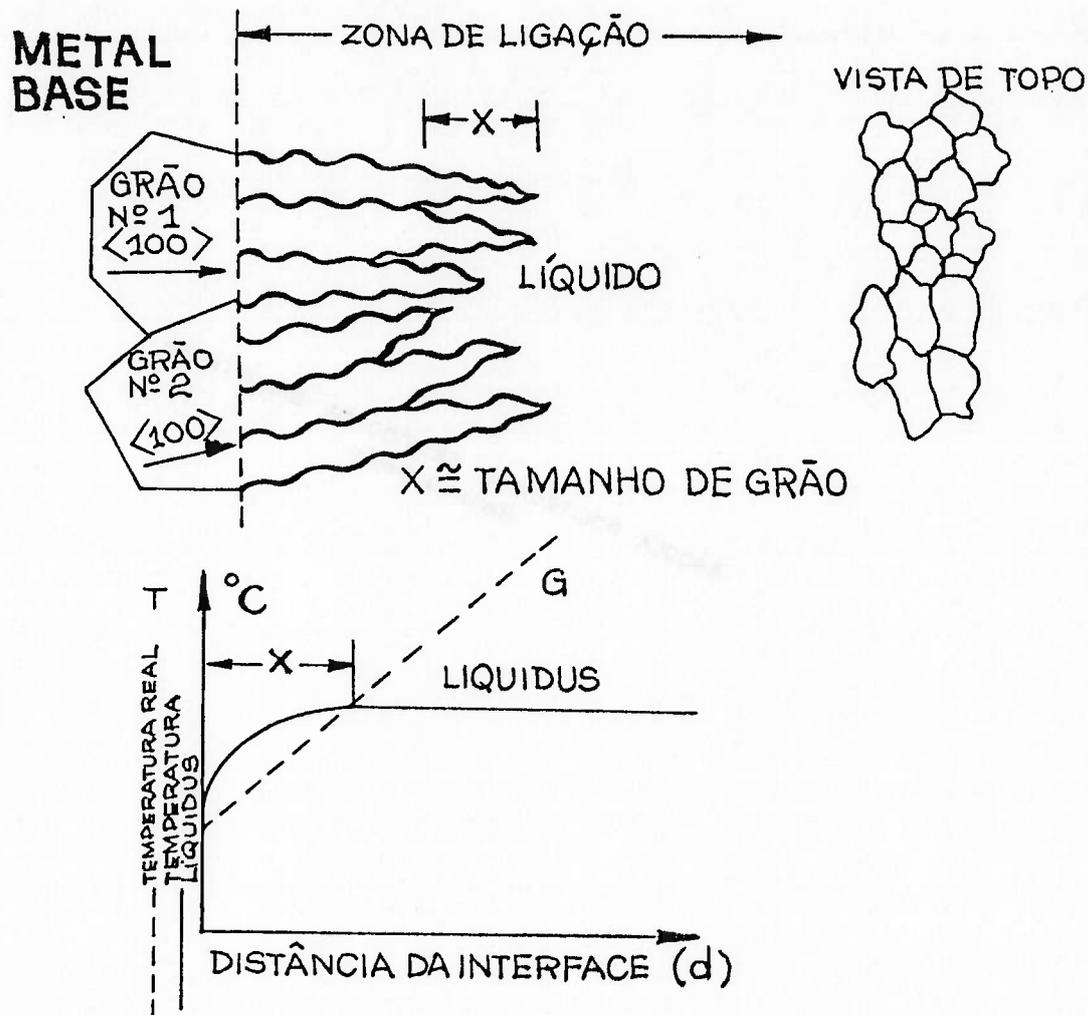


Fig. 1.6 - Diagrama esquemático mostrando os aspectos da interface sólido/líquido através do crescimento dendrítico-celular durante a solidificação [6].

#### d) CRESCIMENTO DENDRÍTICO

Com gradientes menores que os anteriores, e consequentemente com um elevado super-resfriamento

constitucional, ocorre o crescimento por ramificação a partir de um eixo central conforme mostrado na figura 1.7.

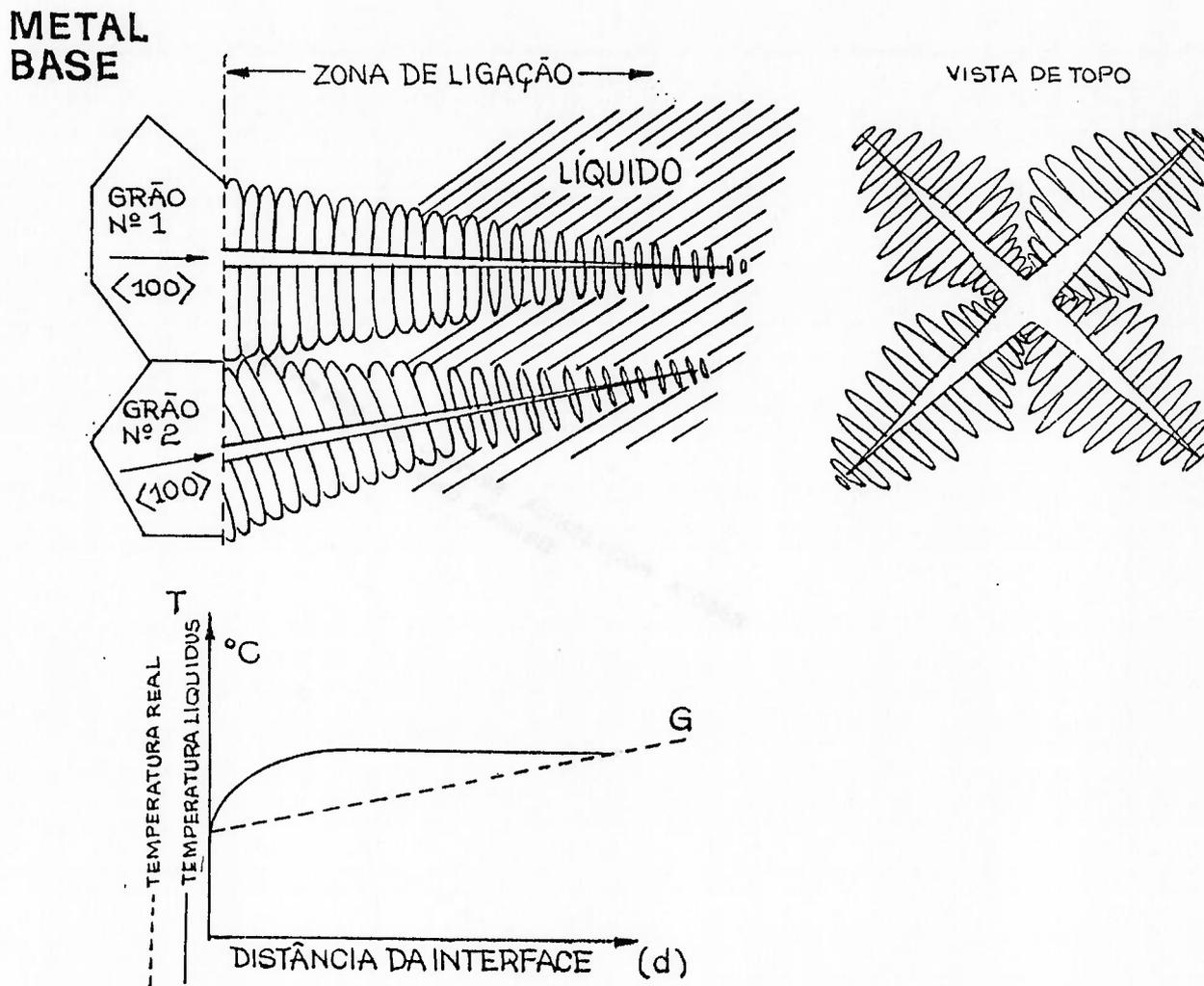


Fig. 1.7 - Diagrama esquemático mostrando os aspectos da interface sólido/líquido, através do crescimento dendrítico durante a solidificação [6].

1.2.3 - FORMATO DA POÇA DE FUSÃO.

Observando-se a poça de fusão em planta, verifica-se que a sua geometria é determinada pela velocidade de soldagem e

pelo balanço térmico entre o insumo de energia e as condições de resfriamento [5,6,9].

Observa-se que existem duas geometrias de poça de fusão a saber:

#### a) FORMATO DE GOTA

A velocidade de solidificação máxima é menor que a velocidade de soldagem tendo como consequência direta o pequeno número de grãos que atingirão o centro da solda. Pode-se visualizar esquematicamente este formato na figura 1.8, onde a direção do gradiente térmico é representado pelas setas.

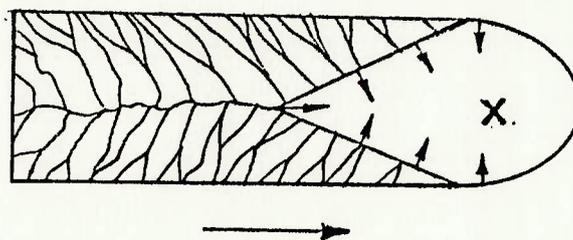


Fig. 1.8 - Poça de fusão no formato de gota. As setas indicam a direção do gradiente térmico máximo

#### b) FORMATO ELÍPTICO

A velocidade de solidificação máxima é igual a velocidade de soldagem. Sendo assim, uma grande quantidade dos grãos atingirá o centro da solda. Os grãos que crescem em uma

distância maior, exibem uma curvatura considerável, devido a progressiva mudança da direção que favorece o crescimento, mantendo porém a orientação cristalográfica, uma vez que a curvatura observada é devida às ramificações sucessivas da estrutura de solidificação [5] e este crescimento se estenderá até que fique dificultado, e um outro grão comece a crescer a partir de algum fragmento de dendrita ou de alguma outra maneira. A figura 1.9 mostra esquematicamente este formato.

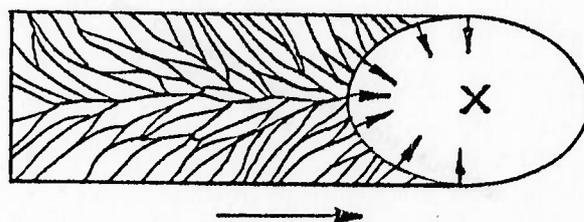


Fig. 1.9 - Poça de fusão no formato elíptico. As setas indicam a direção de gradiente térmico máximo

É sabido que a velocidade de solidificação é proporcional ao gradiente térmico [6], então é mostrada na figura 1.10 a decomposição deste gradiente sobre a poça de fusão, em componentes  $x$  e  $y$ . Ao analisar esses componentes para os dois formatos de poça de fusão, já mostrados acima, percebe-se a predominância do gradiente na direção  $x$  para a poça de fusão com forma de gota e a predominância na direção  $y$  para a poça de fusão com forma elíptica. No

primeiro caso, o crescimento ocorre preferencialmente na direção  $x$ , gerando uma estrutura como a mostrada na figura 1.8 e no segundo caso, a componente  $y$  é ligeiramente maior que a  $x$ , ocasionando o crescimento como o mostrado na figura 1.9.

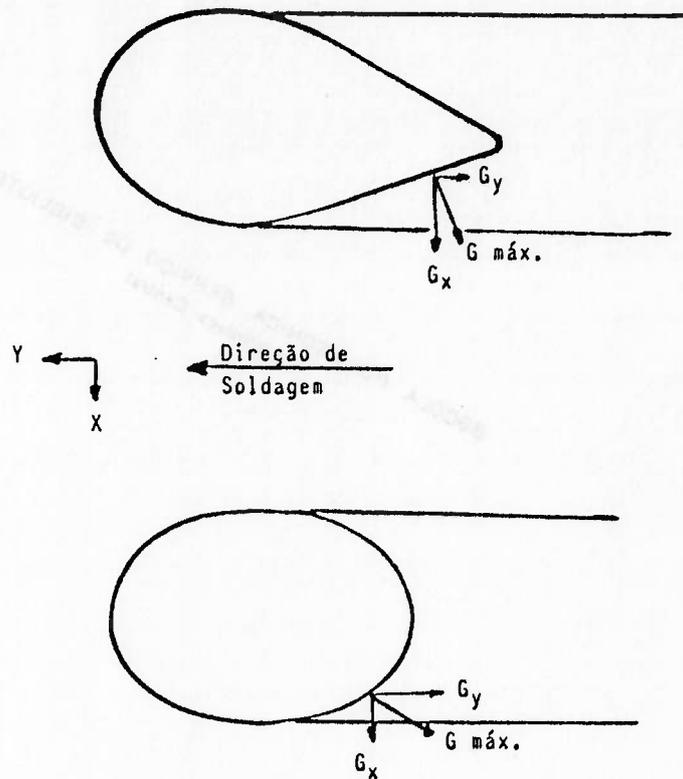


Fig. 1.10 - Gradientes térmicos na poça de fusão em função do formato da mesma

#### 1.2.4 - SEGREGAÇÃO DO SOLUTO DURANTE A SOLIDIFICAÇÃO DA POÇA DE FUSÃO.

A micro ou a macro-segregação do soluto, durante a solidificação da poça de fusão, pode ocasionar variações

nas propriedades mecânicas do metal de solda e a ocorrência de trincas de solidificação [3,5].

Acredita-se que a segregação de soluto nos processos de soldagem sejam similares aos encontrados em solidificação de lingotes [5]. Os tipos mais comuns de micro e macro-segregação encontrados no metal de solda são o zonamento (micro-segregação), segregação em contorno (macro-segregação) e estrutura bandeada (macro-segregação).

Quanto mais dendrítico for o modo de solidificação no metal de solda mais pronunciado será o zonamento; quanto menor for o espaçamento entre braços de dendrita, ou seja, quanto mais fina for a estrutura obtida menor será o zonamento e, conseqüentemente, melhores serão as propriedades mecânicas e a resposta a tratamentos térmicos após a soldagem. Como o zonamento depende do gradiente térmico do líquido e da velocidade de crescimento, é recomendado uma diminuição do insumo de energia através da utilização de correntes de soldagem menores, minimizando assim este efeito [5].

A segregação em contorno ocorre devido a presença de um líquido mais rico em soluto na frente da interface sólido/sólido. Na poça de fusão, este líquido pode gerar uma segregação nos contornos das dendritas do metal de solda. Na poça de fusão em formato de gota, a segregação em contorno é mais acentuada devido ao acúmulo de soluto na parte posterior da gota, gerando uma região rica em soluto no centro do cordão de solda [5,10].

A presença de faixas, com composições químicas diferentes no metal de solda, caracteriza a manifestação da estrutura

bandeada, que pode diminuir a resistência à corrosão da liga e a resistência à fadiga quando o cordão for solicitado, de maneira que as tensões sejam perpendiculares a essas faixas e em casos extremos, pode-se ter a geração de poros associada a essas faixas de diferentes composições químicas [5].

Esse tipo de macrossegregação está associado à ondulação na interface sólido/líquido durante a solidificação da poça de fusão e independente da soldagem ser manual ou automática. Alguns mecanismos propostos para explicar as ondulações na interface sólido/líquido já foram abandonados, como o relacionado com a variação do insumo de energia pela máquina de solda e agitação na poça de fusão pelas forças do arco. O mecanismo mais aceito atualmente é o que está ligado a interrupções da solidificação devido a remoção de super-resfriamento na interface sólido/líquido, causada pela evolução do calor latente de fusão [5]. Em cada interrupção, há a difusão de soluto para as regiões mais pobres, gerando assim a estrutura bandeada.

#### **1.2.4.1 - ESPAÇAMENTO ENTRE BRAÇOS DE DENDRITA.**

Segundo estudo teórico desenvolvido por BROWN e ADAMS apud DAVIES [5], o espaçamento entre braços de dendrita em depósitos com penetração parcial está diretamente relacionado com a raiz quadrada do insumo de energia, e, supondo que o crescimento dendrítico fosse unidimensional, chegou-se à seguinte conclusão:

$$L^2 = Q/v$$

onde : L = espaçamento entre os braços de dendrita

Q = quantidade de calor

v = velocidade de soldagem

Q/v = energia de soldagem

Desta forma, observa-se que uma diminuição da energia de soldagem causa uma diminuição do espaçamento entre os braços de dendrita, possibilitando a formação de uma estrutura mais fina e com melhor resposta ao tratamento térmico que uma estrutura dendrítica com espaçamento maior.

#### 1.2.5 - TÉCNICAS DE REFINO DA ESTRUTURA DE SOLIDIFICAÇÃO.

O desejo de se obter soldas sem defeitos e com a melhor resistência mecânica possível seria inviável, se não houvesse um controle da estrutura de solidificação na poça de fusão. Em muitos casos obter-se-ia até resultados desastrosos, os quais poderiam ser evitados com uma melhor atenção às técnicas de refino de grão aplicadas à soldagem. A poça de fusão possui características particulares que fogem ao padrão encontrado numa liga de composição semelhante, quando fundida, e para tanto apresentar-se-á as três principais técnicas de refino da estrutura de solidificação da poça de fusão.

**a) INOCULAÇÃO**

Em princípio, a inoculação nada mais é que a introdução de um elemento heterogêneo na poça de fusão que induzirá a nucleação de novos grãos, os quais serão incorporados na interface sólido/líquido. A principal dificuldade em aplicar esta técnica em soldagem resulta das altas temperaturas à que a poça de fusão está sujeita, principalmente nas vizinhanças do arco elétrico. Portanto, as partículas inoculantes devem ser protegidas destas altas temperaturas, se for desejado que elas permaneçam intactas. Estudos realizados para refinar grãos em aços de médio teor de carbono soldados por arco submerso [5], demonstraram que algum refino de grão e alguma redução no espaçamento entre braços de dendrita foram conseguidos mais pelo resultado dos efeitos dos elementos de liga e pela introdução do super-resfriamento que por introdução de inoculantes. Verificou-se, porém, que é possível identificar ferro-titânio, ferro-nióbio e titânio-carbono como refinadores efetivos de grão em aços, sendo que este último associado a nitreto de titânio foram identificados como os mais efetivos inoculantes para a nucleação do ferro [5].

Igualmente para ligas de alumínio, constatou-se que a presença de partículas de  $TiB_2$ ,  $Al_3Ti$  sobrevivem ao breve espaço de tempo de fusão da poça agindo assim como inoculantes [5,10]

GANAHA, et alli [11] e KOU & LE [10], por outro lado, estudaram os efeitos dos parâmetros de soldagem sob o

refino de grão e constataram que a presença dos inoculantes não necessariamente proporcionará o refino de grão desejável, mas sim uma ação conjunta da presença destas partículas com parâmetros de soldagem que permitam o crescimento ao redor destes núcleos.

#### **b) PULSAÇÃO DA CORRENTE.**

O desenvolvimento dos processos a arco pulsado vieram a contribuir muito para o desenvolvimento da soldagem e no controle dos processos onde se exige maior qualidade devido às dificuldades apresentadas por diversos materiais, quanto ao surgimento de deformações excessivas, trincas de solidificação e diminuição das propriedades mecânicas devido a fenômenos de transformação de fase que ocorrem durante a solidificação.

Não cabe aqui fazer uma apresentação do processo ou uma revisão do mesmo, mas sim desenvolver a argumentação, à luz dos autores consultados, sobre os efeitos causados pelo processo na soldagem dos metais.

O arco pulsado permite que se tenha um maior controle sobre o calor introduzido na poça de fusão, o que é feito pelo controle da corrente de pico e da corrente de base e dos intervalos de tempo que elas atuam [12].

A possibilidade de se alterar a corrente de maneira a se obter um parâmetro de soldagem mais adequado permitiu um melhor desempenho do processo minimizando perdas, melhor uniformidade da junta soldada, aumento da qualidade do

depósito, melhoria da estabilidade do arco e mudança na mecânica de solidificação do metal [12].

Os estudos efetuados após os anos 60 indicaram que o arco pulsado reduz distorções, melhora o contorno do grão, reduz a susceptibilidade à trinca de solidificação e reduz o tamanho do grão, entre outros [13-17]. Isto indica que o controle da microestrutura da zona fundida é possível. No processo GTA pulsado verificou-se que há possibilidade de aumentar o controle no processo de solidificação [12,15].

Uma diminuição na susceptibilidade à ocorrência de trincas de solidificação, quando se utiliza o arco pulsado, decorre do fato de que a corrente pulsada possibilita uma melhor resistência a tais trincas, alterando a estrutura de solidificação com pulsos da ordem de décimos de segundo [14,18]. Verificou-se que para pulsos da ordem de 12.5 ciclos/s, ou menores, há pequena probabilidade de melhorar a resistência a trincas de solidificação mas para altas frequências as alterações ocasionadas no ciclo térmico e na microestrutura do depósito foram suficientes para diminuir a susceptibilidade à formação destas trincas [14]. Existe uma relação entre a frequência de pulsação e a velocidade de soldagem para a qual a ocorrência de trincas de solidificação é minimizada [18].

Desta forma, é esperado que ao se utilizar o arco pulsado, as trincas de solidificação que ocorrem sejam diminuídas ou mesmo eliminadas em alguns casos, uma vez que com a diminuição do calor introduzido as tensões térmicas e conseqüentemente as deformações térmicas irão diminuir,

fato este que associado às alterações da microestrutura e ao modo de solidificação irão diminuir a susceptibilidade do material à ocorrência de tais trincas.

### **c) OSCILAÇÃO MAGNÉTICA DO ARCO.**

O processo de oscilação magnética do arco elétrico procura melhorar a sensibilidade de processos automatizados, os quais, não possuindo ação direta do soldador, não conseguiam realizar por si só, mesmo em pequena escala, as desejáveis oscilações do arco que auxiliam na execução da soldagem. Com a introdução desta técnica possibilitou-se simular a atuação humana durante a soldagem no tocante à oscilação da tocha que o soldador eventualmente faça.

KOU & LE realizaram estudos do efeito da oscilação magnética do arco na microestrutura e propriedades do processo TIG autógeno, especificamente sobre o tamanho de grão e na susceptibilidade à trinca de solidificação. Foram utilizados nestes estudos altas frequências de oscilação e, para alguns materiais como Al 2014, não se obteve refinamento de grão nem redução do comprimento da trinca de solidificação [19-21].

Isto sugere que se deve fazer um estudo independente das diversas ligas existentes para um mesmo material predominante, a fim de se obter resultados mais realistas. De modo geral, a oscilação magnética do arco é feita nas condições longitudinal, transversal e circular, sendo que

resultados satisfatórios só foram obtidos para as duas últimas, uma vez que para a primeira o comportamento é muito parecido com o da soldagem executada sem oscilação. O refinamento de grão obtido na oscilação transversal e circular pode ser explicado pela maior velocidade absoluta obtida nestas condições, que provocam uma maior velocidade de resfriamento durante a solidificação, e pela mudança constante na direção de crescimento, devido a alteração da orientação da poça de fusão, causada por estes tipos de oscilação, tendo como resultado uma estrutura de grão mais fina [20].

Pelo mesmo motivo apresentado anteriormente, a ZAT apresentou-se mais estreita que a notada em arcos não oscilados, uma vez que se consegue com a maior velocidade absoluta de soldagem uma diminuição do tamanho da poça de fusão estreitando assim a faixa de influência da temperatura  $T_H$  (temperatura na qual a microestrutura e propriedades mecânicas do metal base são afetadas pelo calor). A figura 1.11 ilustra o efeito da velocidade absoluta na ZTA.

Da mesma forma, a ZPF também é mais estreita nos corpos de prova soldados por arco oscilado. Analogamente à ZTA, a temperatura  $T_E$ , temperatura das fases de menor intervalo de solidificação, atinge uma região menor, minimizando os efeitos de perda de ductilidade do material nesta região, diminuindo assim a probabilidade de ocorrência de trincas de liquação na mesma [19-21].

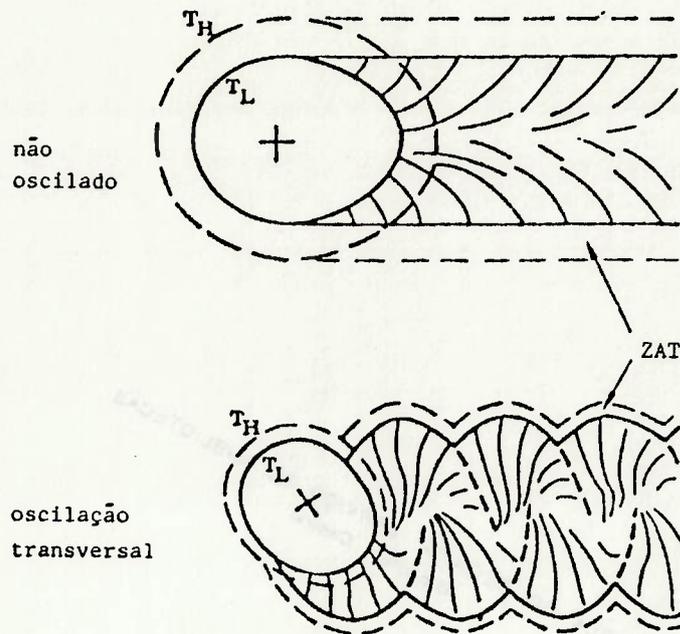


Fig. 1.11 - Figura esquemática mostrando o efeito da oscilação de arco na ZAT,  $T_L$ -temperatura líquidos,  $T_H$ -mínima temperatura na ZAT durante a soldagem.

### 1.3 - TRINCAS DE SOLIDIFICAÇÃO.

#### 1.3.1 - TRINCAS EM TEMPERATURA ELEVADA.

Existe grande confusão estabelecida na literatura que trata a respeito de trincas em temperatura elevada, uma vez que vários termos são usados para expressar o mesmo tipo de trinca ou diferentes origens de formação destas. Alguns deles são conhecidos como: trincas de solidificação,

fissura a quente, fissuração e muitas vezes no mesmo texto apresentam-se vários destes termos.

A maioria dos casos de trinca em temperatura elevada ocorre durante a soldagem quando a matriz do metal tem uma estrutura do tipo CFC, podendo se localizar tanto no metal de solda como na ZAT e quase sempre elas seguem o caminho intergranular.

Preocupado com esta situação desconcertante HEMSWORTH [22] propôs uma reclassificação e redefinição das formas de trincamento a altas temperaturas que ocorrem durante a soldagem. O quadro 1 mostra esquematicamente a classificação proposta por ele.

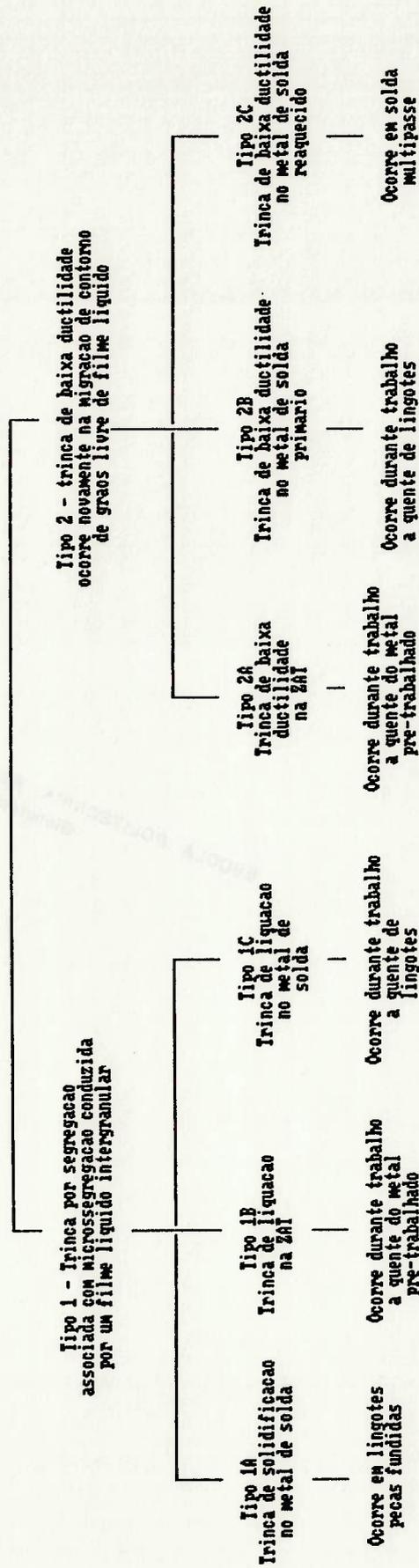
A classificação das trincas a quente como mostra o quadro 1, divide-se em dois grandes grupos, Tipo 1 e Tipo 2 e seus respectivos sub-grupos que são originados de maneiras diferentes a saber:

Tipo 1 - trinca de contorno de grão associada com filmes líquidos de alguma fase secundária que é resultante da microsegregação.

Tipo 1A - trinca de solidificação no metal base que ocorre ao longo dos contornos de grãos ou dos contornos imaginários ("ghost boundaries"), que são decorrentes dos contornos de grãos prévios originados pela microsegregação e precipitação que permaneceram intactos

Quadro 1 - Classificação das trinças em temperatura elevada

Trinças a quente  
ocorrem durante a soldagem,  
fundição e trabalho a quente



Tipo 1B - trinca de liquação na ZAT e ocorre ao longo dos contornos de grãos ou dos contornos imaginários e é decorrente da formação de filmes líquidos provenientes do reaquecimento do metal.

Tipo 1C - trinca de liquação no metal reaquecido ou refinado e ocorre ao longo de filmes líquidos formados durante a solidificação ou durante o reaquecimento. É considerada uma trinca de solidificação somente quando a microestrutura como-depositada está ausente.

Tipo 2 - trinca ao longo dos contornos de grão sem a presença de filmes líquidos, mas associada com queda da ductilidade, abaixo da temperatura de recristalização rápida.

Tipo 2A - trinca devido a queda de ductilidade na ZAT.

Tipo 2B - trinca devido a queda de ductilidade no metal de solda como-depositado e ocorre ao longo da migração dos contornos de grão originais. O caminho da trinca atravessa a estrutura de solidificação.

Tipo 2C - trinca devido a queda de ductilidade de metais de solda reaquecidos. Este tipo de trinca pode ser distinguido do tipo 2B somente quando a trinca ao longo da migração dos contornos de grão está confinada numa região reaquecida.

Os principais fatores causadores das trincas de solidificação são mecânicos e metalúrgicos. Os fatores mecânicos incluem tensões térmicas por expansão dinâmica e tensões de contração da solda e na ZAT, a espessura e tamanho do material adjacente, o tipo de junta e o tamanho e forma da poça de fusão. De modo geral, quanto maior a tensão de tração imposta sobre a parte posterior da poça de fusão durante a solidificação mais severa será a trinca [23].

As principais características metalúrgicas são a presença da fase líquida nos contornos de grãos e nos contornos inter-dendriticos durante um intervalo de temperatura de resfriamento e a combinação das estruturas de solidificação. Significativamente, as características precisas das tensões térmicas, forma da poça de fusão e estruturas de solidificação dependem principalmente da distribuição de temperatura criada pela soldagem e mudanças nestes modelos podem ser causadas por alterações nos parâmetros de soldagem [3, 8, 10, 11, 18-21, 23-26].

Evidências experimentais mostram que o pequeno ângulo de encontro entre grãos colunares ocasionam uma maior tendência à trinca de solidificação, sendo que este pequeno ângulo de encontro ocorre principalmente na poça de fusão em formato de gota, favorecendo também a segregação no centro do cordão de solda.

### 1.3.2 - REVISÃO DAS TEORIAS DE TRINCA DE SOLIDIFICAÇÃO

MATSUDA [27] indica aproximadamente sete teorias que tentam explicar a ocorrência de trincas de solidificação e seus correspondentes autores sendo a Teoria da Fragilização Devido a Contração de Solidificação ("Shrinkage Brittleness Theory"), desenvolvida por PUMPHREY e JENNINGS [29], a Teoria da Deformação ("Strain Theory") por PELLINI [26], a Teoria do Filme Líquido ("Liquid Film Theory") por SAVEIKO apud BORLAND [23] e MATSUDA [27], a Teoria Generalizada ("Generalized Theory") por BORLAND [30], a Teoria da Velocidade Crítica ("Critical Speed Theory") por SMOLYANITSKII apud MATSUDA [27], a Teoria do Preenchimento Líquido da Trinca ("Liquid Filled Crack Theory") por STOLOFF apud MATSUDA [27] e a Teoria do Escorregamento de Grão ("Grain Boundary Sliding Theory") por MASUBUSHI, BLUMM e PROKHOROV apud MATSUDA [27], individualmente.

Segundo MATSUDA [27], BORLAND [23] e THOMAS [28] as teorias que melhor explicam qualitativamente o fenômeno de trinca de solidificação são: a Teoria da Fragilização Devido a Contração de Solidificação, as Teoria da Tensão e a Teoria Generalizada. THOMAS [28] presume que estas teorias são qualitativas e operantes para sistemas de ligas binárias e sugere que estas sejam utilizadas apenas como referência para tentar entender o que ocorre durante o processo de trincamento dos materiais ferrosos e não-ferrosos, mas que não são totalmente suficientes para explicar o que na

verdade ocorre com a maioria das ligas, uma vez que estas ligas não são essencialmente binárias.

Acredita-se que atualmente os russos são os principais responsáveis por muitas das explicações existentes dos mecanismos fundamentais de formação das trincas de solidificação. Muitos destes pesquisadores acreditam no conceito da Teoria da Fragilização Devido a Contração de Solidificação ("Shrinkage-Brittleness Theory"), no que se refere à ocorrência da trinca que surge na Região de Temperatura Frágil (R.T.F.) [23]. Para eles o limite superior da R.T.F. é definido como "o estágio de solidificação onde os grãos crescem ao mesmo tempo evitando assim a circulação da fase líquida ao redor deles" e o limite inferior pela temperatura na qual a resistência dos contornos de grão é suficiente para absorver as cargas sobre eles.

Para alguns autores ingleses, inicialmente, o limite inferior da R.T.F. era a linha solidus. Desta forma, acredita-se que o ponto de vista dos russos seja mais preciso mas em muitas situações práticas as duas definições são virtualmente as mesmas. A Teoria da Fragilização Devido a Contração de Solidificação foi desenvolvida principalmente para os estudos das trincas em ligas de alumínio fundidas ou soldadas e propõe que, quando uma liga se solidifica as dendritas crescem dentro do líquido e crescem em fração volumétrica na medida em que a temperatura decresce. Durante este estágio não há presença de deformações, uma vez que o crescimento dendrítico dentro

do líquido remanescente pode mover-se livremente acomodando as contrações térmicas. Entretanto, ao redor e abaixo da temperatura coerente, deformações podem se desenvolver e devido às ligações contínuas sólido/sólido não poderem se mover livremente, não há acomodação da contração. Portanto cada dendrita é contraída pelas outras a que está ligada. Este estágio é chamado de estágio pastoso ("Mushy Stage") e afirma-se que uma deformação significativa pode desenvolver-se e se uma tensão crítica é excedida, há a ocorrência de uma trinca de solidificação para aliviar esta tensão.

Esta teoria foi desenvolvida para ligas binárias e não leva em consideração a natureza de não equilíbrio da solidificação das ligas binárias; contudo, ela chama a atenção ao efeito nocivo da larga faixa de temperaturas de solidificação, que é um conceito útil e aceitável [23,28,29].

PELLINI e APBLETT [26] desenvolveram a Teoria da Deformação ("Strain Theory") de trincas de solidificação nos EUA, que sugere a ocorrência de trincas devido a deformações localizadas, estabelecidas por um gradiente térmico que tende a separar massas sólidas que estão afastadas umas das outras "essencialmente por um filme contínuo de líquido" [23,26,28], isto é, a trinca ocorreria nos estágios finais de solidificação. Portanto a trinca de solidificação não ocorreria no estágio pastoso, como sugere a Teoria da Fragilização Devido a Contração de Solidificação, desde que as tensões de contração fossem uniformemente distribuídas. As trincas somente ocorreriam quando o estágio de

surgimento do filme líquido ocorresse junto com deformações localizadas excessivamente altas. Esta teoria não focaliza a importância da faixa total de temperatura de solidificação, e ao contrário, postula que o trincamento ocorrerá somente sobre uma estreita faixa de temperaturas. O mecanismo de ocorrência da trinca é limitado à ruptura de um delgado filme líquido não justificando a ocorrência em ligas tais como as dos sistemas binários [28]. Esta teoria oferece uma explicação da causa da trinca pela presença de impurezas de baixo ponto de fusão e eutéticos e enfatiza a necessidade por ligas metálicas mais puras.

Segundo BORLAND [23], a Teoria do Filme Líquido proposta por SAVEIKO, apresenta um modelo matemático que pelo menos em parte tenta explicar o evento da ruptura do líquido da Teoria da Deformação. Segundo SAVEIKO, a tensão superficial da fase líquida é o fator que controla o processo de trincamento.

MATSUDA [27] enfatiza que a Teoria Generalizada proposta por BORLAND [30,31] é a mais razoável das teorias existentes, uma vez que proporciona melhor entendimento dos muitos fenômenos observados das trincas de solidificação e sugere que a teoria proposta por BORLAND é essencialmente uma combinação da Teoria da Fragilização Devido a Contração de Solidificação de PUMPHREY e JENNINGS e a Teoria da Deformação de PELLINI, e adiciona a importância do ângulo diedro. THOMAS [28] diz que a teoria generalizada é uma modificação da Teoria da Fragilização Devido a Contração de Solidificação que inclui o conceito do filme líquido de

PELLINI da Teoria da Deformação. De fato, a Teoria Generalizada [23,30,31] inclui idéias das duas teorias apresentadas anteriormente e também sugere que para a trinca ocorrer não é suficiente que uma larga região de resfriamento ocorra: "O líquido deve estar presente sobre um intervalo de temperatura relativamente grande de forma que permita as altas tensões propagarem entre os grãos" [23,30].

O mecanismo proposto para trincas na cratera e trincas na linha de centro do cordão de solda foi o do empescoçamento da fase líquida. A teoria propõe quatro estágios de solidificação como pode ser visto na figura 1.12.

Durante o estágio 1, nenhuma trinca ocorre devido a uma grande quantidade de líquido residual. No estágio 2, inicia-se estas interligações, mas o líquido residual é capaz de se movimentar entre as interligações das dendritas, portanto não ocorre nenhuma trinca neste estágio devido ao preenchimento ou caldeação pelo líquido residual, que se movimenta livremente, preenchendo qualquer trinca que possivelmente surja. No estágio 3, intervalo da ocorrência da trinca de solidificação, (CSR) como foi denominado por BORLAND, é o estágio de susceptibilidade à ocorrência de trincas devido a não haver capacidade de caldeação pelo líquido remanescente se a acomodação das deformações for excedida, uma vez que os cristais sólidos estão num avançado estágio de desenvolvimento e as redes semicontínuas do sólido restringem a livre passagem do líquido. Neste estágio, o ângulo diedro entre ligações

sólido/sólido é importante, uma vez que pequenos ângulos permitirão uma pequena área de contato entre sólido/sólido possibilitando que altas tensões se desenvolvam nas ligações entre grãos. No estágio 4, não ocorre trinca de solidificação, pois há grande resistência na estrutura solidificada.

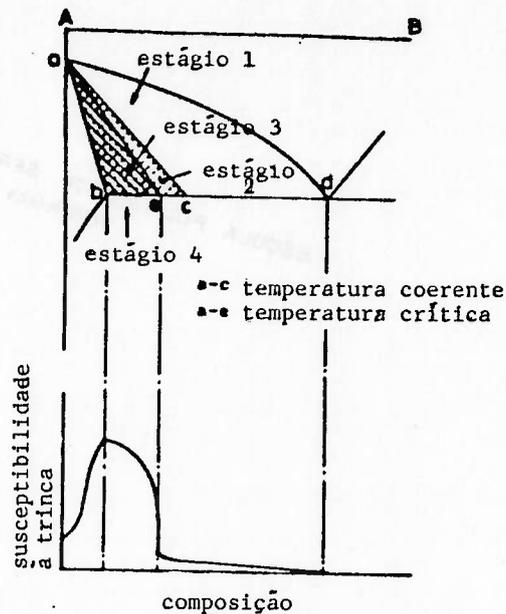


Fig. 1.12 - Efeito das características constitucionais na susceptibilidade à trinca em sistemas binários

MATSUDA [27] estudou *in situ* os fenômenos de solidificação e trinca de solidificação e constatou que, como pode ser visto na figura 1.13, os estágios 1 e 2 foram inesperadamente mais estreitos e o estágio 3 (CSR) é dividido em dois estágios de maior e menor temperatura sendo chamados de 3(h) e 3(l).

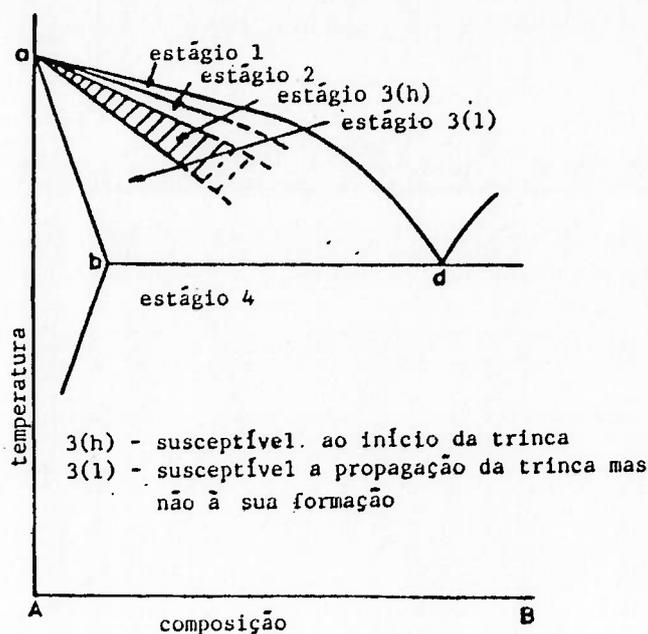


Fig. 1.13 - Conceito modificado da susceptibilidade à trinca em sistemas binários

O estágio 3(h) é mais susceptível a formar trincas por causa do líquido remanescente que está num estado de filme ("Film State") entre os contornos de grãos e o estágio 3(l) é susceptível a provocar a propagação da trinca mas não a formação das mesmas, pois o líquido remanescente está na forma de gotículas ("Droplet Stage").

Baseado na tensão superficial de líquidos em sistemas ferro-enxofre, BORLAND [30,31] mostrou que filmes líquidos contendo enxofre aumentam grandemente a susceptibilidade a trincas de solidificação em aços de médio carbono, ou seja,  $(S_{L-g}/S_{S-g}) < 0.5$ , onde  $S$  é a tensão superficial,  $L-S$  é a

interface líquido/sólido e  $S-S$  a interface sólido/sólido. Com estes dados ele também postulou "que o efeito benéfico do Mn na sensibilidade a trincas de solidificação de aços médio carbono não está vinculada à formação de sulfetos de manganês, mas ao aumento da tensão superficial do filme líquido do ferro-enxofre, causado pela adição do Mn", ou em outras palavras, se  $(S_{L-g}/S_{g-g}) > 0.5$  a sensibilidade à trinca de solidificação diminui. Segundo THOMAS [28], assim como na Teoria da Fragilização Devido a Contração de Solidificação, a teoria de BORLAND também subestimou a magnitude do aumento do intervalo de solidificação, associado à solidificação no não-equilíbrio. Apesar disto, a teoria de BORLAND estabeleceu que ambos, um intervalo de solidificação nominal amplo e a presença de impurezas de baixo ponto de fusão contribuem para a ocorrência de tais trincas.

### 1.3.3 - TESTES PARA AVALIAÇÃO DE TRINCAS DE SOLIDIFICAÇÃO

Não constitui tarefa fácil descrever todos os testes de avaliação de trincas de solidificação existentes, pois segundo recente revisão realizada por GOODWIN [32], aproximadamente 140 tipos de testes foram documentados até 1989. Objetivou-se então fazer algumas considerações a respeito desta revisão e se ater mais especificamente aos testes em fase de implementação na Escola Politécnica da Universidade de São Paulo.

Segundo GOODWIN, BORLAND propôs em sua revisão algumas características essenciais a um teste ideal de avaliação de trinca, sendo elas:

- a) barato e simples de executar;
- b) dispêndio reduzido em material, trabalho e tempo para conduzir o teste;
- c) capacidade de mostrar uma correlação direta com os requisitos de fabricação e o comportamento em serviço;
- d) simplicidade na sua condução;
- e) livre de influência de fatores humanos;
- f) capacidade de produzir resultados reproduzíveis;
- g) capacidade de mostrar uma grande sensibilidade para pequenas alterações numa variável de teste;
- h) capacidade de mostrar os efeitos de todas as variáveis de soldagem; e,
- i) aplicabilidade a todos os processos de soldagem.

Mas BORLAND acrescentou também que "tal teste jamais será inventado e isto é provável por causa das muitas diferentes condições encontradas na prática". No texto de BORLAND, ele sugere que se separe os mais variados tipos de testes em duas classes: classe A - tipo trinca/não trinca, e classe B - a tendência à trinca é avaliada pela medida do comprimento de trinca, com muitas sub-categorias de cada classe. GOODWIN [32] sugere que se classifique os testes em Tipo Restrição Própria e Tipo Restrição Aumentada. A principal vantagem do tipo de teste de restrição própria é que ele não requer nenhum aparato para ser realizado. As desvantagens, porém, advém do fato de que estes tipos de

teste são, de maneira geral, mais complicados e caros, e, como a restrição é invariável, é improvável que um projeto de corpo de prova simples acomode uma larga faixa de materiais e condições de soldagem. Dos 140 testes existentes até 1989, 95 são do tipo Restrição própria e 45 do tipo Restrição aumentada e dos 9 mais populares, 5 são do tipo Restrição própria e 4 são do tipo Restrição aumentada. Em seguida, são reproduzidas algumas estatísticas a respeito destes testes mais populares.

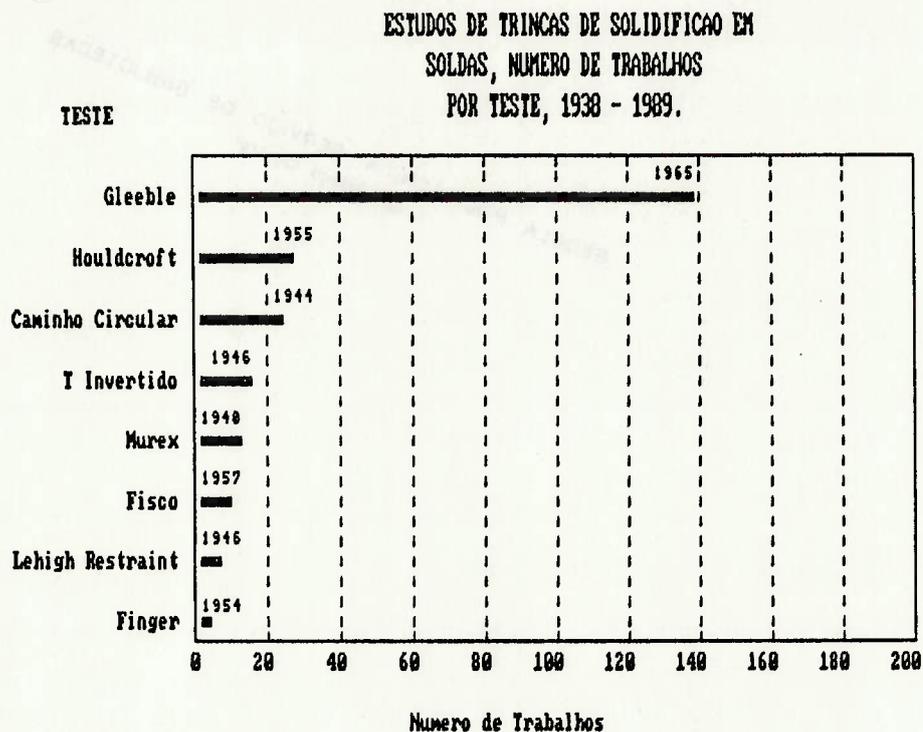


Fig. 1.14 - Estudos de trinca de solidificação em soldas, número de trabalhos por testes, 1938-1989 [32].

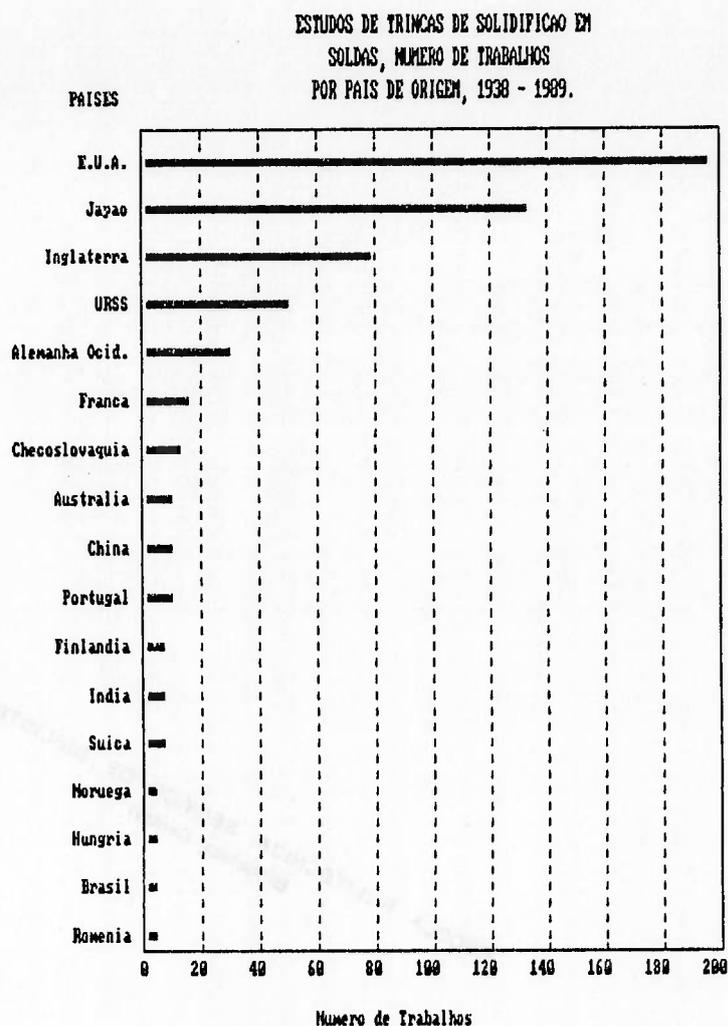


Fig. 1.15 - Estudos de trincas em soldas, origem dos trabalhos publicados, 1938-1989 [32].

Das figuras, verifica-se que o teste Varestraint, proposto por SAVAGE [33,34] em 1965 é o mais popular de todos os testes e é do tipo restrição aumentada, seguido bem mais à distancia pelos testes de Gleeble e Houldcroft. Pode-se observar também que somente nos EUA, foram elaborados aproximadamente 1/3 dos textos publicados em todo o mundo. O material mais estudado até 1989 era o aço inoxidável, seguido de perto pelos aços carbono e ligas de alumínio.

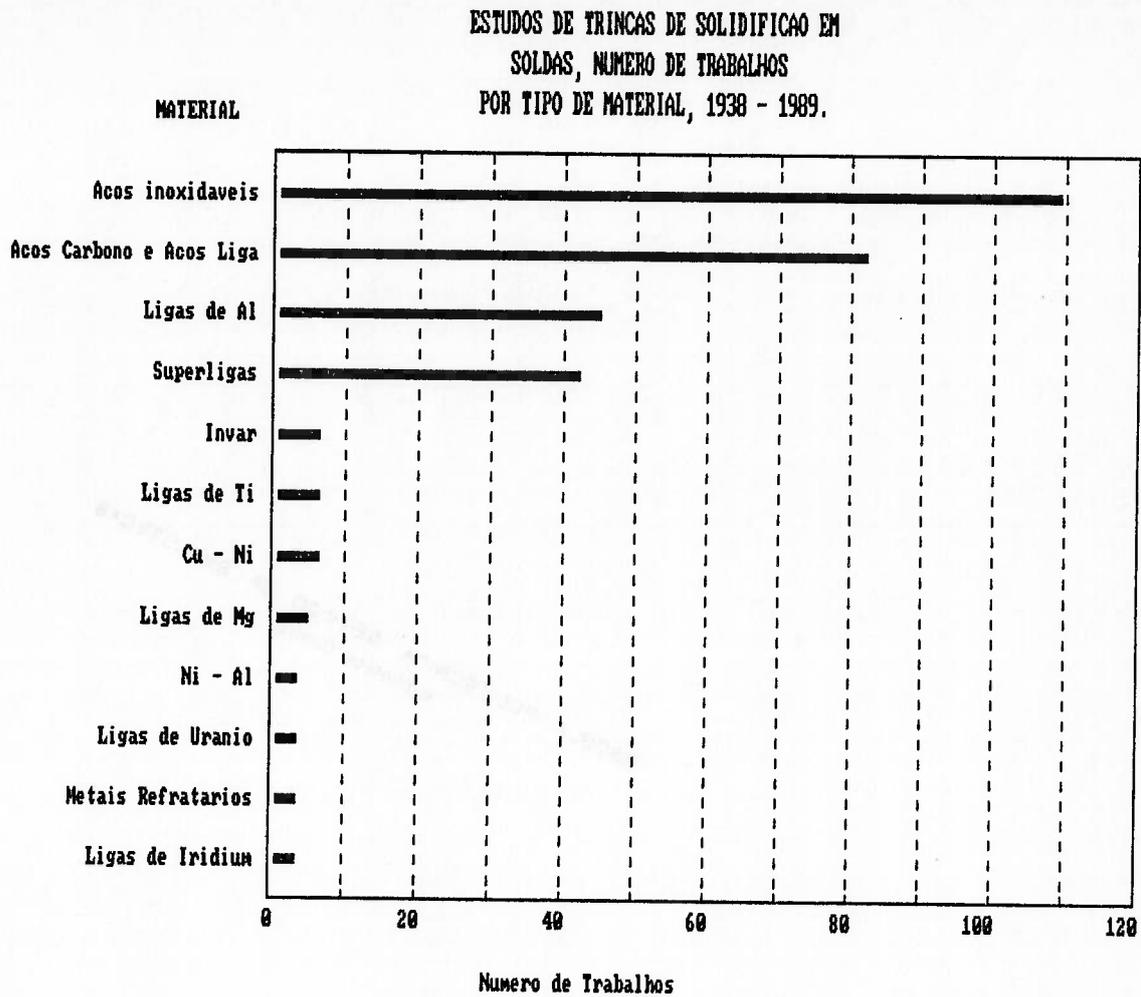


Fig. 1.16 - Estudos de trincas em soldas, número de trabalhos por tipo de material, 1939-1989 [32].

A tabela 1.1 mostra uma comparação efetuada por GOODWIN entre onze testes, sendo que ele faz uma ressalva ao desempenho do teste Sigmajig, já que o idealizador deste é o próprio avaliador. De forma sucinta, o teste de Varestraint avalia a susceptibilidade a trincas de solidificação através do comprimento total da trinca, medido sobre um corpo de prova retangular que é dobrado instantaneamente, durante a soldagem sobre uma matriz de

geometria e conseqüentemente de tensão induzida conhecidas, conforme pode-se ver na figura 1.17.

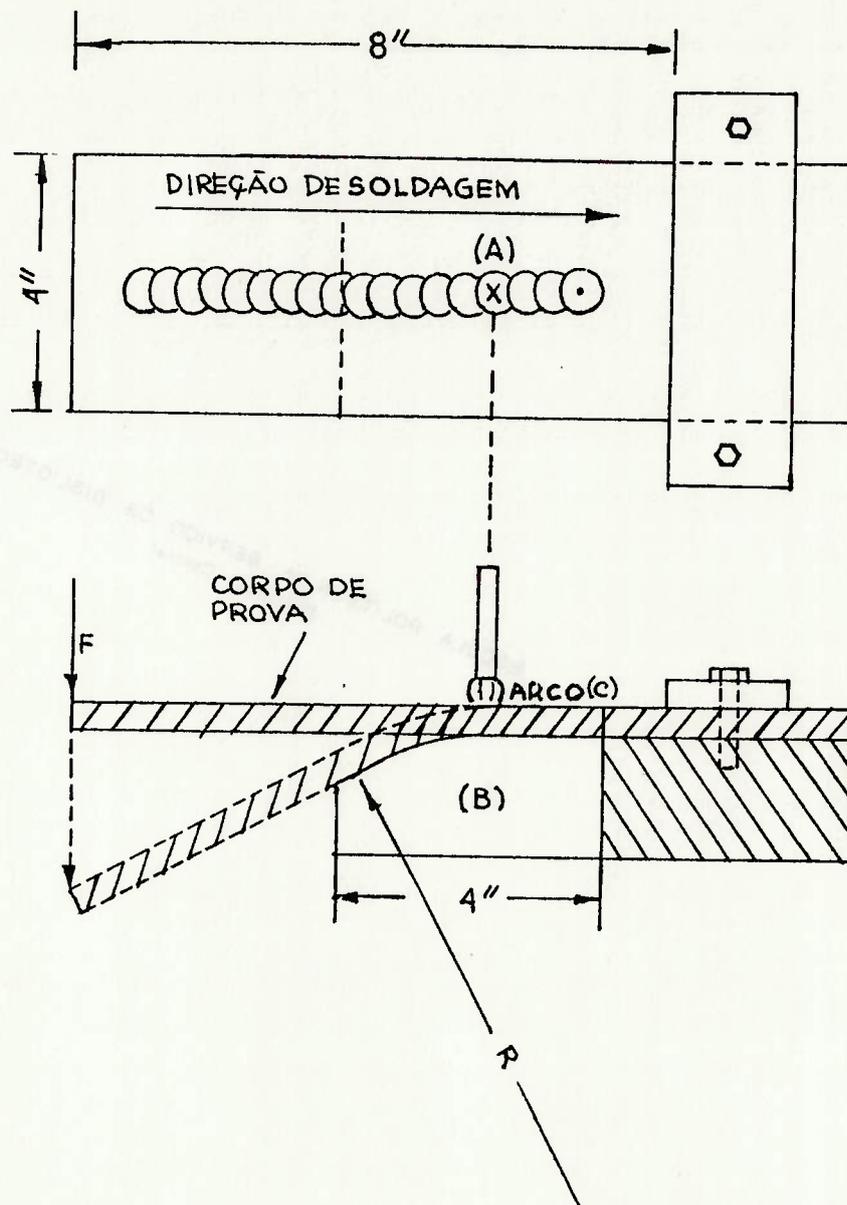


Fig. 1.17 - Esquema simplificado da operação do mecanismo do teste Varestraint [33].

Tabela 1.1 - Avaliação de testes de trinca de soldificação selecionados

Testes	Critérios de Borland						Critérios adicionais				Total Rank			
	barato e economico em material, trabalho e tempo	Correlacao direta com fabricacao e servico	Simple para conduzir	Livre de elementos humanos	Resultados reproduzíveis	Alta sensibilidade para as variáveis de teste	Mostra os efeitos das variáveis de soldagem	Aplicavel a todos processos	Facil p/ interpretar resultados	Usado p/ varios materiais		Facil p/ modelar	Quantitativo	Acertavel
<b>Tensao aumentada variavel, dispositivo e soldagem automaticos</b>														
Varestraint (1965)	1	2	2	3	2	3	3	2	2	3	3	4	5	37
Transvarestraint (1971)	2	3	2	3	2	3	3	2	2	4	3	4	4	39
Spot Varestraint (1970)	2	3	2	3	2	3	3	2	2	4	3	4	4	39
<b>Restricao propria pelo corpo de prova, solda manual ou mecanizados</b>														
Houldcroft (1955)	5	2	2	4	2	2	2	2	2	3	4	4	5	41
Caminho Circular (1944)	5	3	2	5	2	1	2	1	2	3	4	2	4	38
T Invertido (1946)	5	4	2	5	2	1	2	1	2	3	3	3	4	40
<b>Tensao aumentada variavel, dispositivo mecanizado, solda manual</b>														
Murex (1948)	1	1	2	2	3	3	2	1	3	1	3	4	1	28
<b>Restricao por dispositivo macico, solda manual</b>														
Fisco (1957)	3	1	2	3	2	2	2	1	2	1	2	2	1	26
<b>Restricao propria pelo corpo de prova, solda manual</b>														
Lehigh restraint (1946)	1	2	3	2	2	2	2	1	2	2	2	2	3	31
<b>Restricao por dispositivo, solda manual</b>														
Finger (1954)	4	3	1	3	2	1	2	2	3	2	2	1	1	29
<b>Tensao aumentada variavel, dispositivo e solda mecanizados</b>														
Sigmajig (1987)	2	4	2	3	4	4	5	3	4	4	4	4	1	46

Critérios: 1 - Pobre 2 - Regular 3 - Bom 4 - Muito Bom 5 - Excelente

#### 1.3.4 - O TESTE DE HOULDCROFT

Uma das dificuldades associada aos testes em laboratório, para avaliar a sensibilidade de materiais à trinca, é a comparação dos resultados obtidos com os da experiência prática.

Por esta e outras razões, como é o caso da diluição em soldas de materiais dissimilares, é que HOULDCROFT desenvolveu por volta de 1954 um teste de avaliação de trincas que mais tarde levou o seu nome [24].

A preocupação básica de HOULDCROFT era obter um método de teste que fosse capaz de:

- prover um padrão universal de referência.
- permitir comparação entre resultados de vários testes.
- prover resultados que possam ser relacionados diretamente com a prática.

Na verdade, descobriu-se que para certos materiais é mais provável que a trinca ocorra se a solda for iniciada na extremidade da chapa, e para impedir isto os soldadores freqüentemente iniciam a solda a aproximadamente 25 milímetros desta extremidade, preenchendo esta região mais tarde [24].

O objetivo do teste de Houldcroft era o de iniciar a soldagem de um cordão na extremidade da chapa e então provocar o término da propagação da trinca originada com a modificação da forma do corpo de prova. Inicialmente, HOULDCROFT utilizou um corpo de prova triangular [24] de

forma que o calor propagasse em uma região mais estreita, e a largura do cordão, por consequência, tornava-se maior. Alternativamente, uma série de fendas foram usinadas num corpo de prova retangular, cujas profundidades foram sendo gradativamente aumentadas nas laterais do corpo de prova, como mostra a figura 1.18, de forma que as tensões fossem reduzidas e as fendas, como HOULDCROFT acreditava, não interferissem na distribuição térmica [23,24].

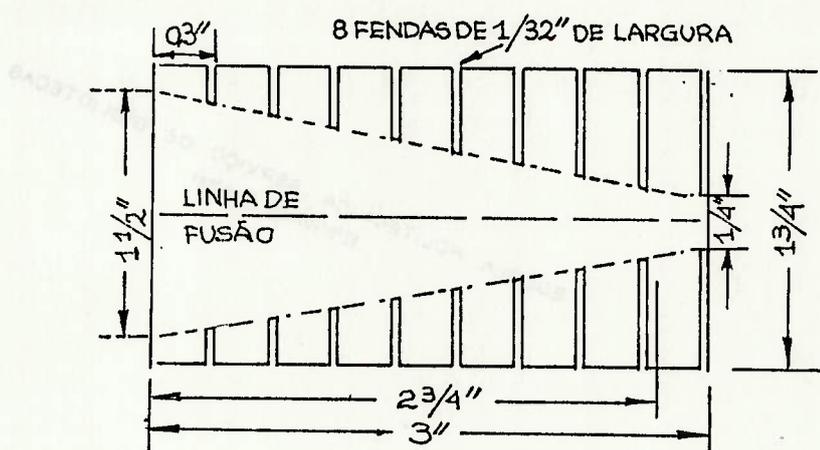


Fig. 1.18 - Esquema do corpo de prova do teste de Houldcroft original [24].

A finalidade do teste é medir o comprimento da trinca que era interrompida, devido ao contínuo alívio de tensões provocado pelas fendas, ao longo do comprimento do corpo de prova.

O teste pode ser realizado com ou sem material de adição e o processo de soldagem empregado é o TIG [24]. A espessura

do material pode ser variada e para se garantir que os testes tenham sempre as mesmas condições iniciais, o corpo de prova é posicionado sobre uma placa de grafite, que por sua vez está sobre um bloco de cobre refrigerado constantemente por água. A cada teste efetuado o bloco de grafite é substituído por outro à mesma temperatura inicial do bloco de grafite retirado [24].

No corpo de prova deve ser desenhada uma linha central para orientar o operador onde deverá ser executada a solda, sendo que este deve garantir que haja penetração total do cordão ou linha de fusão sobre o corpo de prova que não recebe nenhuma preparação de chanfro, ou seja, não se trata de uma amostra bipartida.

Originalmente, o teste de Houldcroft foi desenvolvido para ligas de alumínio mas sabe-se que outros autores já fizeram experiências com outros materiais como é o caso do aço ligado HY-80 [19].

O teste de Houldcroft é utilizado para avaliar a tendência a trincas de solidificação em chapas finas, quando soldadas pelo processo TIG. É utilizado por causa de sua simplicidade em projeto e uso, sua economia em tempo e material e porque, ao contrário dos outros testes, ele dá diretamente uma medida quantitativa da sensibilidade à trinca de solidificação [25]. O teste mede a relativa facilidade com que a trinca de solidificação pode ser interrompida, em diferentes materiais, pela redução das deformações térmicas [24,25].

Na concepção do teste original, as condições para início da trinca deveriam ser consistentes, e como não havia certeza se as mesmas condições de início de trinca eram encontradas nas amostras obtidas por HOULDCROFT, alguns pesquisadores acharam por bem aumentar as dimensões do corpo de prova, de forma a afastar o arco da zona de teste, obtendo-se assim um menor efeito das condições de início de trinca sobre o teste, pois a distribuição térmica alcançaria uma condição estável quando a porção com as fendas fosse atingida [23]. A figura 1.19 mostra o corpo de prova utilizado por BORLAND [23], mas existem atualmente outras geometrias em uso.

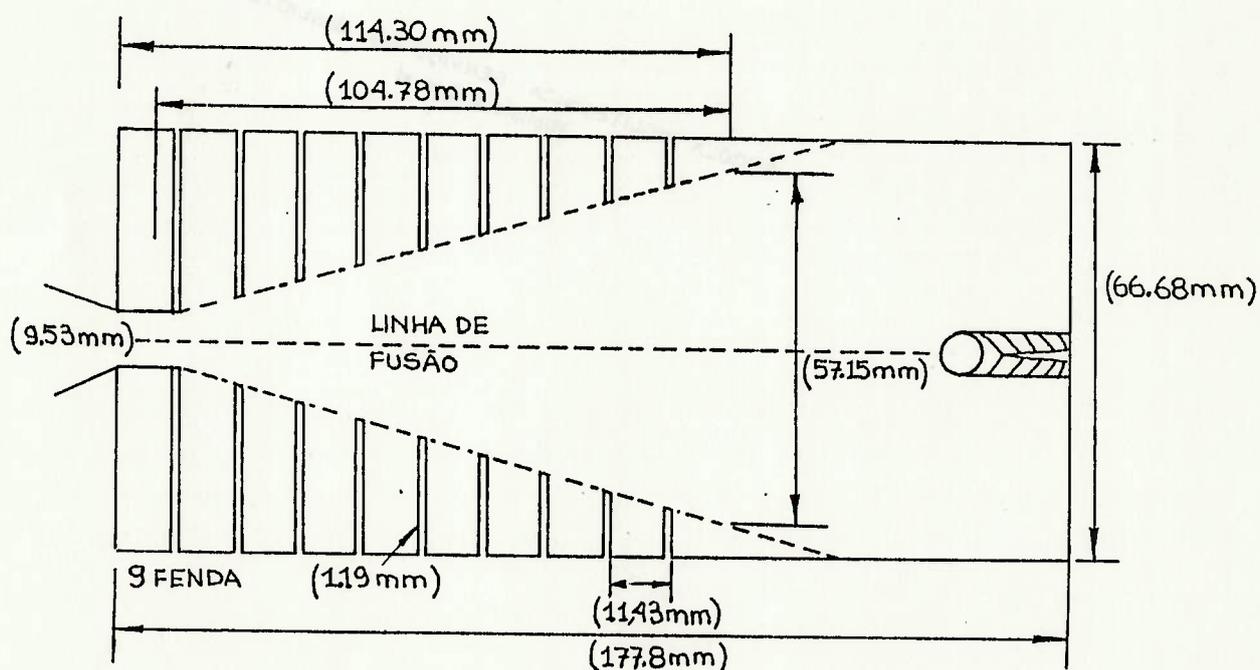


Fig. 1.19 - Modificação do corpo de prova do teste de Houldcroft por Borland-Rogerson [23].

Os resultados obtidos comprovaram de fato que a influência da condição de início de trinca realmente diminuiu, causando menores comprimentos de trincas nas amostras que as obtidas no teste original.

### 1.3.5 - MECANISMO DE PROPAGAÇÃO DA TRINCA NO TESTE DE HOULDCROFT.

Segundo constatações experimentais [23], a presença das fendas reduz consideravelmente a velocidade instantânea de propagação da trinca em certos momentos, como pode ser visto na figura 1.20.

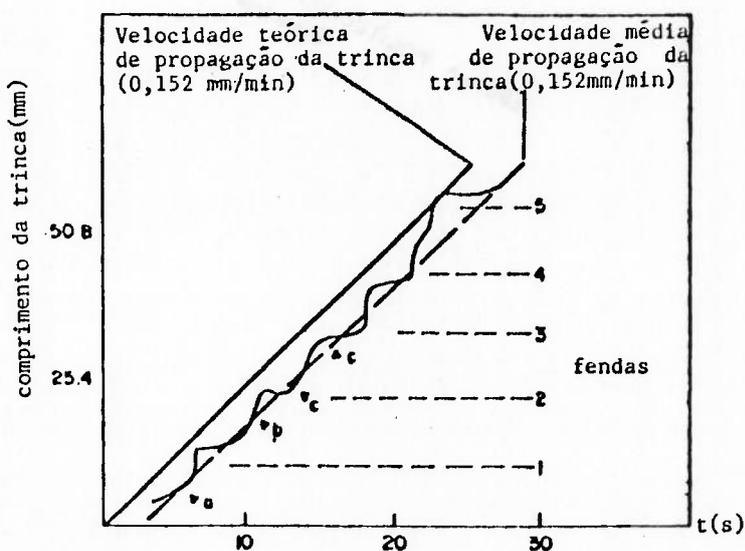


Fig. 1.20 - Propagação da trinca do teste de Houldcroft [23].

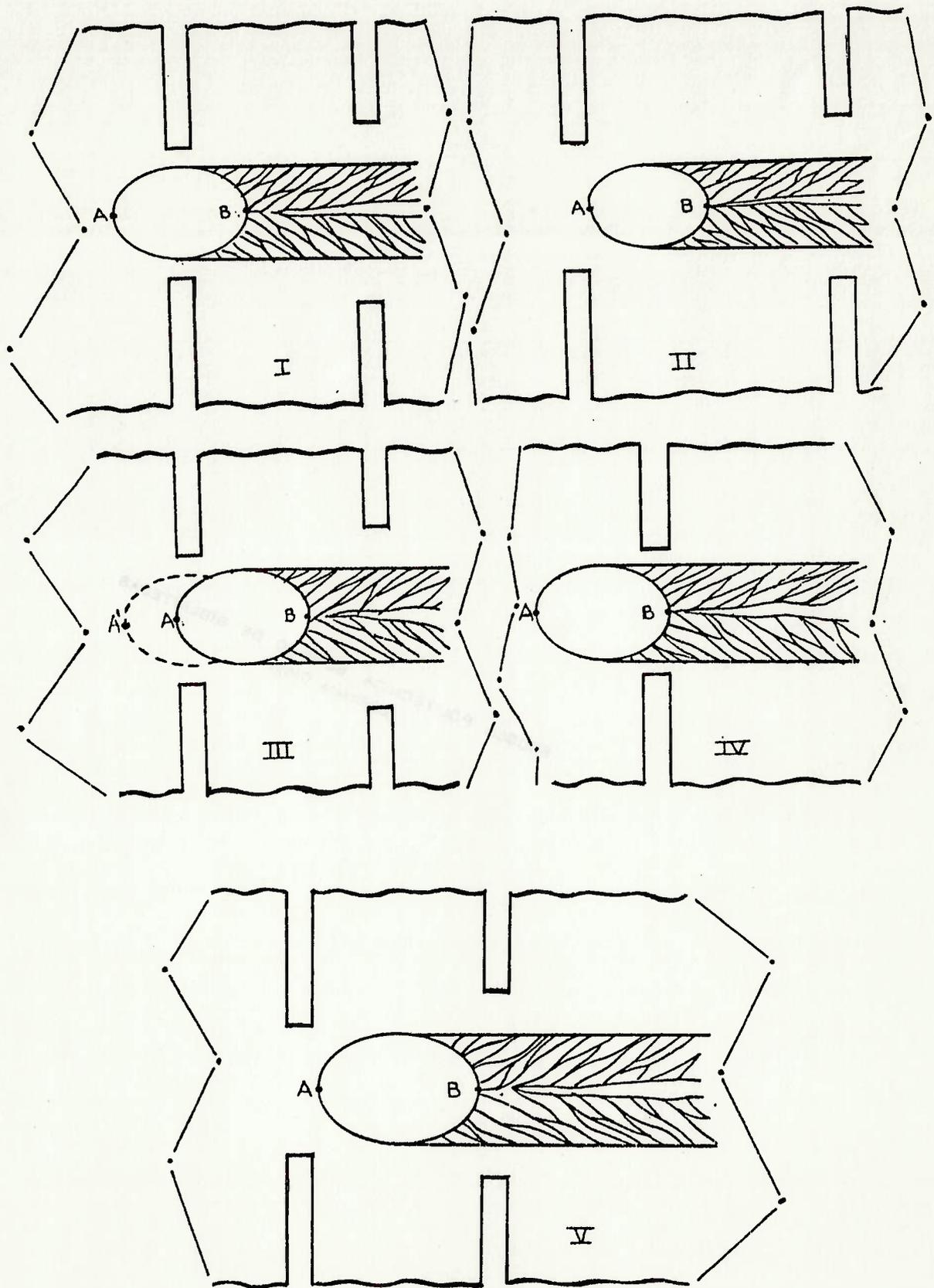


Fig. 1.21 - Esquema demonstrativo da propagação de trinca no teste de Houldcroft [23].

BORLAND [23] propôs um mecanismo de propagação de trinca para o teste de Houldcroft que consiste do seguinte:

O detalhe I da figura 1.21, mostra a situação quando a frente da poça de fusão (A) encontra-se aproximadamente no meio de duas fendas adjacentes. Nesta condição, a frente da poça "vê" a largura total do corpo de prova (como se não houvesse fendas) e é impedida de se expandir induzindo forças de tração à parte posterior da poça (B). De forma análoga, a parte posterior da poça de fusão também se encontra aproximadamente no meio de duas fendas adjacentes e é impedida de se contrair, sendo que a trinca propaga-se então como se não houvesse fendas (posição a da figura 1.20)

Quando a frente da poça (A) se aproxima de uma fenda, como mostra o detalhe II, ela "vê" agora a região entre fendas, que é mais estreita que a região anterior e, desta forma, a poça de fusão é mais livre para se expandir à frente e lateralmente promovendo maior força de tração à parte posterior (B). Nesta condição, se o líquido preenchendo a trinca não estiver sob a poça de fusão, mas numa posição próxima à sua parte posterior, ele poderá ser forçado a se aproximar de (B) por causa da expansão da frente fundida (A), o que provocará um aumento de velocidade de propagação da trinca (posição b da figura 1.20).

Quando a frente da poça (A) está entre as fendas, detalhe III, ocorre uma projeção de (A) para uma região mais à frente da fenda, e ela se acomoda no outro intervalo entre fendas. Esta projeção é similar a que acontece na

extremidade final de um corpo de prova sem fendas. A expansão que se verifica nesta situação não é transmitida sob forma de força de tração à parte posterior da poça (B), e, conseqüentemente, não auxilia a propagação da trinca. Isto provoca uma redução na velocidade de propagação da trinca, e que corresponde à posição c da figura 1.20.

Analogamente, quando (B) está entre as fendas (detalhe IV), ela é mais capaz de resistir às forças de expansão geradas pela frente (A), e as ligações sólido/sólido ocorrem por contração da região próxima de (B), tendo como resultado uma redução na velocidade de propagação da trinca, conforme mostra a mesma posição c da figura 1.20.

Por estas razões é provável que a trinca pare de se propagar quando ocorre uma expansão mínima na frente (A), e há uma mínima restrição imposta à parte posterior (B) da poça de fusão. Isto, segundo BORLAND [23], sugere que quando a frente (A) e a parte posterior (B) da poça de fusão estiverem próximos das fendas, e a poça de fusão tender a ter o mesmo comprimento do material entre fendas adjacentes, a trinca deverá parar de se propagar (veja detalhe V).

#### **1.3.6 - AVALIAÇÃO E ANÁLISE DO TESTE DE HOULDCROFT - MODELO DE ROGERSON**

A análise do teste de Houldcroft é efetuada assumindo-se que a susceptibilidade à trinca de solidificação pode ser

relacionada à magnitude da força necessária para fechar a trinca.

O estudo de ROGERSON [25] descreve uma investigação do teste de Houldcroft, incluindo uma análise teórica do teste, em termos de tensões desenvolvidas pela operação de soldagem [23,35].

ROGERSON assumiu algumas hipóteses com as quais pode se fazer uma análise matemática do teste, indicando como as deformações térmicas variam ao longo do corpo de prova [25,35-37] e conseqüentemente como o "grau de trincamento" é dependente dos parâmetros de soldagem tais como: velocidade de avanço, largura do cordão e corrente de soldagem.

As hipóteses por ele utilizadas foram respectivamente:

- o comprimento da trinca pode ser correlacionado à magnitude da força necessária para fechar a trinca e esta força pode ser uma medida da susceptibilidade à trinca do material.
- A condução de calor fora da zona de fusão pode ser considerada em regime permanente.
- A velocidade de soldagem é baixa, tal que o padrão de fluxo de calor é aquele devido a uma fonte quase-estacionária de calor numa chapa de dimensões infinitas.
- A estimativa da força necessária para fechar a trinca assume que o corpo de prova é em forma de uma cunha. Em outras palavras, o material da região onde se localizam as fendas tem um efeito desprezível no valor desta força.

Sendo assim, o autor elaborou um modelo para estimar o deslocamento  $\delta$ , que ocorre quando surge a trinca no final da poça de fusão (veja figura 1.22), considerando um elemento de viga em balanço com comprimento  $d$  (diâmetro da poça de fusão) e altura  $c$  (distância do bordo da poça de fusão ao bordo da cunha), considerando que a viga esteja sujeita a deflexões por cisalhamento e flexão [36].

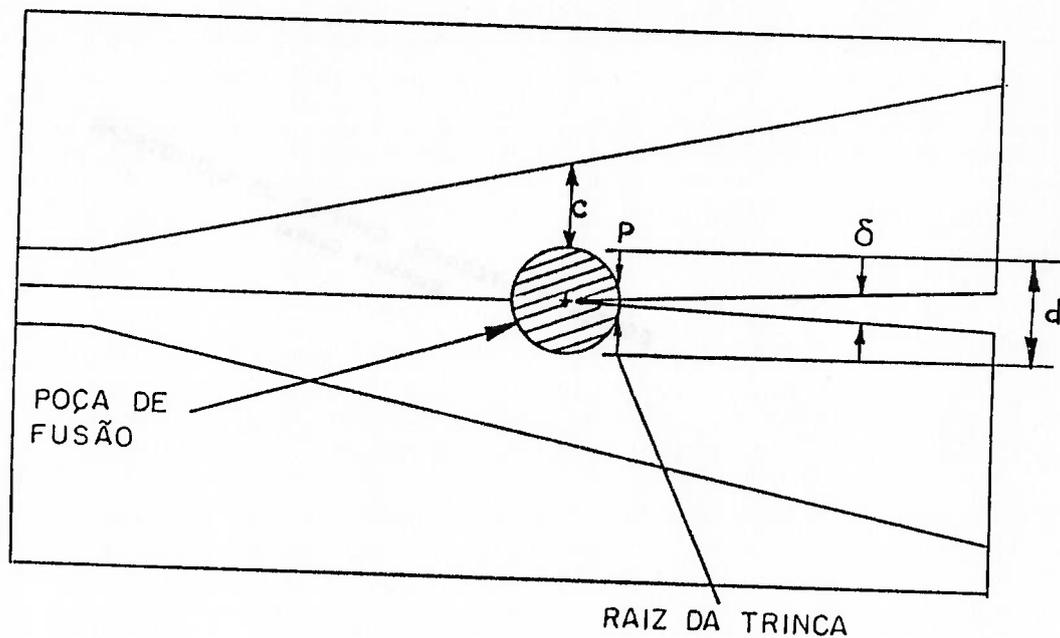


Fig. 1.22 - a) Corpo de prova de Houldcroft com 3,2 mm de espessura [25] e, b) Modelo de viga em balanço de pequenas dimensões [36].

Com estas considerações obteve-se a seguinte expressão para :

$$\frac{\delta}{2} = \frac{4Pd^3}{Ec^3} \left[ 1 + 0.98 \frac{(c)^2}{(d)^2} \right] \quad (2)$$

onde:  $\delta$  = deslocamento (abertura da trinca)  
 $P$  = força necessária para fechar a trinca  
 $E$  = módulo de Young  
 $c$  = distância da linha de fusão da poça à  
 extremidade do corpo de prova  
 $d$  = diâmetro da poça de fusão

Por outro lado, pode-se calcular as tensões térmicas responsáveis pela abertura da trinca [35,37,38], assumindo-se que: (1) a trinca é contínua desde a poça de fusão até o início do corpo de prova; (2) as tensões térmicas são pequenas e (3) as deformações térmicas são compatíveis. A expressão obtida para a abertura da trinca pela integração das deformações térmicas, assume a forma:

$$\epsilon_r = \frac{\delta \mu}{\delta r} = \alpha T \quad (3)$$

$$\epsilon_\theta = \frac{\mu}{r} + \frac{1}{r} \frac{\delta v}{\delta \theta} = \alpha T$$

onde :  $\epsilon_r, \epsilon_\theta$  = deformação  
 $r, \theta$  = coordenadas polares  
 $\delta_\mu, \delta_v$  = deslocamentos

$\alpha$  = coeficiente de expansão térmica linear

T = temperatura

Desprezando perdas de calor por convecção e irradiação na superfície, obteve-se a expressão da distribuição térmica:

$$T = T_m + \frac{q}{2\pi k} \ln \frac{d}{2r} \quad (4)$$

onde :  $T_m$  = temperatura de fusão do material

$q$  = calor introduzido por unidade de comprimento

$k$  = condutibilidade térmica

$d$  = diametro da poça de fusão

$r$  = distancia do eletrodo ao ponto considerado

Utilizando-se da equação de WELLS [39] para estimar o cálculo do calor introduzido na poça de fusão:

$$q = 8kT_m [ 0.2 + \lambda ] \quad (5)$$

com :  $\lambda = \frac{vd}{4\chi}$

onde:  $v$  = velocidade de soldagem

$d$  = diâmetro da poça de fusão

$\chi$  = difusividade térmica

Obtem-se a expressão do deslocamento devido às deformações térmicas.

$$\delta = \frac{\alpha q r}{k} \quad (6)$$

É possível, finalmente, obter-se a expressão que relaciona a força necessária para fechar a trinca através das variáveis do problema, na forma:

$$\frac{P}{E \alpha T_m d} = \frac{0.5 (c/d)^3 [ 0.2 + \lambda ]}{[ 1 + 0.98 (c/d)^2 ]} \quad (7)$$

O primeiro termo da equação (7) foi chamado "fator de susceptibilidade a trinca" (CSF - Crack Susceptibility Factor). Quando o valor de CSF for suficiente para fechar a trinca, este dá uma medida da susceptibilidade à trinca de solidificação. O CSF é função das condições térmicas, da geometria do corpo de provas e das propriedades térmicas do material, tais como ponto de fusão, condutibilidade, coeficiente de expansão linear e difusividade. Para um determinado material a trinca irá parar quando este puder desenvolver uma força suficiente para fechá-la, portanto o valor de CSF no final da poça de fusão dará a medida da susceptibilidade à trinca. Como é evidente em (7), alterações das condições de soldagem, alterarão o valor da força crítica necessária para parar a trinca.

Da análise da equação (7) pode-se fazer uma série de considerações [26]:

- Os comprimentos de trinca obtidos no teste de Houldcroft não são proporcionais à susceptibilidade à trinca em toda a extensão de comprimento de trinca;

- Aumentando-se  $\lambda$ , enquanto se mantém a largura do cordão constante, pode fazer com que a trinca se torne mais longa. Isto ocorrerá se a velocidade de soldagem for aumentada, simultaneamente com a taxa de calor introduzida.

- Um acréscimo na corrente de soldagem, mantendo-se a velocidade de soldagem constante, aumenta o calor introduzido, e portanto  $\lambda$  é a largura do cordão. Mas como a razão  $c/d$  decresce mais rapidamente que o aumento de  $\lambda$ , o comprimento de trinca deve diminuir. Uma diminuição da corrente, para se obter um cordão mais estreito poderá acarretar um acréscimo do comprimento da trinca.

- Através de um raciocínio similar, um acréscimo na velocidade de soldagem mantendo a corrente constante irá proporcionar um cordão mais estreito e o comprimento de trinca deverá aumentar. Assim, com a diminuição da velocidade de soldagem com a corrente mantida constante, deverá diminuir o comprimento da trinca.

Através dos valores de CSF foram comparados os comprimentos das trincas obtidas nos experimentos realizados por ROGERSON [25] e as conclusões obtidas foram as seguintes:

- O teste de Houldcroft deve ser executado de maneira que a distribuição de temperaturas torne-se uniforme antes da primeira fenda ser atingida;
- A análise teórica do teste de Houldcroft prediz como o comprimento de trinca varia com as alterações das condições de soldagem;
- O CSF pode ser usado para comparar a sensibilidade à trinca de diferentes ligas;
- O comprimento de trinca não é proporcional à susceptibilidade à trinca em toda a faixa de comprimentos de trincas.

Uma vez ciente das considerações acima, uma análise cuidadosa dos resultados experimentais obtidos neste trabalho será necessária para não incorrer em interpretações duvidosas ou falseadas dos resultados.

#### 1.4 - TRINCA DE SOLIDIFICAÇÃO DE LIGAS DE ALUMÍNIO

Para que ocorra trinca de solidificação em um dado material, como já discutido no paragrafo 1.3, necessita-se que haja tensões térmicas apreciáveis na presença de um filme líquido ao redor dos grãos solidificados na poça de fusão. Se houver tal filme na ZAT, ocorrerão trincas de liquação e as ligas de alumínio possuem tais características estando sujeitas a este fenômeno.

A susceptibilidade à ocorrência de trincas de solidificação de tais ligas é grandemente afetada pela composição química do metal base e, se houver, também do metal de adição. KOU

[3] demonstra a influência de alguns elementos de liga na susceptibilidade à trinca de solidificação a saber:

Para quantidades de Cu menores que 1% a quantidade de eutético líquido nos últimos estágios de solidificação é muito pequena para formar o filme líquido contínuo entre grãos. Apesar da larga faixa de resfriamento, associada com baixos teores de Cu, a fração sólida é bastante grande quando a temperatura está pouco abaixo da temperatura líquidos. Conseqüentemente, os grãos estão unidos suficientemente, de forma a suportar as tensões impostas e assim evitar a ocorrência de trincas. Já para teores de Cu pouco maiores, aproximadamente 3%, a quantidade de líquido eutético é suficientemente grande para formar o filme entre grãos e a susceptibilidade à trinca aumenta consideravelmente. Para quantidades maiores de Cu, a faixa de resfriamento da liga tende a diminuir e a quantidade de líquido eutético aumenta suficientemente de forma a permitir que as trincas incipientes que por ventura ocorram, sejam caldeadas, diminuindo desta forma, a susceptibilidade a trincas à medida em que a quantidade de Cu continua aumentando.

A adição de Mg em quantidades pequenas apresenta uma maior tendência a ocorrência de trincas em ligas Al-Cu, uma vez que diminui ainda mais a temperatura solidus. Para ligas do tipo Al-Mg-Si que apresentam quantidades de  $Mg_2Si$  entre 1%-2%, a ocorrência de trincas é bastante pronunciada. Segundo o texto de KOU, quantidades de Mg menores que 2%, aumentam consideravelmente a susceptibilidade à trinca. A forma de

se diminuir esta tendência nestas ligas seria a adição de elementos como Si ou Mg em excesso, de modo a controlar melhor o processo de solidificação.

Outra maneira de diminuir a susceptibilidade a trincas de solidificação, seria refinar o grão da estrutura formada e isto poderia ser feito pela introdução de elementos inoculantes na poça de fusão, tais como Zr e Ti devido à ocorrência de nucleação heterogênea, que permite a formação de núcleos que sobrevivam às altas temperaturas impostas sob a poça de fusão pelo arco elétrico, que produzirá o refino de grão e o aumento da resistência da liga à ocorrência das trincas.

O refino da poça de fusão também pode ser conseguido pela aplicação de oscilação magnética do arco elétrico [19-21], pulsação do arco [14,18] ou a utilização de grandes quantidades de calor associados a altas velocidades de soldagem [3,11,40].

O modo de solidificação também influencia a susceptibilidade à ocorrência de trincas de solidificação. Segundo KOU [3], ligas de alumínio que apresentem estrutura com grãos mais grosseiros são mais susceptíveis à ocorrência de trincas, ao passo que estruturas equiaxiais apresentam maior facilidade para se deformar, acomodando melhor as deformações de contração e por isto são menos susceptíveis à ocorrência destas. O preenchimento das trincas ou a caldeação pelo filme líquido também seria mais fácil para ligas que apresentassem grãos mais finos. Tais estruturas variam de acordo com os parâmetros de soldagem

empregados e a geometria da poça de fusão contribuirá para a formação de uma ou outra estrutura.

Para velocidades de soldagem relativamente baixas em relação a uma dada energia de soldagem introduzida, a poça de fusão terá formato elíptico, propiciando a formação de uma estrutura de grãos colunares que segundo KOU é mais susceptível a trincas. Já para velocidades mais altas para a mesma energia introduzida, haveria a formação de grãos mais finos no centro do cordão podendo ocorrer a formação de grãos equiaxiais e a susceptibilidade à ocorrência a trincas diminuiria. Por outro lado, se não houver a formação de grãos mais finos no centro do cordão para tal formato de poça de fusão, poderá ocorrer uma formação de grãos colunares que apresentará uma susceptibilidade à ocorrência de trincas maior que a apresentada na poça de fusão de formato elíptico, devido à ocorrência de pequenos ângulos de encontro entre grãos no centro do cordão [10,23,41].

## 2 - OBJETIVOS DO TRABALHO

Este trabalho tem por objetivo principal o estudo da ocorrência de trincas de solidificação através do teste de Houldcroft em ligas de alumínio soldadas pelo processo TIG, sem metal de adição, e utilizando inicialmente a corrente contínua com polaridade direta e em seguida, a corrente pulsada com altas frequências de pulsação. Será utilizado argônio como gás de proteção da poça de fusão.

Para tanto, pretende-se efetuar um estudo do comportamento do teste de Houldcroft quando se alteram os parâmetros de soldagem como a velocidade ( $v$ ), corrente ( $I$ ), frequência de pulsação de arco ( $f$ ) e energia introduzida por unidade de comprimento de solda ( $H$ ). Após a realização dos testes, deseja-se medir os comprimentos de trinca obtidos, compará-los com os da literatura selecionada e apontar as possíveis limitações e dificuldades no emprego do teste.

A liga de alumínio do tipo 6351 foi selecionada por apresentar uma grande susceptibilidade à ocorrência de trincas de solidificação e em virtude de ser ela uma das ligas mais disponíveis no mercado, em forma de chapas e muito utilizadas em diferentes tipos de estruturas onde não se exija grande resistência à corrosão em água salgada.

Nos capítulos que se seguem serão apresentadas a técnica experimental utilizada, os resultados obtidos bem como as conclusões que se puderam tirar deste trabalho.

### 3 - METODOLOGIA DOS ENSAIOS E EQUIPAMENTOS UTILIZADOS

Neste capítulo, serão descritos de maneira sucinta, os procedimentos seguidos na execução dos ensaios de Houldcroft, incluindo a seleção e a preparação dos corpos de prova, os equipamentos empregados, a escolha dos parâmetros operacionais, o instrumental utilizado e os métodos de análise dos resultados experimentais.

#### 3.1 - GEOMETRIA DO CORPO DE PROVA

O corpo de prova para o teste de Houldcroft consiste de uma chapa de dimensões definidas com fendas usinadas, de forma a proporcionar o alívio de tensões térmicas adequado, para que a trinca pare de se propagar à medida que a soldagem avança na linha de centro do corpo de prova. Como já discutido no item 1.3.4, existem atualmente várias geometrias propostas para este teste. A geometria selecionada para se conduzir este trabalho foi a utilizada por KOU [19-21], com o objetivo de evitar a ocorrência de possíveis distorções excessivas, prejudicando assim a análise dos resultados obtidos, pois a falta de experiência prévia no teste de Houldcroft e o não conhecimento do comportamento do corpo de prova durante o ensaio não permitiam uma seleção mais adequada da geometria do corpo de prova.

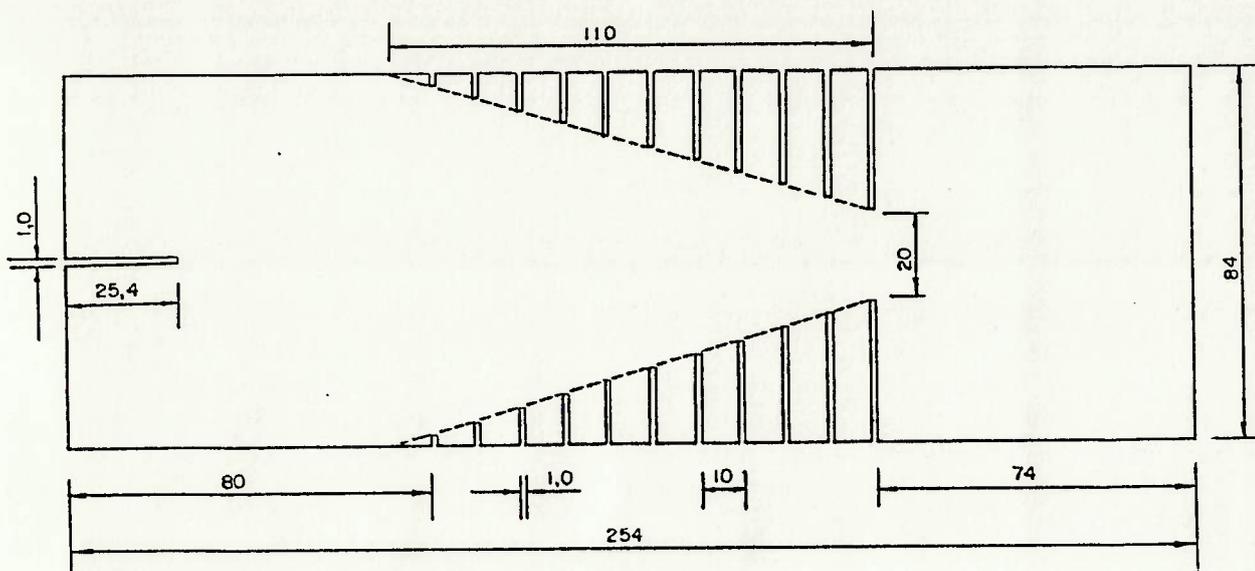
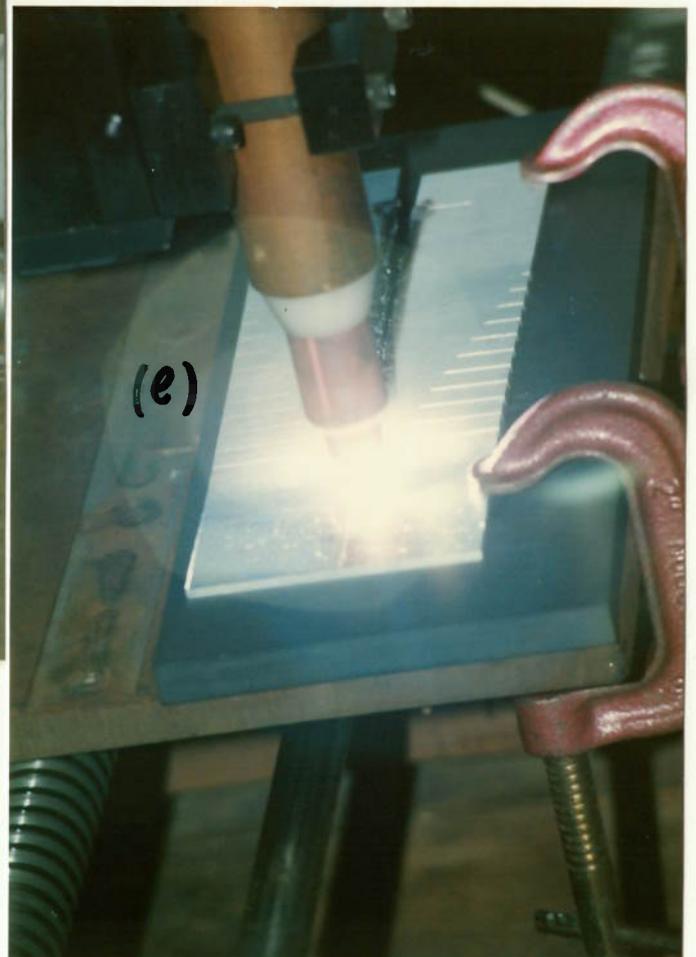
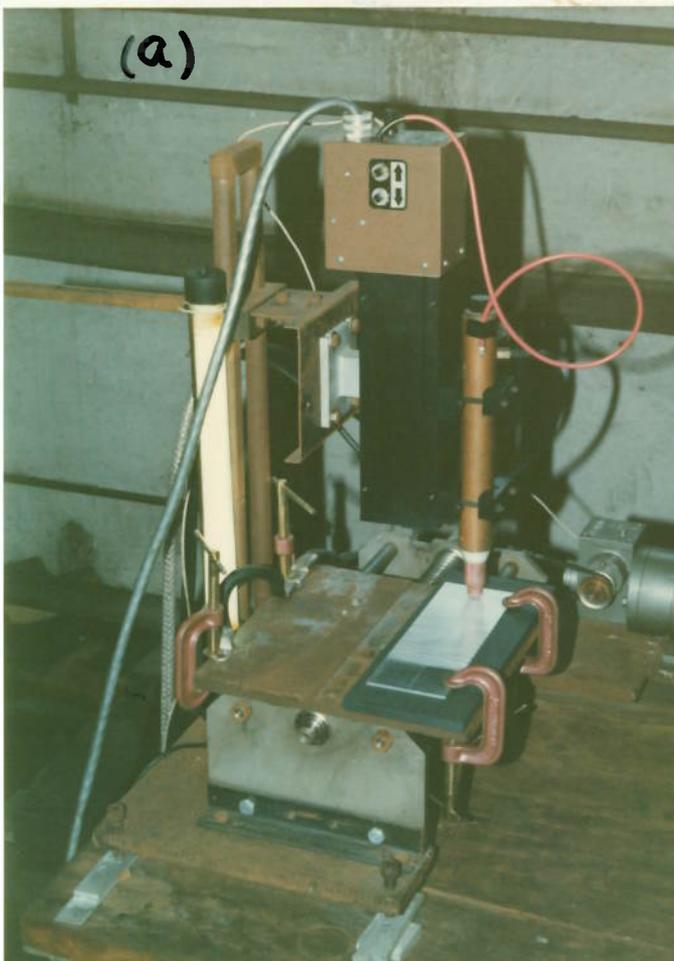


Fig. 3.1 - Representação do corpo de prova de Houldcroft segundo KOU [19-21].

Conforme pode ser visto na figura 3.1, o corpo de prova utilizado consiste de uma chapa onde foram usinadas fendas de dimensões específicas e que estão representadas pelas linhas transversais. Na parte mais à direita da figura, observa-se uma fenda na posição longitudinal cuja finalidade é a de provocar a trinca no início do corpo de prova e é também o ponto onde se inicia a fusão da chapa. A partir desta fenda longitudinal inicia-se uma região sem nenhuma fenda transversal, e que é utilizada para permitir que as condições térmicas do teste atinjam o estado quase-estacionário, antes que a poça de fusão adentre a região entre as fendas. A porção de material mais à esquerda da figura 3.1 serve como região de fuga da poça de fusão, para evitar que se termine a soldagem ainda na região entre as fendas.

Os corpos de prova foram usinados por meio de eletroerosão utilizando-se uma tensão de aproximadamente 100 V e uma corrente de pulsação de 8 à 10 amperes, com eletrodo de cobre, de forma a manter uma tolerância dimensional de aproximadamente 0.1 mm (um décimo de milímetro).

A figura 3.2 mostra em detalhe como foram posicionados os corpos de prova e a montagem dos equipamentos utilizados durante os ensaios.



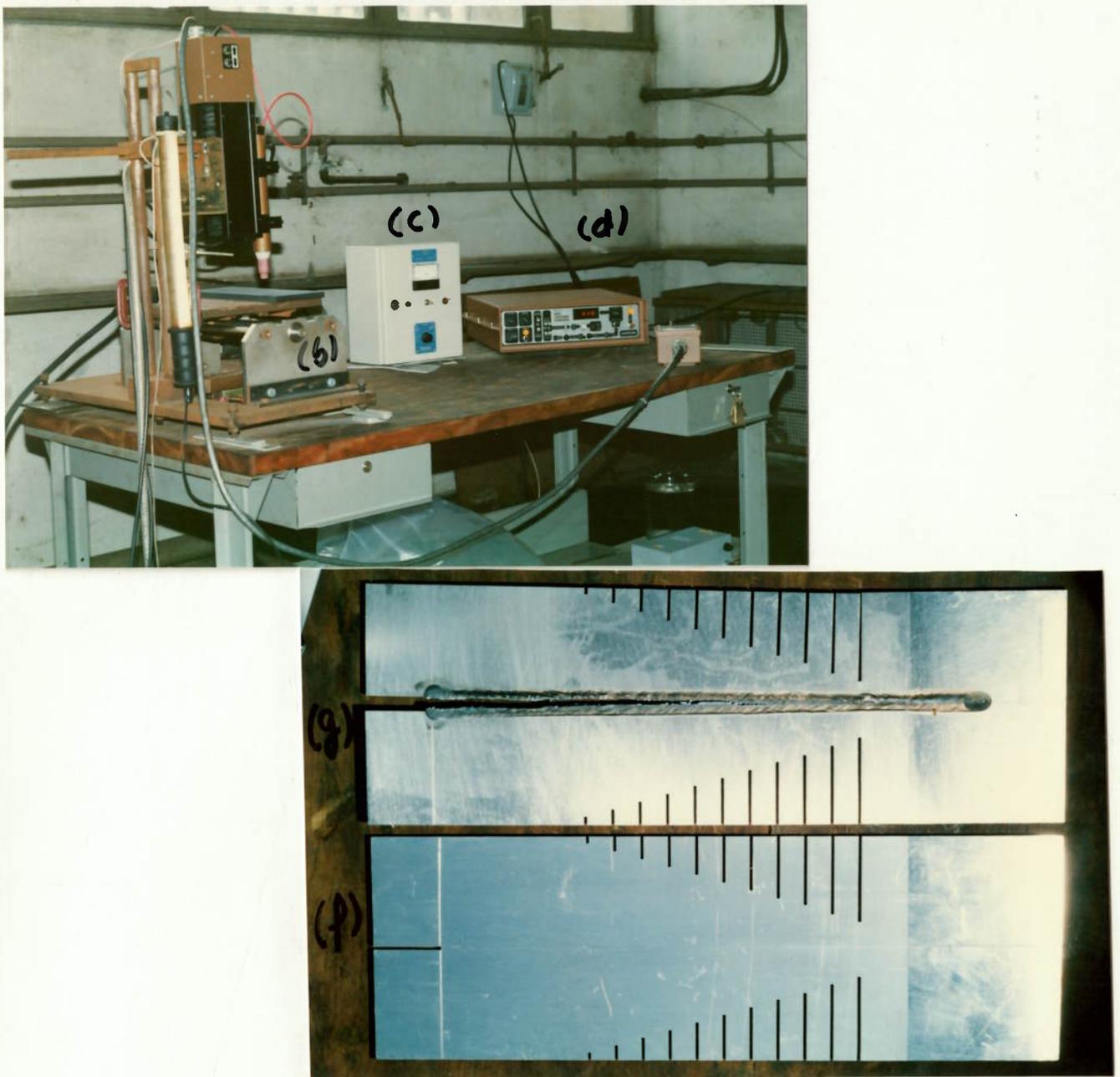


Fig. 3.2 - a) Equipamento para manter a tensão de arco constante (AVC); b) Carro de soldagem; c) Controlador de velocidade do carro de soldagem; d) Controlador do AVC; e) vista do corpo de prova posicionado sendo soldado; f) corpo de prova antes da soldagem e; g) corpo de prova após a soldagem.

### 3.2 - SOLDAGEM DOS CORPOS DE PROVA

#### 3.2.1 - ESCOLHA DOS PARÂMETROS OPERACIONAIS

Antes da soldagem dos corpos de prova foi efetuada uma análise dos parâmetros de soldagem, que levasse à escolha das faixas operacionais adequadas ao estudo desejado. Pretendia-se, por outro lado, manter constante o maior número possível de variáveis de soldagem listadas abaixo:

- a) velocidade de soldagem ( $v$ );
- b) corrente média ( $I$ ) - é a corrente utilizada para as condições sem pulsação de arco ou calculada a partir da média ponderada entre as correntes de pico e de base, em relação aos seus respectivos tempos de permanência, para correntes pulsadas;
- c) corrente de pico ( $I_p$ ) - máxima corrente da onda gerada por um controlador de corrente pulsada;
- d) corrente de base ( $I_B$ ) - menor corrente da onda gerada por um controlador de corrente pulsada;
- e) tensão de arco ( $V$ ) - diferença de potencial existente entre a extremidade do eletrodo de tungstênio e o corpo de prova;
- f) fração de tempo de pico ( $\theta_p$ ) - razão entre o tempo de permanência na corrente de pico ( $t_p$ ) e o tempo necessário para que um ciclo seja completado ( $t_p + t_B$ );
- g) frequência de pulsação ( $f$ ) - é o inverso do tempo de ciclo de pulsação de arco;

h) energia de soldagem por unidade de comprimento de solda (H) - já definida no item 1.1.1, sempre que se alterasse o valor da corrente contínua ou corrente média.

Esta tentativa teria a finalidade de se conseguir uma faixa de velocidades de soldagem ampla o suficiente, para obter-se uma mudança microestrutural na poça de fusão, que fosse qualitativamente perceptível em microscópio ótico, utilizando baixos níveis de aumento.

Passou-se então à pesquisa de parâmetros de soldagem que permitissem manter os graus de liberdade dos experimentos os mais restritos possíveis, através de ensaios prévios em chapas com dimensões aproximadamente iguais às utilizadas nos corpos de prova.

Constatou-se, porém, que não seria possível manter constante um número tão grande de parâmetros de soldagem, devido à sua inexequibilidade com os equipamentos empregados. Desta forma, passou-se então à escolha dos parâmetros de soldagem que permitissem operar dentro de uma faixa de velocidades aceitável, mantendo-se as mesmas frequências de pulsação e correntes de soldagem (ou energia de soldagem por unidade de comprimento de solda) durante os ensaios. Os parâmetros de soldagem selecionados são os apresentados na figura 3.3.

Inicialmente, manteve-se constante uma corrente de soldagem, sem pulsação de arco, para três valores de velocidade. As soldagens realizadas com correntes pulsadas, de valor médio igual ao das correntes sem pulsação, foram executadas para iguais valores de frequências de pulsação,

frações de tempo de pico, tempos de pico e de base, para cada valor de velocidade selecionada, conforme apresentado na tabela 3.1.

### Corrente de Soldagem x Velocidades min e max de soldagem

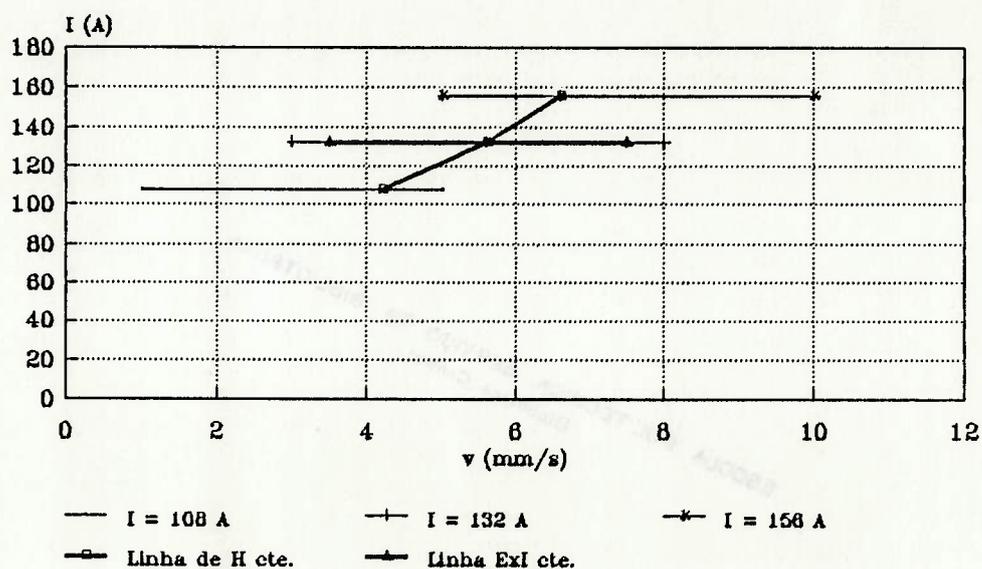


Fig. 3.3 - Faixa de correntes e velocidades de soldagem obtidas para o estudo pretendido.

Por outro lado, ao variar-se a corrente de soldagem, foram mantidos constantes as frequências de pulsação, a fração de corrente de pico e a mesma corrente de base dos testes preliminares, mantendo-se H constante.

Tabela 3.1 - Parametros de soldagem selecionados

Serie	E (V)	I (A)	v (mm/s)	I <sub>p</sub> (A)	t <sub>p</sub> (s)	I <sub>b</sub> (A)	t <sub>b</sub>	θ <sub>p</sub>	p (mm)	f (Hz)		
I	11	132	3.5	-	-	-	-	1.0	-	-		
				200	0.012	30	0.008	0.6	0.07	50		
				176	0.007	30	0.003	0.7	0.03	100		
				158	0.004	30	0.001	0.8	0.0175	200		
			5.6	-	-	-	-	-	-	1.0	-	-
				200	0.012	30	0.008	0.6	0.112	50		
				176	0.007	30	0.003	0.7	0.056	100		
				158	0.004	30	0.001	0.8	0.028	200		
			7.5	-	-	-	-	-	-	1.0	-	-
				200	0.012	30	0.008	0.6	0.15	50		
				176	0.007	30	0.003	0.7	0.075	100		
				158	0.004	30	0.001	0.8	0.0375	200		
II	10	108	4.2	-	-	-	-	1.0	-	-		
				150	0.012	30	0.008	0.6	0.084	50		
				142	0.007	30	0.003	0.7	0.042	100		
				128	0.004	30	0.001	0.8	0.021	200		
III	11	156	6.6	-	-	-	-	1.0	-	-		
				240	0.012	30	0.008	0.6	0.132	50		
				210	0.007	30	0.003	0.7	0.066	100		
				188	0.004	30	0.001	0.8	0.033	200		

U - tensao de soldagem, I<sub>p</sub> - corrente de pico, I<sub>b</sub> - corrente de base, I - corrente de soldagem continua ou media, t<sub>p</sub> - tempo de pico, t<sub>b</sub> - tempo de base, v - velocidade de soldagem, θ<sub>p</sub> - fracao de tempo de pico, p - distancia entre "spots" da poca de fusao, f - frequencia de pulsacao.

### 3.2.2 - PREPARAÇÃO E EXECUÇÃO DA SOLDAGEM

Antes da soldagem dos corpos de prova, eles eram mergulhados, individualmente, em uma solução decapante composta de 10 ml de HF, 300 ml de HNO<sub>3</sub> e 690 ml de H<sub>2</sub>O, à temperatura ambiente (20<sup>0</sup>C), por aproximadamente 5 (cinco) minutos. Em seguida, eram lavados em água, secados e submetidos à uma escova manual de aço inoxidável, após o que eram limpos com acetona de qualidade PA. Os corpos de prova eram então posicionados sobre uma placa de grafite e fixados nesta placa através de grampos.

Foram efetuadas soldagens em 61 corpos de prova, em três séries distintas, com o processo TIG, sem a utilização de metal de adição, e com um equipamento para manter a tensão de arco constante (AVC - Automatic Voltage Control). A vazão de gás utilizada durante os ensaios foi de aproximadamente 15 l/min. para todos os corpos de prova.

A primeira série foi realizada com correntes, velocidades e frequências de pulsação conforme apresentadas na tabela 3.1. As segunda e terceira séries foram realizadas com os parâmetros constantes da tabela 3.1, tendo a mesma energia de soldagem dos testes realizados com a velocidade de 5.6 mm/s da primeira série de testes.

A soldagem foi realizada de forma a tentar-se obter, desde o início, a penetração total no corpo de prova e mantê-la constante durante todo o processo. Um arco era estabelecido na linha centro do corpo de prova à aproximadamente 2 mm da fenda longitudinal (figura 3.1), e era extinguido

aproximadamente a 25 mm após a última fenda ter sido ultrapassada. O tempo de partida do carro de soldagem foi controlado por um cronômetro digital que era disparado manualmente no instante que o arco era estabelecido (e este intervalo de tempo mudava à medida em que os parâmetros de soldagem também variavam).

Após a execução das soldagens, era medido o comprimento de trinca com uma régua milimetrada com o auxílio de uma lupa de uso metalográfico, sendo que a referência para o início da trinca era o final da fenda longitudinal onde a trinca se iniciava. A velocidade de soldagem era conferida de acordo com o comprimento do cordão obtido e o tempo de soldagem cronometrado, descontados os instantes iniciais para se soltar o carro de soldagem. Verificou-se também a posição relativa do final da trinca em relação às fendas e mediu-se a largura dos cordões de solda.

A tabela 3.2 mostra a lista dos equipamentos utilizados durante a soldagem dos corpos de prova.

A seguir serão apresentados os resultados experimentais obtidos, conjuntamente com as discussões pertinentes.

Tabela 3.2 - Especificações dos equipamentos utilizados nos ensaios experimentais

No.	ITEM	ESPECIFICACOES GERAIS
1	Cronometro	Dynamic, digital, precisao = 0.01s
2	Medidor de vazao	White Martins, tipo bibimetro, vazao de ate 35 l/min, precisao 1.0 l/min
3	Eletrodo de Tungstenio	UTP, toriado, $\varnothing$ 2.4mm, especificacao (EWth-2)(WT-20)
4	Cilindro de Argonio	White Martins, 10m <sup>3</sup> de carga, especificacao do gas ONU1006
5	Escala	Kawasa, ate 300mm, precisao 0.5mm
6	Paquimetro	Mitutoyo, ate 150mmx6", precisao 0.1mm
7	Grampos	Somar, 2"
8	Termometro	Apolo, ate 250°C
9	Esquadro	Stanley, ate 250mm
10	Riscador	Sem especificacao
11	Escovas de aço inox	Asberg, tipo manual, ref. 1.777
12	Escudos, lentes e oculos de seguranca	Protin, filtros ISO4850, no. 12 e 14
13	Ferramentas - uso geral	Belzer
14	AUC	Cyclomatic, modelo AUC-3
15	Maquina de solda TIG	Hobart, tipo Hobart Variable Polarity, UP-300S Plasma welding system, equipado com Hobart 800 Programmer
16	Carro de solda	Fabricado pela EPUSP, tipo mesa de deslocamento, motor DIACT DN 29 D1 e controlador de rpm DIACT DN 29
17	Placas de grafite	Carbografite, dimensoes 300x150x5mm
18	Nivel	Starret, no. 132
19	Tocha TIG	White Martins, tipo caneta, sem especificacao
20	Guilhotina	Newton, tipo TMS
21	Fresadora CNC	Troublematic, tipo UF11, precisao de 0.01mm
22	Eletro-erosao	Engespark, modelo EDM 400, com programador MM 40
23	Furadeira	S.A. Yadoya, tipo bancada, modelo FY-B25, serie 1186
24	Politriz	Buehlet, ate 360rpm
25	Lupa	PGM Rudolfk-Fernsehen-S25 C/G, aumento de ate 100 vezes
26	Microscopio optico	Carl Zeiss, tipo Ultraphot II, aumento de ate 3200 vezes

#### 4 - APRESENTAÇÃO E DISCUSSÃO DOS RESULTADOS EXPERIMENTAIS

De acordo com o apresentado no item 3.2, foram realizadas as três séries de soldagem, cujos resultados são resumidos na tabela 4.1. Os ensaios realizados mantendo-se constante a energia de soldagem por unidade de comprimento (H) são respectivamente as séries II e III, conjuntamente aos ensaios realizados para a série I, com velocidade de soldagem de 5.6 mm/s.

Neste capítulo, a apresentação dos resultados obtidos será efetuada, obedecendo a seguinte sequência:- (a) caracterização das chapas; (b) verificação das condições de regime quase-estacionário de condução de calor durante as experiências; (c) verificação do local onde a trinca se extinguiu; (d) determinação das dimensões da poça de fusão; (e) cálculo da eficiência térmica do processo através do método da largura da poça de fusão; (f) determinação dos comprimentos de trincas e análise microestrutural dos ensaios realizados e (g) verificação dos resultados através do modelo de ROGERSON [25]. As discussões referentes a cada tópico serão conduzidas dentro de cada um deles de forma a facilitar a leitura e a análise dos resultados que constam deste trabalho.

Tabela 4.1 - Resumo dos resultados experimentais

Serie	E (V)	I (A)	v (mm/s)	I <sub>p</sub> (A)	t <sub>p</sub> (s)	I <sub>b</sub> (A)	t <sub>b</sub>	θ <sub>p</sub>	P (mm)	f (Hz)	L (mm)
I	11	132	3.5	-	-	-	-	1.0	-	-	114.0
				200	0.012	30	0.008	0.6	0.07	50	129.3
				176	0.007	30	0.003	0.7	0.03	100	132.6
				158	0.004	30	0.001	0.8	0.0175	200	111.8
			5.6	-	-	-	-	1.0	-	-	115.4
				200	0.012	30	0.008	0.6	0.112	50	124.0
				176	0.007	30	0.003	0.7	0.056	100	129.2
				158	0.004	30	0.001	0.8	0.028	200	137.5
			7.5	-	-	-	-	1.0	-	-	137.9
				200	0.012	30	0.008	0.6	0.15	50	140.5
				176	0.007	30	0.003	0.7	0.075	100	125.2
				158	0.004	30	0.001	0.8	0.0375	200	120.0
II	10	108	4.2	-	-	-	-	1.0	-	-	84.0
				150	0.012	30	0.008	0.6	0.084	50	118.7
				142	0.007	30	0.003	0.7	0.042	100	121.7
				128	0.004	30	0.001	0.8	0.021	200	131.9
III	11	156	6.6	-	-	-	-	1.0	-	-	138.0
				240	0.012	30	0.008	0.6	0.132	50	137.6
				210	0.007	30	0.003	0.7	0.066	100	126.6
				188	0.004	30	0.001	0.8	0.033	200	128.2

U - tensão de soldagem, I<sub>p</sub> - corrente de pico, I<sub>b</sub> - corrente de base, I - corrente de soldagem contínua ou média, t<sub>p</sub> - tempo de pico, t<sub>b</sub> - tempo de base, v - velocidade de soldagem, θ<sub>p</sub> - fração de tempo de pico, P - distância entre "spots" da poça de fusão, f - frequência de pulsacao, L - comprimento de trinca

#### 4.1 - CARACTERIZAÇÃO DAS CHAPAS

As ligas de Al-Mg-Si do tipo 6351 são ligas endurecidas por precipitação, sendo que os valores nominais dos principais

elementos químicos que as constituem são os seguintes:- 1.0% de Si, 0.6% de Mg, e 0.6% de Mn. Os demais elementos que formam a liga devem ser ou o próprio alumínio ou outros elementos, que servirão como inoculantes ou ainda constituem impurezas devido ao processo de fabricação empregado para obtê-la.

A composição química média das chapas utilizadas estão apresentadas na tabela 4.2.

**Tabela 4.2 - Composicao quimica das chapas de Al-Mg-Si do tipo 6351**

Elemento	Inicio	Meio	Fim	Media
Cu	0.018	0.020	0.019	0.019
Fe	0.28	0.30	0.29	0.29
Mg	0.53	0.57	0.56	0.55
Mn	0.46	0.47	0.47	0.47
Si	0.93	1.02	0.99	0.98
Ti	0.020	0.019	0.018	0.019
Zn	0.009	0.009	0.009	0.009
B	0.002	0.002	0.001	0.001
Cr	0.011	0.011	0.011	0.011
Bi	0.000	0.000	0.000	0.000
Pb	0.001	0.001	0.001	0.001
V	0.005	0.004	0.005	0.005
Ni	0.002	0.002	0.002	0.002
Ga	0.008	0.008	0.008	0.008
Sn	0.000	0.000	0.000	0.000

#### 4.2 - VERIFICAÇÃO DAS CONDIÇÕES DE REGIME QUASE-ESTACIONÁRIO.

A transferência de calor em regime quase-estacionário é caracterizada pela manutenção do modo de distribuição de temperaturas, no decorrer do tempo, para um observador situado na fonte de calor e que se desloca juntamente com a fonte.

Este regime pode ser matematicamente caracterizado nos casos de fontes móveis, animadas com baixas velocidades, como na soldagem manual ou mesmo em casos de operação automatizada, a velocidades reduzidas.

Especificamente para o corpo de prova utilizado neste trabalho, a condução de calor pode ser considerada bidimensional com uma fonte linear.

Para as condições de soldagem utilizadas, foram calculadas as distâncias percorridas pela poça de fusão até que fosse estabelecido o regime quase-estacionário e os resultados estão apresentados na tabela 4.3.

Das estimativas obtidas, verificou-se que o corpo de prova não possui, na região anterior ao início das fendas, uma distância suficiente para o estabelecimento do regime quase-estacionário. Este fato poderia influir negativamente na análise dos resultados dos ensaios, já que as soldas realizadas atingiram a região das fendas sem que teoricamente fosse estabelecida a condição acima descrita.

**Tabela 4.3 - Distancias percorridas pela poca de fusao ate atingir o regime quase-estacionario**

$v$ (MM/S)	$t_R$ (S)	$t_C$ (S)	$S_R$ (MM)
3.5	95.7	91.7	321.1
4.2	66.5	62.5	262.4
5.6	37.4	32.4	181.4
6.6	26.9	22.9	151.3
7.5	20.8	14.8	111.1

$v$  - velocidade de soldagem,  $t_R$  - tempo para atingir o regime quase estacionario,  $S_R$  - distancia percorrida pela poca de fusao ate atingir o estado quase-estacionario,  $t_C$  -  $t_R$  decrescido do tempo de permanencia do arco na posicao inicial

Por outro lado, os testes tipo Houldcroft realizados por outros autores também não levaram em consideração o estabelecimento do regime quase estacionário, uma vez que os resultados obtidos são comparativos.

Entre outras palavras, desde que os ensaios sejam realizados em condições semelhantes, os seus resultados podem ser comparados uns aos outros e extrair daí as conclusões pertinentes. Esta postura será seguida na condução do presente trabalho.

#### 4.3 - VERIFICAÇÃO DO LOCAL DE EXTINÇÃO DA TRINCA

Após a realização das soldas, foi examinada a região onde a trinca havia se extinguido em cada corpo de prova, com o auxílio de uma lupa metalográfica, com aumento de aproximadamente 6 (seis) vezes. Os pontos de término da

trinca foram classificados do seguinte modo: (a) trinca entre fendas; (b) trinca no meio das fendas; (c) trinca antes das fendas e (d) trinca após as fendas. A trinca entre fendas caracteriza-se por se extinguir exatamente na região entre as fendas e a trinca no meio das fendas é aquela que termina no espaço entre duas fendas adjacentes e está afastada para trás ou para frente da fenda mais próxima de no mínimo 2 mm (dois milímetros). As trincas após a fenda ou antes da fenda são caracterizadas por aquelas que estão distanciadas de no máximo 2 mm (dois milímetros) da fenda mais próxima. Os resultados desta análise estão resumidamente apresentados na figura 4.1.

Da observação destes, verifica-se que em apenas 18.9% dos corpos de prova soldados a trinca se extingue entre as fendas e que 48.3% extingue-se no meio das fendas usinadas. Isto sugere que o modelo para a extinção da trinca proposto por BORLAND [23], apresenta uma explicação insuficiente para o fenômeno nos corpos de prova de HOULDCROFT. Mesmo considerando os percentuais obtidos para trincas antes e após as fendas, como parte integrante das trincas que se extinguem entre fendas, a soma destes valores não apresenta um valor satisfatório de modo a confirmar o modelo proposto.

O modelo de BORLAND , como já apresentado em detalhe no item 1.3.5, baseia-se na ocorrência de alívio das tensões térmicas na poça de fusão, proporcionada pela presença das fendas no corpo de prova. Segundo ele, o contínuo alívio de tensões permitiria que a poça de fusão se expandisse ou

contrair-se à medida que esta fosse avançando na região onde se localizam as fendas.

### POSICAO RELATIVA DAS TRINCAS EM RELACAO AS FENDAS DO CORPO DE PROVA

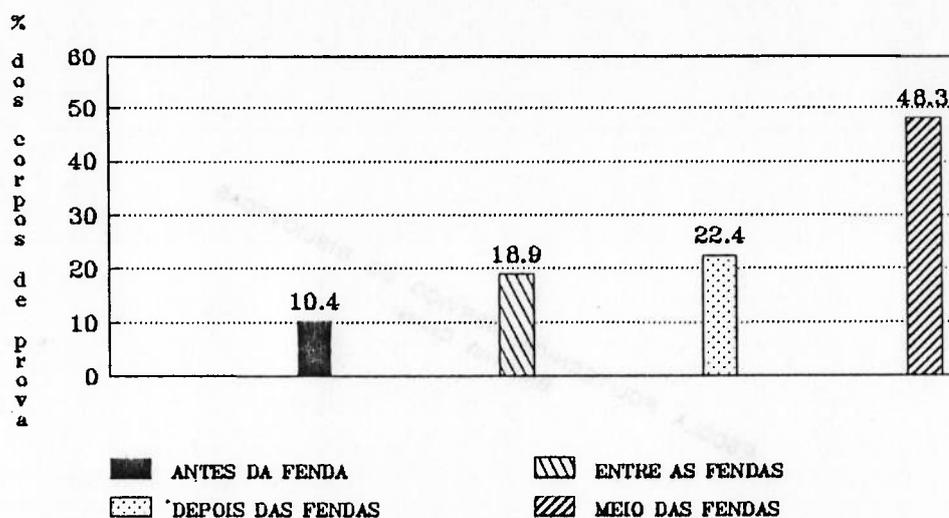


Fig. 4.1 - Posição relativa do final das trincas em relação às fendas do corpo de prova.

A explicação para a extinção da trinca estava fundamentada na expansão da poça de fusão, que deveria, num dado momento, possuir um comprimento aproximadamente igual à distância entre fendas adjacentes. Neste instante, a frente e a parte posterior da poça de fusão estariam muito próximas da estreita região entre fendas opostas. Nesta condição, as tensões impostas pela expansão da frente da

poça de fusão seriam muito pequenas, e, ao mesmo tempo, ter-se-ia melhores condições de ocorrer a expansão da parte posterior da poça, permitindo que ligações sólido/sólido fossem estabelecidas, conduzindo à extinção da trinca de solidificação.

Constatou-se, porém, que as suposições de BORLAND não explicam boa parte dos resultados obtidos neste trabalho, levando a crer que o seu modelo não permite explicar o fenômeno de extinção da trinca, de maneira cabal. Observou-se, também, que para as diferentes condições utilizadas, a largura do cordão permaneceu praticamente constante durante a soldagem dos corpos de prova mas o comprimento da poça de fusão variou de aproximadamente 50% a 110% da distância entre fendas adjacentes, confirmando, assim, as suspeitas levantadas neste item à respeito da possível inexatidão do modelo em questão.

#### 4.4 - DETERMINAÇÃO DAS DIMENSÕES DA POÇA DE FUSÃO

Foi realizada a medição das dimensões da poça de fusão e os valores obtidos constam resumidamente da tabela 4.4. Deve-se salientar que a dimensão "x" representa o comprimento enquanto "y" representa a largura da poça de fusão, sendo que, "x'" e "y'" representam os valores médios destas dimensões.

Nota-se que para a série I com velocidade de soldagem de 3.5 mm/s as dimensões médias da poça de fusão foram as maiores obtidas e, para a série II com velocidade de 4.2

mm/s as dimensões médias obtidas foram as menores, mostrando a influência dos parâmetros de soldagem, que devem estar relacionados com a energia de soldagem por unidade de comprimento (H), a corrente e a velocidade de soldagem empregadas.

Tabela 4.4 - Dimensões da poça de fusão

Serie	v (mm/s)	f (Hz)	x (mm)	y (mm)	x' (mm)	y' (mm)
I	3.5	0	7.0	6.5	8.4	7.6
		50	8.0	7.0		
		100	9.8	7.8		
		200	8.8	9.0		
	5.6	0	7.3	6.0	8.3	6.6
		50	8.3	6.8		
		100	8.0	6.8		
		200	9.8	7.0		
	7.5	0	6.3	5.0	7.1	5.9
		50	7.5	5.8		
		100	7.3	6.8		
		200	7.3	6.0		
II	4.2	0	6.0	5.0	5.7	5.2
		50	6.0	5.5		
		100	5.5	5.5		
		200	5.5	5.0		
III	6.6	0	7.8	6.8	8.3	6.9
		50	7.5	6.8		
		100	8.5	6.8		
		200	9.3	7.3		

v - velocidade de soldagem, f - frequência de pulsação, x - comprimento da poça de fusão, y - largura da poça de fusão, x' - comprimento médio da poça de fusão, y' - largura média da poça de fusão.

Uma análise das dimensões obtidas para cada par de velocidade de soldagem e frequência de pulsação mostra

claramente a influência dos parâmetros de soldagem utilizados, já que as dimensões obtidas diferiram entre si à medida que se alterava as frequências de pulsação para uma mesma velocidade.

As diferenças observadas nas dimensões da poça de fusão para uma mesma condição de soldagem, onde se variaram as frequências de pulsação, provavelmente se devem ao fato de que as condições de transferência de calor se alteravam devido à presença das correntes pulsadas, e que as correntes médias impostas, relacionadas às suas respectivas frequências de pulsação, contribuíram grandemente para a obtenção das alterações observadas.

#### **4.5 - CÁLCULO DA EFICIÊNCIA TÉRMICA DO PROCESSO DE SOLDAGEM ATRAVÉS DO MÉTODO DA LARGURA DA POÇA DE FUSÃO.**

A eficiência térmica do processo de soldagem é um parâmetro que mede a quantidade de calor efetivamente introduzida na poça durante o processo de soldagem e foi calculada através do método da largura da poça de fusão.

O método da largura da poça de fusão utiliza a equação para o cálculo da distribuição de temperatura da chapa. Ao se utilizar a equação, igualando a temperatura máxima à temperatura "líquidus" da liga, consegue-se determinar o formato da poça de fusão, admitindo-se que a eficiência térmica de soldagem seja de 100%. Da comparação do valor obtido através da equação com o valor medido

experimentalmente consegue-se determinar a eficiência do processo de soldagem [42,43].

A equação para calcular a distribuição de temperatura para o caso bi-dimensional de transferência de calor é dada por [37,38]:

$$T - T_i = \frac{Q}{6.283 h t} e^{(v/2.k)} \times K_0(v.r/2.k) \quad (4.1).$$

Calcular a largura da poça de fusão (y) na superfície da chapa implica tomar  $x = 0$  e  $z = 0$  além de  $T = 933$  K (temperatura de fusão da liga do tipo AA - 6351) e  $T_i = 293$  K (temperatura ambiente).

Utilizando-se os parâmetros de soldagem da tabela 4.1, os valores médios da largura de poça de fusão da tabela 4.4 e, calculando-se o valor do argumento da função a partir dos dados da tabela para a função de Bessel, citada em [44], obteve-se os valores de  $K_0(v.r/2.k)$ , e por consequência, a dimensão "y" teórica, que permitiu o cálculo das eficiências térmicas médias, através da divisão do valor experimental pelo valor teórico obtido, para cada uma das condições de soldagens realizadas.

Observando a tabela 4.5, verifica-se que, com excessão dos corpos de prova obtidos na série II, os ensaios conduzidos neste trabalho apresentaram eficiências de soldagem de 36.9% a 65.2%, estando muito próximo dos valores encontrados na literatura consultada.

Tabela 4.5 - Eficiências termicas obtidas

Serie	$v$ (mm/s)	$y''$ (mm)	$y$ (mm)	$\eta$ (%)
I	3.5	20.26	7.6	36.96
	5.6	12.19	6.6	52.80
	7.5	8.97	5.9	65.12
II	4.2	5.68	5	74.29
III	6.6	13.80	6.9	49.43

$v$  - velocidade de soldagem,  $y''$  - largura teórica da poça de fusão,  $y$  - largura média da poça de fusão,  $\eta$  - rendimento do processo

Acredita-se que a inconsistência encontrada para a série II deveu-se a varios fatores. A equação utilizada para o cálculo da largura teórica da poça de fusão considera que a transferência de calor no corpo de prova durante a soldagem obedece a hipótese de regime quase estacionário, o que talvez não tenha se verificado conforme discutido no item 4.2. Considera ainda que, a fonte de calor seja puntual, o que, para processo TIG, não representa fielmente a realidade.

Verificou-se também que o cálculo do rendimento através da equação é bastante sensível à pequenas alterações de temperatura. Como elas não foram avaliadas com muita precisão, apesar dos cuidados que cercaram a operação, isto pode ter afetado o resultado obtido para a série II.

#### **4.6 - DETERMINAÇÃO DOS COMPRIMENTOS DE TRINCAS E MICROESTRUTURAS CORRESPONDENTES**

Neste item serão apresentados e discutidos os resultados em termos de comprimentos de trinca obtidos bem como a análise microestrutural dos ensaios realizados. Primeiramente, serão apresentados os gráficos elaborados a partir dos resultados experimentais obtidos e, em seguida, a análise das microestruturas correspondentes.

##### **4.6.1 - COMPRIMENTOS DE TRINCA OBTIDOS NOS ENSAIOS**

Os comprimentos de trincas de solidificação apresentados a seguir estão na mesma ordem em que os experimentos foram realizados. Foram elaborados gráficos de:- (a) comprimento de trinca x frequência de pulsação; (b) comprimento de trinca x fração de tempo de pico e (c) comprimento de trinca x velocidade de soldagem.

Os gráficos foram elaborados a partir dos dados apresentados na tabela 4.1 e separados em dois grupos principais. No primeiro grupo foram compilados somente os resultados da série I, enquanto no segundo grupo foram comparados os resultados das séries II e III com os resultados da série I, realizados à velocidade de 5.6 mm/s e que possui o mesmo valor de H das outras duas séries.

Observando a figura 4.2, verifica-se que, a tendência apresentada pelas curvas de velocidades 3.5 mm/s e 5.6 mm/s, quando se utiliza frequências de pulsação de 50 Hz e

100 Hz, é de aumentar os comprimentos de trinca em relação à condição de corrente não pulsada e, para frequências maiores que 100 Hz, observa-se que a trinca correspondente à velocidade de 3.5 mm/s tende a diminuir, aproximando-se da condição de corrente não pulsada, quando a frequência de pulsação for de 200 Hz.

### Comprimento de Trinca x Frequencia de Pulsacao

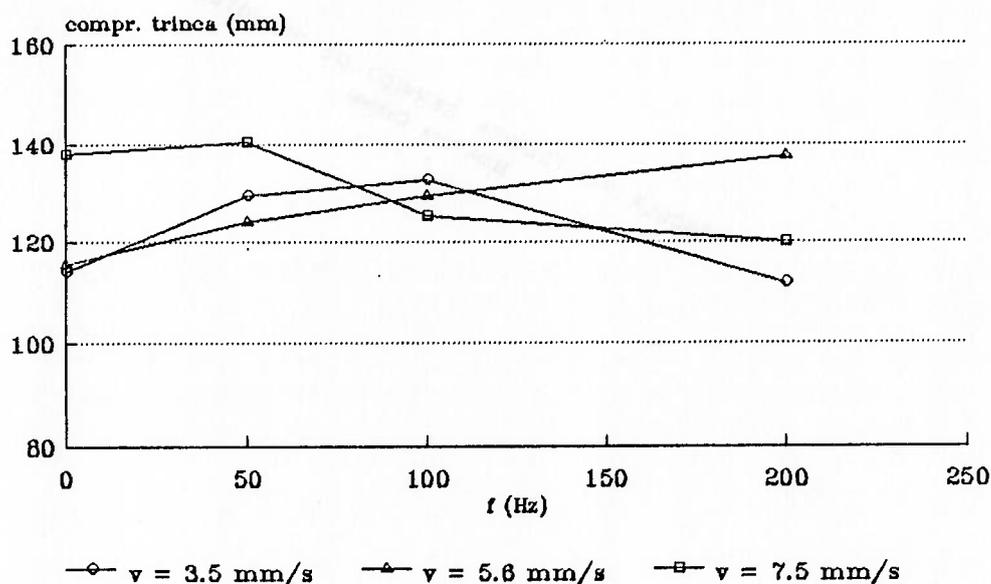


Fig. 4.2 - Gráfico representando o comprimento de trinca x frequência de pulsação (f), I = 132 A e E = 11 V (série I).

Para a velocidade de soldagem de 7.5 mm/s, inicialmente o comprimento de trinca tende a aumentar ligeiramente para frequências de pulsação de aproximadamente 50 Hz e, para

frequências maiores, o comprimento de trinca diminui sensivelmente.

Traçando agora a curva relacionando o comprimento de trinca à fração de tempo de pico obteve-se o gráfico da figura 4.3. Nota-se que para as velocidades de soldagem de 3.5 mm/s e 7.5 mm/s a concavidade das curvas obtidas indicam haver um valor mínimo de comprimento de trinca à medida que se diminui o parâmetro  $\theta_p$ .

### Comprimento de Trinca x Fração de Tempo de Pico

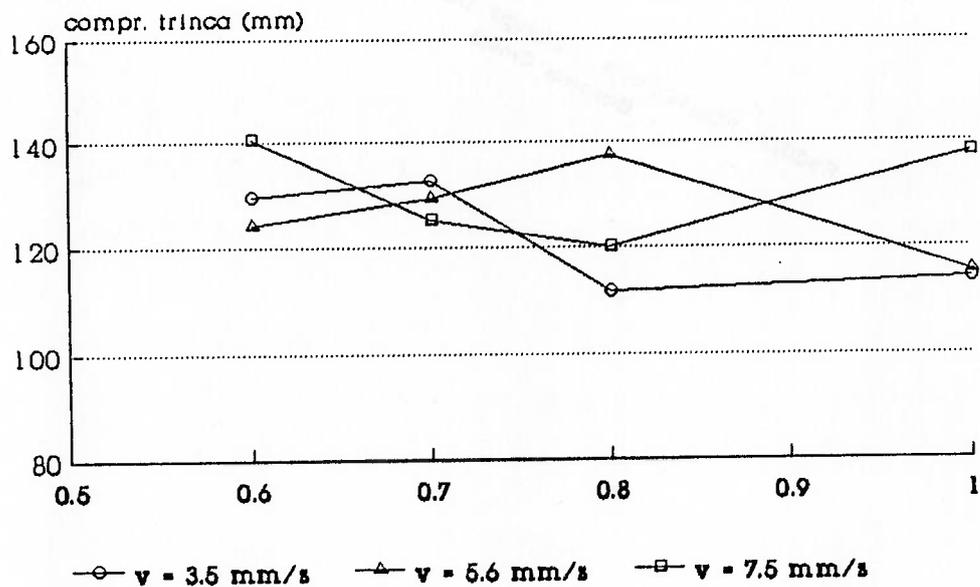


Fig. 4.3 - Gráfico representando o comprimento de trinca x fração de tempo de pico ( $\theta_p$ ),  $I = 132$  A,  $E = 11$  V (série I).

Provavelmente este valor de mínimo deve se localizar na faixa de  $\theta_p$  de 0.8 à 1.0, onde o valor unitário para a fração de tempo de pico representa fisicamente a utilização de correntes sem pulsação de arco.

Nesta figura, ainda pode-se observar que para a velocidade de 3.5 mm/s, com  $\theta_p = 0.7$ , há uma mudança de concavidade da curva indicando que para valores menores de  $\theta_p$ , poder-se-ia obter menores comprimentos de trinca.

Já para a velocidade de 5.6 mm/s, observou-se que a concavidade da curva obtida apresenta um ponto de máximo para  $\theta_p = 0.8$ , o que dá idéia de que para valores menores de  $\theta_p$  poder-se-ia também obter valores menores de trincas.

Passando-se agora à figura 4.4, onde foram comparados os resultados da série I, com  $v = 5.6$  mm/s, com os obtidos nas séries II e III, pode-se notar que as curvas pertencentes às séries I e II demonstram ter um comportamento análogo quanto à influência da frequência de pulsação, já que nos dois casos o comprimento de trinca cresce a medida que se aumenta a frequência.

Para a curva representativa da série III, o comportamento inicial é de diminuir o comprimento de trinca rapidamente até que a frequência de 100 Hz seja atinjida e depois mantem-se praticamente estável na faixa de 100 Hz à 200 Hz.

## Comprimento de Trinca x Frequencia de Pulsacao

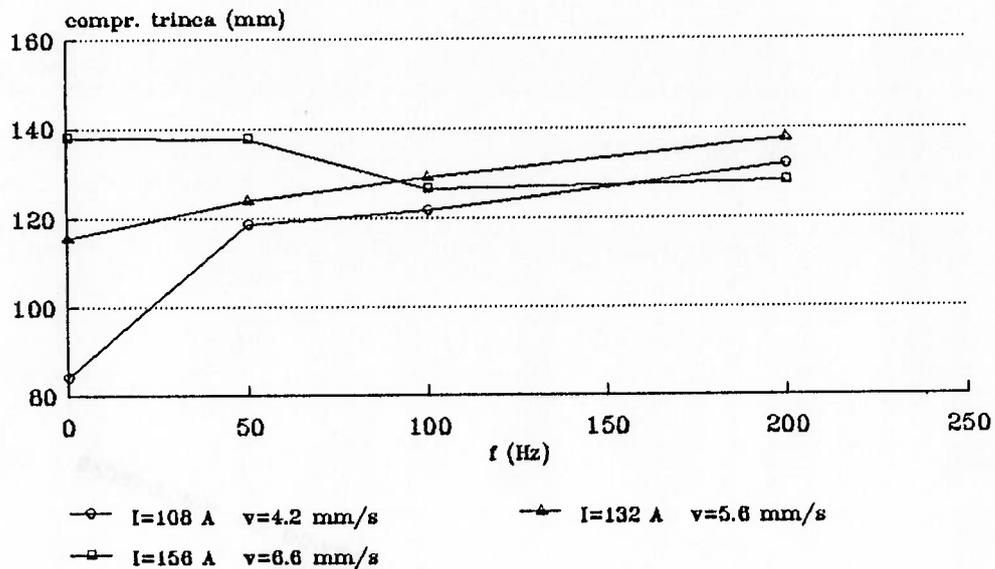


Fig. 4.4 - Gráfico representando o comprimento de trinca x frequência de pulsação (f), I = 108 A e E = 10 V (série II), I = 132 A e E = 11 V (série I), I = 156 A e E = 11 V (série III).

Quando se comparou estas três condições em função da fração de tempo de pico (figura 4.5), o comportamento observado foi muito semelhante ao apresentado pela figura 4.3.

Observa-se que a tendência de haver um ponto de máximo comprimento de trinca para  $\theta_p = 0.8$  para a série II confirma o resultado obtido anteriormente na série I com velocidade de 5.6 mm/s, demonstrando haver realmente a

tendência de obtenção de menores valores de comprimento de trinca à medida que  $\theta_p$  diminui.

### Comprimento de Trinca x Fracão de Tempo de Pico

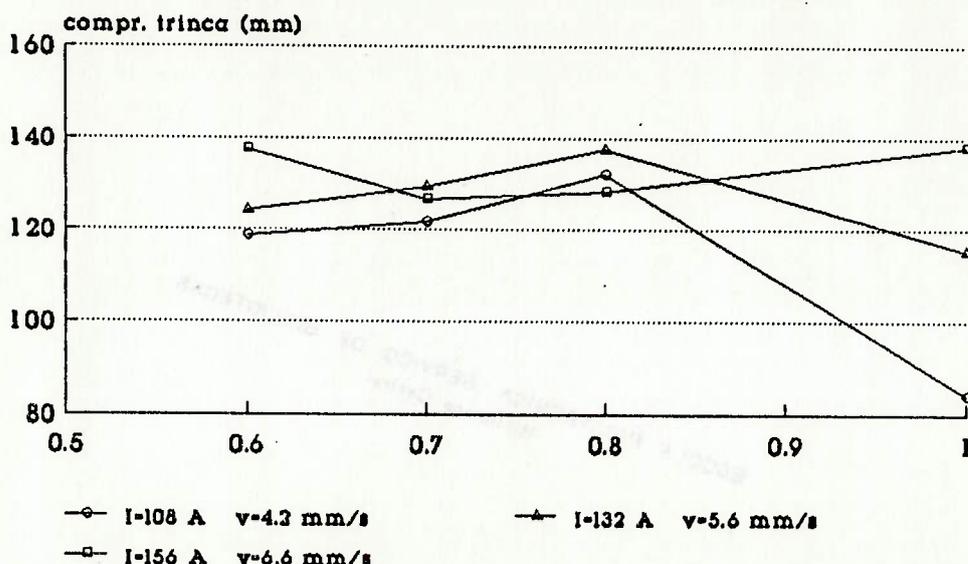


Fig. 4.5 - Gráfico representando o comprimento de trinca x fração de tempo de pico ( $\theta_p$ ), I = 108 A e E = 10 V (série II), I = 132 A e E = 11 V (série I), I = 156 A e E = 11 V (série III).

O comportamento da curva obtida na série III, conforme apresentado na figura 4.5, foi análogo aos encontrados na série I para a velocidade de 7.5 mm/s, em toda a faixa de  $\theta_p$  pesquisada, e para a velocidade de 3.5 mm/s no intervalo  $\theta_p$  de 0.7 à 1.0, demonstrando que a tendência de haver maiores comprimentos de trinca para menores valores de  $\theta_p$  é também admissível.

Observa-se que a tendência de haver um ponto de máximo comprimento de trinca para  $\theta_p = 0.8$  para a série II confirma o resultado obtido anteriormente na série I com velocidade de 5.6 mm/s, demonstrando haver realmente a tendência de obtenção de menores valores de comprimento de trinca à medida que  $\theta_p$  diminui.

### Comprimento de Trinca x Velocidade de soldagem

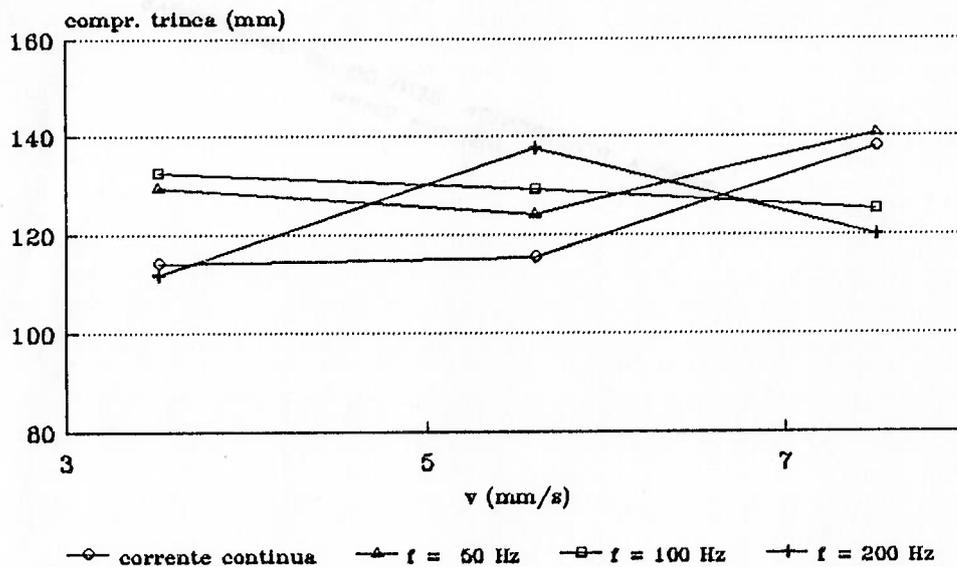


Fig. 4.6 - Gráfico representativo do comprimento de trinca x velocidade de soldagem (v), I = 132 A e E = 11 V (série I).

Da análise do comportamento da trinca em relação ao aumento da velocidade de soldagem, conforme apresentado na figura 4.6, verifica-se que, para a condição de corrente contínua sem pulsação de arco, o comportamento do comprimento de

trinca é inicialmente de manter-se em valores aproximadamente constantes na faixa de velocidades de 3.5 mm/s à 5.6 mm/s, não havendo variação superior à 1%. A tendência a partir de 5.6 mm/s, porém, é de apresentar um aumento acentuado do comprimento de trinca.

Com correntes pulsadas com frequência de 50 Hz, verifica-se que, inicialmente, o comprimento de trinca diminui à medida em que se aumenta a velocidade de soldagem, tendendo a aumentar sensivelmente a partir da velocidade de 5.6 mm/s. O comportamento da curva obtida para a frequência de pulsação de 100 Hz mostra que à medida em que a velocidade de soldagem é aumentada o comprimento de trinca diminui para toda a faixa de velocidades pesquisada.

Os resultados obtidos para a frequência de pulsação de 200 Hz mostram que, inicialmente, o comprimento de trinca aumenta à medida que se aumenta a velocidade de soldagem até que ela atinja 5.6 mm/s, e, a partir deste valor, este comprimento tende à diminuir, aproximando-se do valor obtido para a velocidade de 3.5 mm/s, quando  $v$  atinge 7.5 mm/s.

Pode-se verificar pela tabela 4.6, que os comprimentos de trincas obtidos neste trabalho diferem dos obtidos pelos autores consultados. Primeiramente, para os valores obtidos com correntes pulsadas, as comparações não puderam ser efetuadas pois não se tem notícias de trabalhos semelhantes que já tenham sido publicados. No tocante aos comprimentos de trincas, para correntes sem pulsação de arco, as diferenças provavelmente devem-se ao fato das ligas

estudadas não serem da mesma série que as ensaiadas neste trabalho.

Tabela 4.6 - Comparação entre os comprimentos de trinca obtidos e os resultados da literatura consultada

AUTOR	Comp. Trinca (mm)	Veloc. de Soldagem (mm/s)	Corrente (A)	Comp. Util do CP (mm)
Rogerson, Borland	50.0 65.0 74.9 71.1 88.1	1.3 2.5 4.6 5.1 9.4	95 120 145 160 200	168.3
Borland	65	2.5	130-135	168.3
Brandi (ensaios em tubo)	Trinca (pulsado)	11.7	113	-x-
Kou (soldagem com oscilação)	10-140 145-100	4.2 4.2	60 60-75	154.6
Houldcroft	48.8	3.0 - 3.8	60	76.2
Este trabalho	84-137.9	3.5-7.5	100-156	154.6

Deve-se salientar, ainda, que os corpos de prova utilizados neste trabalho possuem geometrias diferentes daqueles empregados por outros autores (ver, por exemplo, os comprimentos úteis dos corpos de prova na tabela 4.6). Pela tabela, somente KOU adotou um comprimento útil de 154.6mm, igual ao utilizado neste trabalho, embora a espessura da chapa por ele investigada tenha sido de 1.6mm.

Nota-se também que os comprimentos de trinca obtidos foram bem maiores que os apresentados por ROGERSON-BORLAND (tabela 4.6) em liga de Al-Mg-Si do tipo 6061, com composição nominal de 0.9% de Si, 1.0% Mg e 0.7% de Mn.

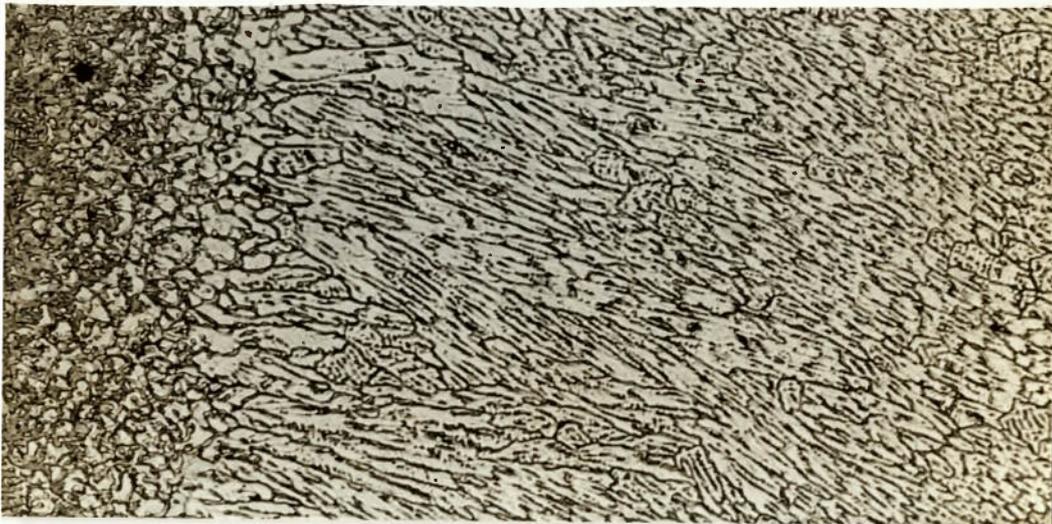
#### 4.6.2 - ANÁLISE MICROESTRUTURAL DOS ENSAIOS REALIZADOS

A análise microestrutural realizada procurou investigar os aspectos das estruturas de solidificação obtidas dando-se atenção primordial aos seguintes itens:- (a) tamanho de grão; (b) formação de dendritas equiaxiais no centro do cordão de solda; (c) geometria da poça de fusão na qual as estruturas obtidas ocorreram; (d) relação da microestrutura com o comportamento das trincas obtidas; (e) relação da microestrutura com a alteração da frequência de pulsação, velocidade e corrente de soldagem; (f) relação da microestrutura com a energia de soldagem por unidade de comprimento e (g) comparação de resultados com a literatura consultada.

As micrografias foram realizadas através de polimento mecânico com pasta de diamante de granulação de até 1 micron e, após o polimento, foram atacadas com uma solução composta de 10g de KOH em 90ml de H<sub>2</sub>O (solução A), para revelar os contornos de dendrita e foram novamente polidas e, atacadas com solução composta de 75ml de HCl, 25ml de HNO<sub>3</sub> e 5ml de HF (solução B) para revelar a tendência de crescimento dos grãos [10].

Serão apresentadas, a seguir, os resultados desta análise e a sua discussão, relacionando-os aos comprimentos de trincas obtidos e já apresentados no item 4.6.1.

Para a série I, com corrente contínua sem pulsação de arco, observou-se que para o intervalo de velocidades de 3.5 mm/s a 5.6 mm/s, as alterações de comprimento de trinca não foram significativas e as microestruturas obtidas foram muito semelhantes. As figuras 4.7 e 4.8 mostram estruturas de grãos pequenos e praticamente não há diferença microestrutural entre as duas condições. Isto coincide com o comportamento do comprimento de trinca apresentado por elas como já mostrado na figura 4.2.



(a)

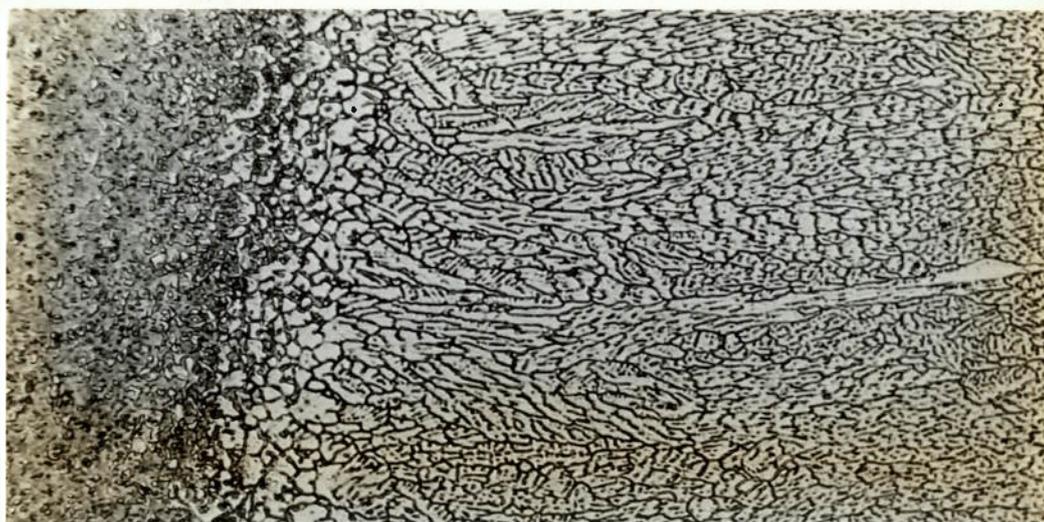


(b)

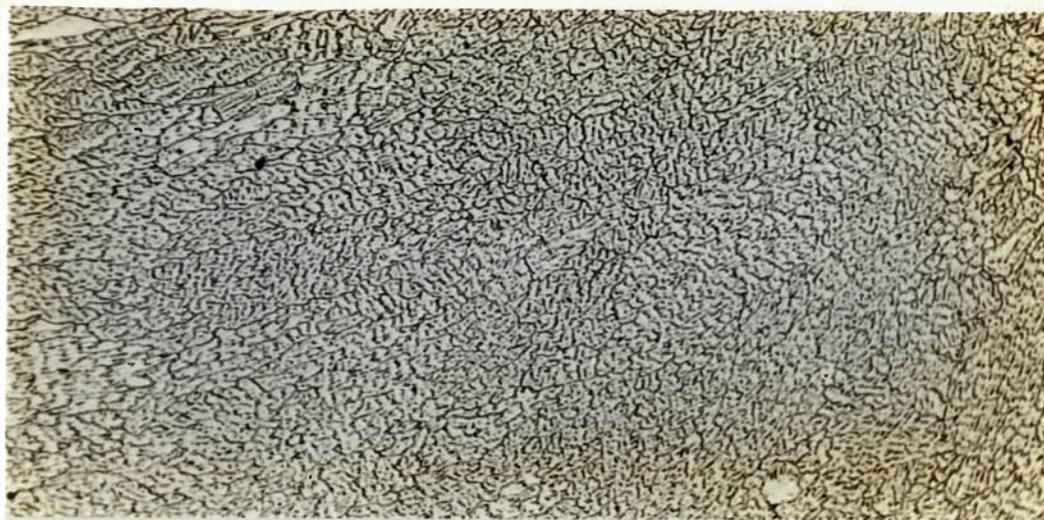


(c)

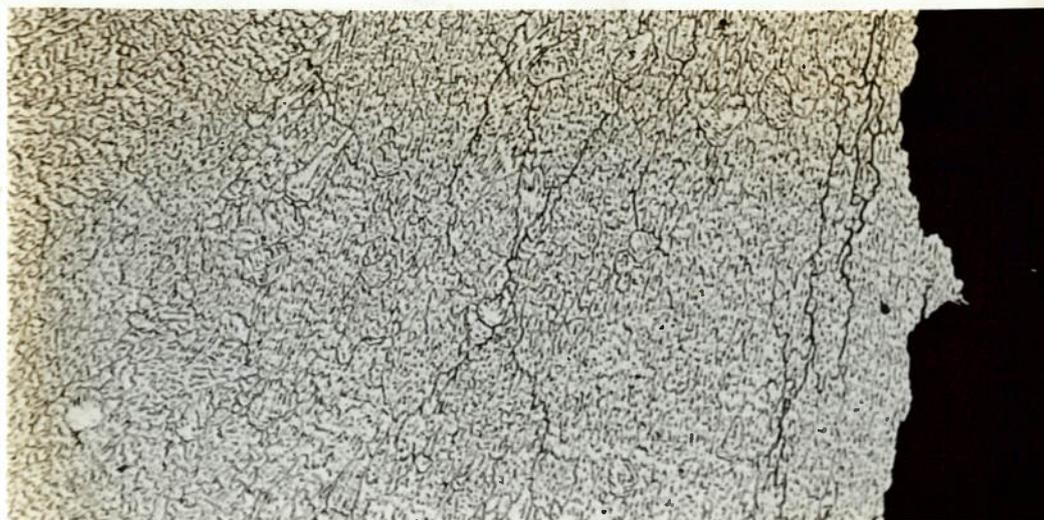
Fig. 4.7 - Micrografia do cordão de solda obtido na condição como soldado. Ataque com a solução A. Condições de soldagem:  $I = 132 \text{ A}$ ,  $E = 11 \text{ V}$  e,  $v = 3.5 \text{ mm/s}$ , sem pulsação de arco (série I). Aumento 25 vezes; ampliação 3.5 vezes. a) região próxima à ZTA; b) em direção ao centro do cordão; c) centro do cordão.



(a)



(b)

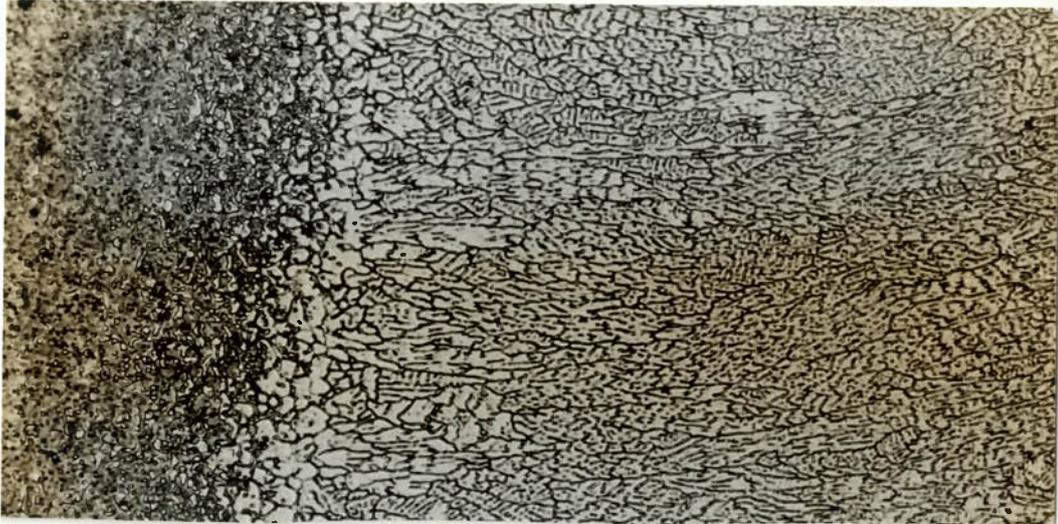


(c)

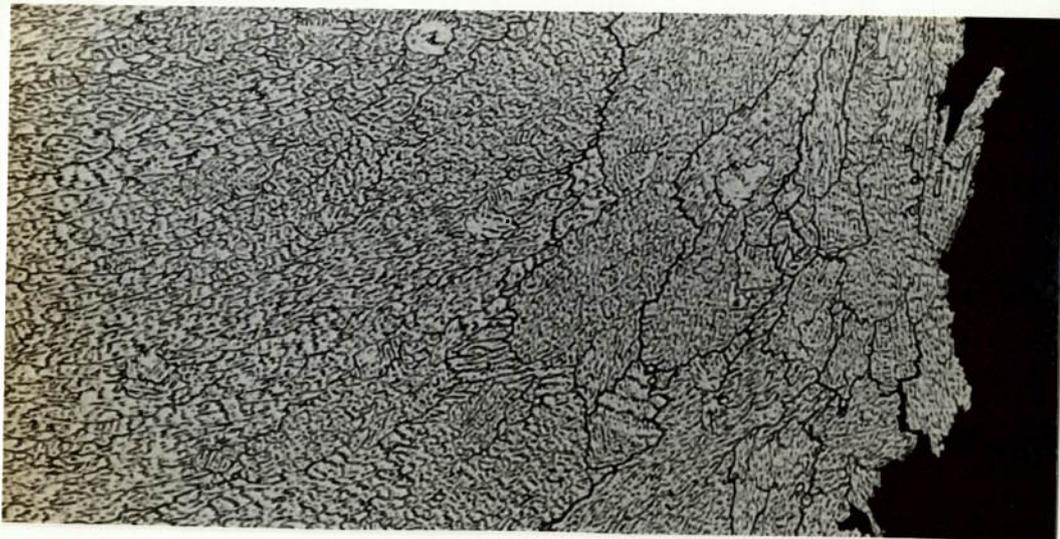
Fig. 4.8 - Micrografia do cordão de solda obtido na condição como soldado. Ataque com a solução A. Condições de soldagem:  $I = 132 \text{ A}$ ,  $E = 11 \text{ V}$  e,  $v = 5.6 \text{ mm/s}$ , sem pulsação de arco (série I). Aumento 25 vezes; ampliação 3.5 vezes. a) região próxima à ZTA; b) em direção ao centro do cordão; c) centro do cordão.

O resultado obtido para a condição de corrente contínua sem pulsação de arco com velocidade de  $7.5 \text{ mm/s}$ , foi a presença

de tamanho de grãos levemente mais grosseiros na região mais próxima da trinca, que os observados para as duas velocidades menores, conforme pode ser visto na figura 4.9.1 e 4.9.2.



(a)



(b)

Fig. 4.9.1 - Micrografia do cordão de solda obtido na condição como soldado. Ataque com solução A. Condições de soldagem:  $I = 132 \text{ A}$ ,  $E = 11 \text{ V}$  e,  $v = 7.5 \text{ mm/s}$ , sem pulsação de arco. a) região próxima à ZTA; b) centro do cordão.

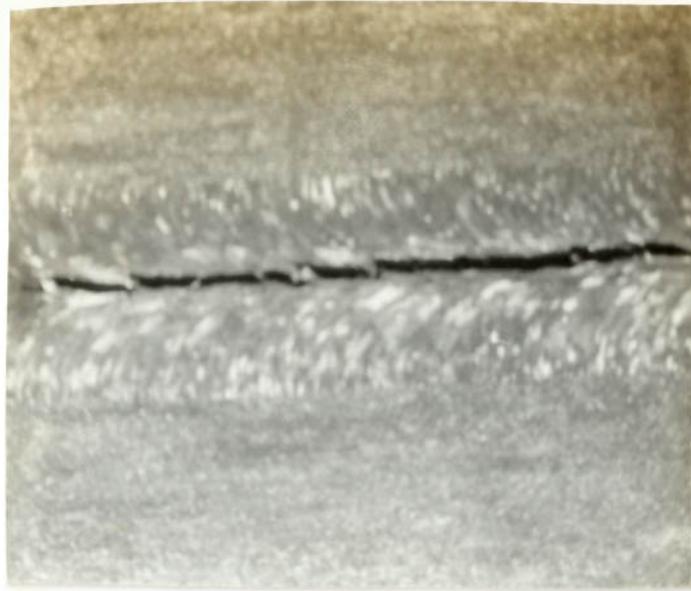


Fig. 4.9.2 - Macrografia do cordão de solda obtido na condição como soldado. Ataque com solução B. Condições de soldagem:  $I = 132$  A,  $E = 11$  V e,  $v = 7.5$  mm/s, sem pulsação de arco. Aumento 10 vezes, ampliação 4.17 vezes.

Da mesma forma, analisaram-se as microestruturas para as condições de corrente contínua, com pulsação de arco para as frequências de 50 Hz, 100 Hz e 200 Hz, das soldas realizadas para a serie I.

Observou-se que para a frequência de pulsação de 50 Hz (figura 4.10), o tamanho de grão encontrado foi menor que o obtido na condição sem pulsação de arco e, em particular para a velocidade de 5.6 mm/s, o formato da poça de fusão permaneceu elíptico e o tamanho de grão encontrado foi o menor para esta condição entre as velocidades pesquisadas. Para a velocidade de 7.5 mm/s (figura 4.11), observou-se a formação de grandes quantidades de grãos equiaxiais próximos da região da trinca. Comparando-se este resultado com o obtido para as outras duas velocidades, observa-se

que a formação de grãos mais finos diminuiu o comprimento de trinca obtido e o surgimento de grãos equiaxiais em grande quantidade aumenta o comprimento de trinca.

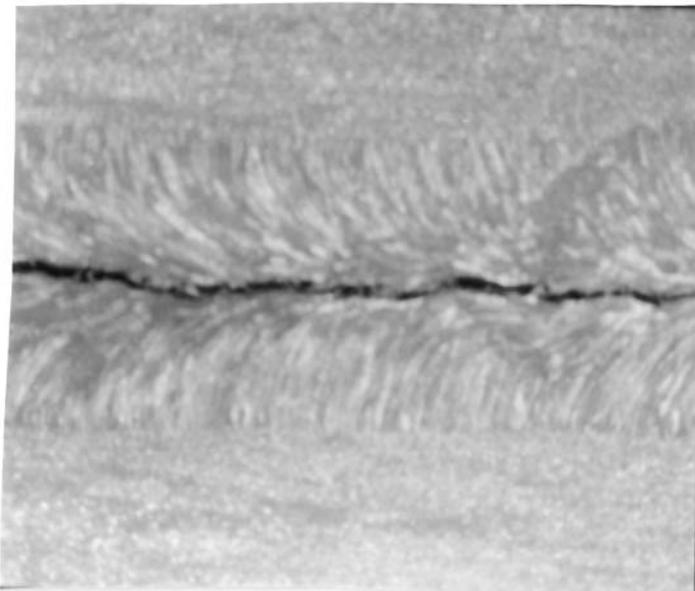


Fig. 4.10 - Macrografia do cordão de solda obtido na condição como soldado. Ataque com a solução B. Condições de soldagem:  $I = 132$  A,  $E = 11$  V,  $v = 3.5$  mm/s e,  $f = 50$  Hz (série 1). Aumento 10 vezes; ampliação 4.17 vezes.

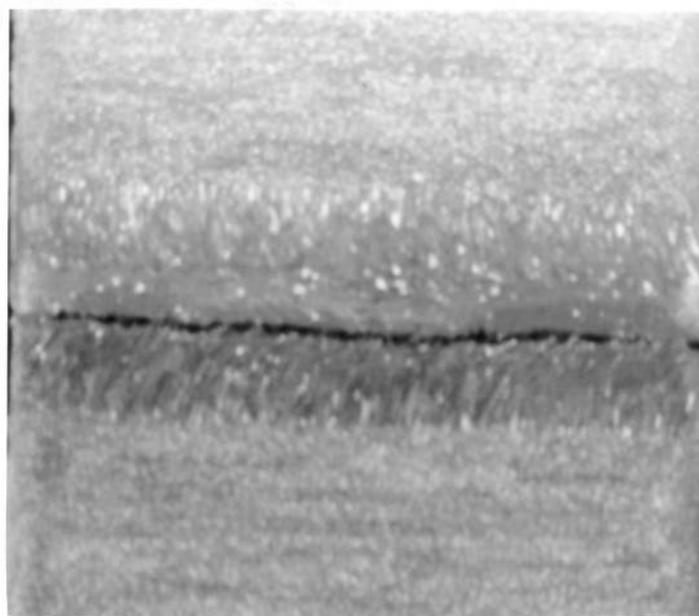
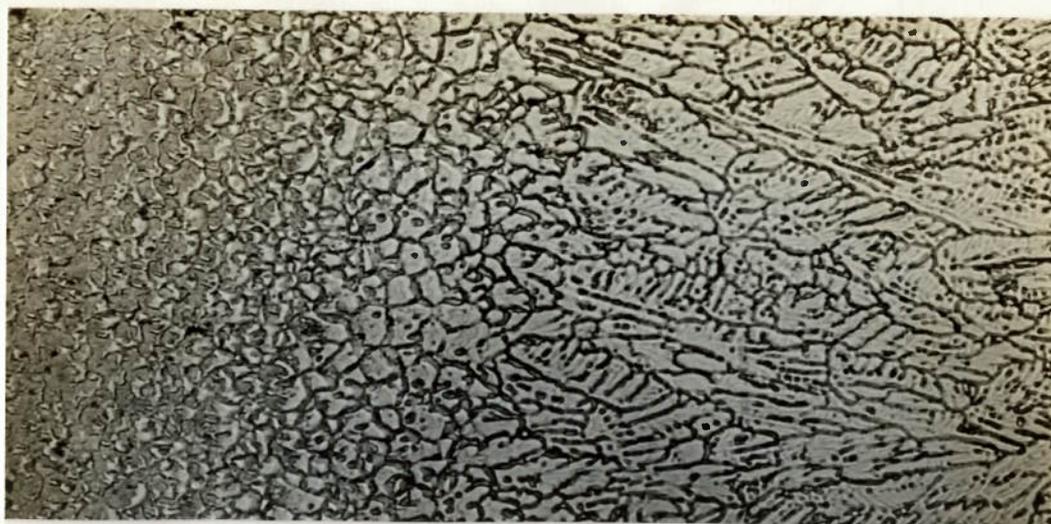


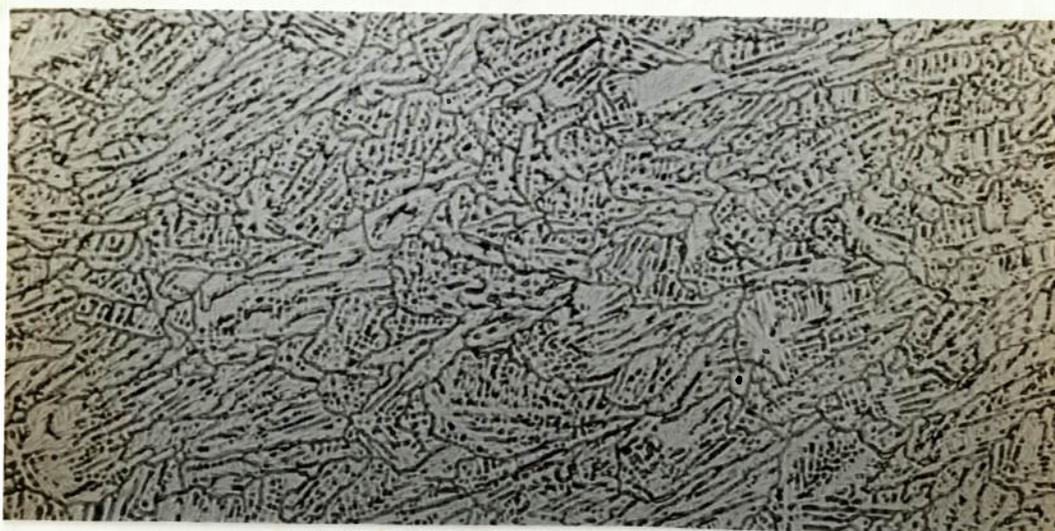
Fig. 4.11 - Macrografia do cordão de solda obtido na condição como soldado. Ataque com a solução B. Condições de soldagem:  $I = 132$  A,  $E = 11$  V,  $v = 7.5$  mm/s e,  $f = 50$  Hz (série 1). Aumento 10 vezes; ampliação 4.17 vezes.

Para a frequência de pulsação de 100 Hz, obteve-se um aumento do tamanho de grão em toda a faixa de velocidades pesquisada, figuras 4.12, 4.13.1, 4.13.2, e 4.14, e para a velocidade de 7.5 mm/s, em particular, a quantidade de grãos equiaxiais próximos à região da trinca diminuiu em relação à frequência de 50 Hz. Na figura 4.12, observa-se uma estrutura predominantemente formada de grãos equiaxiais grosseiros na parte central da região soldada. Já para a velocidade de 5.6 mm/s (veja figura 4.13.1 e 4.13.2), além do tamanho de grão ter aumentado, surgiu uma estrutura de grãos colunares na direção longitudinal do cordão que acompanhou a direção da soldagem. Esta estrutura, segundo PROKHOROV [46], possui a menor resistência à propagação de trincas de solidificação. Nesta condição, os tamanho de grãos obtidos foram menores que os encontrados para a velocidade de 3.5 mm/s.

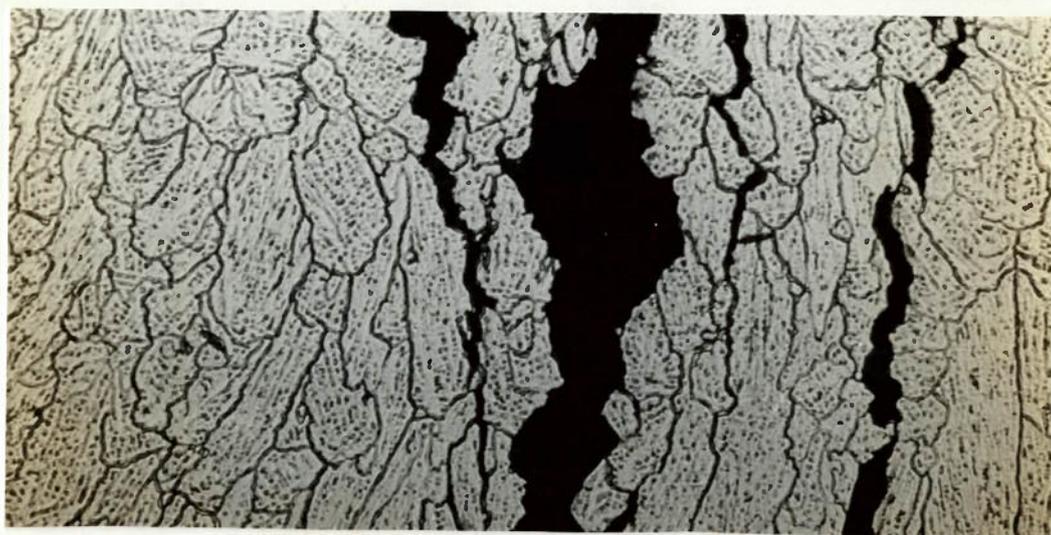
Para a velocidade de 7.5 mm/s, observou-se que os tamanhos de grãos obtidos no centro do cordão foram menores que os obtidos com corrente contínua sem pulsação de arco e isto coincidiu com uma diminuição do comprimento de trinca em relação às condições sem pulsação e com frequência de 50 Hz. Em comparação aos comprimentos de trincas obtidos para as duas velocidades menores, observou-se que a baixa frequência de ocorrência de uma estrutura de grãos equiaxiais, para esta velocidade de 7.5 mm/s, parece ter provocado a diminuição do comprimento de trinca em relação àquelas duas outras velocidades.



(a)

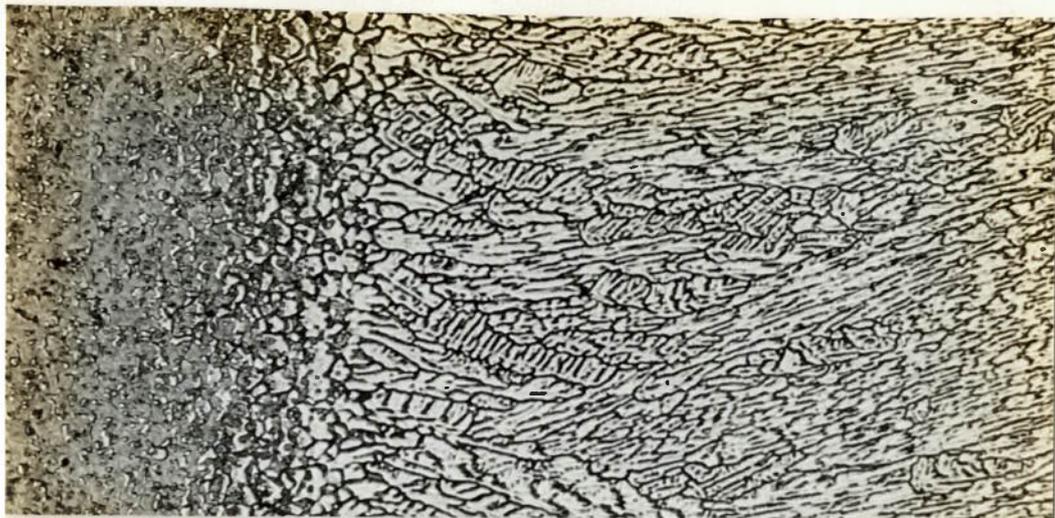


(b)

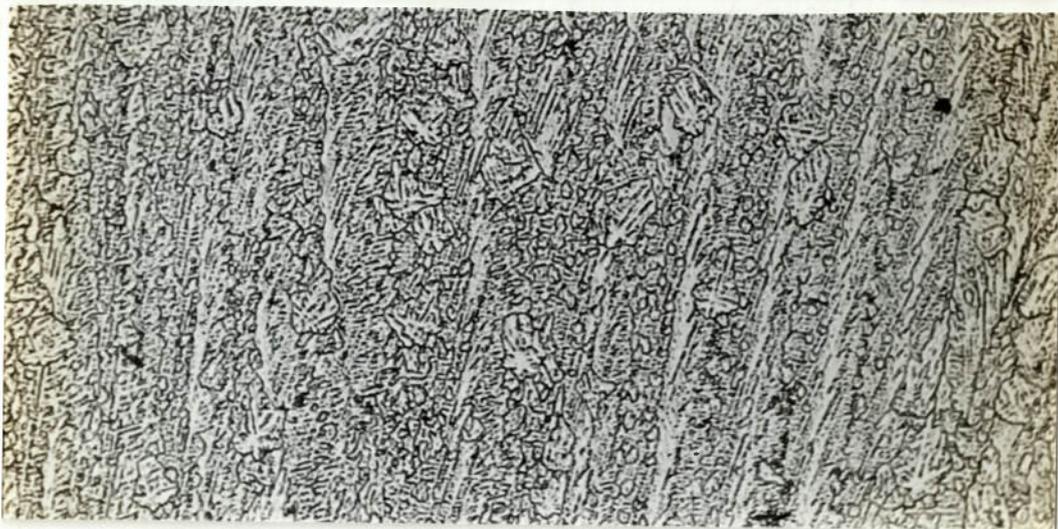


(c)

Fig. 4.12 - Micrografia do cordão de solda obtido na condição como soldado. Ataque com a solução A. Condições de soldagem:  $I = 132$  A,  $E = 11$  V e,  $v = 3.5$  mm/s,  $f = 100$  Hz (série I). Aumento 25 vezes; ampliação 3.5 vezes. a) região próxima à ZTA; b) em direção ao centro do cordão; c) centro do cordão.



(a)



(b)



(c)

Fig. 4.13.1 - Micrografia do cordão de solda obtido na condição como soldado. Ataque com a solução A. Condições de soldagem:  $I = 132 \text{ A}$ ,  $E = 11 \text{ V}$  e,  $v = 5.6 \text{ mm/s}$ ,  $f = 100 \text{ Hz}$  (série I). Aumento 25 vezes; ampliação 3.5 vezes. a) região próxima à ZTA; b) em direção ao centro do cordão; c) centro do cordão.

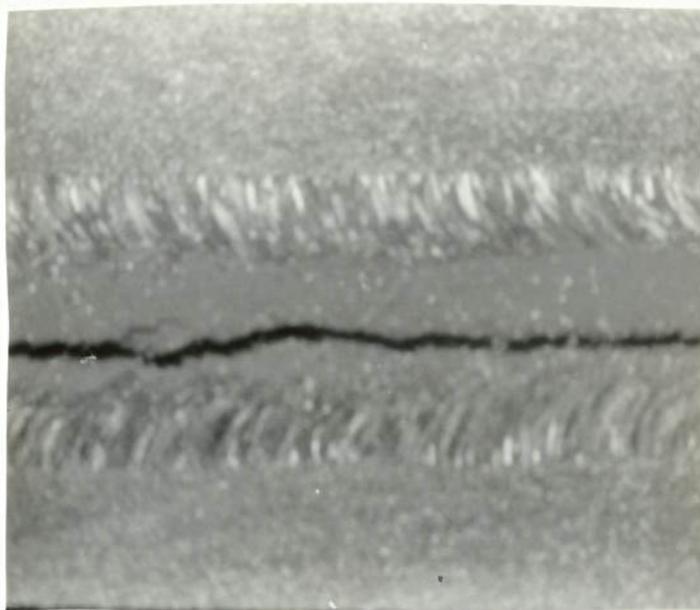
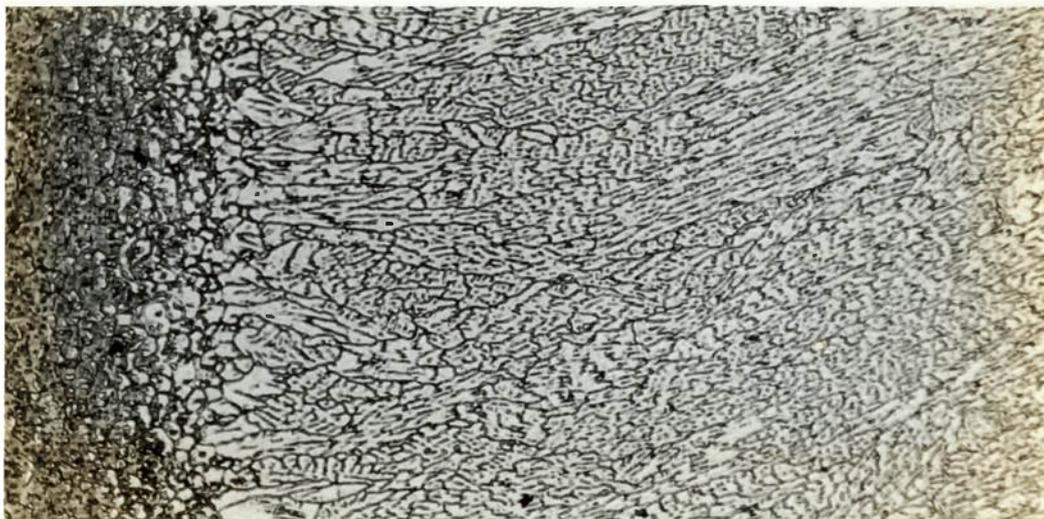
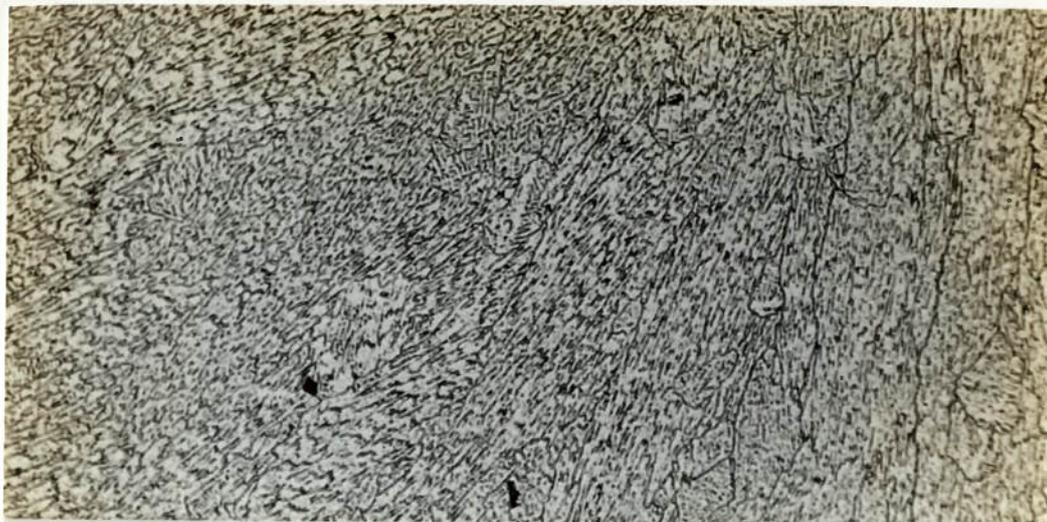


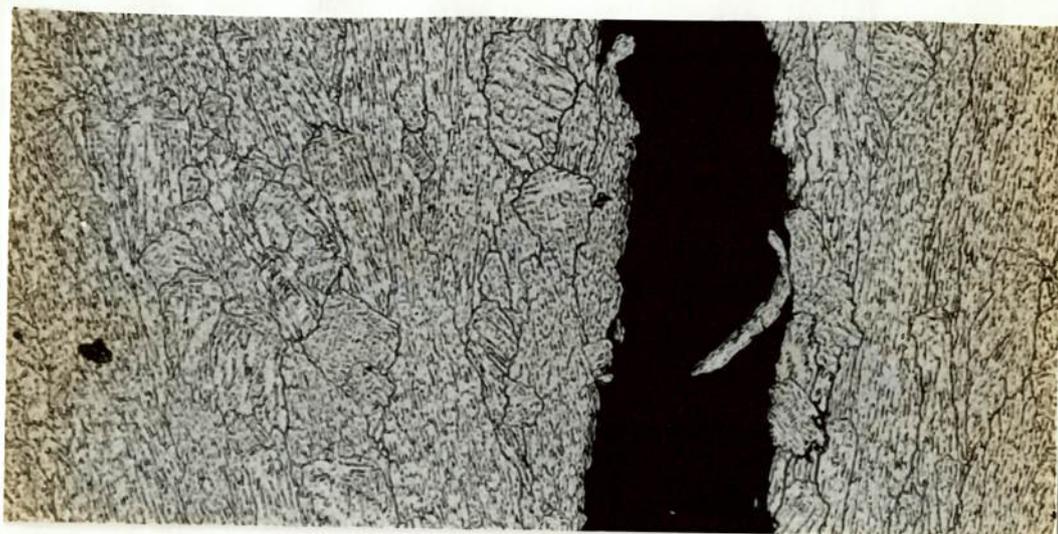
Fig. 4.13.2 - Macrografia do cordão de solda obtido na condição como soldado. Ataque com a solução B. Condições de soldagem:  $I = 132 \text{ A}$ ,  $E = 11 \text{ V}$  e,  $v = 5.6 \text{ mm/s}$ ,  $f = 100 \text{ Hz}$  (série I). Aumento 10 vezes; ampliação 4.17 vezes.



(a)



(b)



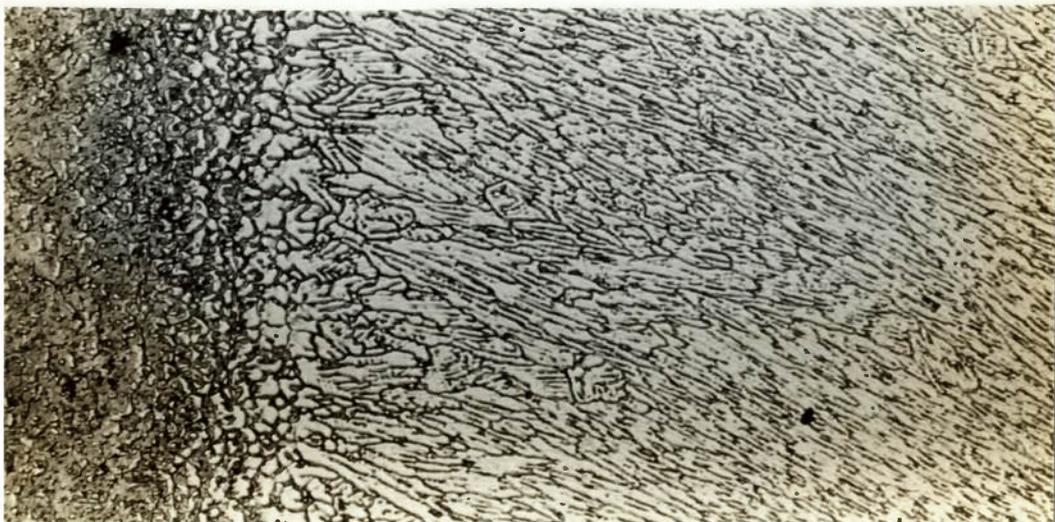
(c)

Fig. 4.14 - Micrografia do cordão de solda obtido na condição como soldado. Ataque com a solução A. Condições de soldagem:  $I = 132 \text{ A}$ ,  $E = 11 \text{ V}$  e,  $v = 7.5 \text{ mm/s}$ ,  $f = 100 \text{ Hz}$  (série I). Aumento 25 vezes; ampliação 3.5 vezes. a) região próxima à ZTA; b) em direção ao centro do cordão; c) centro do cordão.

Da análise das micrografias realizadas para a frequência de pulsação de 200 Hz, verificou-se, para a velocidade de 5.6 mm/s, figuras 4.15.1 e 4.15.2, que, apesar do tamanho de

grãos ter diminuído ligeiramente em relação ao observado para a frequência de 100 Hz, a faixa de ocorrência da estrutura colunar aumentou em relação a largura do cordão e isto coincidiu com um aumento do comprimento de trinca observado. Para a velocidade de 3.5 mm/s, o tamanho de grãos diminuiu em relação ao encontrado na frequência de 100 Hz mas ainda permaneceu intermediário entre esta frequência e o encontrado na frequência de 50 Hz.. Além disso, a quantidade de grãos equiaxiais no centro do cordão diminuiu em relação à observada na frequência de 100 Hz e o seu tamanho foi menor, possuindo uma leve orientação, com a predominância de crescimento colunar dendrítico (ver figuras 4.16.1 e 4.16.2).

Igualmente, para a velocidade de 7.5 mm/s, figuras 4.17.1 e 4.17.2, a formação de grãos equiaxiais no centro do cordão foi em menor quantidade mas um pouco orientados e com grãos menores que os encontrados para as frequências menores. Os grãos encontrados para esta velocidade foram maiores que os obtidos para a velocidade de 3.5 mm/s.



(a)

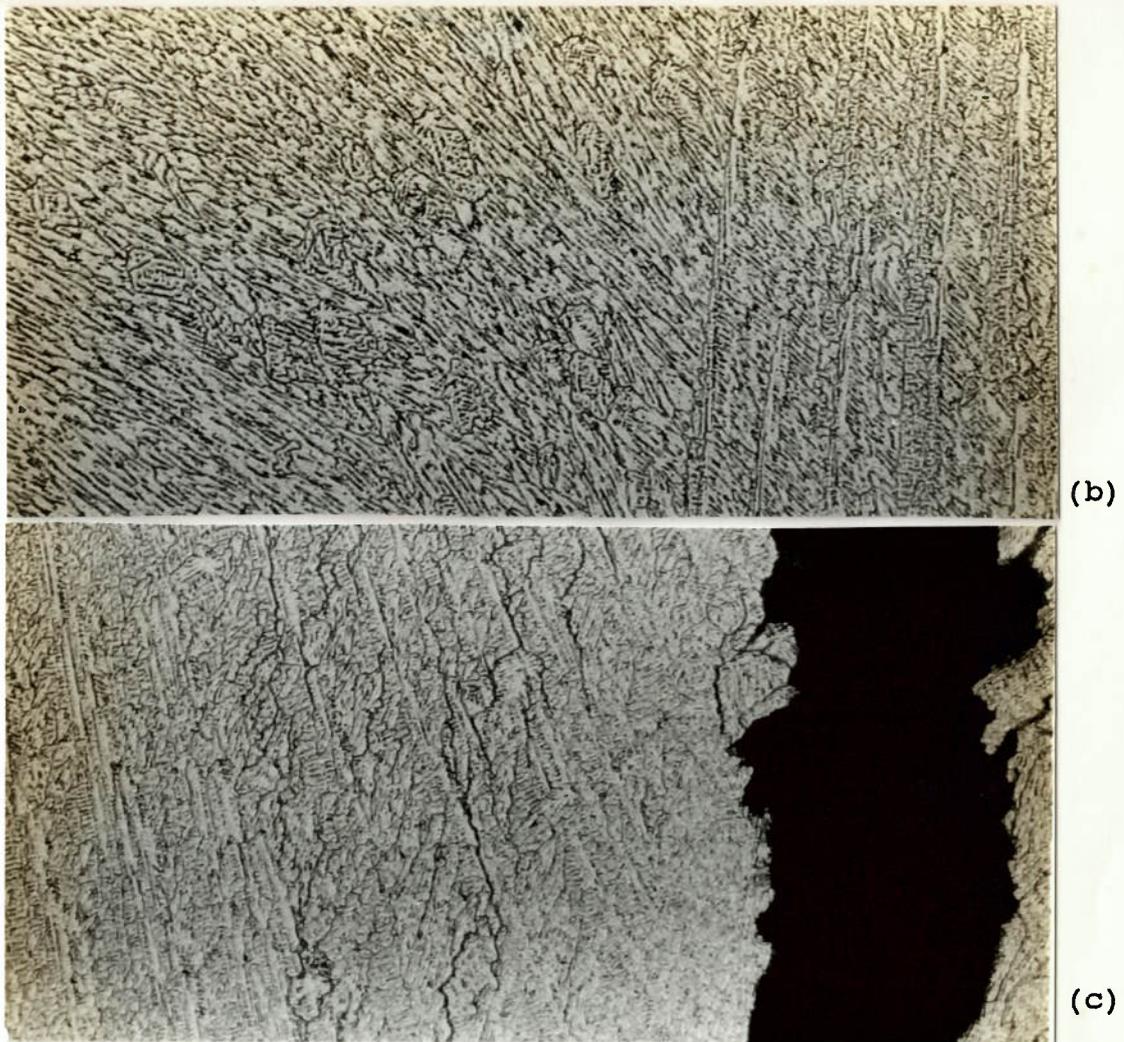


Fig. 4.15.1 - Micrografia do cordão de solda obtido na condição como soldado. Ataque com a solução A. Condições de soldagem:  $I = 132 \text{ A}$ ,  $E = 11 \text{ V}$  e,  $v = 5.6 \text{ mm/s}$ ,  $f = 200 \text{ Hz}$  (série I). Aumento 25 vezes; ampliação 3.5 vezes. a) região próxima à ZTA; b) em direção ao centro do cordão; c) centro do cordão.

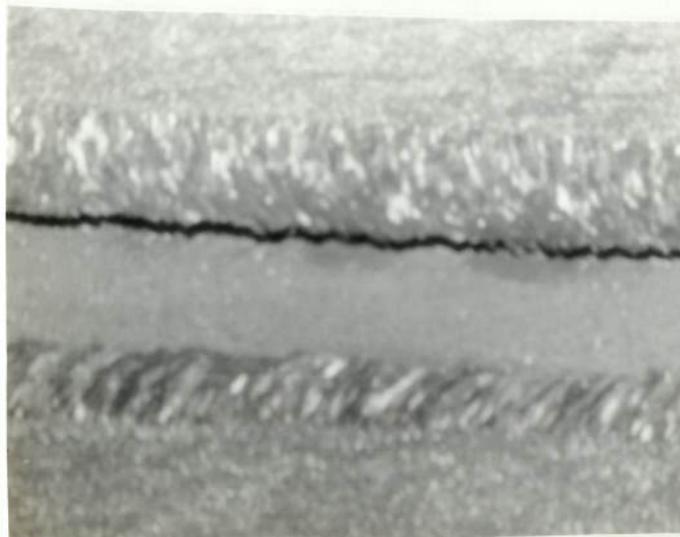
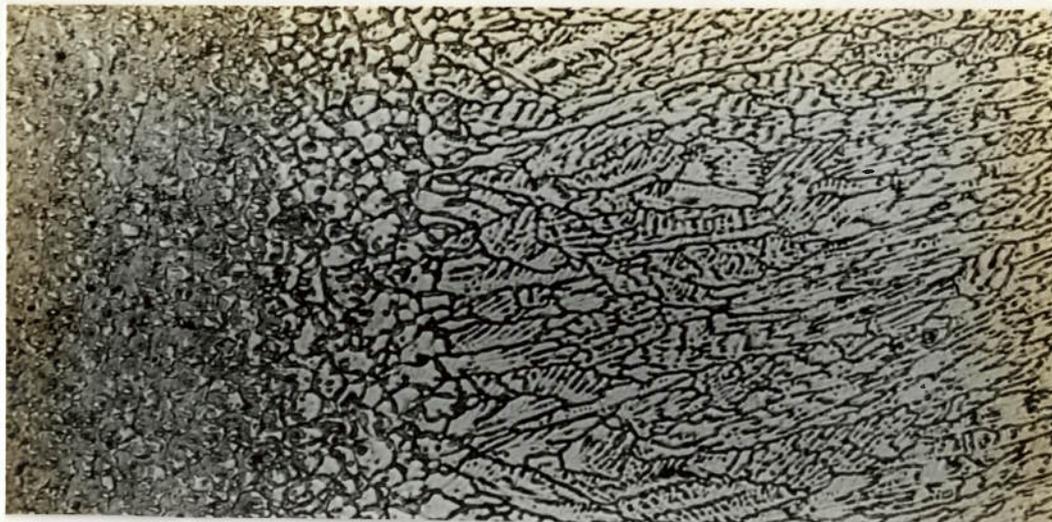
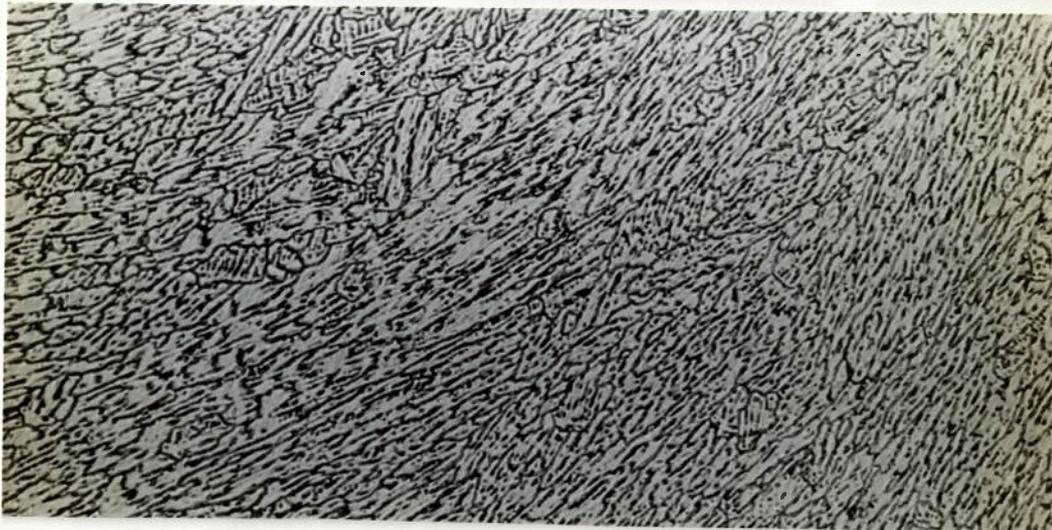


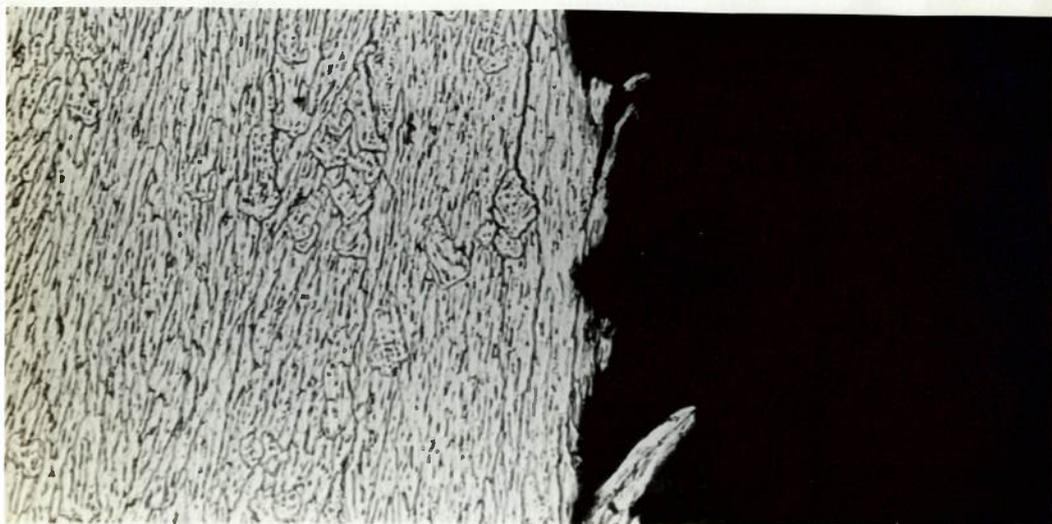
Fig. 4.15.2 - Macrografia do cordão de solda obtido na condição como soldado. Ataque com a solução B. Condições de soldagem:  $I = 132 \text{ A}$ ,  $E = 11 \text{ V}$  e,  $v = 5.6 \text{ mm/s}$ ,  $f = 200 \text{ Hz}$  (série I). Aumento 10 vezes; ampliação 4.17 vezes.



(a)



(b)



(c)

Fig. 4.16.1 - Micrografia do cordão de solda obtido na condição como soldado. Ataque com a solução A. Condições de soldagem:  $I = 132 \text{ A}$ ,  $E = 11 \text{ V}$  e,  $v = 3.5 \text{ mm/s}$ ,  $f = 200 \text{ Hz}$  (série I). Aumento 25 vezes; ampliação 3.5 vezes. a) região próxima à ZTA; b) em direção ao centro do cordão; c) centro do cordão.

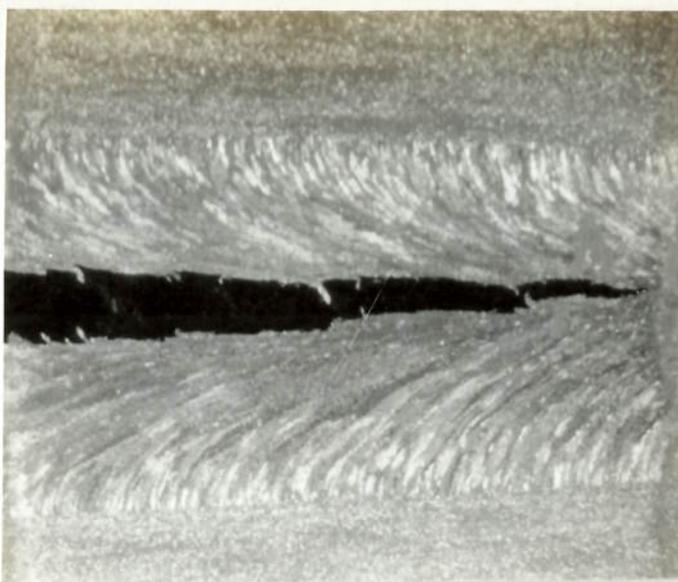
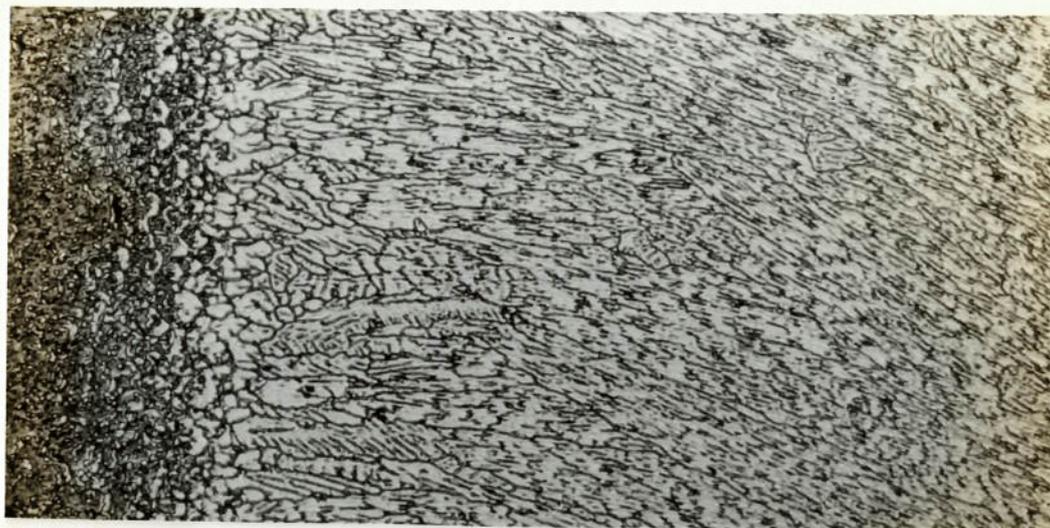
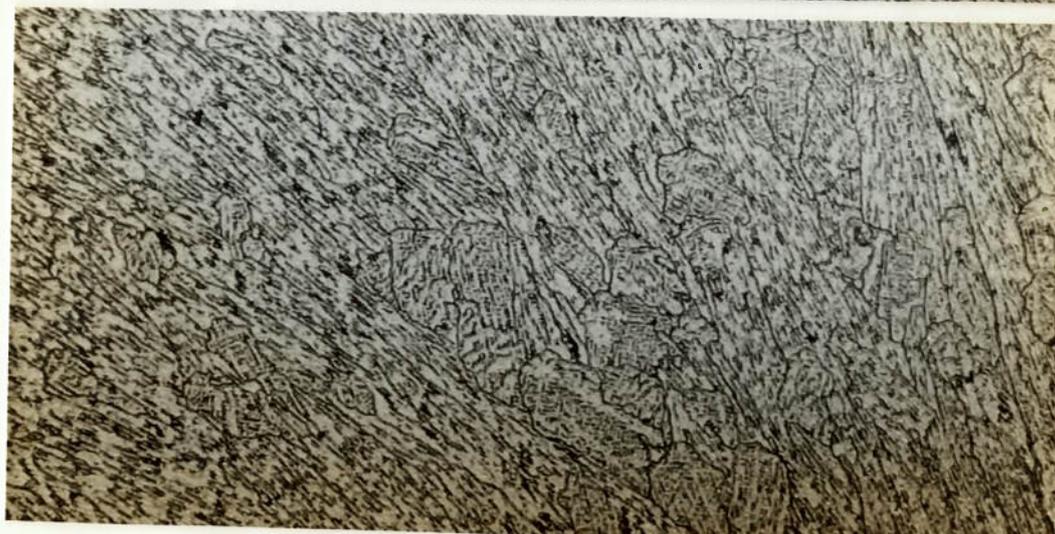


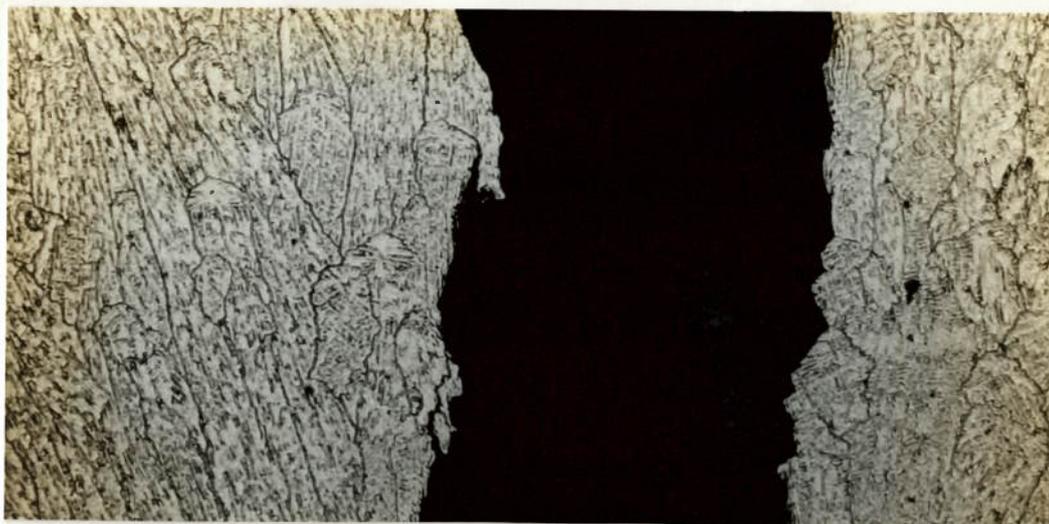
Fig. 4.16.2 - Macrografia do cordão de solda obtido na condição como soldado. Ataque com a solução B. Condições de soldagem:  $I = 132 \text{ A}$ ,  $E = 11 \text{ V}$  e,  $v = 3.5 \text{ mm/s}$ ,  $f = 200 \text{ Hz}$  (série I). Aumento 10 vezes; ampliação 4.17 vezes.



(a)



(b)



(c)

Fig. 4.17.1 - Micrografia do cordão de solda obtido na condição como soldado. Ataque com a solução A. Condições de soldagem: -  $I = 132 \text{ A}$ ,  $E = 11 \text{ V}$  e,  $v = 7.5 \text{ mm/s}$ ,  $f = 200 \text{ Hz}$  (série I). Aumento 25 vezes; ampliação 3.5 vezes. a) região próxima à ZTA; b) em direção ao centro do cordão; c) centro do cordão.

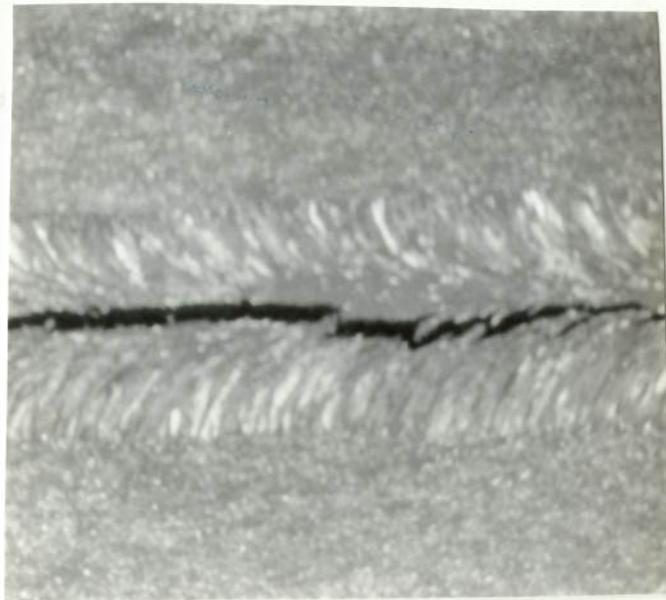


Fig. 4.17.2 - Macrografia do cordão de solda obtido na condição como soldado. Ataque com a solução B. Condições de soldagem:  $I = 132 \text{ A}$ ,  $E = 11 \text{ V}$  e,  $v = 7.5 \text{ mm/s}$ ,  $f = 200 \text{ Hz}$  (série I). Aumento 10 vezes; ampliação 4.17 vezes.

Comparando-se agora os resultados da figura 4.3, acompanhadas pela análise das micrografias, observou-se que à medida que  $\theta_p$  diminuía, para a velocidade de 3.5 mm/s, o tamanho de grãos aumentava gradativamente até  $\theta_p = 0.7$ , além do que, surgiram grãos equiaxiais na região próxima da trinca. Isto correspondeu a um aumento acentuado no tamanho de trinca, no intervalo de  $\theta_p$  de 0.8 à 0.7, provavelmente devido ao aumento na quantidade de grãos equiaxiais observados no centro do cordão para  $\theta_p = 0.7$ , em relação ao observado para  $\theta_p = 0.8$ .

Para valores de  $\theta_p$  de 0.7 a 0.6, o tamanho de grãos diminuiu a ponto de se tornar menor que o encontrado para  $\theta_p = 1.0$ , quando se atingiu  $\theta_p = 0.6$ , mostrando uma tendência de se obter menores comprimentos de trinca para menores valores de  $\theta_p$ .

Analisando-se ainda a mesma figura 4.3 para a velocidade de 5.6 mm/s, verificou-se que, à medida que  $\theta_p$  diminuía, ocorria a formação de uma estrutura longitudinal, de dimensões proporcionalmente grandes em relação à largura do cordão de solda, e ia diminuindo até desaparecer a  $\theta_p = 0.6$ . O tamanho de grãos também aumentou bruscamente a  $\theta_p = 0.8$  e continuou crescendo levemente à medida que  $\theta_p$  diminuía, até atingir o valor de 0.7, tendo sido verificado que a região de formação da estrutura colunar longitudinal também diminuiu no mesmo sentido. Para  $\theta_p = 0.6$  o tamanho de grãos diminuiu rapidamente para dimensões menores que os encontrados na condição sem pulsação de arco, coincidindo com a redução do comprimento de trinca observado. Nota-se

na figura 4.3, que a trinca também aumentou significativamente para  $\theta_p = 0.8$ , e, a partir daí, foi diminuindo até  $\theta_p = 0.6$ .

Já para a velocidade de 7.5 mm/s, observou-se que o tamanho de grãos aumentava para  $\theta_p$  de 0.8 a 0.6 e, à medida que  $\theta_p$  diminuía, surgiam grãos equiaxiais próximos da região da trinca, em pequenas quantidades, para  $\theta_p = 0.8$ , e foram aumentando em número e tamanho até atingir  $\theta_p = 0.6$ . Isto pode explicar o comportamento da curva de comprimento de trinca observado na figura 4.3.

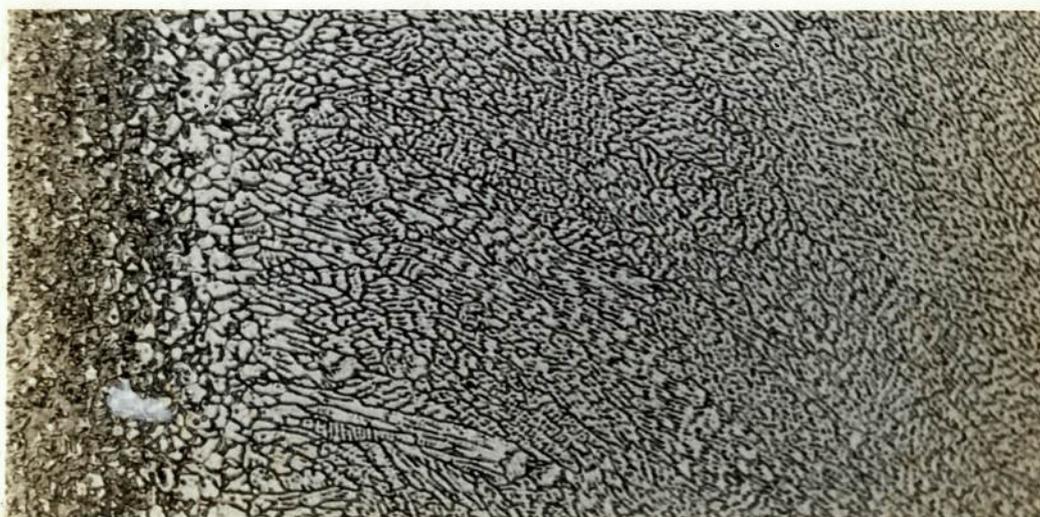
O que se observou de maneira geral é que a formação de grãos menores, ou a formação de grãos equiaxiais no centro do cordão, com pequena taxa de ocorrência, diminuía o comprimento de trinca. Observou-se também que a formação de grandes quantidades de grãos equiaxiais, bem como a formação de estruturas longitudinais, no centro do cordão aumentava o comprimento de trinca.

A formação estrutural obtida mostrou-se bastante sensível às variações de velocidade de soldagem, de frequências de pulsação e à fração de tempo de corrente de pico.

Ao examinar as microestruturas correspondentes aos corpos de prova das séries II e III, observou-se que na série II, figuras 4.18.1, 4.18.2, 4.19 e 4.20, o tamanho de grãos crescia levemente com a frequência, até atingir 200 Hz, o que explica o crescente aumento do comprimento de trinca observado na figura 4.4. O formato da poça de fusão nesta série foi, predominantemente, em formato de gota.

Já para a série III, figuras 4.21.1, 4.21.2, 4.22.1, 4.22.2, 4.23.1, 4.23.2 e 4.24, observou-se inicialmente uma estrutura de grãos colunares no centro do cordão e um aumento do tamanho de grãos já para a frequência de 50 Hz, na qual ocorreram grandes quantidades de grãos equiaxiais. Para a frequência de 100 Hz o tamanho de grãos diminuiu em relação ao encontrado na frequência de 50 Hz e a ocorrência de grãos equiaxiais também diminuiu.

Para a frequência de 200 Hz, a estrutura longitudinal reapareceu com grãos maiores que os encontrados para a condição sem pulsação de arco, mas com uma extensão menor em relação à largura do cordão de solda. Isto coincidiu com uma diminuição do comprimento de trinca observado na figura 4.4 em relação ao obtido para a condição sem pulsação de arco.



(a)

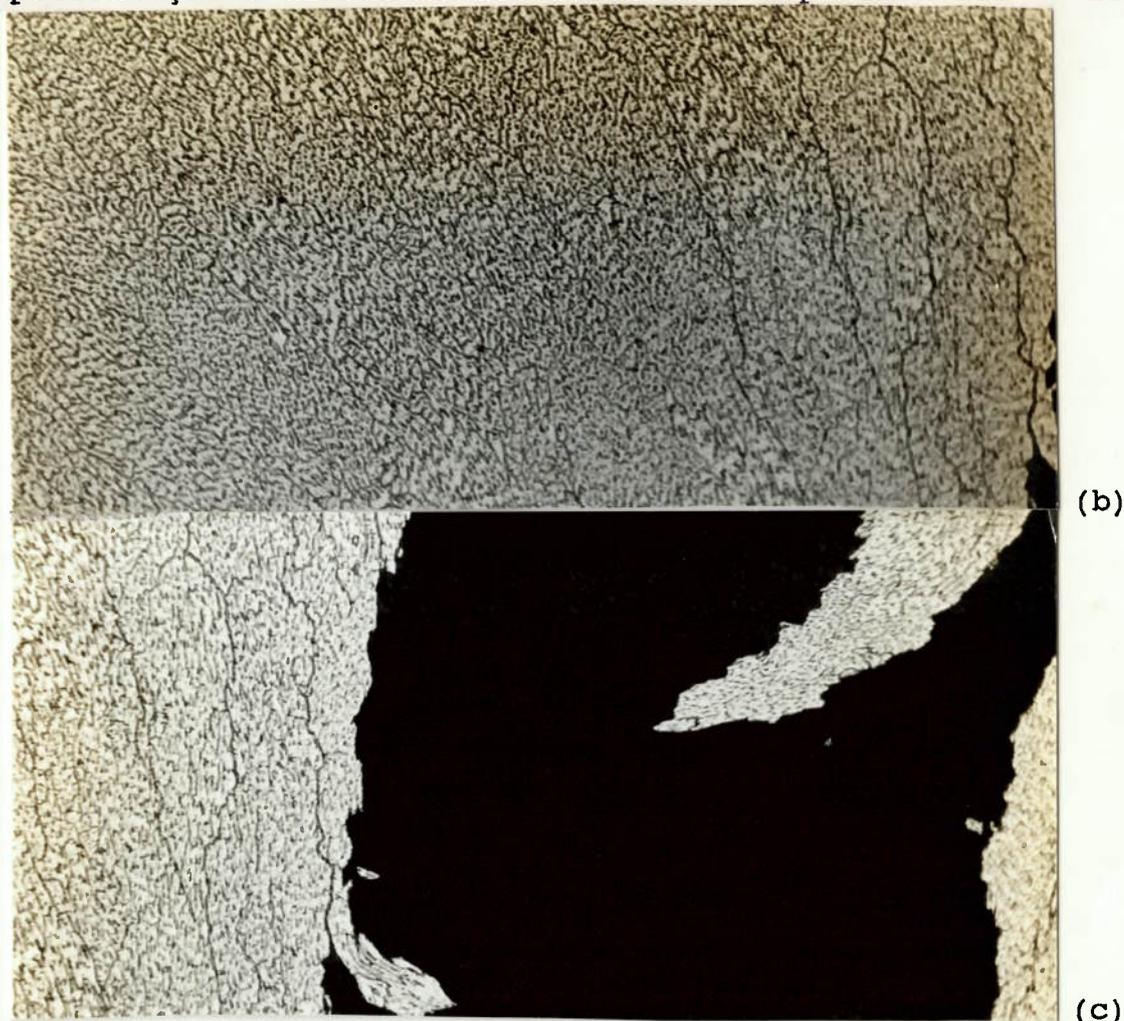


Fig. 4.18.1 - Micrografia do cordão de solda obtido na condição como soldado. Ataque com a solução A. Condições de soldagem:  $I = 108 \text{ A}$ ,  $E = 10 \text{ V}$  e,  $v = 4.2 \text{ mm/s}$ , não pulsado (série II). Aumento 25 vezes; ampliação 3.5 vezes. a) região próxima à ZTA; b) em direção ao centro do cordão; c) centro do cordão.

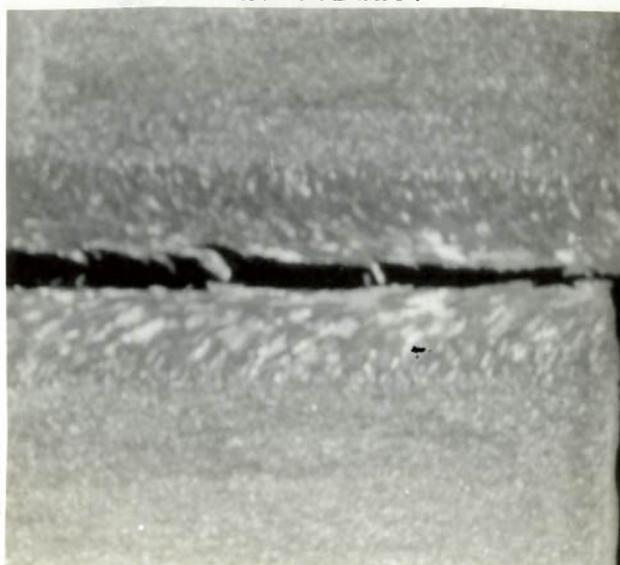
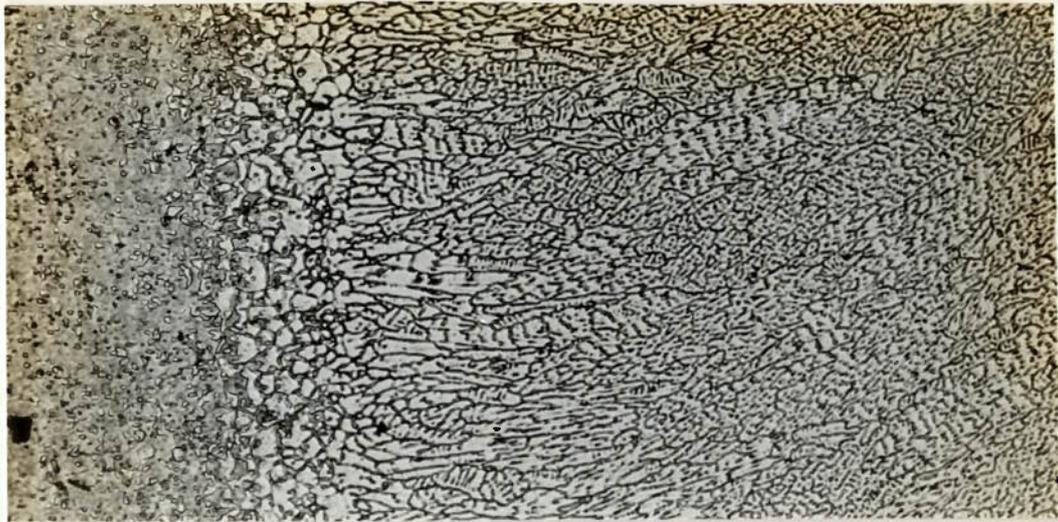
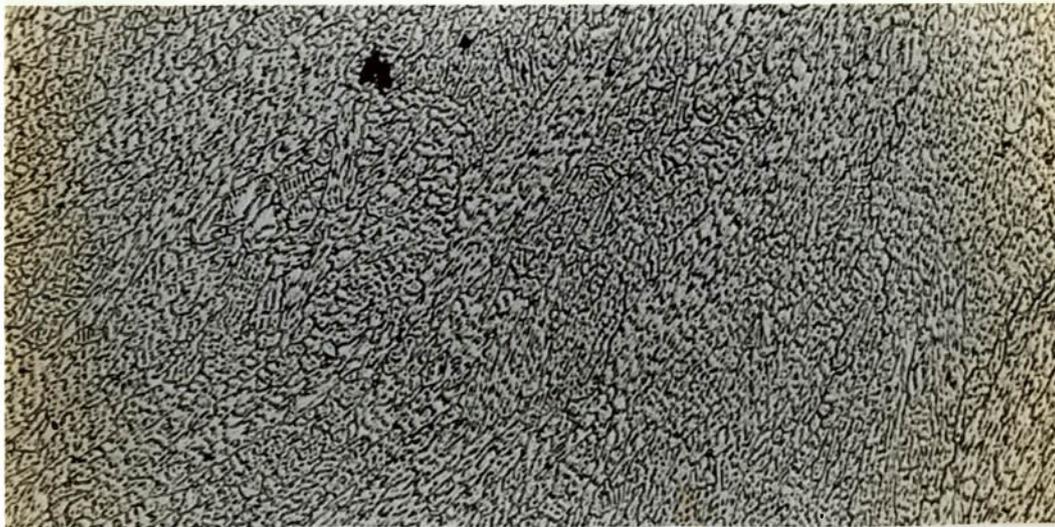


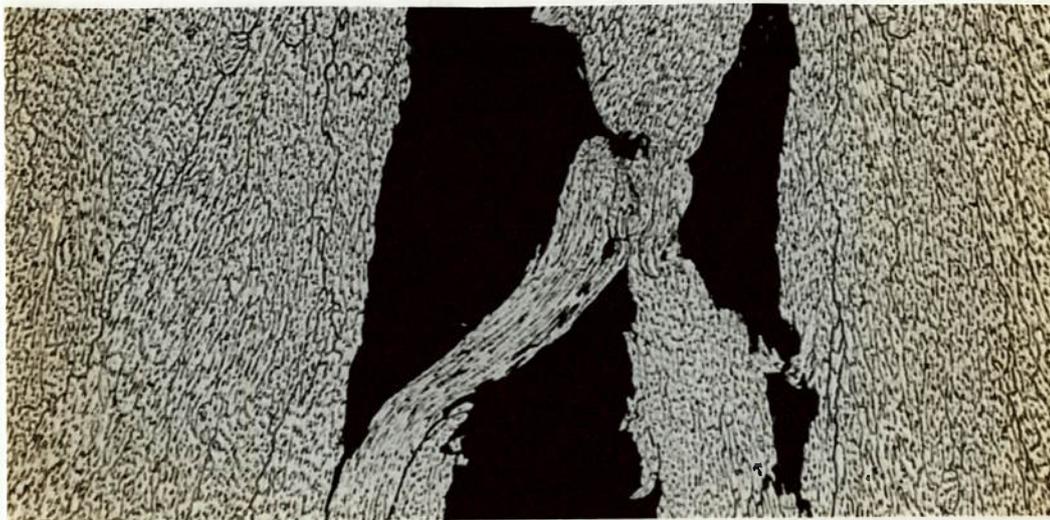
Fig. 4.18.2 - Macrografia do cordão de solda obtido na condição como soldado. Ataque com a solução B. Condições de soldagem:  $I = 108 \text{ A}$ ,  $E = 10 \text{ V}$  e,  $v = 4.2 \text{ mm/s}$ , não pulsado (série II). Aumento 10 vezes; ampliação 4.17 vezes.



(a)

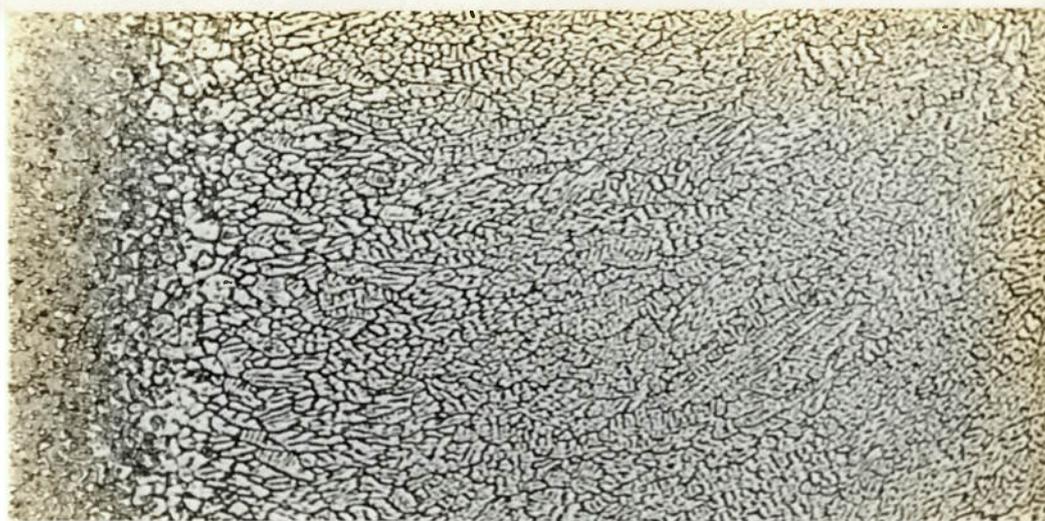


(b)

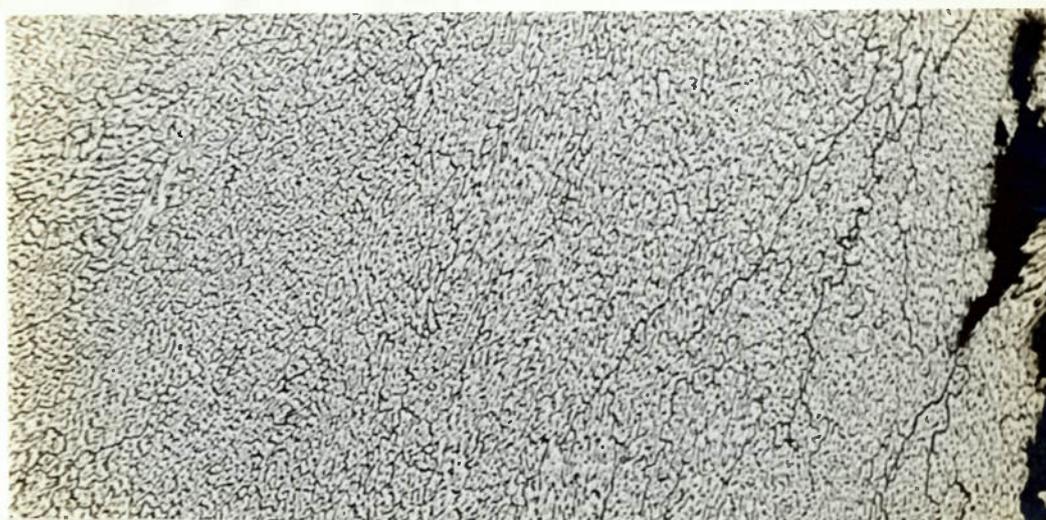


(c)

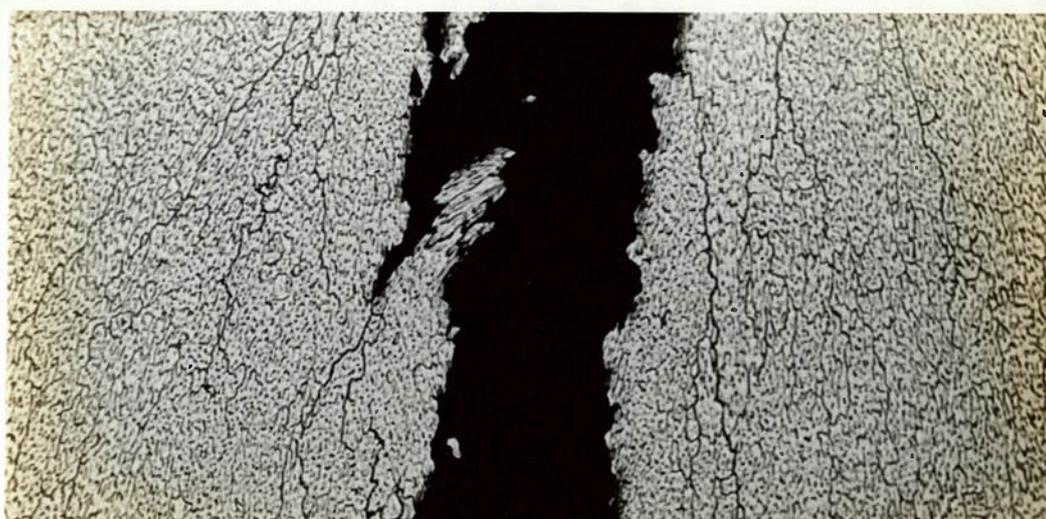
Fig. 4.19 - Micrografia do cordão de solda obtido na condição como soldado. Ataque com solução A. Condições de soldagem:  $I = 108 \text{ A}$ ,  $E = 10 \text{ V}$  e,  $v = 4.2 \text{ mm/s}$ ,  $f = 100 \text{ Hz}$  (série II). Aumento 25 vezes; ampliação 3.5 vezes. a) região próxima à ZTA; b) em direção ao centro do cordão; c) centro do cordão.



(a)

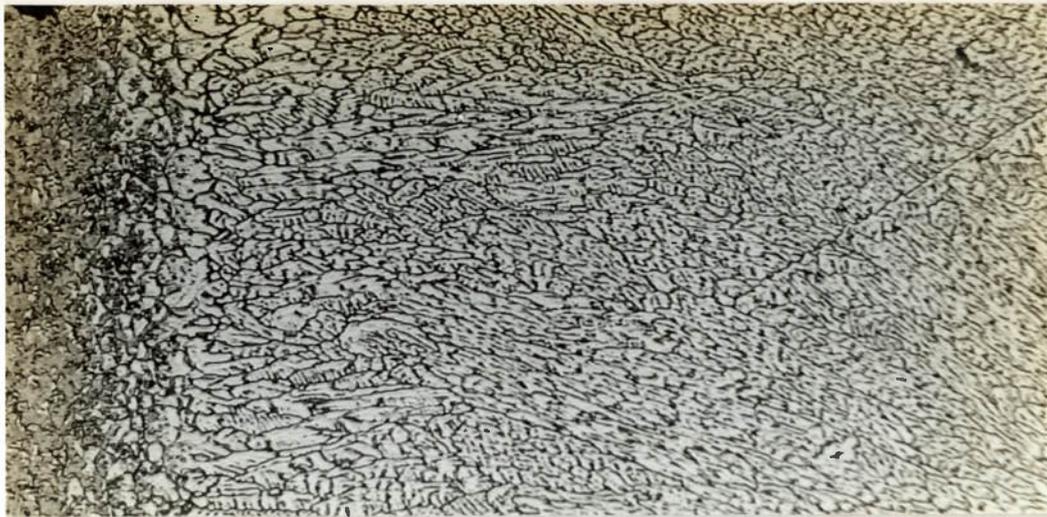


(b)

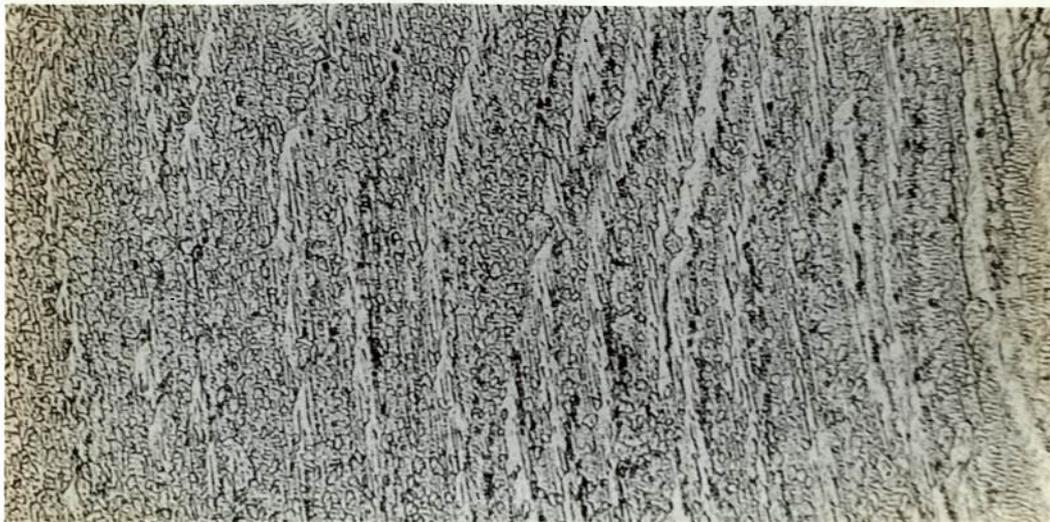


(c)

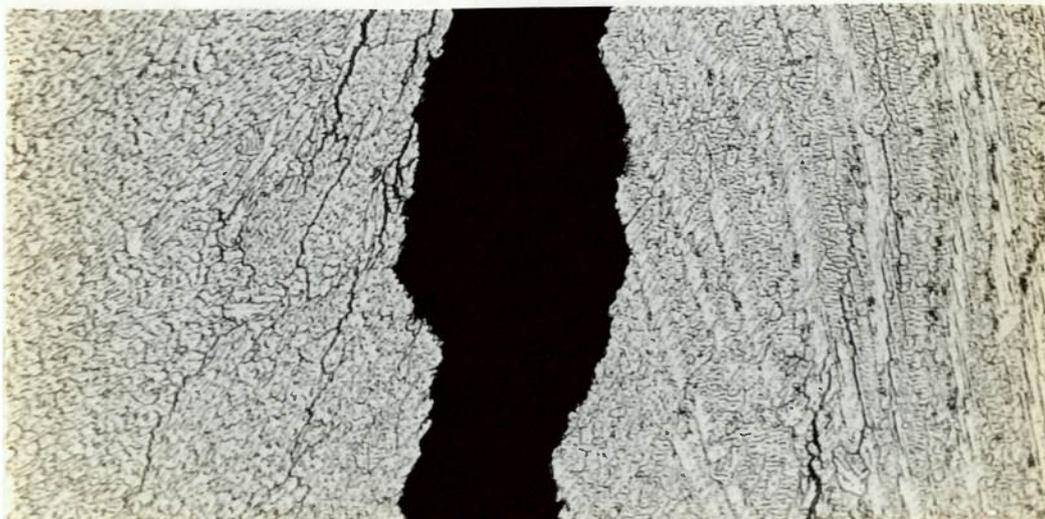
Fig. 4.20 - Micrografia do cordão de solda obtido na condição como soldado. Ataque com a solução A. Condições de soldagem:  $I = 108 \text{ A}$ ,  $E = 10 \text{ V}$  e,  $v = 4.2 \text{ mm/s}$ ,  $f = 200 \text{ Hz}$  (série II). Aumento 25 vezes; ampliação 3.5 vezes. a) região próxima à ZTA; b) em direção ao centro do cordão; c) centro do cordão.



(a)



(b)



(c)

Fig. 4.21.1 - Micrografia do cordão de solda obtido na condição como soldado. Ataque com a solução A . Condições de soldagem:-  $I = 156 \text{ A}$ ,  $E = 11 \text{ V}$  e,  $v = 6.6 \text{ mm/s}$ , não pulsado (série III). Aumento 25 vezes; ampliação 3.5 vezes. a) região próxima à ZTA; b) em direção ao centro do cordão; c) centro do cordão.

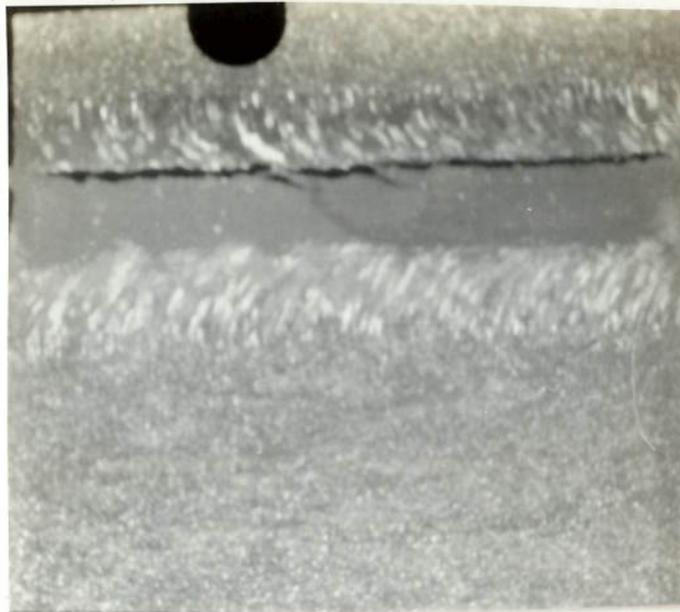
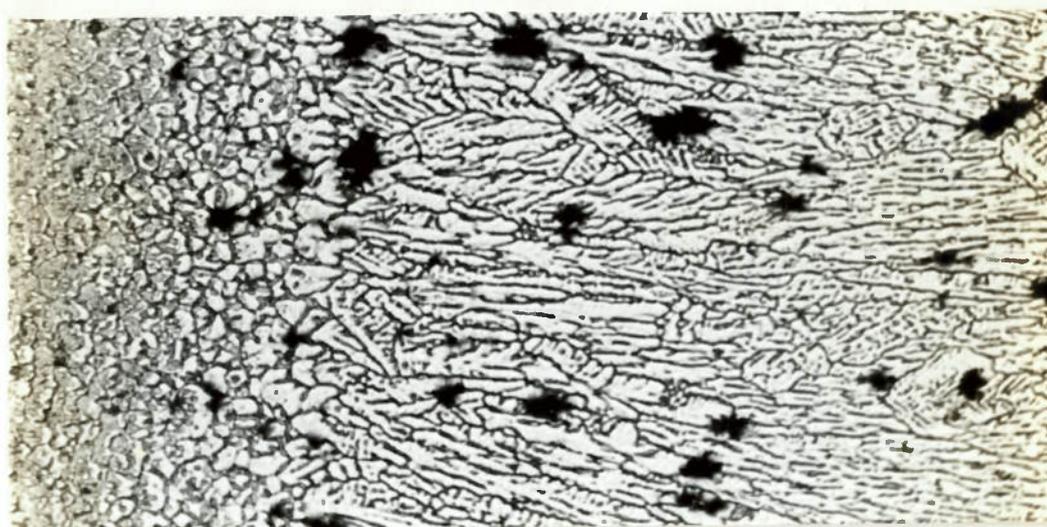
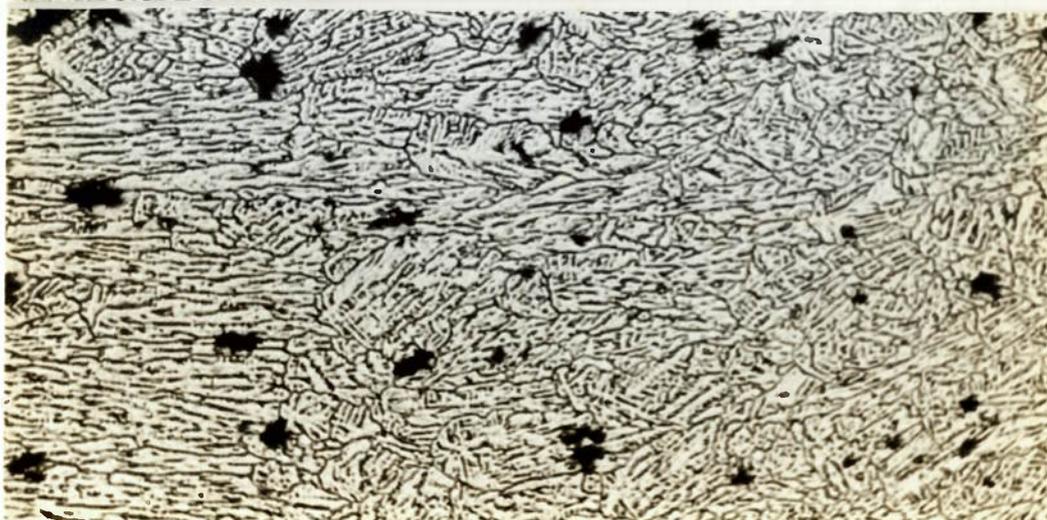


Fig. 4.21.2 - Macrografia do cordão de solda obtido na condição como soldado. Ataque com a solução B . Condições de soldagem:-  $I = 156 \text{ A}$ ,  $E = 11 \text{ V}$  e,  $v = 6.6 \text{ mm/s}$ , não pulsado (série III). Aumento 10 vezes; ampliação 4.17 vezes.



(a)



(b)

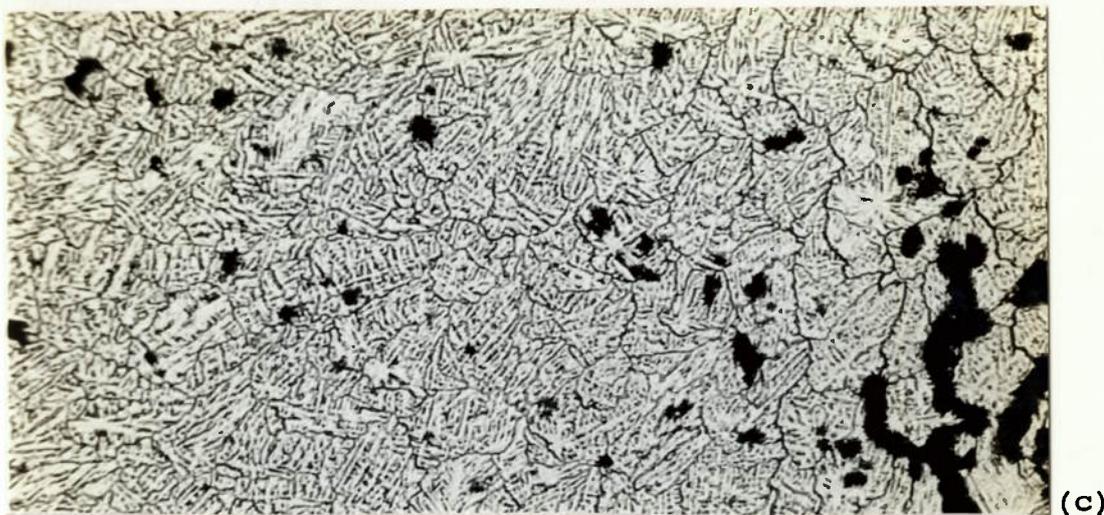


Fig. 4.22.1 - Micrografia do cordão de solda obtido na condição como soldado. Ataque com solução A. Condições de soldagem:  $I = 156 \text{ A}$ ,  $E = 11 \text{ V e}$ ,  $v = 6.6 \text{ mm/s}$ ,  $f = 50$  (série III). Aumento 25 vezes; ampliação 3.5 vezes. a) região próxima à ZTA; b) em direção ao centro do cordão; c) centro do cordão.

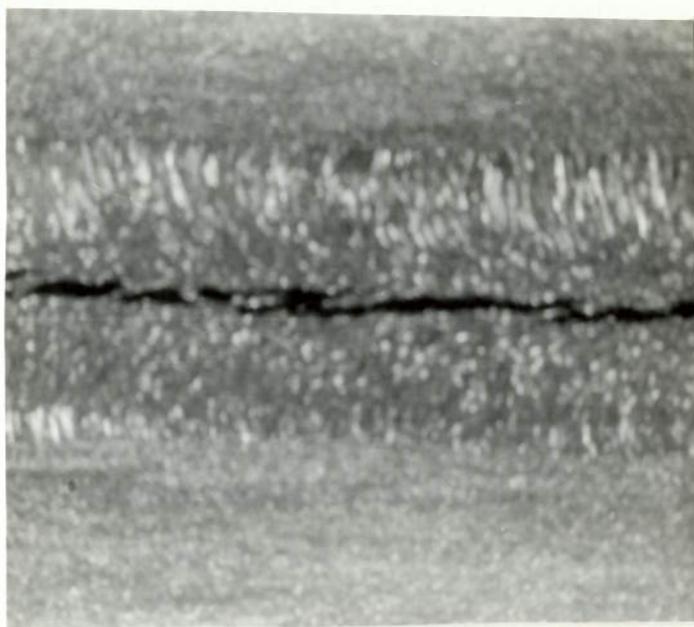
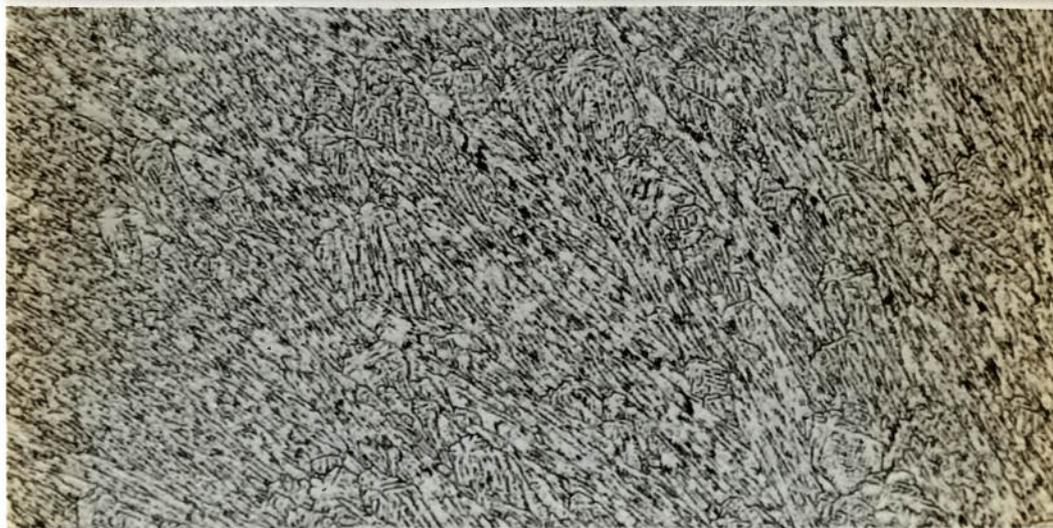


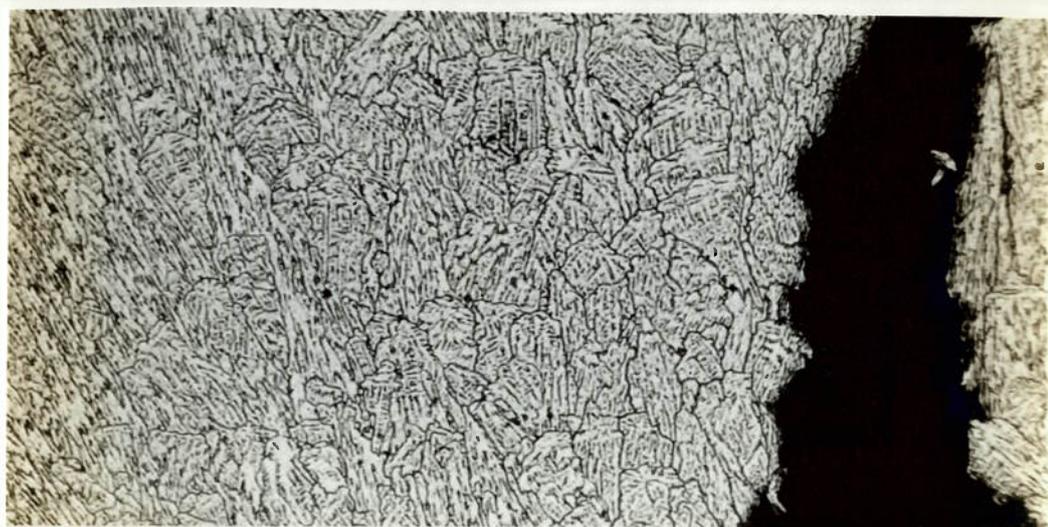
Fig. 4.22.2 - Macrografia do cordão de solda obtido na condição como soldado. Ataque com solução B. Condições de soldagem:  $I = 156 \text{ A}$ ,  $E = 11 \text{ V e}$ ,  $v = 6.6 \text{ mm/s}$ ,  $f = 50$  (série III). Aumento 10 vezes; ampliação 4.17 vezes.



(a)



(b)



(c)

Fig. 4.23.1 - Micrografia do cordão de solda obtido na condição como soldado. Ataque com a solução A. Condições de soldagem:  $I = 156 \text{ A}$ ,  $E = 11 \text{ V}$  e,  $v = 6.6 \text{ mm/s}$ ,  $f = 100$  (série III). Aumento 25 vezes; ampliação 3.5 vezes. a) região próxima à ZTA; b) em direção ao centro do cordão; c) centro do cordão.

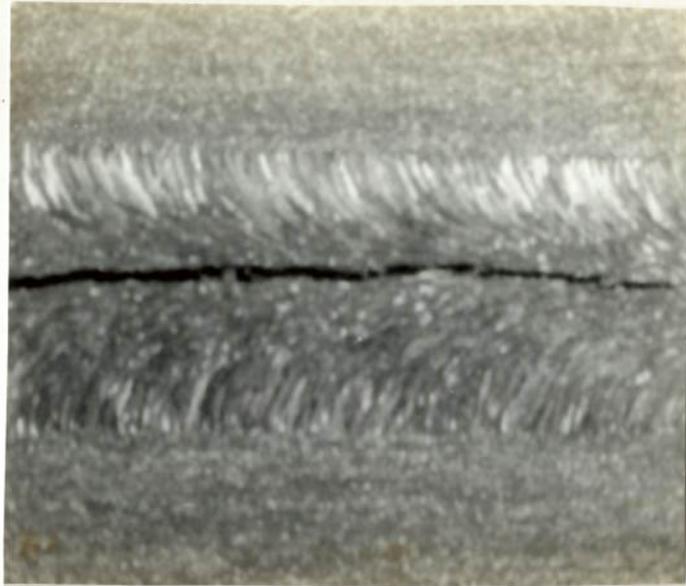
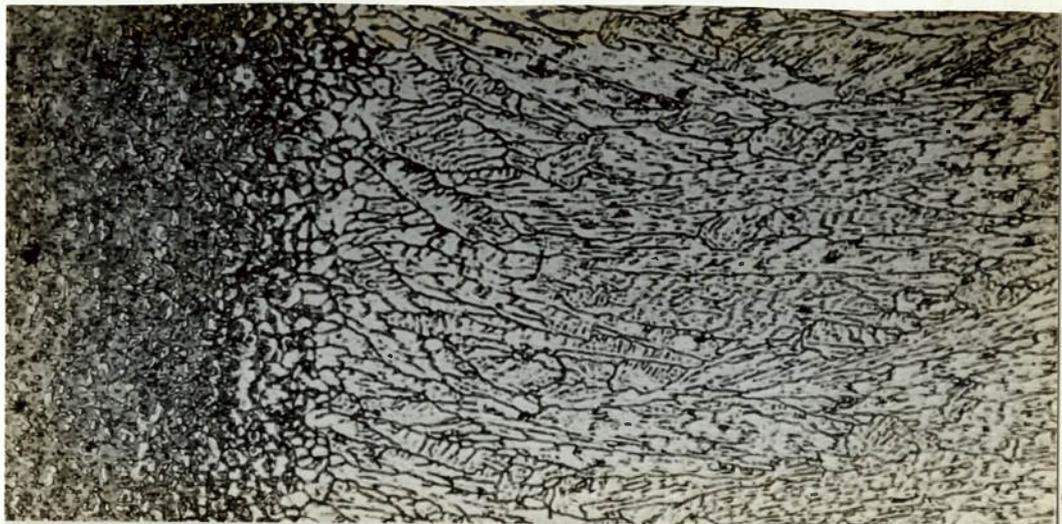
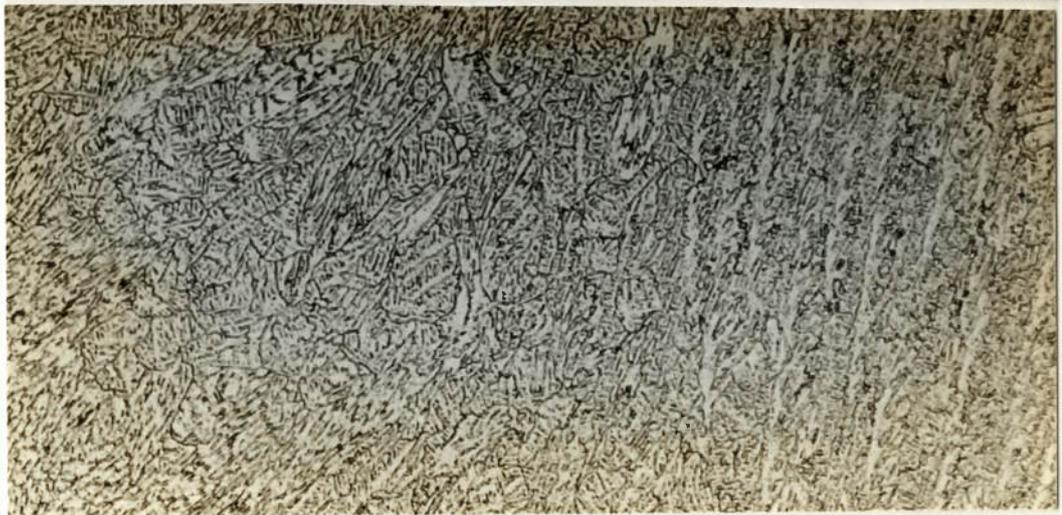


Fig. 4.23.2 - Macrografia do cordão de solda obtido na condição como soldado. Ataque com a solução B. Condições de soldagem:  $I = 156 \text{ A}$ ,  $E = 11 \text{ V}$  e,  $v = 6.6 \text{ mm/s}$ ,  $f = 100$  (série III). Aumento 10 vezes; ampliação 4.17 vezes.



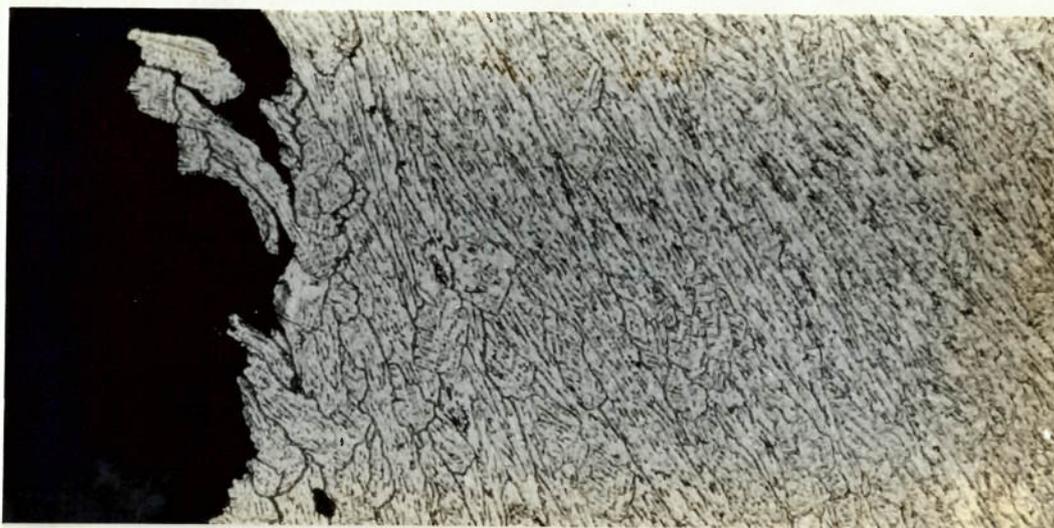
(a)



(b)



(c)



(d)

Fig. 4.24 - Micrografia do cordão de solda obtido na condição como soldado. Ataque com a solução A. Condições de soldagem:  $I = 156 \text{ A}$ ,  $E = 11 \text{ V}$  e,  $v = 6.6 \text{ mm/s}$ ,  $f = 200 \text{ Hz}$  (série III). Aumento 25 vezes; ampliação 3.5 vezes. a) região próxima à ZTA; b) em direção ao centro do cordão; c) centro do cordão; d) outro lado da trinca.

Das figuras 4.4 e 4.5, observa-se que o comportamento das trincas obtidas na série II é muito semelhante aos da série

I, com  $v = 5.6$  mm/s, e o comportamento das estruturas obtidas para estas duas condições mostraram ser as mais susceptíveis à propagação de trincas. Já as estruturas obtidas na série III conduziram-na à um comportamento muito parecido ao encontrado na série I, com velocidade de 7.5 mm/s, e as estruturas obtidas nestas duas condições mostraram-se menos susceptíveis à propagação de trincas.

No estudo realizado, verificou-se que para a frequência de pulsação de 200 Hz na série III, obteve-se surpreendentemente uma estrutura longitudinal, com comprimento de trinca menor que o encontrado para uma estrutura dendrítica com formação de grãos equiaxiais no centro do cordão. Isto contradiz o texto de PROKHOROV [46], que afirma ser aquele tipo de estrutura menos resistente à propagação de trincas que as estruturas equiaxiais.

Naquela mesma frequência, o comprimento de trinca da série III também foi menor que o obtido para a série II, em que os tamanhos de grãos encontrados foram inferiores, parecendo possuir uma estrutura celular-dendrítica. Isto, segundo PROKHOROV [46], deveria resultar em uma resistência à propagação de trincas superior às estruturas colunares. Observou-se, também, que o tipo de estrutura está relacionado ao formato de poça de fusão, para uma mesma energia de soldagem, como são os casos encontrados nas séries I, com  $v = 5.6$  mm/s, e II, com  $v = 4.2$  mm/s, ambas com  $\theta_p = 0.8$ . Na série I, a poça de fusão possuía ainda uma forma elíptica devido às correntes de soldagem utilizadas

serem maiores, ocasionando, assim, a formação de uma estrutura longitudinal, enquanto para a série II a poça de fusão possuía formato de gota, uma vez que as correntes de soldagem utilizadas foram menores e a velocidade correspondente foi suficientemente alta para proporcionar este formato de poça de fusão, acarretando a formação da estrutura obtida na série II.

#### **4.7 - VERIFICAÇÃO DOS RESULTADOS OBTIDOS ATRAVÉS DO MODELO DE ROGERSON**

Conforme apresentado no item 1.3.6, ROGERSON [25] elaborou um modelo físico-matemático que propunha como medida da susceptibilidade à trinca de solidificação o valor de  $CSF$ , já definido anteriormente, e está relacionado à força necessária para fechar a trinca no teste de Houldcroft.

Neste item, serão comparados os resultados obtidos neste trabalho com os do modelo de ROGERSON, para as condições de corrente contínua, sem pulsação de arco. Será também realizada uma avaliação dos resultados obtidos com a utilização de corrente contínua com pulsação de arco, embora se saiba de antemão que o modelo foi elaborado para as condições de soldagem sem pulsação de arco.

Cálculou-se os valores de  $CSF$  para os resultados apresentados na tabela 4.1, conforme o proposto por ROGERSON [25], e já apresentado no item 1.3.6. As estimativas para correntes com pulsação de arco foram

efetuadas à título de comparação àquelas estimadas para correntes não pulsadas.

A comparação dos resultados obtidos neste trabalho não poderia ser realizada de forma direta, já que as dimensões do corpo de prova utilizado por ROGERSON diferiam das utilizadas neste estudo. Passou-se então à uma adequação dos resultados obtidos para as condições do corpo de prova de ROGERSON, admitindo-se que fossem válidas as seguintes hipóteses: (a) o comprimento de trinca obtido para o corpo de prova deste trabalho seria o mesmo se fosse utilizada a geometria de ROGERSON-BORLAND; (b) as larguras da poça de fusão seriam as mesmas que as obtidas neste estudo; (c) todas as hipóteses propostas no modelo de ROGERSON seriam válidas, juntamente com as hipóteses (a) e (b).

### COMPARACAO ENTRE MODELO DE ROGERSON E ESTE TRABALHO

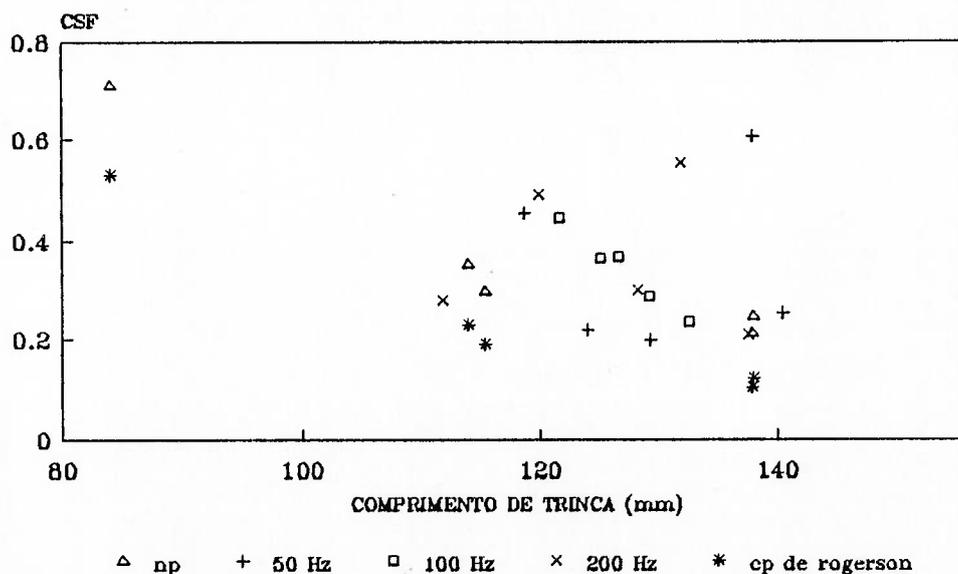


Figura 4.25 - Gráfico de CSF x comprimento de trinca calculados à partir do modelo de ROGERSON.

A figura 4.25 resume as estimativas efetuadas e de sua análise verifica-se que para as condições de corrente contínua, sem pulsação de arco, os valores encontrados para CSF para os dois casos em discussão apresentam uma pequena diferença absoluta mas um comportamento semelhante. Acredita-se que as diferenças encontradas são consequência das hipóteses (a) e (b), pois os valores de CSF seriam praticamente os mesmos para os dois tipos de corpos de prova, uma vez que a diminuição da largura do corpo de prova (como os utilizados por ROGERSON) acarretaria em um aumento da largura do cordão de solda, que, por sua vez, ocasionaria um aumento em  $\lambda$  e portanto uma diminuição do divisor da equação (7), levando a valores de CSF maiores que os apresentados na figura 4.25.

Para correntes contínuas com pulsação de arco, os resultados apresentaram-se consistentes com o modelo. Para a frequência de 100 Hz, observou-se uma tendência de pouca sensibilidade às variáveis físicas utilizadas, diferentemente das frequências de 50 Hz e 200 Hz, as quais apresentaram uma dispersão em função de  $\lambda$ , com comportamento similar ao apresentado para correntes não pulsadas.

## 5 - CONCLUSÕES E RECOMENDAÇÕES.

### 5.1 - CONCLUSÕES FINAIS

Não constitui tarefa fácil extrair conclusões de um trabalho, onde um grande número de variáveis influenciaram nos resultados, e principalmente quando alguns resultados não se mostraram consistentes com aqueles esperados no início deste estudo que ora se encerra.

Como conclusão geral, seria razoável afirmar que, pelo menos do ponto de vista da análise, o trabalho foi satisfatório no sentido de trazer novas informações sobre trincas de solidificação, empregando-se o teste de Houldcroft. Foi possível aumentar os conhecimentos sobre o tema em questão, impulsionar a sua pesquisa em nosso país e, proporcionar uma modesta contribuição, para futuramente ajudar o esclarecimento de questões a respeito do comportamento e da soldabilidade de ligas de alumínio.

Antes de apresentar as conclusões finais, convém efetuar alguns comentários gerais a respeito do teste de Houldcroft, que apresentou as seguintes limitações:

a) A necessidade de manter as mesmas condições iniciais em todas as séries de testes realizadas, mostrou que a máquina de ensaio deve dispor de um equipamento automático para soltar o carro de soldagem, sempre no mesmo instante em que se conseguir penetração total e também manter as mesmas condições térmicas iniciais, para todos os testes que se pretenda realizar.

b) A posição inicial de abertura de arco e o tempo de permanência na posição inicial de soldagem parecem afetar os resultados dos testes.

c) A necessidade de se prender o corpo de prova sobre a placa de grafite mostrou que, se este possuir uma pequena deformação, haverá provavelmente uma pré-tensão desconhecida no corpo de prova e que poderá influenciar nos resultados dos testes.

d) Verificou-se, a partir dos resultados inconsistentes encontrados em relação ao modelo de BORLAND que, se a relação entre as dimensões da poça de fusão e a distância entre fendas nas direções normal e longitudinal do corpo de prova de Houldcroft não forem adequadamente projetadas para as condições de soldagem e para o material em estudo, pode-se ocasionar a propagação da trinca continuamente como se a amostra não possuísse fendas.

e) Verificou-se, de maneira geral, que a influência da pulsação de arco de alta frequência é de diminuir o comprimento de trinca de solidificação para velocidades de soldagem moderadas e aumentá-lo para grandes valores de velocidade, em toda a faixa de velocidades pesquisada. A ocorrência de trincas maiores ou menores com o aumento da velocidade está relacionada aos tipos de microestruturas obtidas, que dependem do super-resfriamento constitucional imposto sobre a poça de fusão e da agitação da mesma durante a soldagem, provocada por forças de arco que devem ter sido alteradas pela introdução da pulsação do arco.

f) Verificou-se também que a tendência de se obter menores comprimentos de trinca para menores valores de  $\theta_p$  que os utilizados neste trabalho, leva a crêr que para frequências de pulsação menores que 50 Hz seja possível diminuir o comprimento de trinca. O mesmo ocorre para frequências de pulsação maiores do que aquelas aqui pesquisadas utilizando altas correntes médias de soldagem e valores de  $\theta_p$  entre 0.8 e 1.0.

Isto posto, as seguintes conclusões parecem merecer especial destaque:

a) O teste de Houldcroft como é atualmente utilizado, não permite que se atinja o regime quase estacionário para ligas de alumínio, o que prejudica sua comparação com soldas realizadas em campo, uma vez que em estruturas soldadas de grandes dimensões esta condição é estabelecida durante o processo de fabricação.

b) O modelo de extinção da trinca no teste de Houldcroft, proposto por BORLAND, mostrou-se inconsistente com os resultados obtidos neste trabalho, levando a crêr que há necessidade de estudar e melhorar o modelo para que se adapte à maioria dos casos aqui pesquisados.

c) A eficiência térmica dos processos com pulsação de arco mostraram-se consistentes com as observadas para correntes não pulsadas, permitindo, assim, a utilização das hipóteses de ondas de pulso quadradas sem prejuízo da análise dos resultados.

d) O comportamento do comprimento de trinca em relação à fração de tempo de pico ( $\theta_p$ ), mostrou que este parâmetro é

de suma importância no projeto de um procedimento de soldagem com arcos pulsados.

e) Com respeito ao formato das poças de fusão, constatou-se a maior susceptibilidade à ocorrência de trincas de solidificação para poças de formato de gota, pois estas proporcionam estruturas de solidificação dos tipos celular dendrítica ou estruturas equiaxiais, as quais mostraram ter maior susceptibilidade à ocorrência de trincas de solidificação que as estruturas apresentadas para poças de fusão em formato elíptico.

f) O comportamento do comprimento de trinca em relação à velocidade de soldagem mostrou que a pulsação de arco altera esta influência à medida em que a frequência de pulsação aumenta, diminuindo bastante sua participação no fenômeno para frequências entre 50 Hz e 100 Hz.

g) Verificou-se que os resultados obtidos para correntes contínuas sem pulsação de arco apresentaram um bom comportamento em relação ao modelo de ROGERSON e acredita-se que, para altas frequências de pulsação de arco possa ser utilizado este modelo para avaliar o comprimento de trinca em função da força necessária para extingui-la, desde que sejam efetuados estudos mais acurados quanto a influência da frequência de pulsação de arco sobre as variáveis físicas que envolvem o modelo.

h) Com relação às microestruturas obtidas, verificou-se que os resultados obtidos em relação à susceptibilidade a ocorrência de trincas de solidificação são contrários aos apresentados por KOU [3], pois observou-se que estruturas

predominantemente formadas por grãos equiaxiais possuem maior susceptibilidade a trincas do que qualquer outra encontrada em ligas do tipo 6351. Os resultados obtidos foram, também, contrários aos apresentados por PROKHOROV [46], no tocante à formação de estruturas celulares no centro do cordão, onde se obteve um comportamento similar ou, em alguns casos, melhor que o de estruturas equiaxiais.

## 5.2 - SUGESTÕES PARA FUTURAS PESQUISAS

As conclusões acima sugerem, por si só, tópicos para que sejam desenvolvidos em futuras pesquisas. As mais significativas são:

- a) Estudo da geometria do corpo de prova de Houldcroft em relação às dimensões da poça de fusão para diferentes parâmetros de soldagem e materiais, verificando a possibilidade de introduzir novos processos de soldagem para serem avaliados pelo teste.
- b) Estudo da influência de baixas e altíssimas frequências de pulsação sobre o fenômeno de trincas de solidificação.
- c) Estudo de parâmetros de soldagem utilizando pulsação de arco para diferentes materiais, relacionando-os com  $\theta_p$ , espaçamento entre os depósitos a cada pulso, frequência de pulsação, penetração e microestrutura.
- d) Estudo das distorções e tensões térmicas na geometria do corpo de prova de Houldcroft e sua influência no resultado dos ensaios.

- e) Estudar o fenômeno de trincas de solidificação através do teste de Houldcroft utilizando oscilação magnética de arco.
- f) Realizar estudos com o teste de Houldcroft com adição de material de soldagem na poça de fusão.
- g) Estudar a influência da condição de regime quase estacionário sob o comprimento de trinca obtido no teste de Houldcroft.

## REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- (1) LINNERT, G.E. Welding metallurgy: carbon and alloy steels. 3. ed. New York, American Welding Society, 1967. v.2, p.591-2.
- (2) MARTUKANITZ, R. P. The metallurgy of aluminum welding. /Apresentado a Aluminum Association Aluminum Welding Seminar, San Diego, 1988/
- (3) KOU, S. Welding Metallurgy and weldability of high strength aluminum alloys. Welding Research Council Bulletin, n. 320, p.1-20, 1986.
- (4) SAVAGE, W. F.; ARONSON, A. H. Preferred orientation in the weld fusion zone. Welding Journal, v.45, n.2, p.85-2-89-s, 1966.
- (5) DAVIES, G. J.; GARLAND, J. G. Solidification structures and properties of fusion welds. International Metallurgical Reviews, v.20, p.83-106, 1975.
- (6) SAVAGE, W. F. Solidification, segregation et imperfections des sudures. Soudage et Techniques Connexes, v.34, n.11/12, p.388-403, 1980.
- (7) ANIK, S.; DORN, LUTZ Metal physical process during welding of aluminium and aluminium alloys. Schweißen und Schneiden, v.41, n.5, pp. E84-E86, pp.240-43, 1989.

- (8) LANZAFAME, J. N.; KATTAMIS, T.Z. Solidification structure and tensile properties of 2014 aluminum alloy welds. *Welding Journal*, v.52, n.5, p.226-s-232-s, 1973.
- (9) SAVAGE, W. F. What is a weld? In: SYMPOSIUM ON WELD IMPERFECTIONS, Palo Alto, 1966. *Weld imperfections: proceedings*, edited by A. R. Pflueger and R. E. Lewis. Reading, Addison-Wesley, 1968. p.13-20
- (10) KOU, S.; LE, Y. Welding parameters and grain structure of weld metal: a thermodynamic consideration. *Metallurgical Transactions. A: Physical Metallurgy and Materials Science*, v.19A, n.4, p.1075-82, Apr. 1988.
- (11) GANAHA, T.; PEARCE, B.P.; KERR, H.W. Grain structures in aluminum alloy GTA welds. *Metallurgical Transactions. A: Physical Metallurgy and Materials Science*, v.11A, n.8, p.1351-9, Aug. 1980.
- (12) VILKAS, E. P. New welding current pulsation methods *Welding Journal*, v.47, n.7, p.549-60, 1968.
- (13) BECKER, D. W.; ADAMS JR., C. M. The role of pulsed GTA welding variables in solidification and grain refinement. *Welding Journal*, v.58, n.5, p.143-s-152-s, 1979.
- (14) BECKER, D. W.; ADAMS JR., C. M. Investigation of pulsed GTA welding parameters. *Welding Journal*, v.57, n.5, p.134-s-138-s, 1978.

- (15) BRISKMAN, et. al. The effect of current pulses on the susceptibility of weld metal to hot cracking. *Avtomaticheskaya Svarka*, n.7, pp.51-53, 1979.
- (16) LUCAS, W. TIG and plasma welding in the 80s; part 1, process fundamentals: TIG. *Metal Construction*, v.14, p.488-92, Sept. 1982
- (17) LUCAS, W. TIG and plasma welding in the 80s; part 2, process fundamentals: plasma and pulsed current. *Metal Construction*, v.14, p.534-8, Oct. 1982.
- (18) BRANDI, S. D.; RIGO, D.; PATINETTI F<sup>o</sup>, E. Efeito dos parametros de soldagem do processo TIG auto-geno no aparecimento de trincas de solidificação em liga de aluminio tipo 6063. In: CONGRESSO IBERO-AMERICANO DE SOLDAGEM, 3./CONGRESSO LATINO-AMERICANO DE SOLDAGEM, 9./ENCONTRO NACIONAL DE TECNOLOGIA DE SOLDAGEM, 18., Rio de Janeiro, 1992. *Anais. s.n.t. v.1, p.747-63.*
- (19) KOU, S.; LE, Y. Improving weld quality by low frequency arc oscillation. *Welding Journal*, v.64, n.3, p.51-5, 1985.
- (20) KOU, S.; LE, Y. Grain structure and solidification cracking in oscillated arc welds of 5052 aluminum alloy. *Metallurgical Trasaction. A: Physical Metallurgy and Materials Science. v.10a, n.7, p. 1345-52, July 1985.*

- (21) KOU, S.; LE, Y. Alternating grain orientation and weld solidification cracking. Metallurgical Transactions. A:Physical Metallurgy and Materials Science, v.16A, n.10, p.1887-96, Oct. 1985.
- (22) HEMSWORTH, B.; BONISZEWSKI, T.; EATON, N. F. Classification and definition of high temperature welding cracks in alloys. Metal Construction and British Welding Journal, v.1, n.2, p.5-16, 1969.
- (23) BORLAND, J. C. Fundamentals of solidification cracking in welds. Welding and Metal Fabrication v.47, p.19-29, p.99-107, 1979.
- (24) HOULDCROFT, P. T. A simple cracking test for use with argon-arc welding. British Welding Journal, v.2, p.471-5, 1955.
- (25) ROGERSON, J. H.; COTTERELL, B.; BORLAND, J. C. An analysis and evaluation of the Houldcroft weld cracking test. Welding Journal, v.42, n.6, p. 264-s-268-s, 1963.
- (26) APBLETT, W. R. ; PELLINI, W. S. Factors which influence weld hot crackin. Welding Journal, v.33 n.2, p.83-s-90-s, 1954.
- (27) MATSUDA, F. Hot crack susceptibility of weld metal In: UNITED STATES-JAPAN SYMPOSIUM ON ADVANCES IN WELDING METALLURGY, 1., San Francisco e Yokohama, 1990. Proceedings. s.n.t. p.26-58.

- (28) ZACHARIA, T.; AIDUN, D. K. Fundamental investigations of Al-Li-Cu-Mg alloy weldments. Potsdam, Department of Mechanical and Industrial Engineering, Clarkson University, 1987. Report n<sup>o</sup> MIE-151, P.12-6.
- (29) PUMPHREY, W. I.; JENNINGS, P. H. A consideration of the nature of brittleness at temperatures above the solidus in castings and welds in aluminium alloys. Journal of the Institute of Metals and Metallurgical Abstracts, p.235-56, Dec. 1948.
- (30) BORLAND, J. C. Generalized theory of super-solidus cracking in welds (and castings): an initial development. British Welding Journal, v.7, p. 508-12, 1960.
- (31) BORLAND, J. C. Suggested explanation of hot cracking in mild and low alloy steel welds. British Welding Journal, v.8, p.526-40, 1961.
- (32) GOODWIN, G. M. Test methods for evaluating hot cracking: review and perspective. In: UNITED STATES-JAPAN SYMPOSIUM ON ADVANCES IN WELDING METALLURGY, 1., San Francisco e Yokohama, 1990. Proceedings, s.n.t. p.59-78.
- (33) SAVAGE, W. F.; LUNDING, C. D. The Vareststraint test. Welding Journal, v.44, n.10, p.433-s-442-s, 1965.
- (34) SAVAGE, W. F.; LUNDIN, C. D. Application of the Vareststraint technique to the study of weldability. Welding Journal, v.45, n.11, p.497-s-503-s, 1966.

- (35) TIMOSHENKO, S. P.; GOODIER, J. N. Teoria da elasticidade. 3. ed. Rio de Janeiro, Guanabara Dois, 1980. Cap. 13, p.425-77: Tensões térmicas
- (36) TIMOSHENKO, S. P. Resistência dos materiais. Rio de Janeiro, Livros Tecnicos e Científicos, 1966, v.1, p.180-2.
- (37) MASUBUSHI, K. Analysis of welded structures: residual stresses, distortion, and their consequences Oxford, Pergamon, 1980. Cap. 2, p.60-87: Heat flow in weldments.
- (38) ROSENTHAL, D. The theory of moving sources of heat and its application to metal treatments. Transactions of the American Society of Mechanical Engineers, v.68, p.849-66, 1946.
- (39) WELLS, A. A. Heat flow in welding. Welding Journal, v.31, n.5, p.263-s-267-s, 1952.
- (40) GANAHA, T.; KERR, H.W. TIG weld solidification structures in carbon sheet steels. Metals Technology, v.5, n.2, p.62-9, 1978.
- (41) ROGERSON, J. H.; BORLAND, J. C. Effect of the shapes of intergranular liquid on the hot cracking of welds and castings. Transactions of the Metallurgical Society of AIME, v.227, p.2-7, Feb. 1963.
- (42) SELBY, S. M. Standard Mathematical Tables - The Chemical Rubber Co. 1970, 518-524.

- (43) BRANDI, S. D. Tese de Doutorado. Estudo da soldabilidade do aço inoxidável duplex DIN W .Nr. 1.4462 (UNS S31803). Tese de doutorado apresentada a EPUSP pg. 144-148, 1992.
- (44) SILVA, R. B. Manual de Termodinâmica e Transmissão de Calor, EPUSP, pg. A5.1 - A5.4, 1972.
- (45) Metals Handbook, Microestructure of Aluminium Alloys, vol. V, série Verde, pg. 241-272.
- (46) PROKHOROV, N. N. Influence of welding conditions and Chemical composition of the base metal on the primary structure of welding method, Automatic Welding, vol. 27, no. 3, pg. 6-8, 1974.

Desenhos - Luís Gonçalves  
Fotos no laboratório - Walter Michichita