

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

ANALISE DO EFEITO DA OSCILOÇÃO MAGNETICA
DO ARCO NA SOLDABILIDADE DO AÇO INOXIDAVEL
FERRITICO AISI 409 SOLDADO PELLO PROCESSO TIG

Eng. Guan Donizete

Orientador: Prof. Dr. Celso 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
1993

DEDALUS - Acervo - EPMN



31600009972

Dedico este trabalho aos meus pais
Guan xiaoyu e Zhang shifeng e, a
minha esposa Wang yuzhu.
Ofereço aos meus irmãos e amigos
que tanto colaboram para manter-me
no rumo certo.

AGRADECIMENTOS

Agradeço ao meu orientador Prof. Dr. Célio Taniguchi, pela dedicada orientação e pelo exemplo de metodologia de trabalho. Agradeço ao Prof. Dr. Samuel Irati Novaes Gomes, pelo apoio dado no Departamento de Materiais da Escola de Engenharia de São Carlos. Agradeço ao Prof. Dr. Sergio Duarte Brandi, do Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais, pela orientação no início do trabalho.

Agradeço à CNPq pela bolsa de estudo via o Departamento de Engenharia Naval e Oceânica; à FAPESP pelo auxílio financeiro através do processo 90/3751-3; a ACESITA pela doação das chapas e, à WHITE MARTINS pela doação dos gases de proteção.

Agradeço aos Eng. Manoel Careira Neto, Eng. Paulo César Rioli Duarte de Souza, e a Enga. Eliane da Silveira, pelo auxílio na parte experimental.

Agradeço aos todos alunos de pós-graduação do Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais, pela constante disposição em ajudar.

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.....	1
1.1 - Objetivos deste trabalho.....	2
1.2 - Condução do trabalho.....	4
2 - Metalurgia do aço inoxidável ferrítico.....	5
2.1 - Efeito do carbono e do nitrogênio na estrutura dos aços inoxidáveis ferríticos.....	7
2.2 - Crescimento de grãos.....	12
2.3 - Formação de fase sigma.....	13
2.4 - Fragilização a 475°C, α'	17
3 - Fenômenos que regem a solidificação da poça de fusão de soldagem.....	24
3.1 - Nucleação.....	24
3.2 - Crescimento.....	29
3.3 - Comparação entre a solidificação de um lingote e da poça de fusão de soldagem.....	31
3.4 - Mecanismo de início de crescimento na poça de fusão.....	32
3.5 - Estruturas de solidificação.....	35

3.5.1 - Teoria do super-resfriamento constitucional.....	35
3.5.2 - Tipos de crescimento.....	41
3.6 - Influência na geometria da poça de solidificação.....	46
3.7 - Segregação do soluto durante a solidificação da poça de fusão.....	51
3.8 - Relação entre propriedade e estruturas de solidificação do metal de solda.....	53
3.8.1 - Trinca a quente.....	53
3.8.2 - Propriedades mecânicas.....	54
3.9 - Controle da solidificação da poça de fusão.....	55
4 - Estudo da soldabilidade do aço inoxidável ferrítico.....	57
4.1 - Principais problemas metalúrgicos na soldagem do aço inoxidável ferrítico.....	57
4.2 - Métodos para minimizar os problemas da junta soldada.....	59
4.2.1 - Recozimento após soldagem.....	59
4.2.2 - Modificações na composição química.....	60
4.2.3 - Uso de metal de adição austenítico.....	64
4.2.4 - Uso de nucleantes.....	64
4.2.5 - Escolha do processo de soldagem adequado...	67
4.3 - Controle da solidificação da poça de fusão através da oscilação magnética do arco.....	68
4.3.1 - A geração e o uso da oscilação magnética do arco.....	68
4.3.2 - Mecanismos de nucleação e refino e a utilização de oscilação magnética.....	72
5 - Material, equipamentos utilizados e metodologia dos ensaios.....	80

5.1 - Material analisado.....	80
5.2 - Equipamentos utilizados na soldagem dos corpos de prova.....	81
5.3 - Soldagem dos corpos de prova.....	85
5.3.1 - Seleção dos parâmetros operacionais.....	85
5.3.2 - Preparação e execução da soldagem.....	91
5.4 - Técnicas de análise microestrutural.....	94
5.4.1 - Preparação metalográfica.....	94
5.4.2 - Microscopia ótica.....	95
5.4.3 - Medidas do tamanho de grãos.....	95
5.5 - Ensaios para avaliação das propriedades mecânicas da junta soldada.....	98
5.5.1 - Ensaio de tração.....	99
5.5.2 - Ensaio de impacto (Charpy com entalhe em V).....	100
6 - Apresentação dos resultados experimentais.....	102
6.1 - Microestruturas das chapas como fornecidas.....	102
6.2 - Microestruturas dos cordões de solda.....	104
6.3 - Resultados das medidas de tamanhos de grãos.....	114
6.4 - Resultados dos ensaios de tração.....	114
6.5 - Resultados dos ensaios de impacto.....	115
7 - Análise e discussão dos resultados.....	121
7.1 - Relação entre o tamanho de grão e a tenacidade.....	121
7.2 - Efeito da oscilação magnética do arco na controle do tamanho de grãos da ZTA.....	125
7.3 - Análise microestrutural dos ensaios realizados.....	132

7.4 - Análise dos resultados dos ensaios de tração.....	141
8 - Conclusões e sugestões para trabalhos futuros.....	143
8.1 - Conclusões finais.....	143
8.2 - Sugestões para trabalhos futuros.....	145
Referências bibliográficas.....	146

LISTA DE FIGURAS

- Fig.2.1 - Família de aços inoxidáveis ferríticos.....6
- Fig.2.2 - Diagrama de equilíbrio para o sistema Fe-Cr.....8
- Fig.2.3 - Influência do carbono no domínio gama.....9
- Fig.2.4 - Influência de (C +N) na TTDF das ligas
21Cr-1Mo, 25Cr-3Mo e 17Cr.....10
- Fig.2.5 - Efeito dos modos de resfriamento na energia
de impacto absorvida para a liga Fe-26Cr
contendo 150ppm de (C+N).....12
- Fig.2.6 - Diagrama de fase Fe-Cr.....14
- Fig.2.7 - Efeito do teor de cromo no tempo crítico da
formação da fase sigma.....16
- Fig.2.8 - Efeito do aquecimento prolongado a 475°C no
endurecimento. Composição do material:
0.20%maxC, 1.50%maxMn, 0.025%maxS, 26 a 30%Cr,
1.00%maxNi e 0.12% a 0.25%N.....18
- Fig.2.9 - Efeito do tempo de permanência a 475°C nas
propriedades mecânicas da liga 27Cr-Fe.....19
- Fig.2.10 - Diagrama de fase Fe-Cr.....20
- Fig.2.11 - Influência do tempo de permanência à
temperatura 475°C no endurecimento das
ligas 446, 430, 410, 405.....21
- Fig.3.1 - Representação esquemática da energia livre
por unidade de volume (Gv) em função
da temperatura, para um metal puro.....25
- Fig.3.2 - Representação esquemática da curva de
resfriamento para um metal puro mostrando
o super-resfriamento ΔT necessário para
o início da solidificação.....26
- Fig.3.3 - Raio crítico em função do super-resfriamento...28
- Fig.3.4 - Raio crítico e raio maior em função do
super-resfriamento.....29
- Fig.3.5 - Tipo de interface a nível microscópico:
(a) interface atômicamente difusa;

(b) atómicamente plana.....	30
Fig.3.6 - Representação esquemática do crescimento epitaxial (entre A e 1; B e 2; e C e 3) e do crescimento competitivo (entre 1,2 e 3)...	34
Fig.3.7 - Representação esquemática da influência do ciclo térmico de soldagem no tamanho do grão solidificado.....	35
Fig.3.8 - Variação da concentração do soluto na interface sólido/líquido durante o resfriamento rápido.....	37
Fig.3.9 - Representação esquemática do super-resfriamento constitucional na frente da interface sólido/líquido.....	38
Fig.3.10 - Relação do super-resfriamento constitucional com a velocidade de resfriamento.....	40
Fig.3.11 - Diagrama esquemático dos modos de solidificação.....	41
Fig.3.12 - Diagrama esquemático mostrando os aspectos da interface sólido/líquido através do crescimento planar durante a solidificação (SAVAGE).....	42
Fig.3.13 - Diagrama esquemático mostrando os aspectos da interface sólido/líquido através do crescimento celular durante a solidificação...	43
Fig.3.14 - Diagrama esquemático mostrando os aspectos da interface sólido/líquido através do crescimento dendrítico-celular durante a solidificação.....	44
Fig.3.15 - Diagrama esquemático mostrando os aspectos da interface sólido/líquido, através do crescimento dendrítico durante a solidificação.....	44
Fig.3.16 - Super-resfriamento constitucional na frente de solidificação durante a soldagem (69).....	46
Fig.3.17 - Poça de fusão em formato de gota. As setas indicam as direções dos gradientes térmicos máximos.....	47
Fig.3.18 - Poça de fusão em formato elíptico. As setas indicam as direções dos gradientes térmicos máximos.....	48

- Fig.3.19 - Gradientes térmicos da poça de fusão em função do formato dessa poça.....49
- Fig.3.20 - Tipos de macroestruturas de solda.....50
- Fig.4.1 - Efeito do recozimento após soldagem nas propriedades de impacto de um aço 17%Cr.....59
- Fig.4.2 - Efeito de (C+N) na TTDF em aço 17%Cr aquecido a 1100°C por dez minutos e temperado em água.....61
- Fig.4.3 - Variação da energia absorvida no ensaio de impacto com o teor de nitrogênio no gás de proteção.....66
- Fig.4.4 - Ilustração esquemática dos três modos principais de oscilação magnética do arco.....69
- Fig.4.5 - Efeito da amplitude da oscilação do arco no tamanho de grãos da zona fundida da liga Al-2.5Mg. Condições de soldagem: I=150A; V=200mm/min; Comprimento do arco=2.4 mm; Frequência de oscilação=10Hz.....71
- Fig.4.6 - Refinamento de grãos com a oscilação longitudinal do arco numa frequência de 10 a 30 Hz e amplitude de 1.2 mm; possível somente nas condições de soldagem limitadas pela área hachurada.....72
- Fig.4.7 - Ilustração esquemática da microestrutura e os mecanismos de nucleação da poça de fusão das ligas.....73
- Fig.4.8 - Ilustração esquemática da nucleação heterogênea e o crescimento subsequente dos novos grãos durante a soldagem.....75
- Fig.4.9 - Ilustração esquemática do efeito da oscilação do arco transversal na velocidade resultante da poça de fusão da solda.....77
- Fig.4.10 - Ilustração esquemática do efeito da oscilação de arco na ZTA. T_L --temperatura líquidos; T_H --temperatura acima da qual a microestrutura e propriedades mecânicas do metal base são afetadas pelo calor79
- Fig.5.1 - a) Fonte de energia; b) Controle automático da tensão do arco; c) Controle magnético do arco; d) Controlador de velocidade do carro de soldagem; e) Controlador do AVC; f) Controlador de oscilação magnética

do arco.....	84
Fig.5.2 - A) Dimensões do cobre-juntas; B) Montagem do cobre-juntas: (a) vista frontal; (b) vista lateral.....	87
Fig.5.3 - Ilustração esquemática da oscilação do arco de forma elíptica.....	89
Fig.5.4 - Painel do controlador de oscilação.....	90
Fig.5.5 - Vista do corpo de Prova posicionado.....	92
Fig.5.6 - a) Microscópio Zeiss Neophot-30; b) Quantimet Q-520.....	96
Fig.5.7 - Ilustração esquemática da localização de medição de tamanho de grão, na região de entalhe do corpo de prova para ensaio de impacto.....	97
Fig.5.8 - Ilustração esquemática da medição do tamanho de grão.....	98
Fig.5.9 - Dimensões dos corpos de prova para o ensaio de tração.....	99
Fig.5.10 - Dimensões dos corpos de prova para o ensaio de impacto Charpy com entalhe em V.....	100
Fig.5.11 - Localização e orientação dos corpos de prova para o ensaio de impacto na ZTA e na zona fundida.....	101
Fig.6.1 - Microestruturas nas três direções da chapa de aço AISI 409. Polimento mecânico. Ataque com a solução A. Aumento: 20 vezes; ampliação: 4.4 vezes. a) superfície da chapa; b) seção lateral da chapa; c) seção transversal da chapa.....	103
Fig.6.2 - Micrografia do cordão de solda obtido na condição como soldado. Polimento mecânico. Ataque com a solução A. Condições de soldagem: I = 80A, E = 14V e V = 3.25mm/s, sem oscilação magnética do arco. Aumento:3.2 vezes; ampliação: 4.4 vezes.....	105
Fig.6.3 - Micrografia do cordão de solda obtido na condição como soldado. Polimento mecânico. Ataque com a solução A. Condições de transversal do arco, amplitude = 2 unidades; frequência = 1 unidade. Aumento: 3.2 vezes; ampliação: 4.4 vezes.....	105

- Fig.6.4 - Micrografia do cordão de solda obtido na condição como soldado. Polimento mecânico. Ataque com a solução A. Condições de soldagem: $I = 80A$, $E = 14V$ e $V = 3.25mm/s$, com oscilação longitudinal do arco, amplitude = 2 unidades e frequência = 1 unidade. Aumento: 3.2 vezes; ampliação: 4.4 vezes.....106
- Fig.6.5 - Micrografia do cordão de solda obtido na condição como soldado. Polimento mecânico. Ataque com a solução A. Condições de soldagem: $I = 80A$, $E = 14V$ e $V = 3.25mm/s$, com oscilação circular do arco, amplitude = 2 unidades e frequência = 1 unidade. Aumento: 3.2 vezes; ampliação: 4.4 vezes.....106
- Fig.6.6 - Micrografia do cordão de solda obtido na condição como soldado. Polimento mecânico. Ataque com a solução A. Condições de soldagem: $I = 80A$, $E = 14V$ e $V = 3.25mm/s$, com oscilação transversal do arco, amplitude = 2 unidades e frequência = 3 unidades. Aumento: 3.2 vezes; ampliação: 4.4 vezes.....107
- Fig.6.7 - Micrografia do cordão de solda obtido na condição como soldado. Polimento mecânico. Ataque com a solução A. Condições de soldagem: $I = 80A$, $E = 14V$ e $V = 3.25mm/s$, com oscilação longitudinal do arco, amplitude = 2 unidades e frequência = 3 unidades. Aumento: 3.2 vezes; ampliação: 4.4 vezes.....107
- Fig.6.8 - Micrografia do cordão de solda obtido na condição como soldado. Polimento mecânico. Ataque com a solução A. Condições de soldagem: $I = 80A$, $E = 14V$ e $V = 3.25mm/s$, com oscilação circular do arco, amplitude = 2 unidades e frequência = 3 unidades. Aumento: 3.2 vezes; ampliação: 4.4 vezes.....108
- Fig.6.9 - Micrografia do cordão de solda obtido na condição como soldado. Polimento mecânico. Ataque com a solução A. Condições de soldagem: $I = 80A$, $E = 14V$ e $V = 3.25mm/s$, sem oscilação. Aumento: 3.2; ampliação: 4.4 vezes.....109
- Fig.6.10 - Micrografia do cordão de solda obtido na condição como soldado. Polimento mecânico. Ataque com a solução A. Condições de soldagem: $I = 80A$, $E = 14V$ e $V = 3.25mm/s$, com oscilação transversal do arco, amplitude = 2 unidades e frequência = 3 unidades. Aumento: 3.2 vezes; ampliação: 4.4 vezes.....109

- Fig.6.11 - Micrografia do cordão de solda obtido na condição como soldado. Polimento mecânico. Ataque com a solução A. Condições de soldagem: $I = 80A$, $E = 14V$ e $V = 3.25mm/s$, com oscilação longitudinal do arco, amplitude = 2 unidades e frequência = 3 unidades. Aumento: 3.2 vezes; ampliação: 4.4 vezes.....110
- Fig.6.12 - Micrografia do cordão de solda obtido na condição como soldado. Polimento mecânico. Ataque com a solução A. Condições de soldagem: $I = 80A$, $E = 14V$ e $V = 3.25mm/s$, com oscilação circular do arco, amplitude = 2 unidades e frequência = 3 unidades. Aumento: 3.2 vezes; ampliação: 4.4 vezes.....110
- Fig.6.13 - Micrografia do cordão de solda obtido na condição como soldado. Polimento mecânico. Ataque com a solução A. Condições de soldagem: $I = 80A$, $E = 14V$ e $V = 3.25mm/s$, com oscilação transversal do arco, amplitude = 4 unidades e frequência = 3 unidades. Aumento: 5.12 vezes; ampliação: 4.4 vezes.....111
- Fig.6.14 - Micrografia do cordão de solda obtido na condição como soldado. Polimento mecânico. Ataque com a solução A. Condições de soldagem: $I = 80A$, $E = 14V$ e $V = 3.25mm/s$, com oscilação longitudinal do arco, amplitude = 4 unidades e frequência = 3 unidades. Aumento: 3.2 vezes; ampliação: 4.4 vezes.....111
- Fig.6.15 - Micrografia do cordão de solda obtido na condição como soldado. Polimento mecânico. Ataque com a solução A. Condições de soldagem: $I = 80A$, $E = 14V$ e $V = 3.25mm/s$, com oscilação circular do arco, amplitude = 4 unidades e frequência = 3 unidades. Aumento: 5.12 vezes; ampliação: 4.4 vezes.....112
- Fig.6.16 - Micrografia do cordão de solda obtido na condição como soldado. Polimento mecânico. Ataque com a solução B. Condições de soldagem: $I = 80A$, $E = 14V$ e $V = 3.25mm/s$, com oscilação transversal do arco, amplitude = 5.5 unidades e frequência = 5.5 unidades. Aumento: 32 vezes; ampliação: 4 vezes. a) região próximo à ZTA; (b) centro do cordão.....113
- Fig.7.1 - Efeito das frequência e amplitude da oscilação transversal do arco no tamanho de grãos da ZTA.....127

- Fig.7.2 - Efeito das frequência e amplitude da oscilação circular do arco no tamanho de grão da ZTA....129
- Fig.7.3 - Efeito das frequência e amplitude da oscilação longitudinal do arco no tamanho de grão da ZTA.....130
- Fig.7.4 - Ilustração esquemática do efeito das formas de oscilação na estrutura do cordão de solda e na resistência de propagação de trincas.....138

LISTA DE TABELAS

Tabela 2.1 - Composições dos aços inoxidáveis ferríticos mais conhecidos.....	5
Tabela 2.2 - Efeito da composição química na fragilização de 475°C para ligas Fe-Cr.....	22
Tabela 4.1 - Tamanho de grão da zona fundida em função do teor de nitrogênio no gás de proteção.....	65
Tabela 5.1 - Composição química do aço utilizado neste trabalho.....	81
Tabela 5.2 - Condições de soldagem.....	88
Tabela 5.3 - Resultados de tamanho de grãos em função das formas de oscilação.....	90
Tabela 5.4 - Parâmetros de soldagem utilizados durante o ensaio.....	93
Tabela 6.1 - Resultados das medidas de tamanho de grãos.....	116
Tabela 6.2 - Resultados das medidas de tamanho de grãos.....	117
Tabela 6.3 - Resultados das medidas de tamanho de grãos.....	118
Tabela 6.4 - Resultados dos ensaios de tração do cordão de solda.....	119
Tabela 6.5 - Resultados dos ensaios de impacto dos metais de solda.....	120
Tabela 7.1 - Relação entre o tamanho de grãos e a energia absorvida de impacto.....	124

LISTA DE ABREVIATURAS E SÍMBOLOS

- C - amplitude de oscilação
C₀ - porcentagem de soluto na liga
D - difusividade
E - Tensão
f - frequência de oscilação
g - aceleração da gravidade
G - gradiente térmico externo imposto
GTA - Gas tungsten arc welding
G_s - energia livre no estado sólido
G_L - energia livre no estado líquido
G_v - energia livre por unidade de volume
H - altura de centro da poça de fusão
I - corrente
L - líquido
MIG - Metal Inert Gas
P - força devida a oscilação por área
r - raio do sólido formado
r* - raio crítico
R' - velocidade de crescimento
TIG - Tungsten Inert Gas
TTDF - Temperatura de Transição Dútil-Frágil
T - temperatura
T_s - temperatura de solidificação
T_H - temperatura acima da qual a microestrutura e propriedades mecânicas do metal base são afetadas pelo calor
T_L - temperatura líquidos
ΔT - super-resfriamento
γ_{SL} - energia da superfície da interface sólido/líquido
ΔT* - super-resfriamento crítico
ΔT_G - super-resfriamento que ocorre devido ao enriquecimento do soluto no líquido interdendrítico
ΔT_σ - super-resfriamento devido ao raio de curvatura
ΔT_K - super-resfriamento cinético considerado desprezível para os metais
V - velocidade
VIM - vacuum induction melting
ZTA - zona afetada por calor

RESUMO

Foi investigado o efeito de oscilação do arco na microestrutura da zona fundida e na zona afetada por calor, bem como nas propriedades mecânicas da junta soldada do aço inoxidável ferrítico AISI 409, através da utilização dos ensaios de impacto (Charpy com entalhe em V) e de tração, em amostras soldadas pelo processo TIG autógeno. A oscilação magnética do arco foi produzida através do oscilador de arco Powcon modelo 90A/46/3A nos sentidos transversal e longitudinal em relação à direção de soldagem, sendo também utilizada a oscilação circular.

Verificou-se que a oscilação do arco contribui efetivamente para a redução do tamanho de grãos na ZTA, sendo que o efeito mais intenso ocorre com a oscilação circular e transversal, obtendo-se a elevação do energia absorvida durante os ensaios de impacto. Salienta-se, porém, que a relação adequada dos parâmetros de soldagem é de suma importância. Verificou-se ainda que microestruturas mais finas de cordões de solda podem ser obtidas com oscilação de altas frequência e amplitude.

ABSTRACT

The effect of magnetic arc oscillation on heat-affected zone (HAZ) structure, weld metal structure and mechanical properties in autogenous GTA welds of AISI 409 stainless steel was investigated by means of notch impact testing and tensile testing. Magnetic arc oscillation was conducted by using a magnetic arc oscillator (Powcon 90A). Three different oscillation patterns, i.e., transverse, longitudinal and circular, were used in the study.

It was verified that the grain size of HAZ was reduced by magnetic arc oscillation during welding, especially with transverse and circular arc oscillation, and correspondingly the tenacity of HAZ was improved. However, the correct selection of welding parameters is very important. Microstructure refinement of weld metal, on the other hand, was achieved in welds made with all three types of arc oscillation patterns in the higher frequency and amplitude range.

1. INTRODUÇÃO

Desde sua descoberta no início deste século, os aços inoxidáveis ferríticos vem passando por um rápido desenvolvimento e uma crescente abertura no seu leque de aplicação. Eles podem ser utilizados em diversos segmentos industriais como a indústria química, petroquímica, farmacêutica, automobilística, alimentícia e de ornamentação, substituindo os austeníticos, basicamente pelas seguintes razões [1-4]:

- * Boa resistência geral à corrosão (em geral, inferior a dos austeníticos de igual teor de cromo);

- * Resistência à corrosão sob tensão em ambiente de cloretos;

- * Menor custo de fabricação devido à menor utilização de elementos de liga, principalmente o níquel que não é utilizado, e constitui-se em um dos elementos mais caros na produção dos aços inoxidáveis.

Entretanto, na condição soldada, estes aços apresentam uma menor resistência à corrosão, uma acentuada perda de ductilidade e tenacidade e problemas de fissuração, que dificultam a sua utilização mais ampla [1-7]. Por isso, é importante que os problemas decorrentes da soldagem sejam conhecidos e minimizados, para permitir a aplicação mais ampla desse grupo de aços.

Durante a soldagem, esses aços podem ser fragilizados por trinca de solidificação, trinca induzida por hidrogênio, fragilização a 475°C, fragilização por fase sigma, formação de martensita nos contornos de grão ferríticos e crescimento dos grãos solidificados da zona fundida e zona afetada por calor.

Muitos destes problemas estão diretamente relacionados à microestrutura da zona de solda, de modo que o estudo de processos que possibilitam o controle de sua morfologia permitirá a obtenção de juntas mais confiáveis.

1.1. OBJETIVOS DESTE TRABALHO

O estudo da microestrutura da solda dos aços inoxidáveis ferríticos e da sua influência na degradação das propriedades mecânicas, bem como dos meios de recuperar estas propriedades, podem contribuir para ampliar a faixa de utilização destes materiais. Dentre as maneiras de se melhorar o desempenho destes aços pode-se citar a redução do teor de intersticiais, a adição de elementos estabilizantes, o uso de metal de adição austenítico, o emprego de tratamentos térmicos pós soldagem e o controle da solidificação da poça de fusão.

A solidificação da poça de fusão tem sido estudado através dos fenômenos que aliam a transferência de calor

aos ciclos térmicos de soldagem, com o conseqüente resfriamento da junta de solda, conduzindo à solidificação da poça de fusão. Atualmente estão sendo estudados meios para efetuar um controle mais acurado desta solidificação, através de mecanismos como a pulsação e/ou a oscilação magnética do arco de soldagem. O mecanismo de oscilação magnética do arco vem sendo pesquisado de modo mais sistemático em trabalhos [49,59-62] face às suas potenciais aplicações na prática. Entretanto os resultados destas pesquisas não são facilmente disponíveis em livros ou revistas especializadas em engenharia de soldagem, por ainda não existir uma conclusão definitiva sobre o tema em questão.

Assim, este trabalho tem como objetivo principal estudar o efeito desta oscilação na microestrutura da zona fundida e na zona afetada por calor, bem como nas propriedades mecânicas da junta soldada através da utilização dos ensaios de impacto (Charpy com entalhe em V) e de tração, em amostras soldadas pelo processo TIG autógeno. A oscilação magnética do arco se dará nos sentidos transversal e longitudinal, em relação à direção de soldagem, utilizando-se também a oscilação circular.

1.2. CONDUÇÃO DO TRABALHO

Face à diversidade dos problemas, convém efetuar inicialmente uma incursão teórica à metalurgia dos aços inoxidáveis ferríticos e nos fundamentos da solidificação da poça de fusão de soldagem, que são apresentados nos capítulos 2 e 3 respectivamente, para um melhor entendimento dos problemas oriundos da soldagem dos aços inoxidáveis ferríticos.

O tratamento da soldagem e seus problemas, propriamente ditos, são abordados no capítulo 4.

O capítulo 5 aborda a parte experimental deste trabalho, apresentando material, equipamentos utilizados e a metodologia dos ensaios.

Nos capítulos 6 e 7 são apresentados respectivamente os resultados experimentais obtidos neste trabalho e a análise dos mesmos.

Finalmente no capítulo 8 são lançadas algumas conclusões deste estudo e apresentam-se sugestões de tópicos para futuras pesquisas.

2. METALURGIA DO AÇO INOXIDÁVEL FERRÍTICO

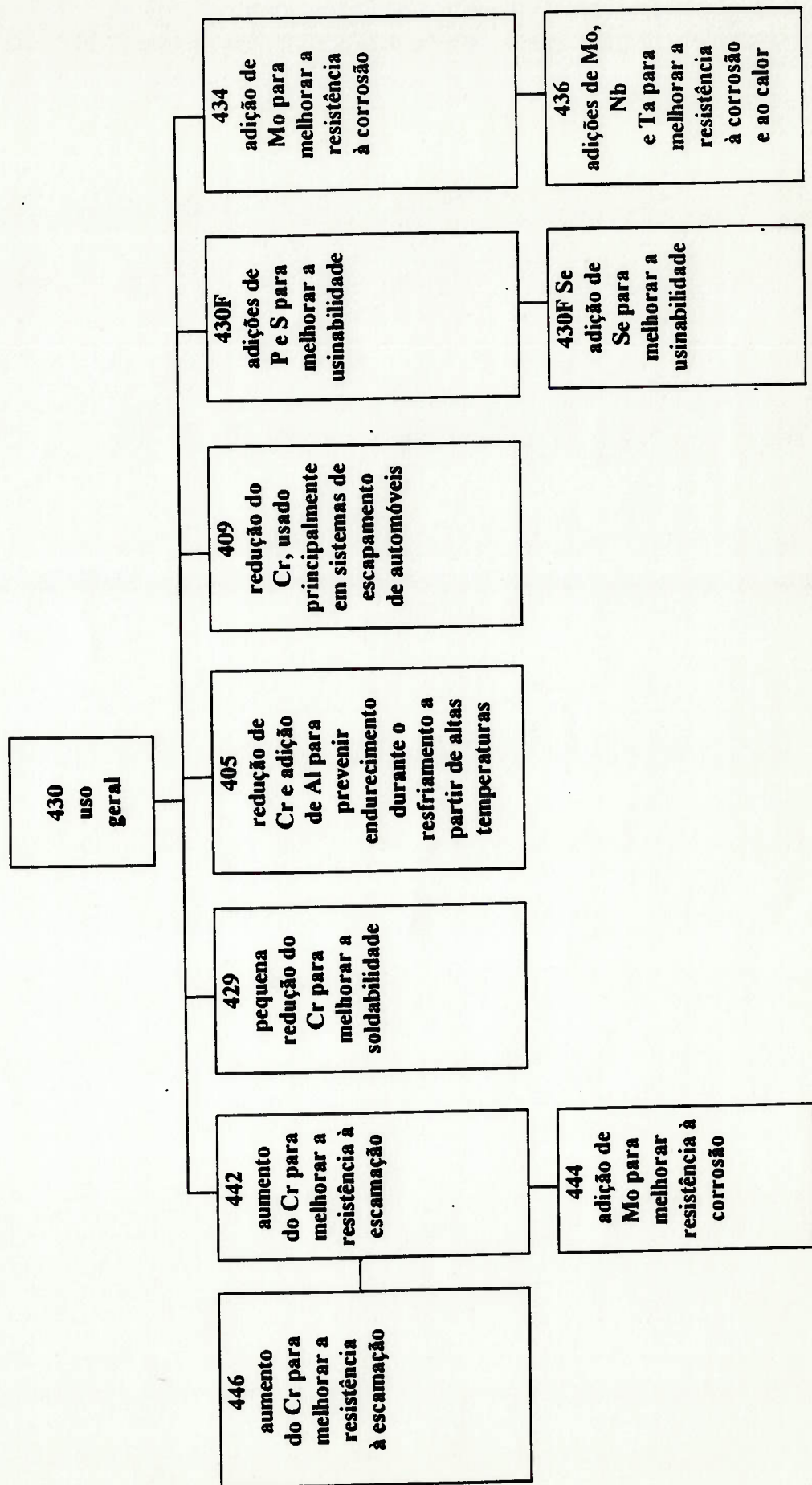
Teoricamente, os aços inoxidáveis ferríticos são estruturalmente simples. À temperatura ambiente eles consistem de solução sólida de Fe-Cr, tendo uma estrutura cristalina cúbica de corpo centrado. As ligas destes aços contêm muito pouco carbono dissolvido, pois a maioria do carbono aparece em forma de precipitados de carboneto de cromo. A principal característica dos aços inoxidáveis ferríticos é que eles podem manter uma estrutura praticamente ferrítica até o ponto de fusão.

As ligas típicas dos aços inoxidáveis ferríticos são mostradas na Tabela 2.1 [7].

Tabela 2.1 - Composições dos aços inoxidáveis ferríticos mais conhecidos

Composição							
Tipo	C	Mn	Si	Cr	P	S	Outras
405	0.08	1.00	1.00	11.5-14.5	0.04	0.03	0.10-0.30 Al
409	0.08	1.00	1.00	10.5-11.75	0.045	0.045	6 × %C min Ti
429	0.12	1.00	1.00	14.0-16.0	0.04	0.03
430	0.12	1.00	1.00	16.0-18.0	0.04	0.03
430F	0.12	1.25	1.00	16.0-18.0	0.06	0.15min	0.6Mo
430FSe	0.12	1.25	1.00	16.0-18.0	0.06	0.06	0.15 min Se
434	0.12	1.00	1.00	16.0-18.0	0.04	0.03	0.75-1.25Mo
436	0.12	1.00	1.00	16.0-18.0	0.04	0.03	0.75-1.25Mo; 5 × %C min Nb + Ta
442	0.20	1.00	1.00	18.0-23.0	0.04	0.03
446	0.20	1.50	1.00	23.0-27.0	0.04	0.03	0.25N

Fig. 2.1 - Família de aços inoxidáveis ferríticos[7]



A Figura 2.1[7], por sua vez, apresenta as famílias de aço inoxidáveis ferríticos mais conhecidas.

2.1. EFEITO DO CARBONO E DO NITROGÊNIO NA ESTRUTURA DOS AÇOS INOXIDÁVEIS FERRÍTICOS

Como o cromo é o principal elemento de liga presente, o diagrama de equilíbrio do sistema Fe-Cr Fig.2.2 [2] pode ser utilizado em uma primeira aproximação, para a descrição das estruturas presentes nos aços em estudo. O cromo, sendo um elemento alfa-gênio, estabiliza a ferrita diminuindo o domínio de existência da austenita. De acordo com o diagrama de equilíbrio, a austenita não seria estável em nenhum intervalo de temperatura para ligas Fe-Cr com teores de cromo superiores a 13%. Entretanto, a presença de carbono e nitrogênio, elementos gama-gênios, estende consideravelmente o domínio de existência de fase gama, assim como a região de coexistência de duas fases (Figura 2.3[1-5]). A presença e a quantidade de austenita na faixa de temperatura entre 800 e 1200°C irá depender basicamente do balanço entre elementos alfa-gênios e gama-gênios que constituem o aço, e a austenita que tem alta solubilidade de C e N, forma-se nos contornos de grão ferrítico. A austenita pode transformar-se em martensita após um resfriamento rápido até a temperatura ambiente, podendo ocorrer alguma austenita retida [8,9,10]. Caso haja

contaminação de hidrogênio durante a soldagem, a microestrutura fica sensível à fragilização por hidrogênio. A presença de martensita no contorno também piora a tenacidade da junta soldada.

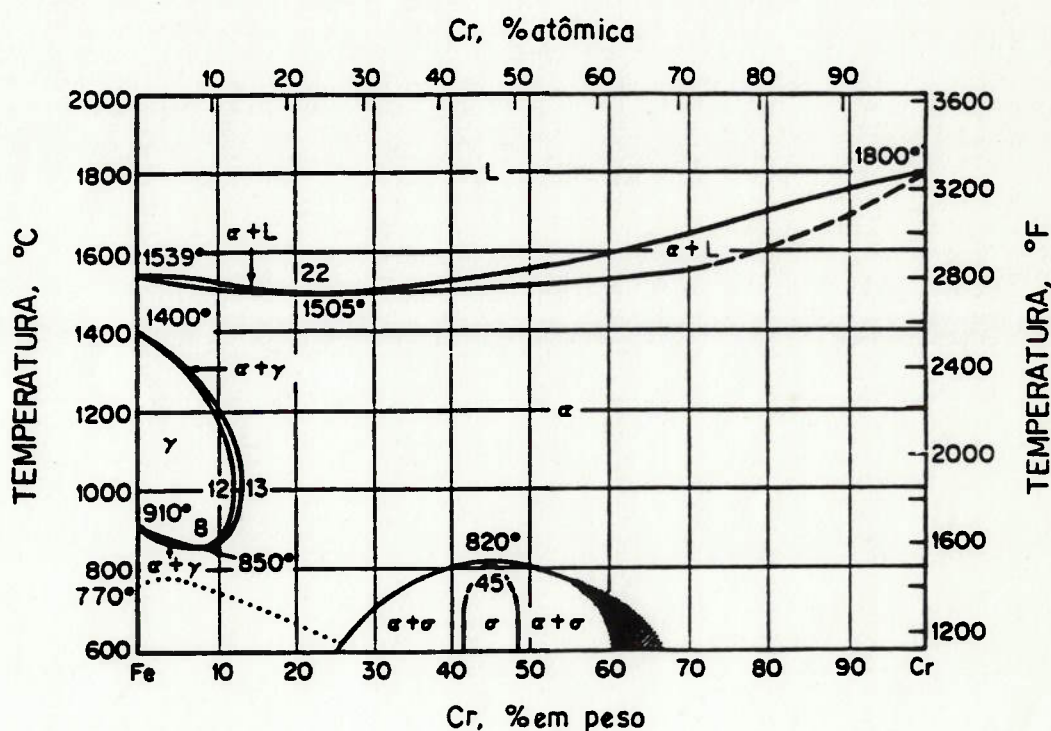


Fig.2.2 - Diagrama de equilíbrio para o sistema Fe-Cr [2]

Além do efeito de aumentar a região de duas fases gama+alfa, o carbono, devido à sua baixa solubilidade na matriz alfa, é rejeitado da solução sólida na forma de um complexo $(Cr, Fe)_7C_3$ e $(Cr, Fe)C_6$ que precipitam predominantemente nos contornos de grão. Quando a liga é aquecida até a faixa de temperaturas de 1100 a 1200°C e o nível de carbono excede cerca de 0.01%, o carbono não pode ser mantido na solução sólida mesmo com resfriamento rápido

e forma-se o complexo de carbonetos de modo drástico, afetando as propriedades da liga [2].

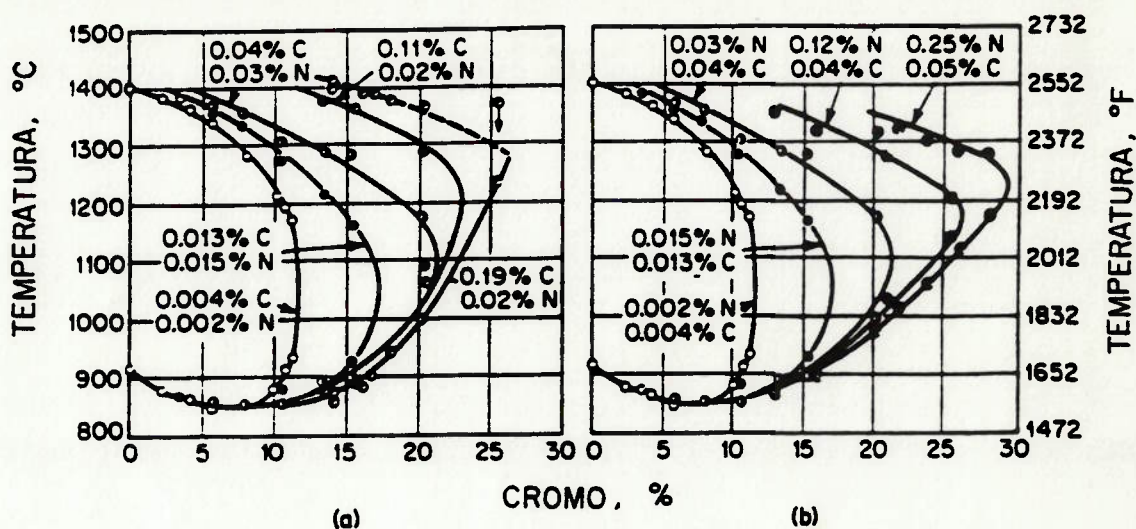


Fig.2.3 - Influência do carbono no domínio gama [2]

O conteúdo de (C+N) nos aços inoxidáveis ferríticos afeta seriamente a temperatura de transição dútil-frágil (TTDF). A temperatura de transição cai acentuadamente com a diminuição do conteúdo de carbono e nitrogênio. A queda é de cerca de 110°C para cada decréscimo de 0.01% de (C+N) [11]. A Fig.2.4 ilustra claramente este problema. Além disso, a TTDF é sensível à taxa de resfriamento após o recozimento ou após a soldagem e o efeito é bastante diferente dependendo do nível de (C+N).

Conforme mostra a Fig.2.5, as altas taxas de resfriamento aumentam a tenacidade das ligas com um conteúdo de (C+N) total na faixa de 150ppm [12,13,14] e

observou-se efeitos benéficos do resfriamento rápido ou têmpera nas ligas Fe-26Cr com níveis totais de (C+N) da ordem de 900ppm [12]. Porém, à medida que aumenta o nível de (C+N), o efeito é reduzido, e para altos níveis de (C+N), o resfriamento rápido, a partir de temperaturas da ordem de 1000°C, aumenta a TTDF, como foi observado por Demo na liga T446 contendo 350ppm de nitrogênio e 950ppm de carbono [15] e por Semchyshen et al [16] numa ampla faixa de ligas Fe-Cr. O recozimento de ligas com alto teor de (C+N) na faixa de 850°C não conduz a tal aumento de TTDF.

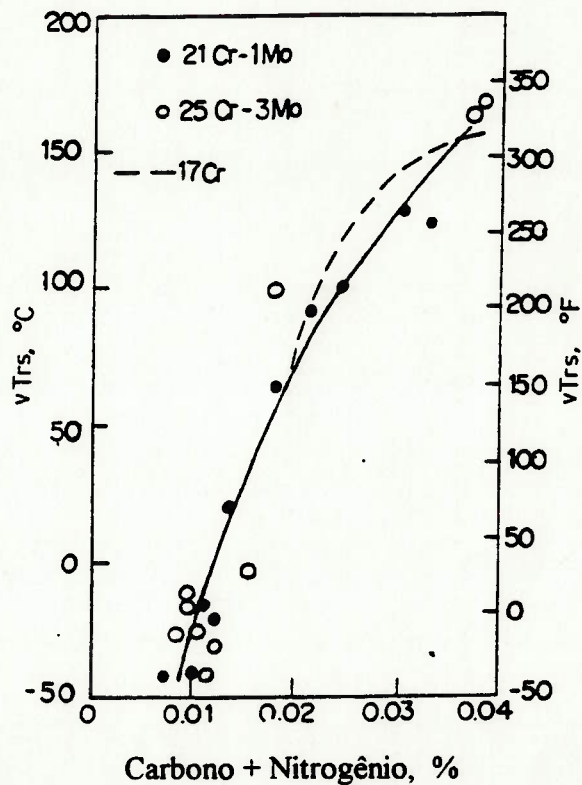


Fig.2.4 - Influência de (C+N) na TTDF das ligas 21Cr-1Mo, 25Cr-3Mo e 17Cr [11]

A fragilização associada ao resfriamento lento das composições de baixo nível de (C+N) é claramente relacionada ao carboneto e nitreto. Plumtree e Gullberg associaram a fragilização da liga Fe-26 Cr com a formação dos nitretos e carbonetos de cromo nos contornos de grão [17]. O resfriamento mais lento das ligas de baixo nível de (C+N) promove a precipitação de carboneto e nitreto nos contornos de grão. O resfriamento mais rápido conduz à precipitação intergranular dispersada ou retenção real de (C+N) em solução. Embora o (C+N) em solução deva ter algum efeito fragilizante em relação ao ferro puro, o efeito do soluto (C+N) nos aços inoxidáveis ferríticos de baixo (C+N) parece ser muito atenuado em comparação ao efeito dos carbonetos e nitretos precipitados.

Pollard [18] notou que o aparecimento dos carbonitretos nos contornos de grão coincide com a perda da ductilidade da liga Fe-26Cr de baixo nível de (C+N). Richtert e Fike [19] notaram que tais precipitados coincidiam com posições de iniciação de trinca. Thielsch [25] sugeriu que a fragilização associada ao resfriamento rápido nas ligas de alto nível de (C+N) era devida à retenção de pequenas concentrações (cluster) de (C+N) na matriz supersaturada de ferrita. Alternativamente, Demo observou que a tal fragilização na têmpera está associada à precipitação fina nas discordâncias.

Em geral, o (C+N) causa efeito prejudicial à propriedade dos aços inoxidável ferríticos e durante o processo de produção eles devem ser eliminados ao máximo. Outra forma mais econômica é adicionar titânio ou nióbio à solução, pois assim o (C+N) combina-se preferencialmente com estes elementos, formando, por exemplo, composto como o $Ti(C,N)$.

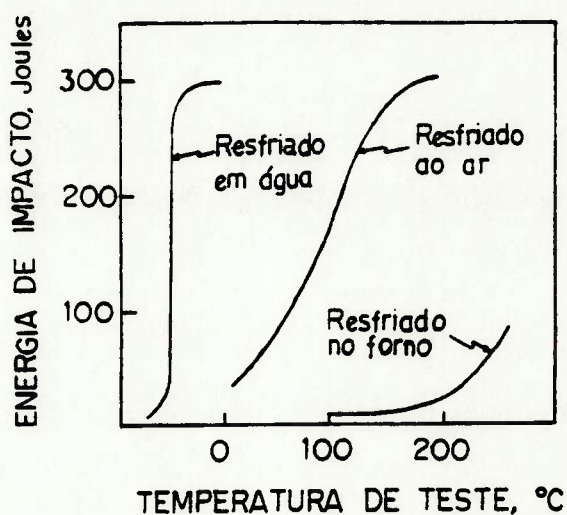


Fig.2.5 - Efeito dos modos de resfriamento na energia de impacto absorvida para a liga Fe-26Cr contendo 150ppm de (C+N) [12]

2.2. CRESCIMENTO DE GRÃOS

Se um aço é sujeito a temperaturas cada vez mais elevadas, a porcentagem de austenita em equilíbrio com a ferrita, depois de passar por um máximo, começa a diminuir, como mostra a Fig.2.2. Para temperatura superiores a 1200° C, este aço será novamente monofásico com a maior parte dos carbonetos e nitretos de cromo dissolvidos na matriz

ferrítica. A ausência de precipitados e de austenita junto aos contornos de grãos e a temperatura elevada permitem que o aço sofra um crescimento de grãos intenso. Durante o resfriamento, a austenita se precipita nos contornos de grãos ferríticos (com uma estrutura tipo Widmanstätten se a velocidade de resfriamento for rápida) resultando, à temperatura ambiente, em uma estrutura composta de grãos grosseiros de ferrita com martensita em seus contornos. Isso aumenta a temperatura de transição dútil-frágil para valores próximos ou até maiores que a temperatura ambiente, proporcionando um comportamento frágil com pequenas variações de temperatura. Além disso, esse crescimento de grãos é difícil de se eliminar através de tratamento térmico após a soldagem.

2.3. FORMAÇÃO DE FASE SIGMA

A fase sigma ocorre nas ligas contendo de 15 a 70% de cromo, que são expostas a temperaturas entre 500 e 800°C. O exame do diagrama de fase na Fig.2.2 mostra que há uma zona de fase secundária situada na faixa de 500 a 800°C, centrado em 45% de cromo, além do campo gama. A Fig.2.6[1] apresenta uma ampliação da fase sigma do diagrama Fe-Cr com detalhes devidos a Cook e Jones [20]. A fase sigma pura forma-se na faixa de 42 a 50% de cromo, enquanto, a estrutura de dupla fase $\alpha+\sigma$ é encontrada nas ligas de cromo

até o mínimo de 20% e o máximo de 70%, quando elas são expostas a temperatura de 500 a 800°C.

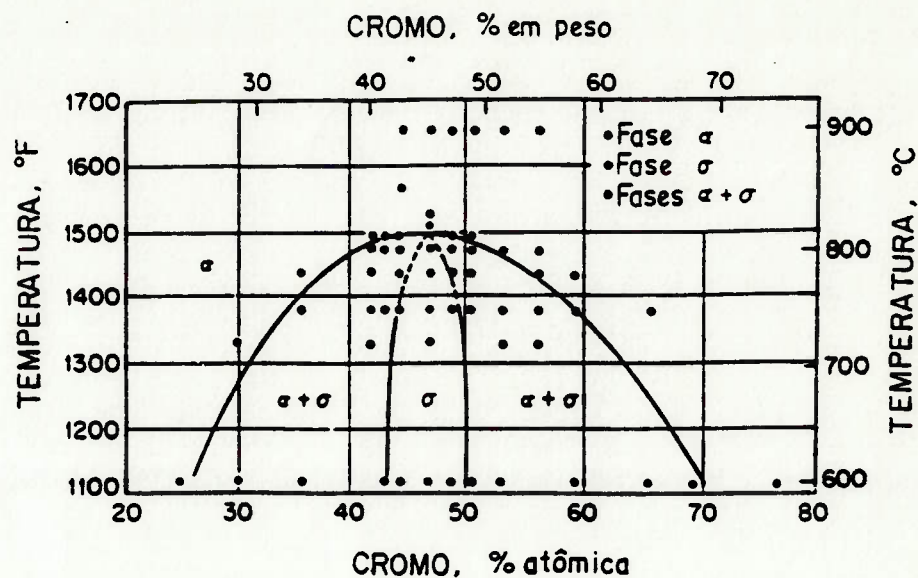


Fig.2.6 - Diagrama de fase Fe-Cr [1]

A fase sigma é um composto intermetálico contendo um átomo de ferro e um átomo de cromo, que é duro, diamagnético, e consiste de uma célula tetragonal unitária. A mesma forma-se em outros sistemas de liga quando dois metais, um com a estrutura cúbica de corpo centrado e o outro com a estrutura cúbica de face centrada se combinam e possuem raios atômicos que não diferem mais que 8% [21]. Os elementos como molibdênio, silício, níquel e manganês mudam a zona de formação de fase sigma em direção a baixos teores de cromo [22].

Para ocorrer a nucleação da fase sigma é necessário que o local de precipitação seja uma interface ou contorno

de alta energia [23]. A fase sigma nuclea preferencialmente na interface ferrita-austenita, como no caso de metal de solda ferrítico-austenítico e nos aços duplex. Ela precipita incoerentemente, embora possa ter relações de orientação com a matriz.

A fase sigma forma-se facilmente nas ligas contendo de 25 a 30% de cromo, quando aquecidas a 600°C, durante um período relativamente longo [2], todavia, o mesmo não acontece nas ligas contendo menos de 20% de cromo e ocorre muito lentamente nas ligas com altos teores. Por exemplo, é necessário 10 horas para a formação de fase sigma na liga 26Cr em temperatura de 650°C e somente 15 minutos para a liga 35Cr na mesma temperatura [23]. Infelizmente, a velocidade é muito mais alta nas várias situações praticas, como por exemplo os trabalhos a frio que aumentam bastante a taxa de transformação [24].

A formação de fase sigma é associada a um aumento de dureza e uma severa redução de ductilidade e tenacidade, principalmente quando estas propriedades são medidas à temperatura ambiente. Uma consideração importante é que na maioria das ligas de Fe-Cr, a fase sigma requer centenas de horas para se formar. Isto é mostrado pelos dados da Fig.2.7[23], que descreve o tempo crítico da formação de sigma na faixa de 595 a 650°C em função do teor de cromo. Geralmente um depósito de solda ou uma fundição não devem ter tempo suficiente na faixa apropriada de temperaturas,

para a fase sigma formar-se nas ligas, especialmente aquelas contendo 15 a 33% de Cr. Somente com longo tempo de permanência à temperatura adequada forma-se a fase sigma, reduzindo grandemente a ductilidade e tenacidade das ligas Fe-Cr.

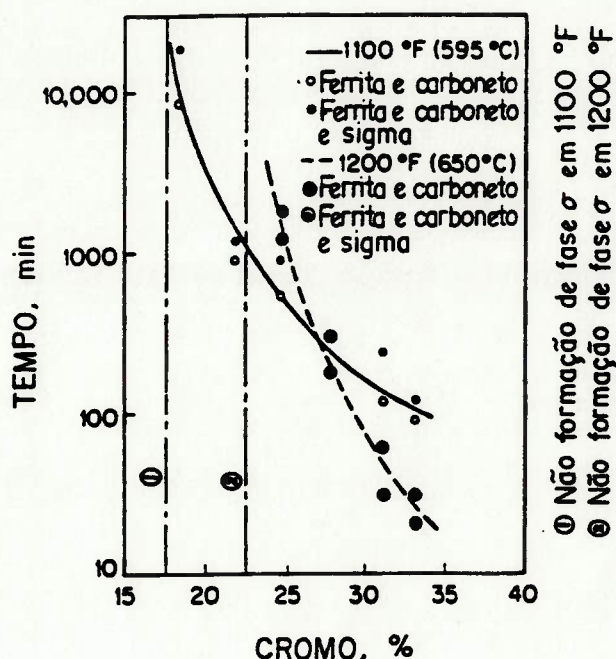


Fig.2.7 - Efeito do teor de cromo no tempo crítico da formação da fase sigma [23]

Além disso, a presença de fase sigma é também detrimental à resistência à corrosão de liga Fe-Cr. Este efeito é muito parecido ao que acontece com o composto $M_{23}C_6$, uma vez que ao seu redor também forma uma zona empobrecida em cromo e molibdênio. Felizmente a fase sigma formada nas ligas pode ser dissolvida em solução, através a permanência a temperatura acima de 800°C durante um tempo relativamente curto, de cerca de uma hora. É possível que

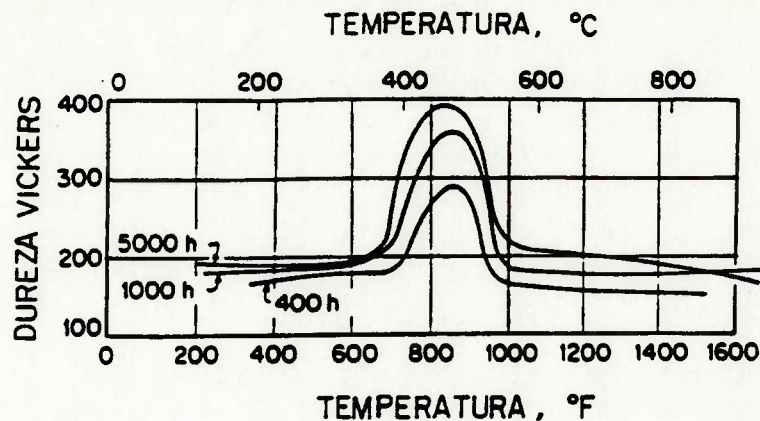
as ligas contendo níquel, molibdênio e manganês exijam maiores tempos de permanência ou temperaturas mais altas para que a fase sigma se dissolva [2].

2.4. FRAGILIZAÇÃO A 475°C, α'

Quando as ligas do sistema Fe-Cr, contendo 15% a 17% de cromo, são submetidas ao aquecimento prolongado na faixa de 400 a 550°C são observados um aumento da dureza e uma drástica perda da ductilidade. Esse fenômeno de endurecimento chama-se fragilização a 475°C, pois o pico de dureza, de acordo com dados experimentais, ocorre nesta temperatura de 475°C, como mostrado na Fig.2.8[26], para uma liga do sistema Fe-Cr, aquecida por longo tempo às temperaturas especificadas. Mais ainda, o efeito do aquecimento prolongado a 475°C gera o aumento da resistência e diminuição da ductilidade da liga 27Cr-Fe, conforme mostra a Fig.2.9, extraído do trabalho de Newell [26]. Pelas figuras verifica-se que as mudanças nas propriedades do aço dependem do tempo de exposição à temperatura de 475°C.

Além desses efeitos, a temperatura de transição dútil-fragil (TTDF) é também afetada quando o material é submetido à temperatura de fragilização. A exposição de 500 horas da liga Fe-26Cr à 475°C provoca um aumento de

pelo menos 50°C na temperatura de transição obtida através do ensaio Charpy com entalhe em V.



*Fig.2.8 - Efeito do aquecimento prolongado a 475°C no endurecimento
Composição do material: 0.20%max C, 1.50% max Mn, 0.025% max S,
26 a 30% Cr, 1.00%max Ni, 0.12 a 0.25% N [26]*

O fenômeno de fragilização a 475°C é a consequência da precipitação da fase α' , rica em cromo, que possui um reticulado cristalino cúbico de corpo centrado [35] e parâmetro de reticulado quase idêntico ao da ferrita. A fase α' forma-se devido ao campo de miscibilidade no sistema de equilíbrio Fe-Cr, que é mostrado na Fig.2.10[27]. A grosso modo, o campo possivelmente existe na faixa de 15% a 70%Cr, dentro do qual se encontra um espinodal [28]. Fora do espinodal a precipitação de α' ocorre por nucleação e crescimento, enquanto em seu interior ela acontece através da decomposição do espinodal. Uma evidência razoável do comportamento de nucleação e crescimento foi notado para as ligas 19Cr, 21Cr e 24Cr [28,29,30], ao passo que um comportamento sugestivo da

decomposição espinodal foi notado para ligas a partir de 29Cr [29,30]. Além de aumentar a temperatura de transição dútil-fragil, o precipitado de α' também gera aumento de dureza e resistência. A precipitação de α' e sua conseqüente fragilidade podem ser removidas através de um simples recozimento do aço na faixa normal (850°C). Entretanto, isto é inviável em peças de grandes dimensões [24].

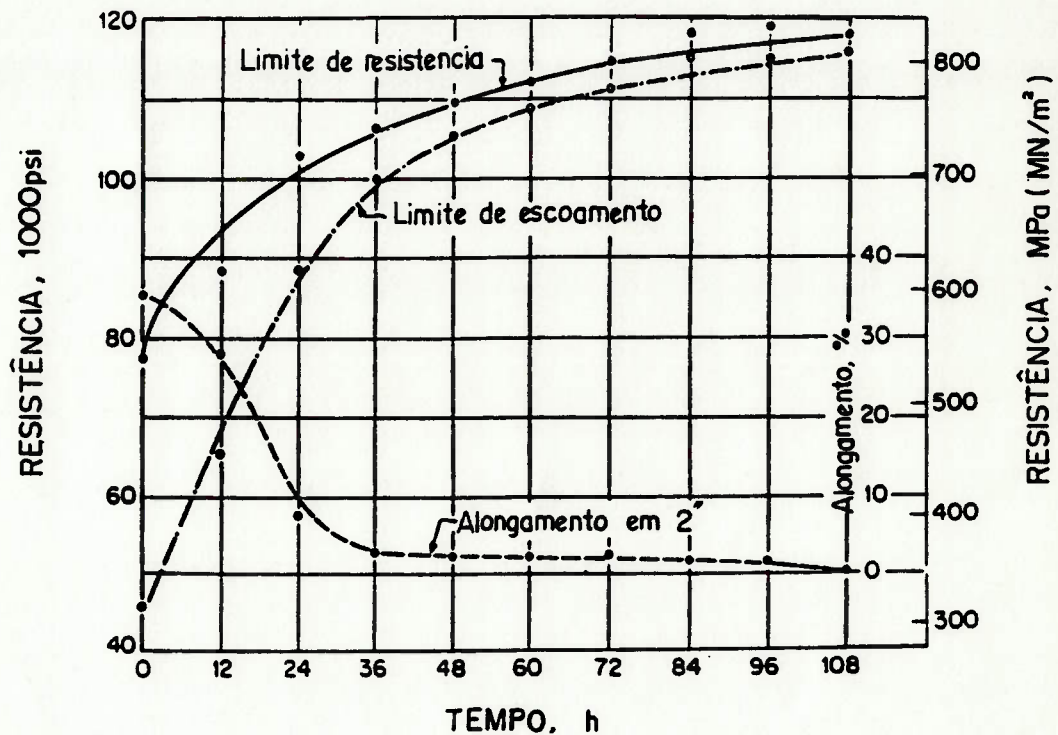


Fig.2.9 - Efeito do tempo de permanência a 475°C nas propriedades mecânicas da liga 27Cr-Fe [26]

Newell observou que o grau de endurecimento em função do tempo de permanência à temperatura (475°C) é proporcional ao teor de cromo [26]. A relação entre o teor de cromo e o aumento de dureza é mostrada na Fig.2.11[31].

O aumento rápido de dureza em relação ao tempo de exposição foi notado para as ligas 446 e 430, entretanto, para as ligas 405 e 410 foram observadas apenas pequenas mudanças. Esses dados indicam que o endurecimento ocorre nas ligas com teor de cromo superior a 15% e aumenta com o teor de cromo crescente, o que pode-se notar na liga comercial 446, contendo 26% de cromo.

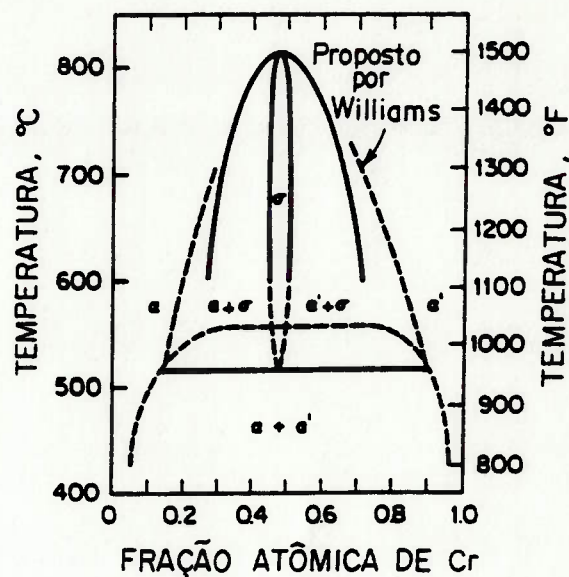


Fig.2.10 - Diagrama de fase Fe-Cr [27]

O efeito da adição de elementos de liga na fragilização a 475°C em aço de sistema Fe-Cr foi estudado por vários pesquisadores. Heger [32] notou que a adição de elementos de liga geralmente é pouco eficiente no combate à fragilização. Os efeitos da adição de elementos de liga na fragilização a 475°C são resumidos na Tabela 2.2, de acordo com Heger.

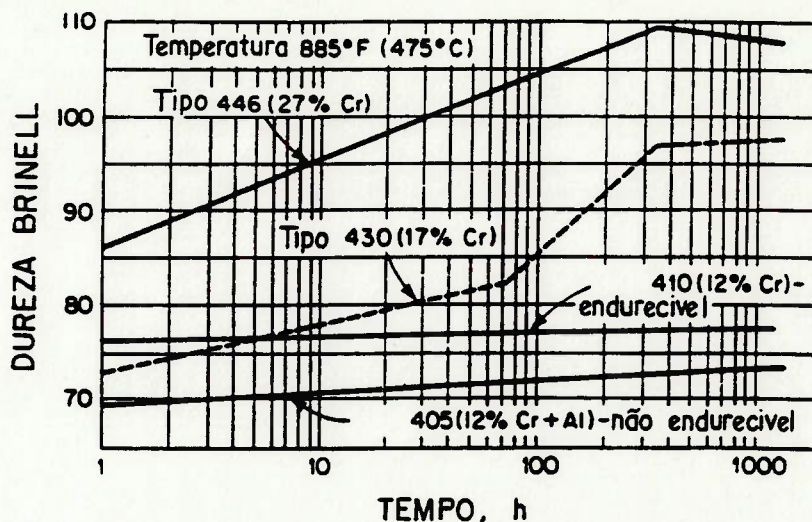


Fig.2.11 - Influência do tempo de permanência à temperatura 475°C no endurecimento das ligas 446, 430, 410, 405 [31]

Outro fator que influi na formação de α' é a presença de deformação plástica [32], que acelera a sua precipitação. O trabalho a frio intensifica severamente a fragilização de 475°C [25].

Além da redução drástica na tenacidade e ductilidade, as ligas fragilizadas do sistema Fe-Cr também apresentam uma severa redução na resistência à corrosão. Esta corrosão das ligas fragilizadas é provavelmente devida à corrosão seletiva da ferrita rica em ferro, formada por causa do campo de miscibilidade, ou, como sugerido por Hodges [34], em função da formação dos precipitados de carboneto rico em cromo.

A fragilização de 475°C pode ser aliviada, e a resistência à corrosão e tenacidade podem ser recuperadas através do aquecimento da liga fragilizada à temperatura igual ou superior a 550°C, por tempo suficientemente longo. Para as composições suscetíveis à precipitação da fase σ em tempos relativamente curtos, como indica na Fig.2.10, a liga fragilizada a 475°C pode ser aquecida a temperatura superior a 800°C (isto é, acima da região de formação de σ), e depois resfriada rapidamente a fim de eliminar a fragilidade.

Tabela 2.2 - Efeito da composição química na fragilização de 475°C para ligas Fe-Cr [32,33]

ELEMENTO	EFEITO NA FRAGILIZAÇÃO DE 475°C
Cr	intensifica
C	intensifica ^① ; não influi ^②
Ti,Cb	intensifica
Mn	abaixa levemente
Si	intensifica
Al	intensifica
Ni	em baixa quantidade, intensifica em alta quantidade, diminui
N	muito leve ^② , intensifica
P	intensifica
Mo	intensifica

① Heger [32]

② Grobner [33]

Em geral, a manutenção das ligas de Fe-Cr na faixa de 400 até 540°C causa fragilidade e a perda de resistência à corrosão. A fragilidade é causada por formação do

precipitado coerente, rico em cromo na matriz rica em ferro, como consequência do campo de miscibilidade no diagrama Fe-Cr, abaixo de aproximadamente 550°C, com teor de cromo entre 15 e 70%. Cabe aqui mencionar que, na soldagem, geralmente não se verifica a ocorrência de fase σ e a fragilização a 475°C, entretanto, no caso da soldagem multipasse os ciclos térmicos favorecem a ocorrência destes dois fenômenos.

3. FENÔMENOS QUE REGEM A SOLIDIFICAÇÃO DA POÇA DE FUSÃO DE SOLDAGEM

No estudo da soldabilidade de materiais, é muito importante ter conhecimento dos fenômenos que regem a solidificação da poça de fusão, pois dela dependerão as propriedades que a junta soldada exibirá em serviço. Este capítulo portanto será dedicado a este assunto, iniciando pelos fundamentos da solidificação.

De maneira geral, a solidificação é uma transformação de fase que ocorre na passagem do estado líquido para o sólido, envolvendo uma mudança na estrutura cristalina. É geralmente acompanhada por uma contração de volume, não maior que 6% no caso de metais e ligas comercialmente mais utilizados. Além disso, no caso de ligas metálicas, ocorre uma mudança de composição química no sólido devido aos fenômenos de micro e macrossegregação. Essa transformação determina, em si, as propriedades mecânicas, físicas e químicas, bem como o aparecimento de trincas nas estruturas brutas de fusão [35].

3.1. NUCLEAÇÃO

A solidificação dos metais ocorre através de um processo de nucleação e crescimento. Primeiro forma-se o

núcleo, que pode crescer ou não, dependendo de seu tamanho. Se ele se formar no interior do líquido, sem a interferência de agentes externos, diz-se que a nucleação é homogênea. Caso ela se forme na presença de impurezas, inoculantes ou superfícies externas, como a do molde, a nucleação é denominada heterogênea.

Para facilidade de exposição far-se-á o estudo termodinâmico da nucleação homogênea [36.37]. A Fig.3.1[35] é a representação esquemática da energia livre por unidade de volume (G_v) em função da temperatura para um metal puro, nos estados líquido e sólido; são mostradas as curvas de energia livre em função do raio do sólido formado. Com o abaixamento da temperatura, ocorre a transformação de fase do estado líquido para o sólido a uma temperatura de solidificação T_s . Essa temperatura é tanto menor, quanto menor for o raio do sólido formado.

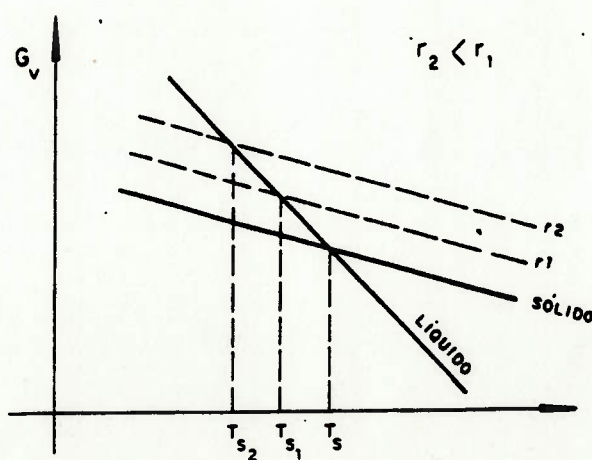


Fig.3.1 - Representação esquemática da energia livre por unidade de volume (G_v) em função da temperatura, para um metal puro [35]

Traçando-se uma curva de resfriamento, percebe-se que, para um metal puro, a solidificação não ocorre imediatamente na temperatura T_s ; O líquido tem de ser super-resfriado para que tenha início a solidificação, como mostra a Fig.3.2.

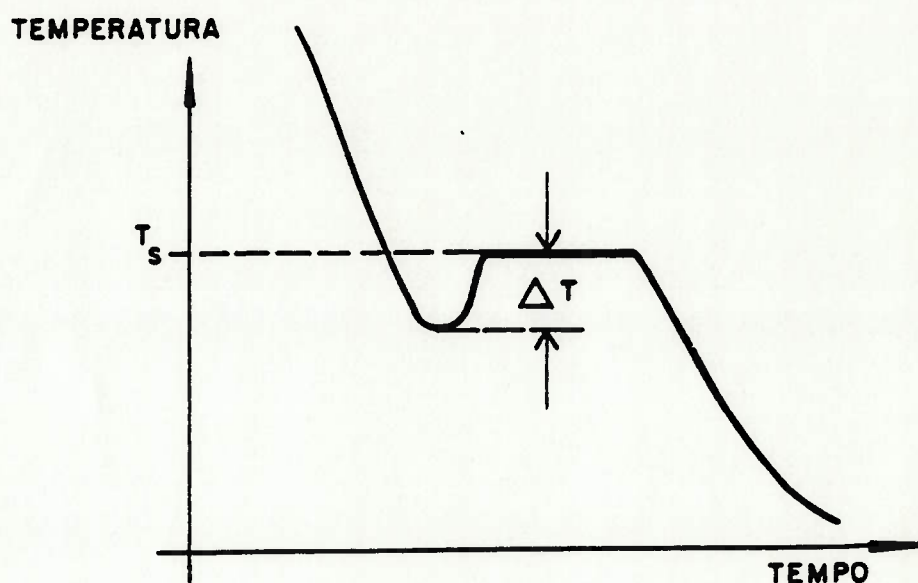


Fig.3.2 - Representação esquemática da curva de resfriamento para um metal puro mostrando o super-resfriamento ΔT necessário para o início da solidificação [35]

O balanço de energia livre de um sistema em uma região de raio r é composto de dois termos: o primeiro está relacionado à variação de energia livre na passagem do estado líquido para o sólido, enquanto o segundo está ligado à energia necessária para formar a interface sólido/líquido. Assim,

$$\Delta G = \Delta G_V * 4/3 \pi r^3 + \gamma_{SL} * 4\pi r^2 \quad (3-1)$$

onde: $\Delta G_V = G_S - G_L =$ variação de energia livre por
unidade de volume

$\gamma_{SL} =$ energia superficial da interface
sólido/líquido.

Conforme foi referido anteriormente, o núcleo tem de ter um raio mínimo a partir do qual ele pode crescer e a solidificação prosseguir. Essa raio r é chamado de raio crítico e pode ser obtido pela equação seguinte:

$$r^* = -2 \gamma_{SL} / \Delta G_V \quad (3-2)$$

A Fig.3.1 mostra que $\Delta G_V = G_S - G_L$ e é proporcional ao super-resfriamento; então a equação (3-2) pode ser modificada para:

$$r^* \propto -2 \gamma_{SL} / \Delta T \quad (3-3)$$

Esta relação mostra que quanto maior for o super-resfriamento menor será o raio do núcleo para que a solidificação seja iniciada, conforme mostra a Fig.3.3.

No líquido super-resfriado, o maior raio de núcleo, $r_{MÁX}$, será maior à medida que o super-resfriamento aumenta, conforme mostra a Fig3.4. Quando o super-resfriamento aumenta até um certo valor ΔT^* , as duas curvas se interceptam e o maior raio de núcleo é justamente igual ao raio crítico. O super-resfriamento correspondente a este

ponto é chamado de super-resfriamento crítico. Caso o super-resfriamento real ΔT seja menor do que ΔT^* , o maior raio de núcleo no líquido não atinge o crítico e, portanto, a nucleação homogênea não ocorre. Para esta ocorrer, o líquido deve ser resfriado lentamente até chegar a um super-resfriamento da ordem de $0.8T_s$ [36]; na prática, o super-resfriamento varia entre T_s e $0.98T_s$ [36]. Essa diferença é explicada pelo fato do início da solidificação ocorrer pela nucleação heterogênea, uma vez que a barreira para a nucleação homogênea é a energia da interface sólido/líquido.

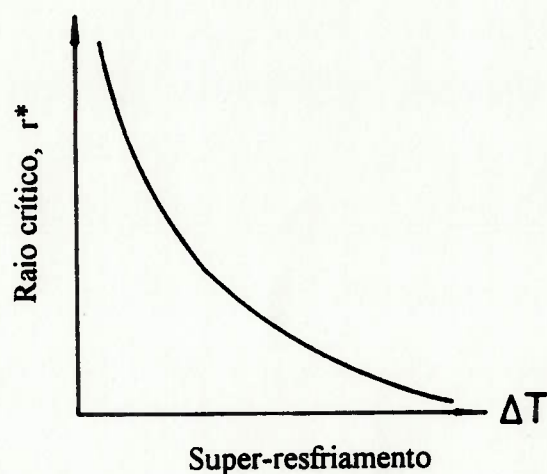


Fig.3.3 - Raio crítico em função do super-resfriamento

Na nucleação heterogênea, o núcleo se forma em uma superfície pré-existente. Nesse caso há economia na parcela de energia livre, devido à formação da interface e o número de átomos necessário para formar uma curvatura com

raio crítico na superfície é bem menor. Nesse caso, o super-resfriamento necessário tende para zero.

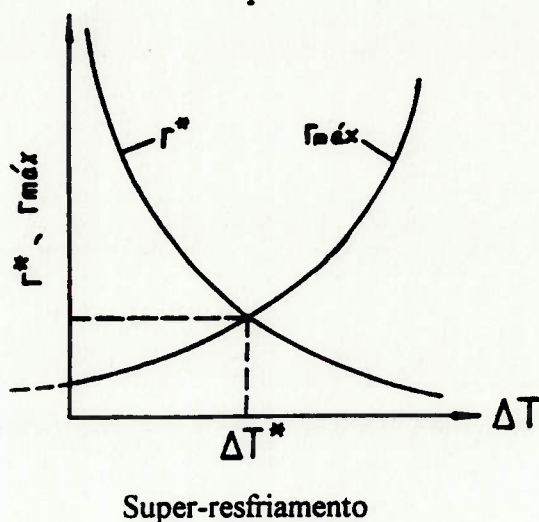


Fig.3.4 - Raio crítico e raio maior em função do super-resfriamento

3.2. CRESCIMENTO

A interface sólido/líquido pode ser atômicamente difusa ou atômicamente plana, conforme mostra a Fig.3.5[35]. A primeira, caso (a), ocorre geralmente na solidificação de metais e ligas; ela apresenta, para o mesmo ΔT , um crescimento contínuo e mais rápido. A interface atômicamente plana, caso (b), ocorre geralmente na solidificação de não-metais; o crescimento pode ser lateral, por degraus e necessita que a nucleação ocorra em duas dimensões.

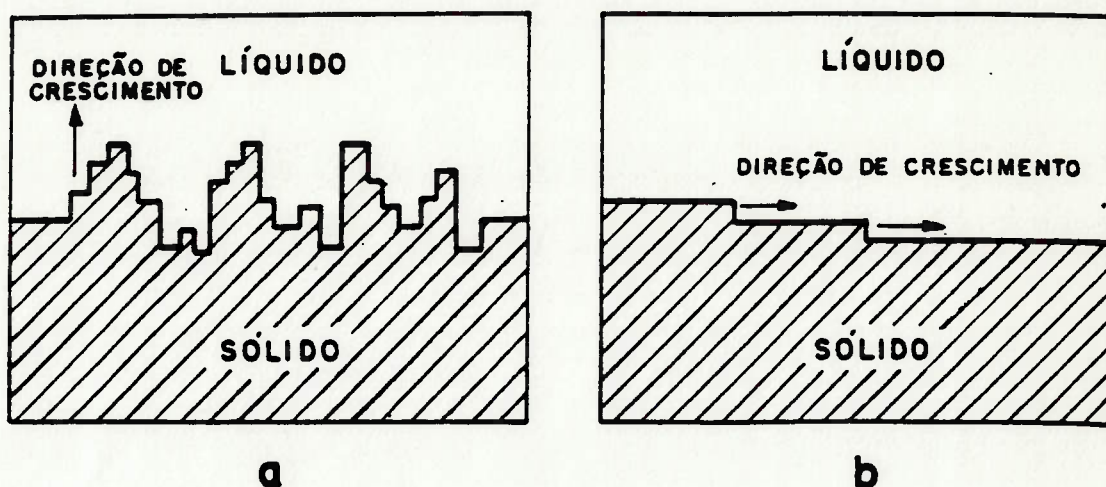


Fig.3.5 - Tipo de interface a nível microscópico: (a) interface atômicamente difusa; (b) atômicamente plana [35]

O super-resfriamento, para que ocorra o crescimento é dado por [38,39]:

$$\Delta T = \Delta T_G + \Delta T_\sigma + \Delta T_K \quad (3-4)$$

onde: ΔT_G = super-resfriamento que ocorre devido ao enriquecimento do soluto no líquido interdendrítico

ΔT_σ = super-resfriamento devido ao raio de curvatura

ΔT_K = super-resfriamento cinético considerado desprezível para os metais

3.3. COMPARAÇÃO ENTRE A SOLIDIFICAÇÃO DE UM LINGOTE E DA POÇA DE FUSÃO DE SOLDAGEM

A comparação do processo de soldagem por fusão com arco elétrico, com um pequeno cadinho de forno elétrico, muito difundida no passado, não é bem correta. Tomando-se por exemplo, as reações de refino e desoxidação, observa-se que enquanto no forno elétrico se atinge o equilíbrio, na poça de fusão ocorre no máximo um quase-equilíbrio devido à cinética das reações. Pode-se afirmar que as solidificações da poça de fusão e a de um lingote apresentam algumas diferenças básicas [38,40].

a) A solidificação de um lingote é um fenômeno típico de nucleação e crescimento, enquanto que na poça de fusão observa-se praticamente apenas crescimento, uma vez que este é epitaxial e a solidificação continua a partir dos grãos parcialmente fundidos do metal de base. SAVAGE e seus colaboradores 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 composições químicas próximas, existe uma interface de solidificação e o crescimento ocorre a partir dos grãos parcialmente fundidos, exigindo um super-resfriamento mínimo.

b) A velocidade de solidificação da poça de fusão é muito maior que a de um lingote, sendo da ordem de 100mm/min, para o processo TIG e 1000mm/min para a soldagem por feixe de elétrons.

c) O gradiente térmico total na poça de fusão chega a ter uma ordem de grandeza à mais que o observado na solidificação de um lingote. Para o processo TIG, esse valor é da ordem de 72°C/mm e para o processo de arco submerso, 40°C/mm.

d) A forma da interface sólido/líquido muda progressivamente com o tempo de solidificação do lingote. A interface na poça de fusão desloca-se continuamente com a mesma forma, com exceção do início e fim do cordão, quando se utiliza o aclive e o declive da corrente de soldagem, respectivamente.

e) A agitação do metal líquido na poça de fusão é muito maior que a do lingote, devido à presença de forças de origem eletromagnética e do gradiente de tensão superficial.

3.4. MECANISMO DE INÍCIO DE CRESCIMENTO NA POÇA DE FUSÃO

A zona de ligação entre a solda e o metal de base possui uma região parcialmente fundida, para a qual Savage

e colaboradores [41] propuseram um mecanismo de solidificação. Segundo o modelo, existem locais onde o ponto de fusão é maior que o ponto de fusão da liga, o que é devido à concentração diferenciada do soluto.

A partir da zona parcialmente fundida ocorre a solidificação da solda e o crescimento se realiza com a mesma orientação cristalina dos grãos da região parcialmente fundida. Esse tipo de crescimento é chamado epitaxial e sua ocorrência precisa de um pequeno super-resfriamento ($\cong 1^{\circ}\text{C}$).

Além do crescimento epitaxial, existe o crescimento competitivo da estrutura de solidificação, determinado pela direção do gradiente de extração de calor e a direção $\langle 100 \rangle$ do reticulado cristalino do sistema cúbico, devido ao empacotamento dos átomos nesta direção ser menos rígido, facilitando, assim, o crescimento dos grãos. Os grãos que apresentam essas duas direções coincidentes têm velocidade de crescimento maior que os outros grãos. A Fig.3.6[35] esquematiza esses dois fenômenos.

A solidificação da poça de fusão envolve os crescimentos epitaxial e o competitivo, e esses fenômenos determinam se a estrutura final da solda será grosseira ou refinada.

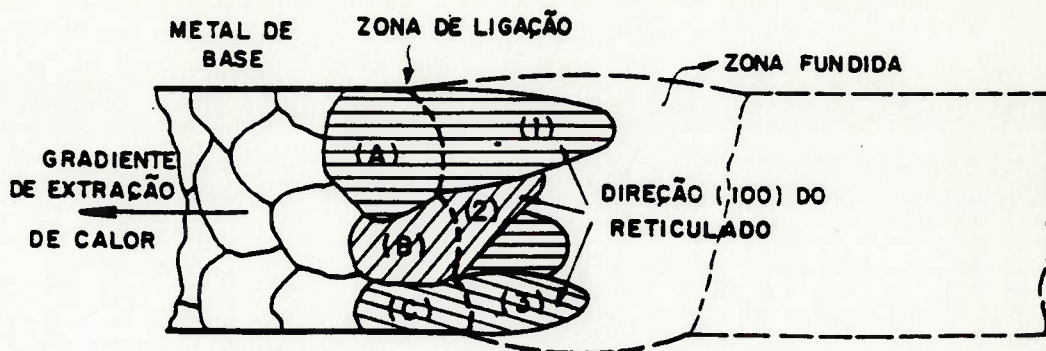


Fig.3.6 - Representação esquemática do crescimento epitaxial (entre A e 1; B e 2; e C e 3) e do crescimento competitivo (entre 1,2 e 3) [35]

Outro fator que interfere na estrutura final da solda é o tamanho de grão do metal de base [42]. Quanto maior o tamanho de grão do metal-base, mais grosseira é a solda obtida. Isso significa também que, quanto maior a temperatura máxima na zona de ligação, mais acentuado será o crescimento do grão do metal e conseqüentemente maior será o tamanho de grão do metal de solda. A Fig.3.7[35] mostra esquematicamente este efeito.

A solidificação é dominada geralmente pelo crescimento colunar, tornando a transição colunar/equiaxial rara (DAVIES, SAVAGE) a não ser que medidas específicas sejam tomadas para eliminar o crescimento colunar.

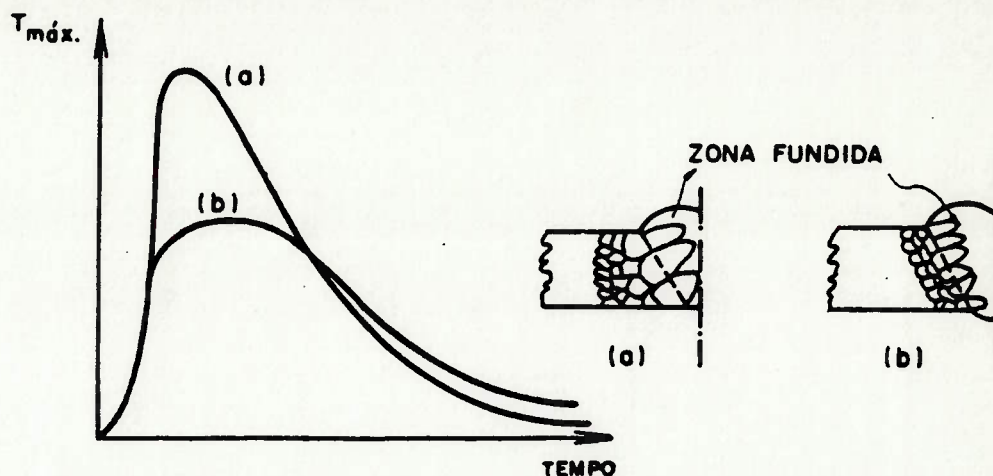


Fig.3.7 - Representação esquemática da influência do ciclo térmico de soldagem no tamanho do grão solidificado [35]

3.5. ESTRUTURAS DE SOLIDIFICAÇÃO

3.5.1. TEORIA DO SUPER-RESFRIAMENTO CONSTITUCIONAL

Durante a solidificação, no caso de resfriamento rápido, o soluto não dispõe de tempo suficiente para se homogeneizar, quer no sólido quer no líquido, e somente se difunde em uma pequena distância dentro do líquido à frente da interface sólido/líquido, ou seja, sem difusão no sólido e só ocorrendo mistura difusional no líquido. O caso da solidificação na soldagem assemelha-se a este fenômeno.

Durante a solidificação, a variação da composição do sólido e do líquido é mostrada na Fig.3.8(a) [43]. Quando uma liga de composição C_0 é resfriado até o ponto S, começa

a formar-se o sólido de composição equivalente ao ponto P. Devido à concentração da solução no ponto P ser menor que o ponto S, o soluto é rejeitado do sólido, tornando o líquido cada vez mais rico em soluto. Por outro lado, a velocidade de solidificação é tão rápida que não há tempo suficiente de difundir o soluto no líquido e assim permanece na frente da interface sólido/líquido. À medida que prossegue a solidificação, aumenta rapidamente a concentração na interface até o nível correspondente à composição C_L' da Fig.3.8(a). De acordo com o diagrama de equilíbrio, a composição do sólido formado na interface é C_0 (vide Fig.3.8.(b)). C_L' da interface é então diminuída até a composição média do líquido C_0 através da difusão em uma distância limitada x , sendo que esta pode ser calculada pela equação[44]:

$$x = D/R' \quad (3-5)$$

onde: D = difusividade e R' = velocidade de crescimento.

Assim, não há mais excesso de soluto rejeitado pela interface enquanto a composição do sólido na interface é mantida em C_0 . Porém, isto só ocorre na interface do sólido, e a concentração da parte interna do sólido continua sofrendo variações, conforme a linha tracejada PQ (isto sucede porque a solidificação da poça de fusão na soldagem não ocorre em condições de equilíbrio como indicado no diagrama). Este processo vai se manter até o

final da solidificação. No final, o excesso de soluto no líquido, na frente da interface, provoca o aumento da composição do sólido acima de C_0 até C_L , conforme mostra a Fig.3.8(c).

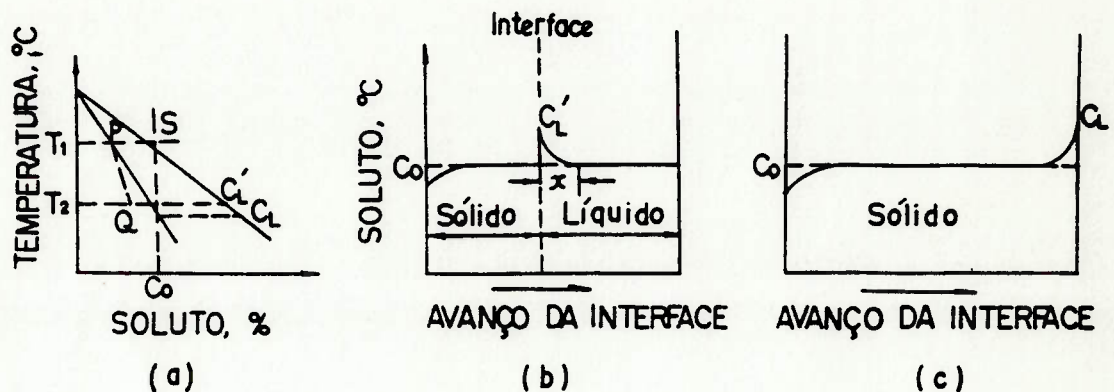


Fig.3.8 - Variação da concentração do soluto na interface sólido/líquido durante o resfriamento rápido [43]

Conforme a descrição anterior, durante a solidificação rápida, o soluto no líquido não tem tempo suficiente de se difundir. Isto causa o acúmulo de soluto na frente da interface, como mostrado na Fig.3.8(b). A Fig.3.9(d) é uma parte do diagrama de equilíbrio da liga, mostrando que quanto maior a concentração da solução, menor será a temperatura de solidificação. Fazendo-se a relação entre Fig.3.8(b) e Fig.3.9(d), obtem-se uma curva ab da variação da temperatura liquidus na frente da interface conforme a Fig.3.9(e). No ponto "a" da interface a concentração C_L' é maior enquanto a temperatura de solidificação é menor. À medida que se caminha para dentro do líquido, a concentração da solução diminui e a temperatura de

solidificação aumenta progressivamente. Como existe a diferença de concentração da solução no líquido diante da interface, a temperatura de solidificação também é diferente. Quanto mais distante da interface, menor será a concentração e maior a temperatura de solidificação.

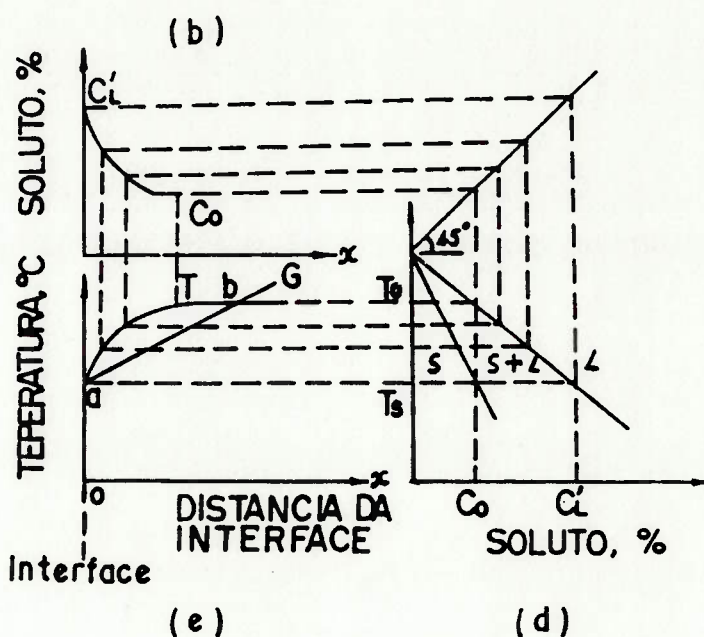


Fig.3.9 - Representação esquemática do super-resfriamento constitucional na frente da interface sólido/líquido

No parágrafo acima, foi descrita a variação na temperatura líquidus por causa da diferença da concentração da liga na frente da interface sólido/líquido. Na verdade, as diferentes condições de resfriamento impõem vários tipos de gradientes térmicos externos. Se o gradiente térmico externo imposto for como o indicado pela inclinação G da Fig.3.9(e), que intersecciona a curva ab (a variação na temperatura líquidus), isto significa que a temperatura

real na frente da interface sólido/líquido é menor do que a temperatura teórica no mesmo ponto, ou seja, existe o super-resfriamento e o seu valor pode ser avaliado por meio da área delimitada pela intersecção da curva ab com a inclinação G . Este super-resfriamento é causado pela variação de distribuição de concentração na frente da interface sólido/líquido. Isto é chamado "super-resfriamento constitucional".

O super-resfriamento constitucional é controlado por C_0 , porcentagem de soluto na liga, pelo gradiente térmico externo imposto, G , e pela velocidade de crescimento R' , e valem as seguintes observações [43]:

a) Quanto maior a porcentagem de soluto na liga, maior será o super-resfriamento, pois a alta porcentagem de soluto facilita seu acúmulo na frente da interface sólido/líquido, tornando a curva de distribuição de soluto abrupta e conseqüentemente aumentando o super-resfriamento.

b) Quanto maior for R' , menor será a distância de difusão do soluto x , conforme a equação (3-5). Isso torna a curva da distribuição de soluto abrupta e conseqüentemente aumenta o super-resfriamento. A Fig.3.10 esquematiza o efeito da velocidade de resfriamento no super-resfriamento. A curva "a" representa a variação na temperatura líquidus no caso de alta velocidade de solidificação, enquanto a curva "b" representa a variação na temperatura líquidus, no

caso de baixa velocidade de solidificação. Com o mesmo gradiente térmico externo imposto, a área delimitada pela curva "a" e G_2 é maior que a delimitada pela a curva "b" e G_2 . Isto significa que quanto maior a velocidade de solidificação, maior será o super-resfriamento.

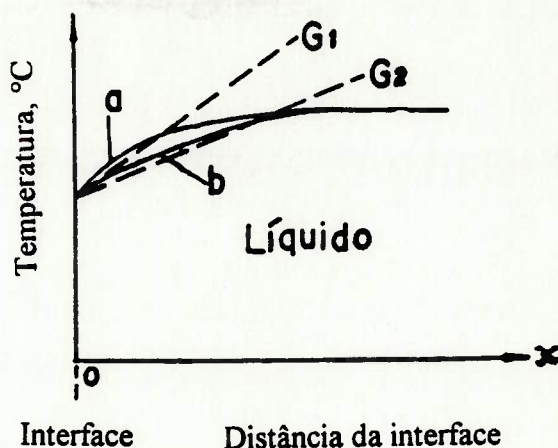


Fig.3.10 - Relação do super-resfriamento constitucional com a velocidade de resfriamento [43]

c) Quanto maior o gradiente térmico externo imposto, menor será o super-resfriamento. Com a mesma velocidade de solidificação, quanto maior o gradiente térmico externo imposto, menor será a área delimitada pelas duas curvas conforme a Fig.3.10, conseqüentemente menor será o super-resfriamento.

A Fig.3.11 resume esse efeito dos três fatores [43]

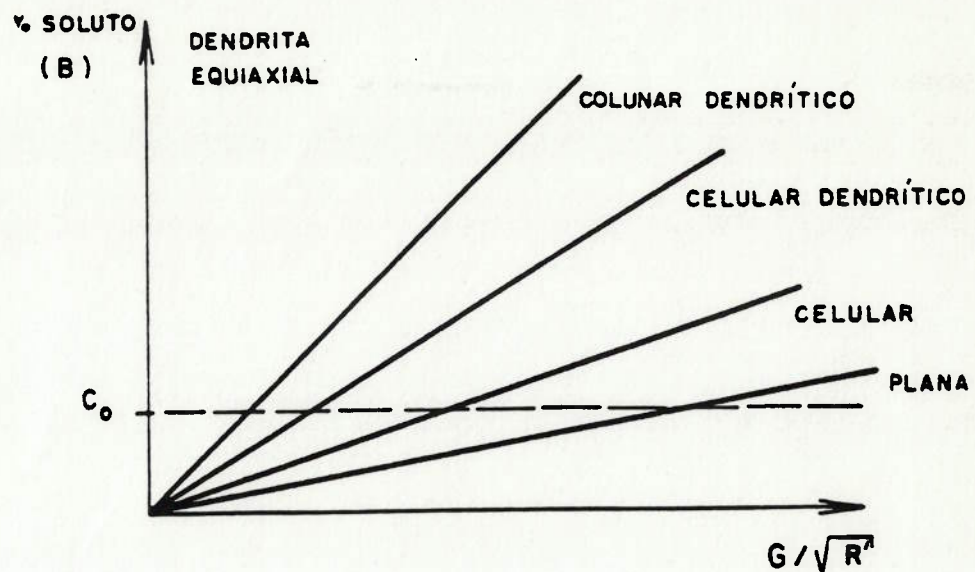


Fig.3.11 - Diagrama esquemático dos modos de solidificação [43]

3.5.2. TIPOS DE CRESCIMENTO

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

a) CRESCIMENTO PLANAR

Este crescimento ocorre para gradientes térmicos (G) elevados e super-resfriamento constitucional tendendo a zero. Sendo assim, a interface sólido/líquido apresenta-se na forma plana e o crescimento é competitivo (SAVAGE, W.F) (40). Como se vê na Fig.3.12, 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 dependerá do tamanho dos grãos do metal base que dão origem àqueles, sendo que o crescimento dos mesmos dependerá da sua orientação em relação à direção de máxima extração de calor.

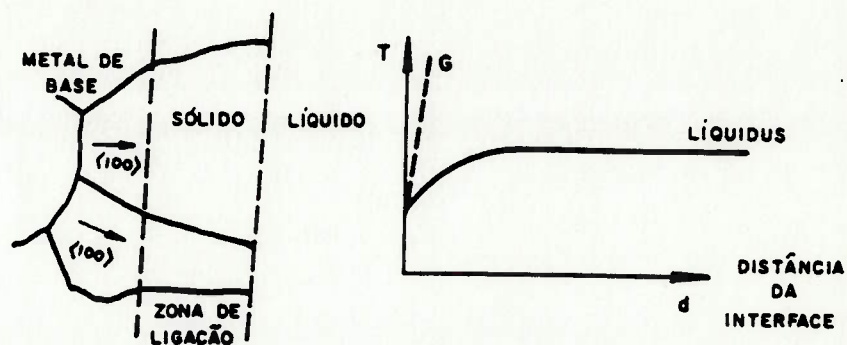


Fig.3.12 - Diagrama esquemático mostrando os aspectos da interface sólido/líquido através do crescimento planar durante a solidificação [40]

b) CRESCIMENTO CELULAR

Neste caso o gradiente térmico é menor que do crescimento planar, conforme pode ser observado na Fig.3.13, 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 à forma celular observada na Fig.3.13.

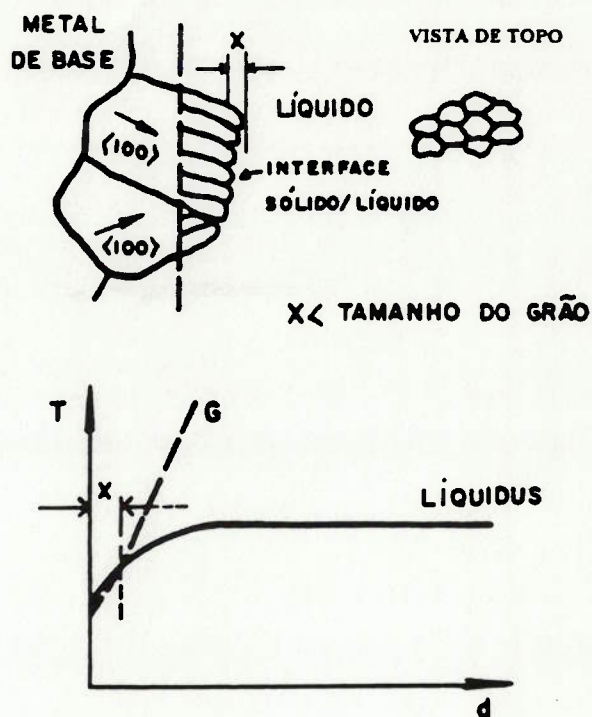


Fig.3.13 - Diagrama esquemático mostrando os aspectos da interface sólido/líquido através do crescimento celular durante a solidificação [40]

c) CRESCIMENTO DENDRÍTICO-CELULAR

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 Fig.3.14.

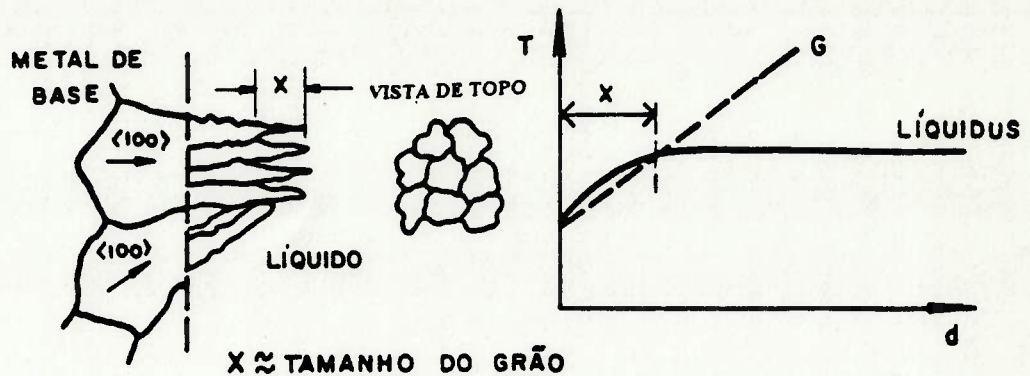


Fig.3.14- Diagrama esquemático mostrando os aspectos da interface sólido/líquido através do crescimento dendrítico-celular durante a solidificação [40]

d) CRESCIMENTO DENDRÍTICO

Com gradientes menores que os anteriores, e conseqüentemente com um elevado super-resfriamento constitucional, ocorre o crescimento por ramificação a partir de um eixo central conforme mostrado na Fig.3.15.

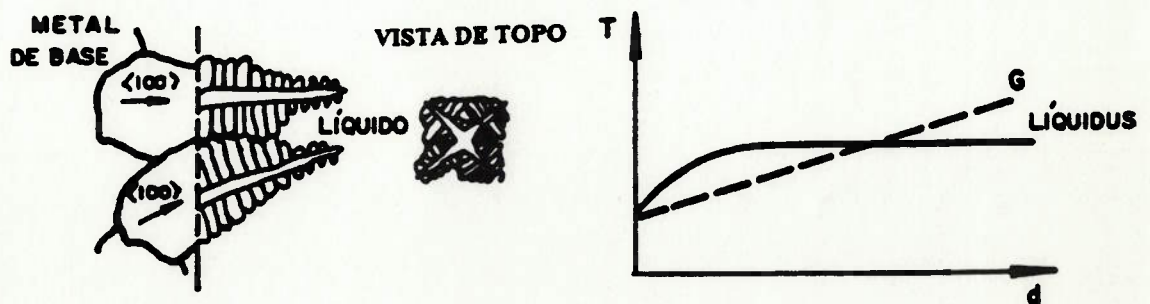


Fig.3.15 - Diagrama esquemático mostrando os aspectos da interface sólido/líquido, através do crescimento dendrítico durante a solidificação [40]

Em uma solda tem-se geralmente uma pequena região de crescimento planar, seguida do crescimento celular e celular-dendrítico e, em algumas situações, uma região dendrítica, em função da variação dos gradientes térmicos e super-resfriamentos que ocorrem na zona de solda.

As variáveis G e R' da Fig. 3.11 podem ser relacionadas com os parâmetros de soldagem. O aumento de G , gradiente térmico imposto, está relacionado com a diminuição da energia de soldagem. Isso significa que a região super-resfriada constitucionalmente diminui, tendendo a um crescimento plano. Se o gradiente é diminuído, a região super-resfriada é maior e a tendência é ter um crescimento dendrítico. A velocidade R' de crescimento da interface sólido/líquido está relacionada à velocidade de soldagem, que por sua vez está ligada ao gradiente térmico.

A Fig.3.16 esquematiza dois diferentes níveis de super-resfriamento constitucional ao longo do centro do cordão, proveniente dos dois níveis de insumo de calor e velocidade de soldagem. No caso de baixos insumo de calor e velocidade de soldagem, G/R' é alto e o super-resfriamento constitucional é baixo, dificultando a formação de uma estrutura equiaxial. Por outro lado, para altos valores de insumo de calor e velocidade de soldagem G/R' é baixo e o super-resfriamento constitucional é

elevado, favorecendo a formação de uma estrutura equiaxial no centro do cordão.

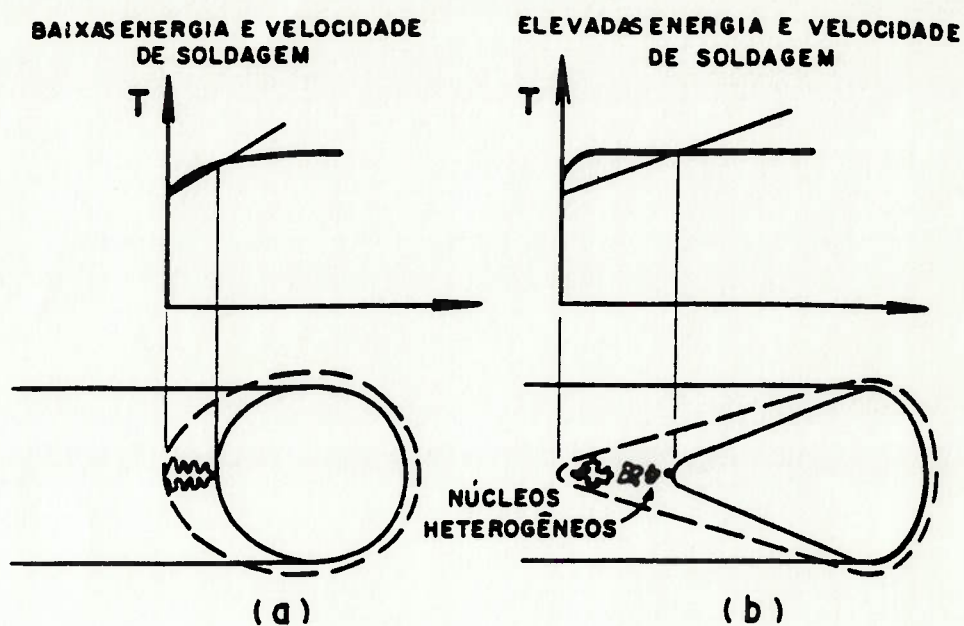


Fig.3.16 - Super-resfriamento constitucional na frente de solidificação durante a soldagem [69]

3.6. INFLUÊNCIA NA GEOMETRIA DA POÇA DE SOLIDIFICAÇÃO

Conforme mencionado anteriormente, a solidificação do cordão de solda é controlada pelo gradiente térmico, pela velocidade de crescimento e pela porcentagem do soluto no metal de solda. Já a geometria da poça de fusão é determinada pela velocidade de soldagem e pelo balanço térmico entre o insumo de energia e as condições de resfriamento [38,40].

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

a) FORMATO DE GOTA

Neste caso, 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 Fig.3.17, onde a direção do gradiente térmico é representado pelas setas.

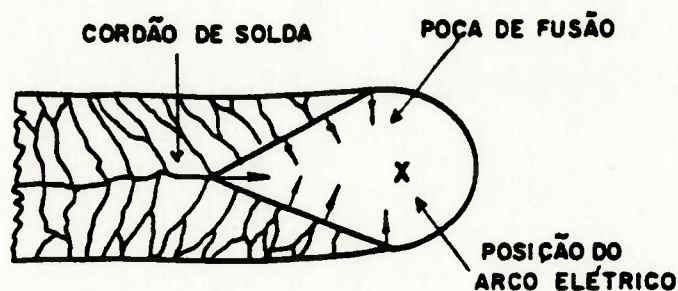


Fig.3.17 - Poça de fusão em formato de gota. As setas indicam as direções dos gradientes térmicos máximos.

b) FORMATO ELÍPTICO

Neste caso, a velocidade de solidificação máxima é igual à velocidade de soldagem e uma grande quantidade dos grãos atingirá o centro da solda. Os grãos que crescem a uma distância maior, exibem uma curvatura considerável, devido à progressiva mudança da direção que favorece o

crescimento. Porém eles mantêm a orientação cristalográfica, pois a curvatura observada é devida às ramificações sucessivas da estrutura de solidificação [38], sendo que 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 Fig.3.18 mostra esquematicamente este formato da poça de fusão.

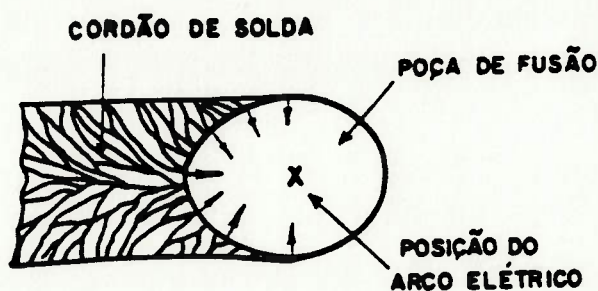


Fig.3.18 - Poça de fusão em formato elíptico. As setas indicam as direções dos gradientes térmicos máximos.

A velocidade de solidificação é proporcional ao gradiente térmico [37]. A Fig.3.19 mostra o gradiente térmico máximo decomposto nas componentes X e Y. Analisando essas componentes para os dois tipos de formato de poça de fusão, percebe-se a predominância do gradiente em X, para a poça de fusão no formato de gota e em Y para o formato elíptico. No primeiro caso, o crescimento ocorre preferencialmente na direção X, gerando uma estrutura mostrada na Fig.3.17. No segundo caso, a componente em Y

é um pouco maior, ocasionando o crescimento mostrado na Fig.3.18.

Prokhorov e Shirshov [45], estudando o efeito da composição química e das condições de soldagem no desenvolvimento da estrutura bruta de fusão da solda, estabeleceram 5 tipos de macroestrutura de solda, mostrados na Fig.3.20.

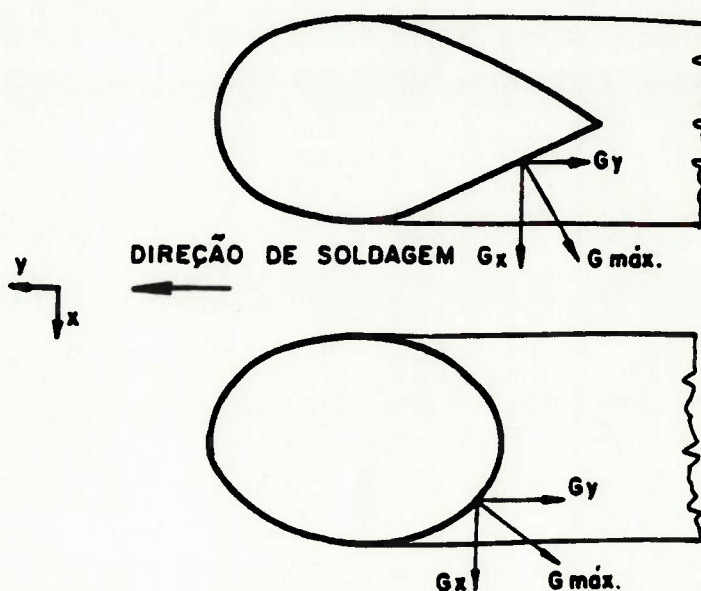


Fig.3.19 - Gradientes térmicos da poça de fusão em função do formato dessa poça [35]

O tipo 1, que ocorre para todas as faixas de variáveis de soldagem em ligas binárias e, no caso dos aços, para baixa velocidade de soldagem. Essa macroestrutura tem baixa resistência ao início e propagação de trincas.

O tipo 2, semelhante ao anterior, onde grãos colunares encontram-se a ângulos de 0° , indicando que a poça de fusão tem formato elíptico. Este tipo de macroestrutura tem comportamento similar ao tipo 1, em termos de propriedades mecânicas.

O tipo 3, que ocorre a baixas velocidades de soldagem, em que os grãos colunares se encontram no centro do cordão, formando uma estrutura em ziguezague. O tipo desta estrutura é, de todos, o mais resistente à propagação de trincas.

O tipo 4 é caracterizado por ter um ângulo de 180° no encontro dos grãos colunares no centro da solda. Esta macroestrutura ocorre para elevadas velocidades de soldagem e seu desempenho, no que refere à resistência à fratura, é o pior de todos.

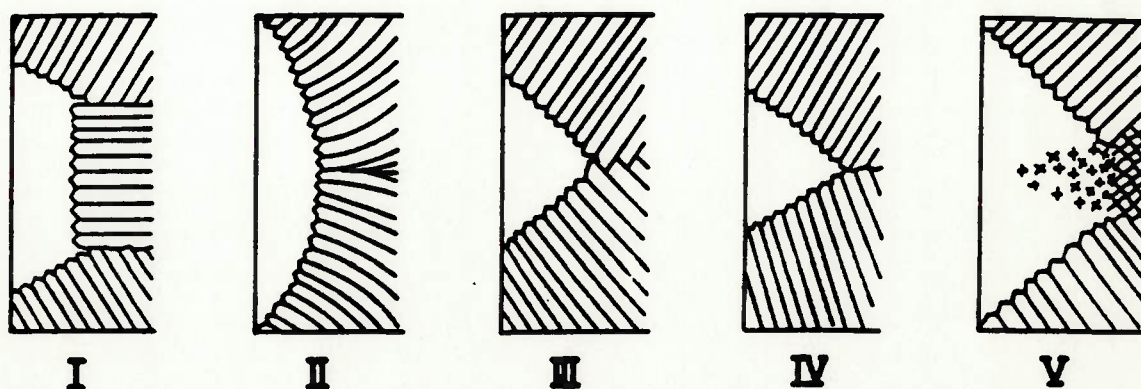


Fig.3.20 - Tipos de macroestruturas de solda

O tipo 5 é caracterizado por uma estrutura dendrítica desorientada no centro do cordão e a resistência à fratura dessa microestrutura é intermediária entre os tipos 1 e 3.

3.7. SEGREGAÇÃO DO SOLUTO DURANTE A SOLIDIFICAÇÃO DA POÇA DE FUSÃO

A segregação do soluto durante a solidificação da poça de fusão pode levar à variações nas propriedades mecânicas do metal de solda e inclusive favorecer a ocorrência de trinca a quente [38].

Acredita-se que os mecanismos da segregação de soluto nos processos de soldagem sejam similares aos encontrados em solidificação de lingotes [38]. Os tipos mais comuns de micro e macrossegregação encontrados no metal de solda são o zonamento (microsegregação), a segregação em contorno (macrossegregação) e a estrutura bandeada (macrossegregação).

O zonamento é mais pronunciado no metal de solda quanto mais dendrítico for o modo de solidificação. 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 no 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 [38].

A segregação em contorno ocorre devido a formação de um líquido mais rico em soluto na frente da interface sólido/líquido. 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 [38].

A estrutura bandeada manifesta-se através de faixas com composições químicas diferentes no metal de solda. Essa diferença de composição química pode diminuir a resistência à corrosão da liga e a resistência à fadiga quando o cordão for solicitado de tal maneira que as tensões sejam perpendiculares a essas faixas. Além disso, em casos extremos, pode-se ter a geração de poros associados a essas faixas de composição química diferentes [38,46,47].

Este tipo de macrossegregação está associado à ondulação na interface sólido/líquido durante a solidificação da poça de fusão e independe 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 do super-resfriamento na interface sólido/líquido, causada pela evolução do calor latente de fusão [38,47]. Em cada interrupção, há a difusão de soluto para as regiões mais pobres, gerando assim a estrutura bandeada [38].

3.8. RELAÇÃO ENTRE PROPRIEDADE E ESTRUTURAS DE SOLIDIFICAÇÃO DO METAL DE SOLDA

O modo de solidificação da poça de fusão controla tanto o tamanho e o tipo de grão solidificado bem como a natureza e extensão da segregação do soluto no cordão de solda. É de se esperar uma relação entre o modo de solidificação e as propriedades mecânicas da junta soldada. Esse modo deve ser controlado de tal maneira que minimize as tendências de formação de trincas a quente e a diminuição de propriedades mecânicas, como a tenacidade, em uma junta soldada.

3.8.1. TRINCA A QUENTE

Ocorre entre os grãos que estão crescendo durante os últimos estágios da solidificação da poça de fusão. As

trincas a quente são favorecidas quando há uma diminuição da área de contato entre os grãos que estão crescendo. Essa diminuição pode-se dar por [38]:

- a) fases de baixo ponto de fusão na região entre os grãos solidificados.
- b) tamanho de grão solidificado grande.

Ambos os fatores que geram a trincas a quente dependem do modo de solidificação. A influência da macroestrutura de solidificação na ocorrência da trinca a quente é mais evidente na linha de centro do cordão de solda. Quanto maior o ângulo de encontro dos grãos colunares, maior a tendência a trinca a quente, principalmente para os processos de soldagem por eletro-escória e arco-submerso [48]. Esse ângulo de encontro maior é favorecido pela poça de fusão no formato de gota, que favorece também a segregação no centro do cordão.

3.8.2. PROPRIEDADES MECÂNICAS

Além da anisotropia nas propriedades mecânicas do metal de solda, gerada pela orientação preferencial da estrutura de solidificação durante o crescimento competitivo, a forma da segregação influi nas propriedades mecânicas do metal de solda [38,40].

A segregação não precisa necessariamente gerar trincas a quente, mas pode diminuir a tenacidade do depósito. Essa diminuição é devida à formação de um plano segregado no centro do cordão que pode favorecer a precipitação de fases frágeis no contorno interdendrítico, filmes de inclusões não metálicas ou mesmo uma transformação de fase envolvendo a formação de uma fase mais frágil. Por isso é que se recomenda o ensaio Charpy V na linha de centro do depósito de solda, principalmente para os processos de soldagem com elevado insumo de energia (arco submerso e eletro-escória) [38].

Portanto, para melhorar a soldabilidade de uma dada liga (ou metal) deve-se controlar a forma da poça de fusão, a microestrutura do cordão de solda e o tamanho dos grãos.

3.9. CONTROLE DA SOLIDIFICAÇÃO DA POÇA DE FUSÃO

Este controle visa promover a formação de núcleos tal que se obtenha uma estrutura refinada na zona fundida. Esse controle pode ser feito por inoculantes e refino dinâmico [38, 49, 50, 51].

No caso dos inoculantes, estes devem possuir tamanho adequado e devida proteção para as elevadas temperaturas do arco [38]. Entre os inoculantes utilizados estão os

carbonetos de titânio ou vanádio. Este tipo de refino tem bastante sucesso no processo de soldagem a arco submerso.

O refino dinâmico envolve a agitação da poça de fusão pelas forças magnéticas geradas pelo arco ou por convecção forçada [38,50,51]. A agitação magnética pode ser efetuada pela pulsação da corrente; nesse caso, além do refino do zona fundida, a quantidade de calor envolvida durante a soldagem é muito menor. Essa técnica é bastante usada nos processos TIG e MIG pulsados, entre outros.

Além das técnicas descritas acima, a oscilação magnética do arco tem tido um bom desempenho em melhorar as qualidades de soldagem nos vários tipos de metal. Esta técnica será descrita detalhadamente nos capítulos seguintes pois faz parte de abordagem principal deste trabalho.

4. ESTUDO DA SOLDABILIDADE DO AÇO INOXIDÁVEL FERRÍTICO

Uma vez conhecidos os principais aspectos referentes à metalurgia do aço inoxidável ferrítico e os fenômenos básicos que regem a solidificação da poça de fusão de soldagem, será possível abordar os problemas que envolvem a soldabilidade do referido material, dando ênfase especial à técnica de oscilação magnética do arco. Através dela tentar-se-á analisar o controle da solidificação da poça de fusão das juntas soldadas com o objetivo de obter soldas de boa qualidade.

4.1. PRINCIPAIS PROBLEMAS METALÚRGICOS NA SOLDAGEM DO AÇO INOXIDÁVEL FERRÍTICO

Os principais problemas metalúrgicos das juntas soldadas de aços inoxidáveis ferríticos são descritas a seguir:

a) Os aços sofrem uma transformação ferrita-austenita acima de 800°C e, no resfriamento, a austenita transforma-se em martensita, geralmente ao longo dos contornos de grão. A presença de uma fase dura é frágil nos contornos de grão resulta em perdas de ductilidade e tenacidade para a solda. Segundo Nishio [52], a presença de martensita, também torna

estes aços sensíveis ao hidrogênio e capazes de sofrerem fissuração a frio. Neste caso, entretanto, o tempo de incubação para formação de trincas seria muito maior em comparação aos aços carbono, devido à menor velocidade de difusão do hidrogênio nos aços inoxidáveis ferríticos.

b) Acima de 1200°C, estes aços são totalmente ferríticos e ocorre um rápido crescimento de grãos. Granulação grosseira e precipitação de carbonitretos e fases de baixo ponto de fusão nos contornos de grão causam problemas de fragilização intergranular e de fissuração a quente.

c) Carbonetos e nitretos de cromo precipitam a altas temperaturas (acima de 925°C) nos contornos de grãos e diminuem o teor de cromo na matriz ferrítica adjacente. Este fenômeno torna regiões da ZTA próximas ao cordão de solda e o próprio cordão suscetíveis a sofrerem corrosão intergranular em vários meios.

Além dos problemas metalúrgicos descritos acima, outros inerentes do próprio processo de soldagem podem influir na qualidade da junta soldada. Defeitos como inclusões de escória, mordeduras, falta de penetração e reforço excessivo aumentam os problemas de fragilização [53]. Parâmetros de soldagem, espessura da chapa e a contaminação do cordão de solda por hidrogênio e carbono (devido a limpeza inadequada da junta) também são

importantes fatores para a tenacidade e ductilidade destes aços.

4.2. MÉTODOS PARA MINIMIZAR OS PROBLEMAS DA JUNTA SOLDADA

4.2.1. RECOZIMENTO APÓS SOLDAGEM

A martensita pode ser decomposta em ferrita e carbonetos globulares por um tratamento térmico de revenido a temperaturas próximas a 800°C , melhorando a resistência ao impacto (Fig.4.1) [54] e a ductilidade da solda [55]. Uma estrutura de grãos grosseiros não pode, entretanto, ser

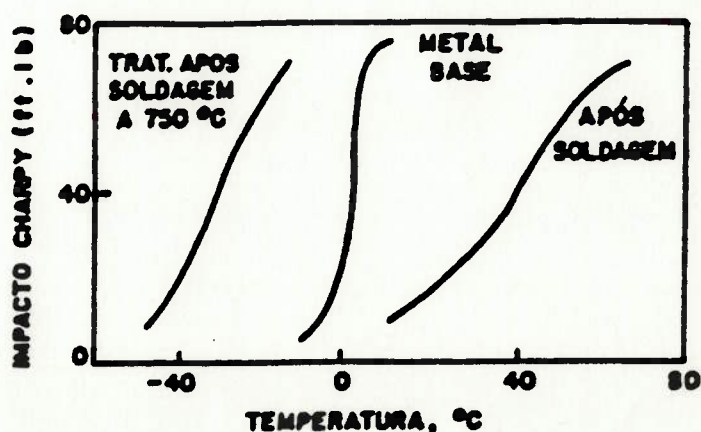


Fig.4.1 - Efeito do recozimento após soldagem nas propriedades de impacto de um aço 17%Cr [54]

corrigida por tratamento térmico. Deve-se observar que um tratamento térmico a temperaturas relativamente baixas (150-250°C) permite que a austenita retida se transforme em martensita, ocasionando um aumento na dureza e deteriorando ainda mais a ductilidade [52].

4.2.2. MODIFICAÇÕES NA COMPOSIÇÃO QUÍMICA

Os seguintes métodos podem ser utilizados:

a). Uso de aços com baixos teores de intersticiais (C+N):

A presença de elementos intersticiais (C e N) expandem o campo de existência da austenita. Estes elementos têm uma baixa solubilidade na ferrita e, com isto, eles tendem a se precipitar na forma de carbonetos, nitretos e carbonitretos de Cr e Fe. Estes precipitados podem afetar drasticamente as propriedades mecânicas dos aços inoxidáveis ferríticos, aumentando a fragilização e a susceptibilidade à corrosão intergranular [1].

Procurando simular a ZTA, Abo [11] submeteu aços ferríticos com 17% Cr a uma têmpera em água após permanência de 10 minutos a 1100°C. Os resultados são vistos na Fig.4.2. Pode-se notar que para se ter uma temperatura de transição dútil-frágil próximo a 0°C, o teor de carbono e nitrogênio deveria ser próximo a 0.01%.

Assim, aços com teores adequados de intersticiais teriam de ser fabricados por técnicas sofisticadas e de alto custo, como o VIM (vacuum induction melting) [56].

A diminuição do teor de intersticiais agravaria o problema de crescimento de grão pela diminuição da quantidade de austenita e precipitados capazes de ancorar os contornos de grão a altas temperaturas.

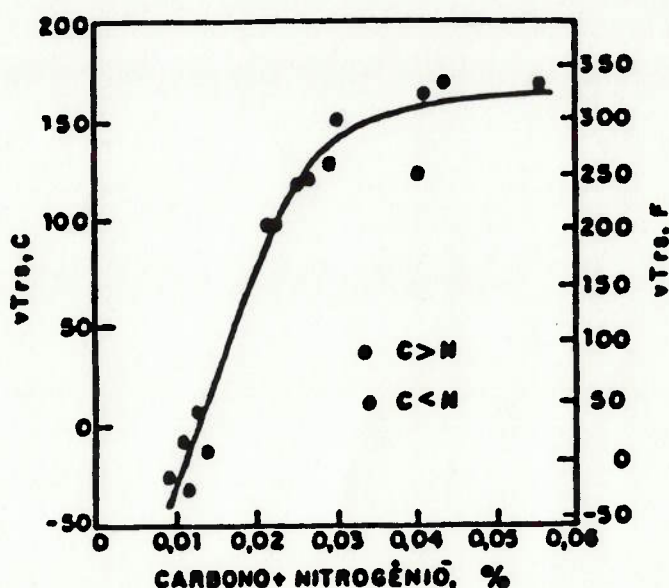


Fig.4.2 - Efeito de (C+N) na TTDF em aço 17%Cr aquecido a 1100°C por dez minutos e temperado em água [11]

b). Uso de adições de nióbio e titânio

Uma solução potencial para os problemas de soldabilidade dos aços inoxidáveis ferríticos pode estar na adição de elementos estabilizantes como o nióbio e /ou

titânio em pequenas quantidades. De fato, estes elementos, fortes formadores de carbonetos e nitretos, reagiriam preferencialmente com o carbono e nitrogênio abaixando os teores destes intersticiais que se encontram disponíveis na ferrita.

Reduzindo-se o teor de intersticiais na matriz, pode se obter uma estrutura que seria completamente ferrítica em qualquer temperatura [52]. Além disso, como os carbonitretos de nióbio e titânio são bastante estáveis, os precipitados não se solubilizariam de modo apreciável a altas temperaturas e agiriam como pontos de ancoramento dos contornos de grão, dificultando o crescimento de grão [54].

Contudo, muitos problemas na utilização de elementos estabilizantes, para melhoria da soldabilidade dos aços inoxidáveis ferríticos, ainda existem. A escolha do melhor elemento estabilizante é, ainda, matéria de controvérsia. Embora as propriedades do metal de base sejam melhoradas pela estabilização, a soldabilidade de aços "low intersticial" estabilizados pode ser comprometida [57]. A adição de nióbio pode agravar a fissuração a quente enquanto a adição de titânio pode causar endurecimento por precipitação [53]. Para ambos, titânio e nióbio, parece existir um teor limite, que depende do teor de carbono e nitrogênio, além do qual os efeitos destes elementos nas propriedades mecânicas das juntas soldadas tornam-se prejudiciais [57]. Atualmente existe uma tendência para a

utilização de ambos como elementos estabilizantes, de modo a se compensar os efeitos prejudiciais de cada um [58].

Titânio e nióbio reagem com carbono e nitrogênio formando precipitados de TiN e Nb(C,N) que seriam estáveis a altas temperaturas e agiriam como pontos de ancoramento de grão. Em particular, o TiN seria estável em temperaturas nas quais o aço é líquido. Assim, partículas de TiN agiriam como núcleos durante a solidificação, promovendo a formação de uma estrutura equiaxial no centro da solda e minimizando os problemas de fissuração a quente. Este resultado é apoiado por Sawhill [57] e Nishio [52] que descrevem soldas com grãos equiaxiais obtidas em aços inoxidáveis ferríticos com 17% Cr e adição de titânio.

A adição de Nb e /ou Ti também minimiza o fenômeno de sensitização à corrosão intergranular pois estes elementos reagem com o carbono e o nitrogênio ao invés do cromo. Para um aço 18 Cr-2Mo, os teores mínimos necessários para estabilização são [57];

$$\%Ti = 0.15 + 3.7 \times (\%C + \%N)$$

$$\%Ni = 7 \times (\%C + \%N)$$

$$\%Ti + \%Nb = 0.20 + 4 \times (\%C + \%N)$$

4.2.3. USO DE METAL DE ADIÇÃO AUSTENÍTICO

Pode-se soldar um aço inoxidável ferrítico utilizando-se metal de adição austenítico do tipo 18Cr-10Ni ou 24Cr-13Ni ou uma liga com alto teor de níquel. As soldas obtidas não apresentam sensibilidade ao entalhe; entretanto a ZTA mantém sua estrutura inalterada e, portanto, desfavorável. A junta como um todo apresenta melhorias em suas propriedades mecânicas devido à baixa espessura da ZTA e à alta ductilidade do metal de solda capaz de absorver deformações [55].

Pode-se tentar melhorar as propriedades da ZTA com um recozimento após soldagem, entretanto, deve-se tomar cuidado pois este recozimento pode causar sensitização no metal de solda, pois a faixa normal para o recozimento após soldagem (700 a 900°C) está na faixa de sensitização de aços austeníticos. Devido a este problema, recomenda-se a utilização, como metal de adição de aços austeníticos estabilizados ou de baixo teor de intersticiais.

4.2.4. USO DE NUCLEANTES

Este é, a princípio, o meio mais fácil de se controlar a solidificação da poça de fusão pois estes elementos, quando adicionados, induzem a nucleação de novos grãos na

zona fundida da solda, resultando em uma granulação mais fina [50].

Ferro-titânio, ferro níobio e carbonetos de titânio têm sido citados como efetivos refinadores de grãos [38]. Aços estabilizadas com Nb e Ti podem ter seu tamanho de grão refinado por adições de Al e/ou N durante a soldagem [50].

Adições de nitrogênio ao gás de proteção entre 2 e 12% em volume durante a soldagem TIG dos aços inoxidáveis ferríticos estabilizados ao Nb e Ti produziram um acentuado refino de grão na zona fundida, conforme mostra a Tabela 4.1 [58]. Foi observado que, além de produzir grãos de tamanho equivalente ao metal de base, a adição de nitrogênio conferiu um caráter predominantemente equiaxial aos grãos da zona fundida [58].

Tabela 4.1 - Tamanho de grão da zona fundida em função do teor de nitrogênio no gás de proteção [58]

Teor de Nitrogênio no gás de proteção (% em volume)	Tamanho de Grão médio (mm)
0	0.186
2	0.097
4	0.092
6	0.091
8	0.084
10	0.077
12	0.089

Entretanto, o refino de grão não necessariamente levou a uma melhoria de tenacidade, como mostra a Fig.4.3. Adições em maiores teores, embora tenham causado refino de grão da zona fundida com a mesma intensidade, provocaram a formação de maior quantidade de martensita nos contornos de grão. Isto já foi observado por Brandão, W.S. et al [58].

Deve-se salientar que o refino de grãos produzido pela ação de nucleantes só é possível quando a taxa de nucleação no líquido for suficiente para obstruir o crescimento colunar. Isto depende fortemente da posição de nucleação na poça de fusão, da taxa de fornecimento de nucleantes, do tamanho das partículas e das condições de soldagem [38].

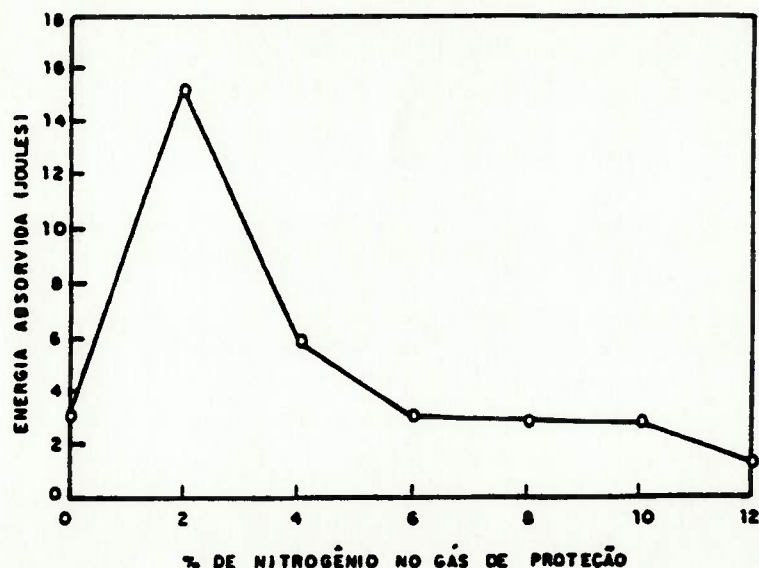


Fig.4.3 - Variação da energia absorvida no ensaio de impacto com o teor de nitrogênio no gás de proteção [58]

4.2.5. ESCOLHA DO PROCESSO DE SOLDAGEM ADEQUADO

Processos de soldagem que fornecem alta quantidade de energia ao metal de base aumentam a extensão de ZTA, a intensidade de crescimento de grão e a quantidade de martensita formada na estrutura [52]. Neste aspecto, os processos de soldagem com eletrodo revestido, TIG ou pelo processo MIG com curto circuito apresentam vantagens sobre o uso de processos como arco submerso ou MIG com névoa [55].

Atualmente, a associação destes processos tradicionais com novas técnicas de controle de arco, como a pulsação ou oscilação magnética, tem possibilitando obter juntas soldadas de melhor qualidade, uma vez que elas atuam diretamente na solidificação da poça de fusão.

Neste trabalho, a oscilação magnética do arco foi utilizada no estudo de soldabilidade do aço inoxidável ferrítico de modo que será feita uma breve apresentação desta técnica inovadora.

4.3. CONTROLE DA SOLIDIFICAÇÃO DA POÇA DE FUSÃO ATRAVÉS DA OSCILAÇÃO MAGNÉTICA DO ARCO

4.3.1. A GERAÇÃO E O USO DA OSCILAÇÃO MAGNÉTICA DO ARCO

O arco de soldagem pode ser considerado como um condutor fluido de corrente. Assim, ao se estabelecer um segundo campo magnético em torno deste, por exemplo através de um eletroímã, atuará sobre ele uma força eletromagnética capaz de defletí-lo. Revertendo-se sucessivamente o sentido da corrente no eletroímã consegue-se imprimir magneticamente uma oscilação ao arco.

A oscilação magnética do arco pode ser feito em três modos principais, a saber:

- a) em movimentos circulares ao longo do eixo de soldagem.
- b) em movimentos transversais à direção do eixo de soldagem.
- c) em movimentos longitudinais, na direção do eixo de soldagem.

A Fig.4.4 mostra esquematicamente os movimentos acima citados, que dependem diretamente da direção e do sentido do campo magnético criado.

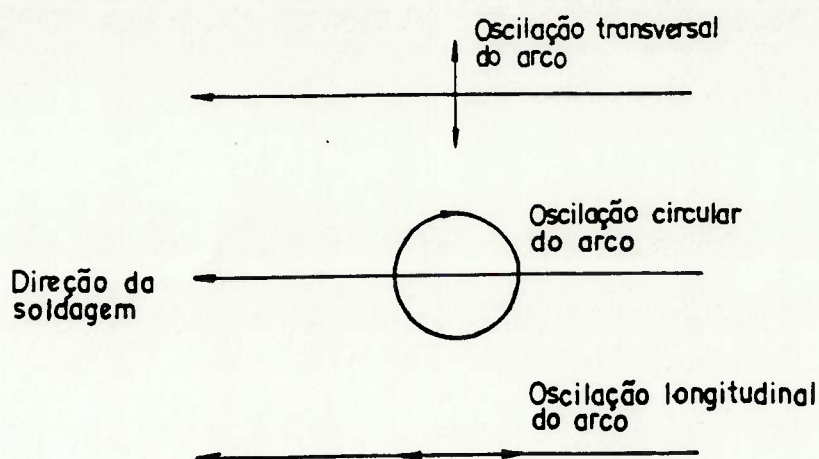


Fig. 4.4 - Ilustração esquemática dos três modos principais de oscilação magnética do arco.

A oscilação magnética do arco tem sido usada por diversos autores com o objetivo de melhorar a aparência do cordão de solda, facilitar a soldagem de juntas de difícil acesso, permitir um aumento na velocidade de soldagem sem o aparecimento de mordeduras, eliminar o sopro magnético, facilitar a mecanização de processos e melhorar as propriedades mecânicas da solda [49,50,59-66]. Teseng e Savage [49] realizaram o primeiro estudo fundamental do efeito da oscilação magnética do arco na microestrutura e propriedades do processo TIG autógeno. Foi observado que o tamanho de grão e a susceptibilidade à fissuração a quente do cordão do aço HY-80 foram reduzidos pela oscilação magnética do arco a baixa frequência (ao redor ou abaixo de 1Hz).

Outros pesquisadores têm estudado subsequentemente o efeito da oscilação do arco na estrutura de grãos e na

fissuração a quente com o processo TIG autógeno [49,50,59-66]. O efetivo refino de grãos foi produzido na liga Al-Mg por Garland [59], utilizando uma oscilação paralela à direção da soldagem. O movimento resultante do arco provoca a agitação da poça na região de interface, fragmentando e reorientando a subestrutura e a solidificação, e, conseqüentemente, fornecendo núcleos para que esta ocorra.

O alto nível de refinamento pode ser atingido através da oscilação da tocha, mas depende de alguns fatores [59]:

- a) Frequência da oscilação da tocha: uma frequência ótima foi observada e determinada através das condições de soldagem;
- b) Amplitude da oscilação da tocha, conforme mostra a Fig.4.5;
- c) Insumo de calor durante a soldagem: que é função da corrente e da velocidade de soldagem; foi observado que o refinamento foi limitado a uma faixa de condição de soldagem para uma chapa de determinada espessura, conforme mostra na Fig.4.6;
- d) Espessura da chapa: em geral o refinamento de grãos foi possível somente para chapas até 3,2mm de espessura; acima

disso e até 6,3mm de espessura, não houve impedimento significativo ao crescimento colunar de grãos.

e) Comprimento do arco: para o máximo refinamento, em determinadas condições de soldagem e oscilação da tocha, o comprimento do arco deve ser suficientemente curto para garantir a estabilidade do processo.



Fig.4.5 - Efeito da amplitude da oscilação do arco no tamanho de grãos da zona fundida da liga Al-2.5Mg [59]

Condições de soldagem: $I=150A$, $V=200mm/min$; Comprimento do arco= $2.4mm$; Frequência de oscilação= $10Hz$.

- ▲ a oscilação do arco longitudinal à direção da soldagem
- a oscilação do arco transversal à direção da soldagem

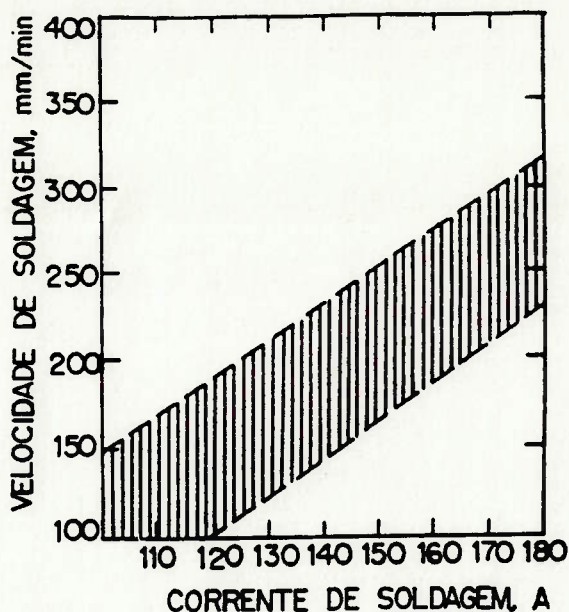


Fig.4.6 - Refinamento de grãos com a oscilação longitudinal do arco numa frequência de 10 a 30Hz e amplitude de 1.2mm; possível somente nas condições de soldagem limitadas pela área hachurada [59]

4.3.2. MECANISMOS DE NUCLEAÇÃO E REFINO E A UTILIZAÇÃO DE OSCILAÇÃO MAGNÉTICA

Um estudo sobre os mecanismos de nucleação e o refinamento de grãos da poça de fusão de soldagem foi feito por S.Kou e Y.Le.[66]. Três tipos de mecanismos de nucleação e refinamento da poça de fusão foram discutidos: fragmentação de dendrita, destacamento de grãos e nucleação heterogênea. A Fig.4.7[66] ilustra esquematicamente a microestrutura e os mecanismos de nucleação da poça de fusão das ligas.

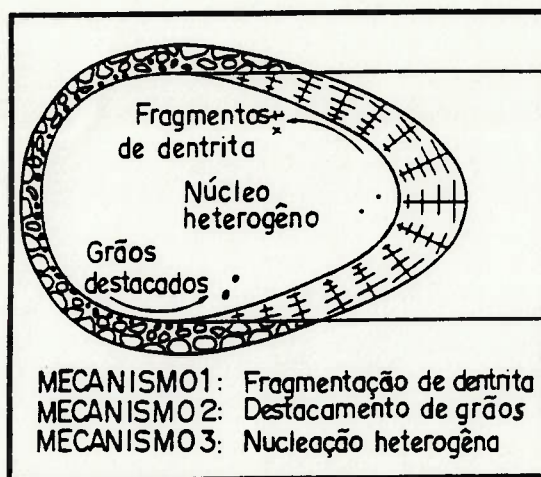


Fig.4.7 - Ilustração esquemática da microestrutura e os mecanismos de nucleação da poça de fusão das ligas [66]

Como demonstrado por Kou, et al, [67], existe convecção na poça de fusão devido as forças propulsoras, como a força ascensional, a força eletromagnética e o gradiente de tensão superficial na superfície da poça.

a) FRAGMENTAÇÃO DE DENDRITA

A convecção da poça de fusão pode, em princípio, causar a fragmentação dos picos das dendritas na zona pastosa, como mostrado na Fig.4.7. Estes fragmentos de dendrita são carregados para dentro da poça de fusão, onde podem atuar como núcleos para a formação de grãos, desde que sobrevivam à temperatura da poça de fusão.

b) DESTACAMENTO DE GRÃOS

No caso onde os grãos parcialmente fundidos são levemente mantidos juntos com um filme líquido entre eles, a própria convecção da poça de fusão pode separá-los do contorno da poça e carregá-los para a poça de fusão, conforme ilustrado na Fig.4.7. Da mesma forma que os fragmentos de dendrita, se estes grãos parcialmente fundidos sobreviverem na poça de fusão, eles podem atuar como núcleos para a formação dos grãos na poça de fusão.

c) NUCLEAÇÃO HETEROGÊNEA

De acordo com a teoria de nucleação, para se formar um núcleo sólido maior que o tamanho crítico (r^*), de modo que um grão estável cresça, os átomos do metal líquido têm de superar a barreira crítica de energia, como mencionado no capítulo 3. Entretanto, esta barreira crítica de energia geralmente é alta e, portanto, difícil de ser superada. Por causa disso, não se espera que o super-resfriamento constitucional seja tão significativo para causar a nucleação sob as condições de soldagem, a não ser que exista um super-resfriamento suficientemente alto nas ligas. Como apontado por Savage, a formação de grãos equiaxiais não pode ser encontrada na poça de fusão normal quando esta depende somente do super-resfriamento constitucional. Porém, se o metal líquido contém uma quantidade significativamente grande de partículas sólidas,

os átomos do metal líquido super-resfriado constitucionalmente poderão ser facilmente rearranjados na forma de cristais a partir destas partículas, conforme mostrado na Fig.4.8.

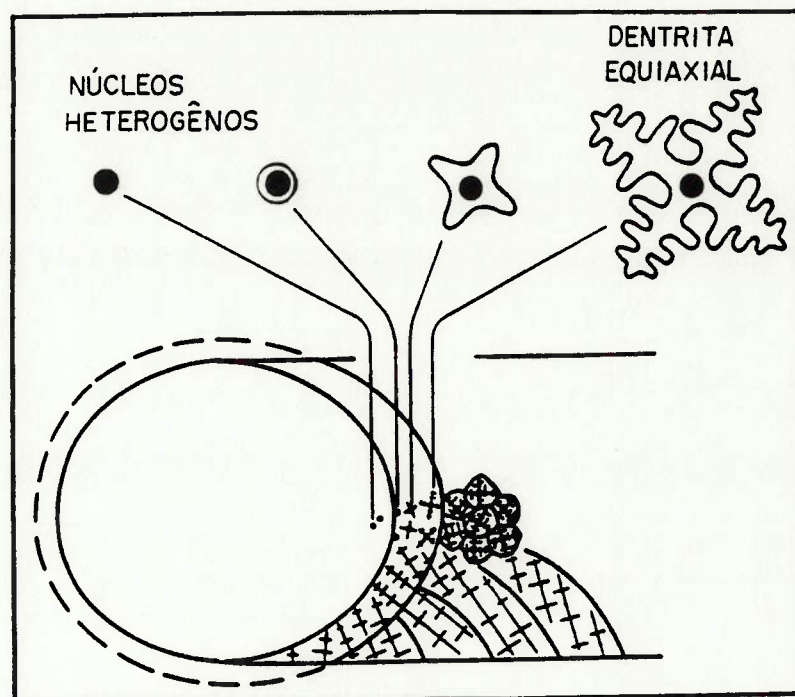


Fig.4.8 - Ilustração esquemática da nucleação heterogênea e o crescimento subsequente dos novos grãos durante a soldagem [66]

Segundo a descrição acima, a convecção da poça de fusão facilita a nucleação e refinamento de grãos. Essa é a razão pela qual muitos autores usam a oscilação magnética do arco para melhorar a soldabilidade das ligas. A oscilação magnética do arco de soldagem provoca movimentos na poça de fusão, ou seja, a convecção que tende a fragmentar e reorientar dendritas em crescimento,

fornecendo novos núcleos para a solidificação [60, 61, 62, 66, 67, 50].

Em relação ao refino da estrutura de solidificação da soldagem, Kou & Le realizaram também estudos do efeito da oscilação magnética do arco na microestrutura e propriedades do processo TIG autógeno, especialmente sobre o tamanho de grão e na susceptibilidade à trinca de solidificação. Foram utilizados nestes estudos altas e baixas frequências de oscilação. Para alguns materiais, como o Al 2014, não se obteve refinamento de grão nem redução do comprimento da trinca de solidificação em altas frequências, mas para a liga Al 5052, o refino de grãos foi conseguido [60, 61, 62]. Por outro lado, na baixa frequência, a estrutura do Al 2014 foi refinada utilizando-se o modo de oscilação transversal ao cordão.

Isto mostra que os resultados da oscilação magnética são fortemente dependentes do conjunto dos parâmetros de soldagem utilizados e dos materiais a serem soldados, de tal forma que os parâmetros de oscilação tais como frequência e amplitude devem ser otimizados em função dos parâmetros de soldagem, como corrente, velocidade de soldagem, etc., e a forma de oscilação também deve ser considerada, para maximizar um ou outro efeito como o refino de grão e prevenção da fissuração a quente.

O refinamento de grão obtido na oscilação transversal pode ser explicado pela maior velocidade absoluta obtida nesta condição (61). Conforme mostra a Fig.4.9, no caso da oscilação transversal do arco, há duas componentes de velocidade na poça de fusão: uma na direção da soldagem(u) e outra transversal à direção da soldagem(v). Evidentemente a velocidade resultante é maior que a da poça de fusão sem oscilação.

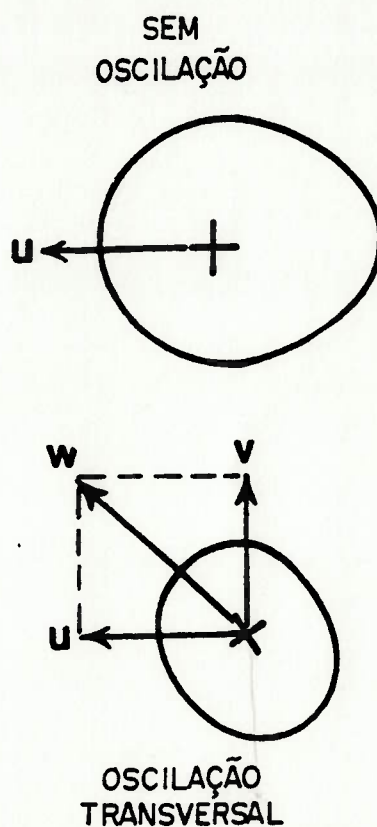


Fig.4.9 - Ilustração esquemática do efeito da oscilação do arco transversal na velocidade resultante da poça de fusão da solda [61]

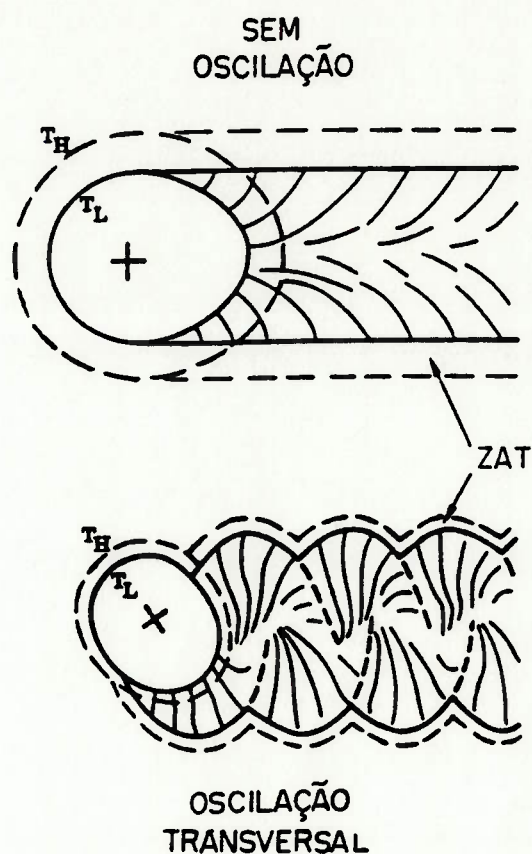
Conseqüentemente, obtem-se uma alta taxa de resfriamento durante a solidificação. De acordo com os princípios da solidificação, quanto maior for a taxa de resfriamento durante a solidificação, mais fina será a estrutura resultante [37]. Por isso, a oscilação do arco transversal à direção da soldagem resulta numa estrutura fina. Além disso, a mudança constante na direção de crescimento, devido a alteração da orientação da poça de fusão causada por este tipo de oscilação, facilita a obtenção de uma estrutura de grãos mais fina [61].

Pelo mesmo motivo apresentado anteriormente, a zona afetada pelo calor (ZTA) 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 acima da qual a microestrutura e propriedades mecânicas do metal base são afetadas pelo calor). A Fig.4.10 ilustra esquematicamente o efeito do arco oscilado transversalmente ao cordão na largura da ZTA.

Como visto, a oscilação magnética do arco possibilita a obtenção de juntas soldadas de boa qualidade, podendo influir diretamente na soldabilidade dos materiais.

Assim, identificados os parâmetros e variáveis que poderão afetar a soldabilidade de alguns materiais, será

conduzida uma parte experimental em que se tentará encontrar, através das relações de causa e efeito, como a nova técnica poderá contribuir para a obtenção de soldas confiáveis do ponto de vista metalúrgico e estrutural.



*Fig.4.10 - Ilustração esquemática do efeito da oscilação de arco na ZTA.
 T_L --temperatura líquidos; T_H --temperatura acima da qual a microestrutura
e propriedades mecânicas do metal base são afetadas pelo calor [61]*

5. MATERIAL, EQUIPAMENTOS UTILIZADOS E METODOLOGIA DOS ENSAIOS

Neste capítulo, serão apresentados o material, equipamentos empregados, e os procedimentos seguidos na condução da parte experimental deste trabalho, bem como a escolha dos parâmetros operacionais, a execução da soldagem dos corpos de prova e o instrumental para aquisição dos dados.

5.1. MATERIAL ANALISADO

O aço utilizado neste trabalho é o AISI 409 por ser largamente empregado pela indústria, principalmente na fabricação de escapamentos e catalisadores de automóveis, e por ter o menor custo entre os aços inoxidáveis ferríticos. Além disso, existe muita aplicação potencial deste aço, como por exemplo, em reservatório oceânico e equipamentos para refino de açúcar.

O material é utilizado na forma de chapas finas laminadas, forma esta em que a soldagem é utilizada com maior frequência. A sua composição química é mostrada na Tabela 5.1. As dimensões dos corpos de prova utilizados neste trabalho são de 300×200×1.8mm segundo THOMAS [70]. Como a difusividade deste material é muito baixa, estas

dimensões já podem garantir que a soldagem seja realizada dentro do regime quase-estacionário em termos de distribuição de temperaturas.

Tabela 5.1 - Composição química do aço utilizado neste trabalho

Composição								
Tipo	C	Mn	Si	Cr	Ni	Ti	P	S
409	0.020	0.300	0.250	11.500	0.160	0.260	0.027	0.003

5.2. EQUIPAMENTOS UTILIZADOS NA SOLDAGEM DOS CORPOS DE PROVA

Os seguintes equipamentos foram utilizados nas experiências:

a). Fonte de Energia

A fonte de energia foi uma máquina programável de soldagem com proteção gasosa e eletrodo de tungstênio (GTA), Modelo VP-300-S da Companhia Hobart Brothers.

É uma fonte de energia de estado sólido, com capacidade máxima de 300A, permitindo polaridades variáveis (polaridade negativa, polaridade positiva e corrente alternada). Este aparelho permite ser programado para diferentes combinações de rampas de subida ou descida, no

início e fim do ciclo de soldagem respectivamente, inclusive uma variação programada de corrente durante a operação. Pode ser utilizado para soldagem de peças leves e pesadas.

b) Controle Automático da Tensão do Arco

O modelo é o ALC-201E da Companhia de Engenharia Jetline.

Com este equipamento mantém-se constante o comprimento do arco, independentemente de desnivelamentos superficiais ou defeitos como ovalizações em tubos, dentro de determinado intervalo de funcionamento. A tocha é montada em um fixador cuja movimentação está vinculada a um servomotor. A tensão do arco desejada é mantida constante devido a um circuito realimentador que controla o deslocamento vertical do fixador da tocha. Pode ser empregado tanto em corrente contínua como em alternada [35].

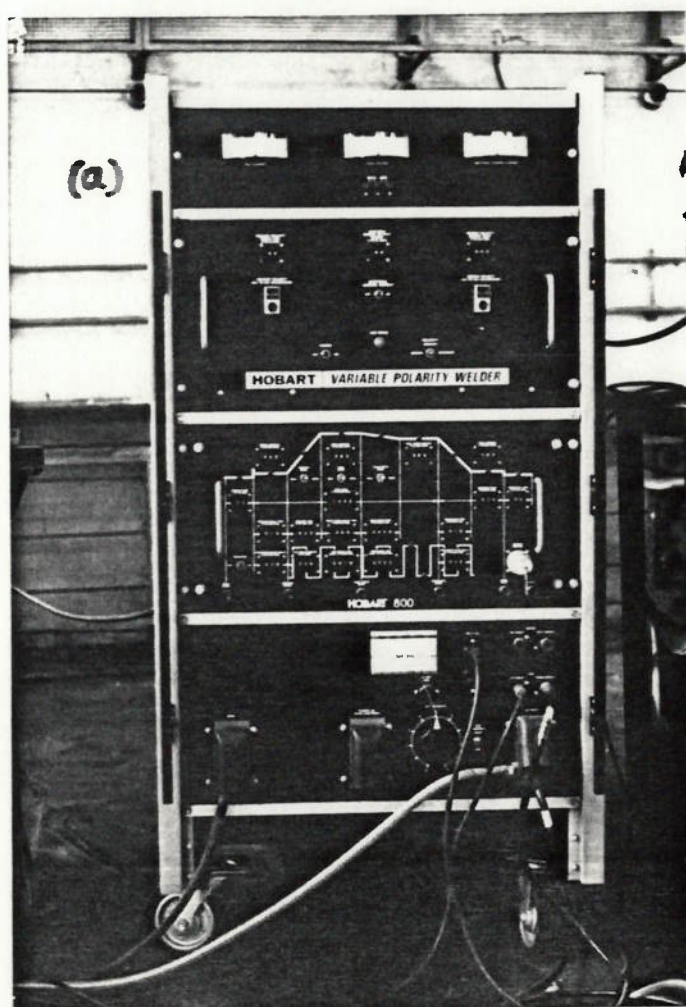
c) Controle Magnético do Arco

O modelo utilizado é o 90A/46/3A da Companhia PowCon.

Este controle é projetado para permitir a oscilação do arco nos formatos circular, elíptico ou linear. O controle é exercido em duas direções, uma segundo o eixo

longitudinal do cordão e a outra na direção transversal a ele. Com este controle, o diâmetro do feixe do arco pode ser aumentado ou diminuído conforme a necessidade. Além disso, todo o arco pode ser desviado em relação ao centro do cordão de solda. O controle também permite o ajuste independente da frequência e amplitude de oscilação.

A função desse sistema é agitar a poça de fusão e, desta maneira, controlar a distribuição de calor, minimizar mordeduras, reduzir a porosidade, melhorar a penetração e o contorno de cordão [35,71]. A Fig.5.1 mostra os equipamentos utilizados durante a soldagem.



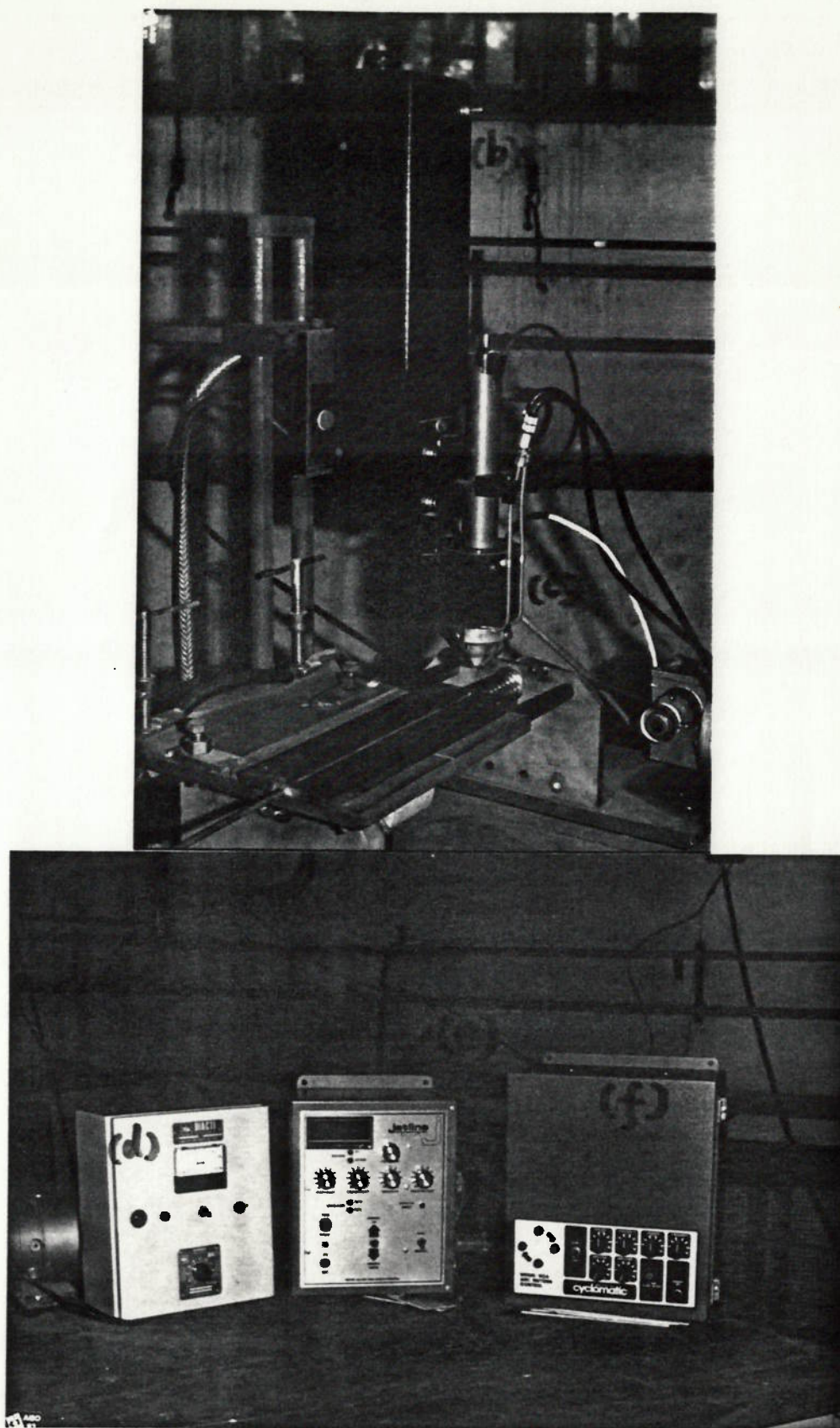


Fig.5.1 - a) Fonte de energia; b) Controle automático da tensão do arco; c) Controle magnético do arco; d) Controlador de velocidade do carro de soldagem; e) Controlador do AVC; f) Controlador de oscilação magnética do arco.

5.3. SOLDAGEM DOS CORPOS DE PROVA

5.3.1. SELEÇÃO DOS PARÂMETROS OPERACIONAIS

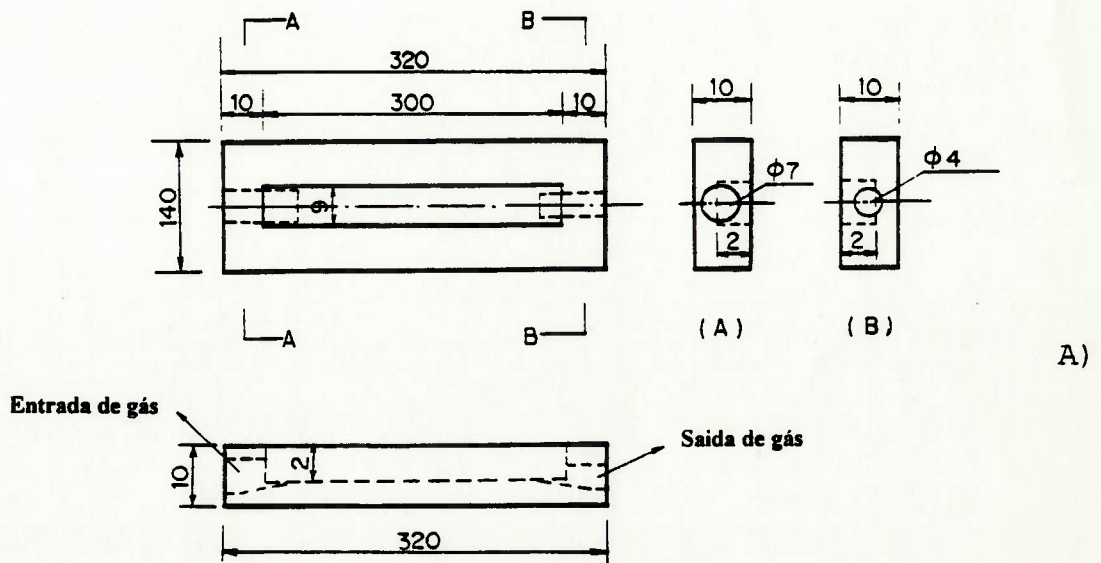
Antes da soldagem dos corpos de prova foi efetuada uma análise dos parâmetros de soldagem, que levasse à escolha das faixas operacionais adequadas ao estudo em andamento.

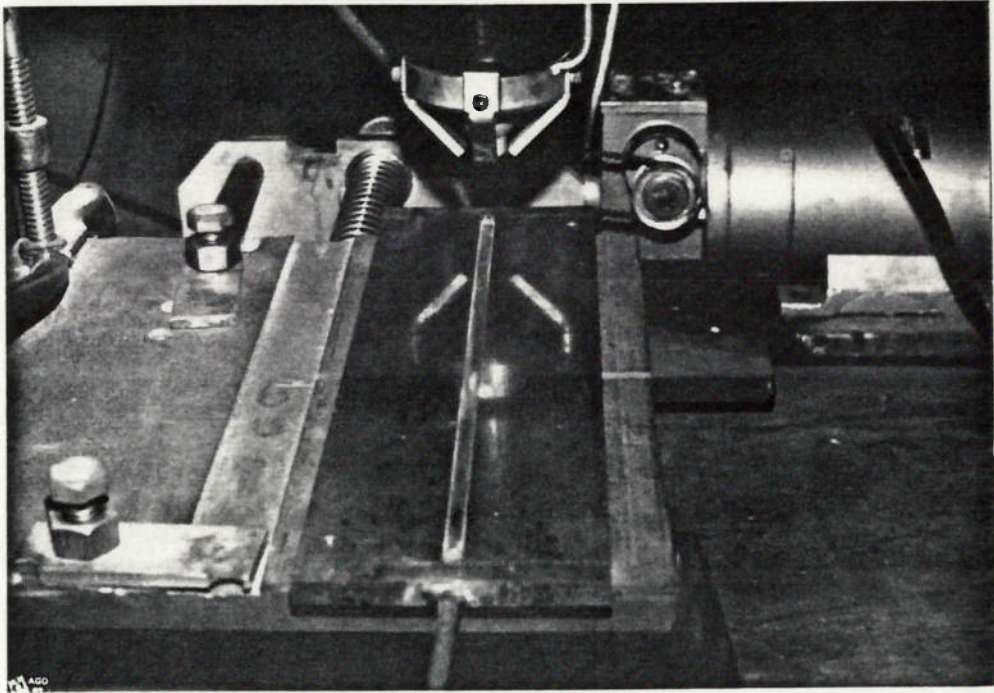
A soldagem foi realizada de forma a se tentar obter, desde o início, a penetração total do cordão e mantê-la constante durante todo o processo, pois as estruturas de solidificação do cordão de solda com penetração total são mais fáceis de serem analisadas que as da solda com a penetração parcial. Além disso, optou-se pela deposição sobre a chapa (bead on plate), ao invés de soldar duas chapas topo-a-topo, pois esta causava deformações térmicas e conseqüente desnivelamento das chapas dificultando a soldagem. Como a forma de soldagem não é o objetivo principal deste estudo, e sim analisar o efeito da oscilação magnética do arco na qualidade final do cordão de solda, utilizou-se a soldagem por deposição sobre a chapa.

Durante a soldagem, foi colocado um controle automático de tensão do arco na tocha, conforme a Fig.5.1, e utilizou-se uma vazão de gás de argônio puro de 16 l/min para a execução da soldagem.

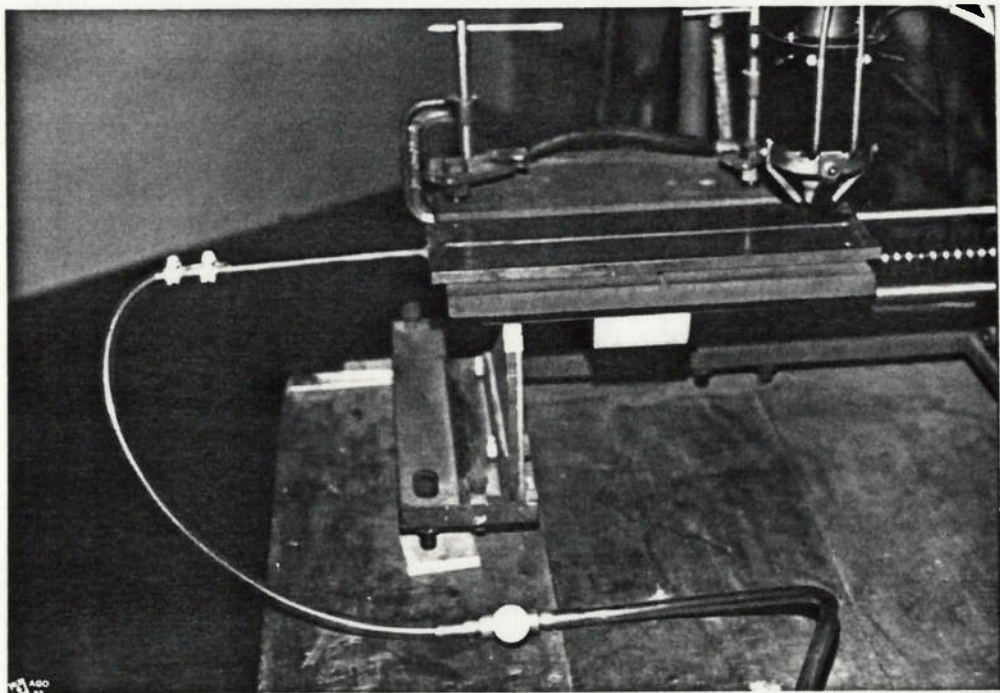
Inicialmente, manteve-se constante uma velocidade de 3.25 mm/s, e através de tentativas, procurou-se um conjunto de parâmetros adequados a esta velocidade. Assim, obteve-se um conjunto de parâmetros, com $V=3.25$ mm/s, $E=14V$, $I=80A$. Com estes valores, foi obtida uma soldagem sem perfuração, com uma boa aparência na superfície e penetração total, porém com contaminação na parte inferior do cordão.

Para resolver o problema de contaminação da parte inferior da solda, utilizou-se um fluxo de gás inerte (Argônio) nesta região com vazão aproximada de 15 l/min. Esta proteção de gás foi efetuada através de um cobre-juntas de cobre [72]. A Fig.5.2 mostra em detalhes a montagem e as dimensões do conjunto utilizado. As condições de soldagem são ilustradas na Tabela 5.2.





(a)



(b)

B)

*Fig.5.2 - A) Dimensões do cobre-juntas; B) Montagem do cobre-juntas:
(a) vista frontal; (b) vista lateral*

Tabela 5.2 - Condições de soldagem

- Corrente continua polaridade direta
- Eletrodo de tungstênio EWTh-2
- Diâmetro do eletrodo: 2.4mm
- Eletrodo afilado na ponta com 60°
- Extensão do eletrodo: 3mm
- Posição da tocha: vertical
- Proteção superior de argônio: 16 l/min
- Proteção inferior de argônio: 15 l/min
- Velocidade de soldagem: 3.25 mm/s
- Voltagem: 14V
- Corrente: 80A

Após determinar os parâmetros experimentais básicos (V, I, E), foi dado o início às experiências com a oscilação magnética do arco.

Por não existirem dados suficientes sobre a utilização deste aparelho, escolheram-se os três tipos básicos possíveis de oscilação citados nas bibliografias [49,50,59,66]: Circular, Transversal e Longitudinal, (ver Fig.4.4). Foi também utilizado, nos experimentos iniciais, a oscilação na forma elíptica que é intermediária entre a circular e a transversal, conforme mostra a Fig.5.3.

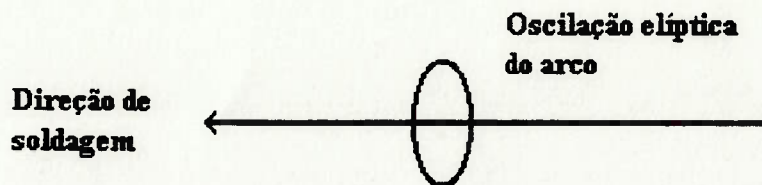


Fig. 5.3 - Ilustração esquemática da oscilação do arco de forma elíptica

Os quatros tipos de oscilação do arco foram obtidos conforme as instruções do manual do aparelho, onde se especificam as posições dos controles de frequência, amplitude e forma. As oscilações foram sempre executadas, sendo como centro o eixo dos cordões de solda. A Fig.5.4 mostra em detalhe o controlador de oscilação.

Efetuada a soldagem, foram realizados as medidas de tamanhos de grãos na zona afetada por calor (o método de medir será descrito em detalhe no item 5.4). De acordo com os resultados resumidos na Tabela 5.3, o melhor efeito no refinamento da microestrutura foi obtido com a oscilação circular do arco, seguido das oscilações elíptica, transversal e longitudinal, nesta ordem.



Fig.5.4 - Painel do controlador de oscilação

Tabela 5.3 - Resultados de tamanho dos grãos em função das formas de oscilação

Número das amostras	Forma de oscilação	Tamanho de grão na ZTA (microns)
1	Oscilação circular do arco	60.5 ± 6.5
2	Oscilação elíptica do arco	65.8 ± 9.2
3	Oscilação transversal do arco	67.1 ± 6.8
4	Oscilação longitudinal do arco	72.3 ± 4.2

Conseqüentemente, decidiu-se pela utilização das condições extremas de oscilação do arco, ou seja, a transversal, circular e longitudinal, não se utilizando a condição de oscilação elíptica, que é intermediária a estas e de difícil caracterização.

5.3.2. PREPARAÇÃO E EXECUÇÃO DA SOLDAGEM

Antes da soldagem, os corpos de prova foram submetidos a uma escova manual de aço inoxidável, após o qual foram limpos com acetona de qualidade PA. Os corpos de prova foram então posicionados sobre o conjunto de proteção e nele fixados através de presilhas, conforme a Fig.5.5.

- Durante o ensaio, foram efetuadas soldagens em 18 corpos de prova, em três grupos distintos, utilizando as três formas de oscilação magnética do arco: oscilação transversal do arco; oscilação longitudinal do arco e oscilação circular do arco, (vide Fig.4.4), mantendo a energia de soldagem constante.

No primeiro grupo, mantendo a amplitude de oscilação do arco constante, foi variada a frequência de oscilação magnética do arco, conforme apresentadas na Tabela 5.4. No segundo grupo, ao variar-se a amplitude da oscilação do arco, foi mantida constante a frequência de oscilação do arco, conforme a Tabela 5.4. No terceiro grupo, as

experiências foram realizadas utilizando-se altos valores de frequência e amplitude, conforme indicados na Tabela 5.4.

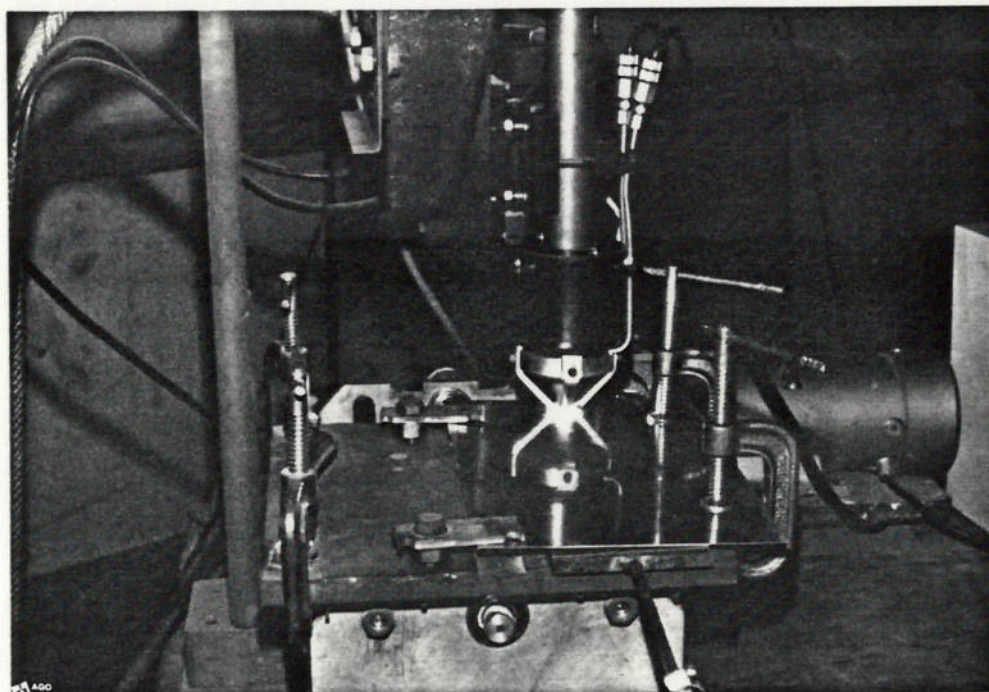


Fig.5.5 - Vista do corpo de prova posicionado

Os procedimentos experimentais adotados e descritos acima visam investigar separadamente os efeitos da frequência, amplitude e forma de oscilação do arco no tamanho de grãos, tanto na zona afetada por calor quanto na zona fundida, com a finalidade de encontrar meios para modificar a estrutura da junta soldada a fim de melhorar as propriedades mecânicas deste material após a soldagem.

As quantificações de frequência e amplitude são expressas em unidades das respectivas escalas de controle do aparelho, face às enormes dificuldades na medição dos valores reais.

Tabela 5.4 - Parâmetros de soldagem utilizados durante o ensaio

Número de grupo	Tensão de soldagem (V)	Corrente de soldagem (A)	Velocidade de soldagem (mm/s)	Frequência de oscilação (unidade)Ⓛ	Amplitude de oscilação (unidade)Ⓜ	Forma de oscilação
1	14	80	3.25	-	-	Sem oscilação
				1	2	Oscilação transversal do arco
						Oscilação longitudinal do arco
						Oscilação circular do arco
				3		Oscilação transversal do arco
						Oscilação longitudinal do arco
						Oscilação circular do arco
2	14	80	3.25	-		-
				3	2	Oscilação transversal do arco
						Oscilação longitudinal do arco
						Oscilação circular do arco
				4		Oscilação transversal do arco
						Oscilação longitudinal do arco
						Oscilação circular do arco
3	14	80	3.25	-		-
				5.5	5.5	Oscilação transversal do arco
						Oscilação longitudinal do arco
						Oscilação circular do arco

5.4. TÉCNICAS DE ANÁLISE MICROESTRUTURAL

5.4.1. PREPARAÇÃO METALOGRAFICA

As amostras retiradas dos cordões de solda foram preparadas com o procedimento indicado abaixo.

- 1) Embutimento em baquelite;
- 2) Lixamento com lixas 180, 240, 320, 400 e 600;
- 3) Polimento manual em politrizes mecânicas BUELHER com pastas de diamante de granulometria de 6, 3 e 1 μ m;
- 4) Polimento manual em politriz mecânica BUELHER por 5min, em uma suspensão de sílica coloidal com granulometria de 0.05 μ m.

Utilizaram-se diferentes ataques metalográficos com diferentes objetivos. As amostras foram atacadas com uma solução composta de 10ml de HNO₃, 10ml de ácido acético, 15ml de HCL e 2 gotas de glicerina (solução A) para revelar a estrutura de solidificação da junta soldada, com objetivo final de analisá-la e fotografá-la. Após fotografar, foram novamente polidas em uma suspensão de sílica coloidal com granulometria de 0.05 μ m e atacadas com uma solução composta de 3.28g de ácido pícrico, 1ml de HCL e 148ml de metanol (solução B) para revelar os contornos de grão, com a finalidade de medir os tamanhos dos grãos. Foram utilizadas as duas soluções, pois a solução A somente

revela a estrutura de solidificação, dificultando a medição do tamanho de grão, ao passo que a solução B revela muitos riscos nas superfícies atacadas, dificultando a observação da estrutura de solidificação da junta soldada.

5.4.2. MICROSCOPIA ÓTICA

As amostras foram observados em microscópio Zeiss, modelo JENAVERT, onde se analisou a microestrutura das mesmas e foram fotografadas. Algumas amostras selecionadas foram fotografadas em microscópio Zeiss modelo Ultraphot. Por meio desta técnica, pode-se observar as mudanças na estrutura de solidificação da junta soldada em função dos efeitos dos vários tipos de oscilação magnética do arco e a evolução do crescimento de grão nas zonas afetadas por calor. A seguir, realizou-se a medição dos tamanhos dos grãos.

5.4.3. MEDIDAS DO TAMANHO DE GRÃOS

Nesta fase utilizou-se o método do círculo superposto sobre a microestrutura, conforme norma ASTM-E 112 [73]. As medidas foram feitas em um microscópio Zeiss Neophot-30 acoplado a um analisador de imagens Quantimet Q-520, conforme mostra a Fig.5.6. O tamanho de grãos foi calculado pela equação:

$$D = \frac{L}{MN} \quad (5-1)$$

onde: D = diâmetro médio dos grãos;

L = perímetro do círculo superposto;

M = aumento utilizado na observação;

N = número de interceptos contados.



Fig.5.6 - a) Microscópio Zeiss Neophot-30; b) Quantimet Q-520.

As regiões selecionadas para medições foram a zona afetada pelo calor, numa faixa de aproximadamente 0.47mm da linha de fusão e a zona onde os entalhes foram localizados nos corpos de prova para ensaios de impacto, a cerca de

1.33mm a partir da linha de fusão, conforme a Fig.5.7. Estas distâncias foram controladas através a escala existente na lente ocular do aparelho. Antes da medição do tamanho do grão, a escala foi calibrada, com cada unidade da escala correspondendo a 0.0156mm.

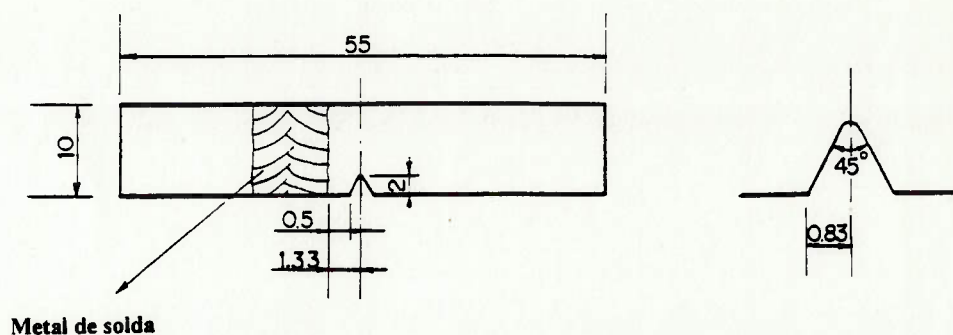
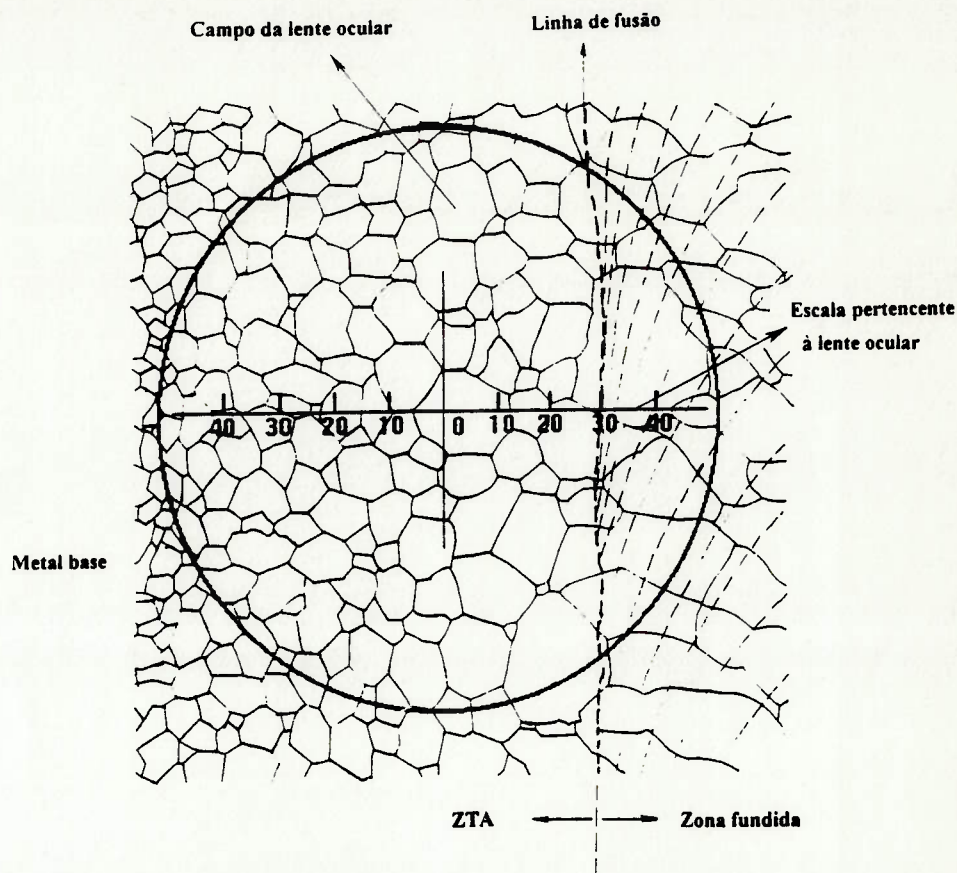


Fig.5.7 - Ilustração esquemática da localização de medição de tamanho de grão, na região de entalhe do corpo de prova para ensaio de impacto.

A Fig.5.8 ilustra esquematicamente o procedimento de medida do tamanho de grão. O número de contagens foi fixado em 15 para cada amostra. Fixando-se o mesmo número de contagens para cada amostra, foi possível avaliar a heterogeneidade de tamanhos de grãos através os valores de desvio padrão.



30 unidades da escala correspondem a 0.47mm

Fig.5.8 - Ilustração esquemática da medição do tamanho de grão

5.5. ENSAIOS PARA AVALIAÇÃO DAS PROPRIEDADES MECÂNICAS DA JUNTA SOLDADA

Os ensaios utilizados para avaliar os efeitos da oscilação magnética do arco nas propriedades mecânicas das juntas soldadas foram o ensaio de tração e o ensaio de impacto.

5.5.1. ENSAIO DE TRAÇÃO

Todos os ensaios de tração foram realizados em corpos de prova chatos, de secção reduzida e de acordo com a norma ASTM A 370 "Methods and definitions for mechanical testing of steel products" (74). A Fig.5.9 mostra a dimensão do corpo de prova, sendo o alongamento medido em uma distância de 30mm.

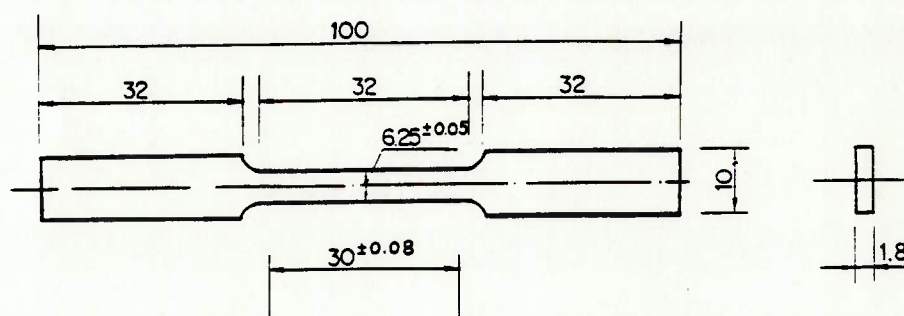


Fig.5.9 - Dimensões dos corpos de prova para o ensaio de tração

Os ensaios de tração nas juntas soldadas foram realizados em corpos de prova obtidos pelo processo de soldagem TIG. Eles foram retirados na direção perpendicular à direção de laminação, com o cordão de solda no centro (paralelo à direção de laminação). Os corpos de prova foram ensaiados nas condições como-soldada. Os ensaios foram repetidos duas vezes para cada cordão de solda.

5.5.2. ENSAIO DE IMPACTO (Charpy com entalhe em V)

A soldagem afeta bastante a microestrutura do material e conseqüentemente pode alterar a tenacidade da zona de solda. Neste sentido, o ensaio de impacto é capaz de fornecer dados que, mesmo sendo comparativos, dão uma boa idéia sobre a tenacidade do material em estudo, em especial para os aços inoxidáveis ferríticos conforme KRYSOAK, K.F. (56). Assim, um conjunto de ensaios de impacto foi realizado para tentar detectar as mudanças que ocorrem na zona de solda, com a finalidade de avaliar o efeito da oscilação magnética sobre a tenacidade da zona de solda.

Todos os corpos de prova para o ensaio Charpy possuíam seção reduzida, com a dimensão $1.8 \times 10 \times 55$ mm e preparados de acordo com a ASTM A 370, com entalhe em V executado com freza adequada. A Fig. 5.10 mostra em detalhe as dimensões do corpo de prova.

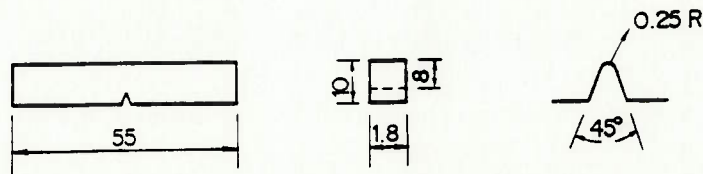


Fig. 5.10 - Dimensões dos corpos de prova para o ensaio de impacto Charpy com entalhe em V

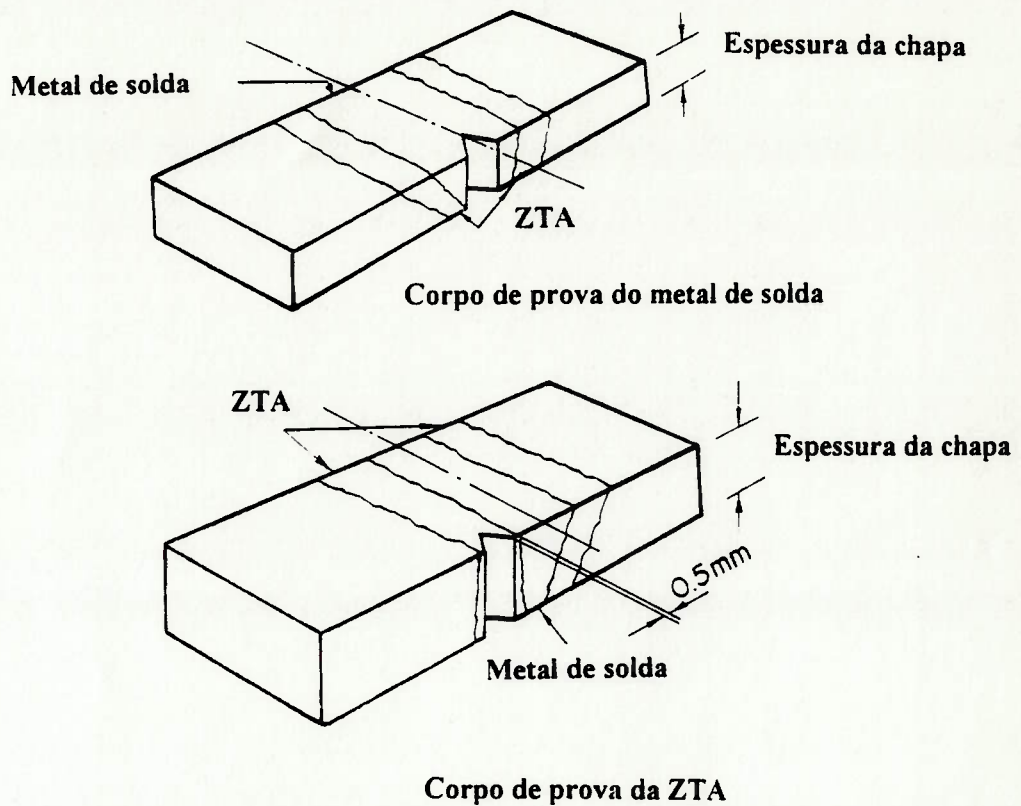


Fig.5.11 - Localização e orientação dos corpos de prova para o ensaio de impacto na ZTA e na zona fundida

Os corpos de prova foram retirados da zona fundida do cordão e da zona afetada pelo calor, tendo sido ensaiados na condição como-soldada para comparar os efeitos da oscilação magnética do arco nas propriedades mecânicas destas duas regiões. A Fig.5.11 mostra esquematicamente os locais de onde foram retirados os corpos de prova.

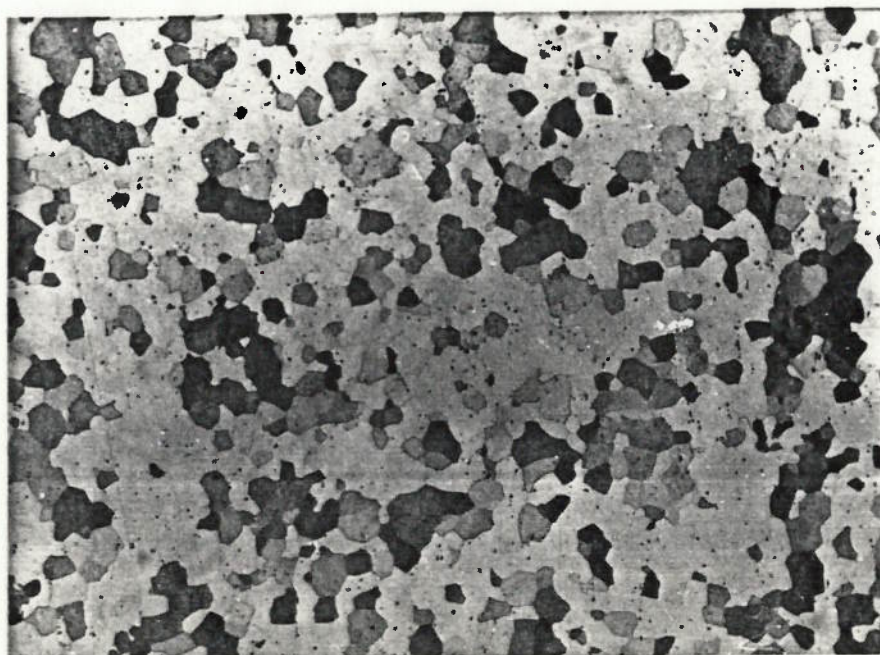
O ensaio foi executado à temperatura ambiente, com três repetições.

6. APRESENTAÇÃO DOS RESULTADOS EXPERIMENTAIS

Neste capítulo, serão apresentados os resultados obtidos nas experiências, obedecendo a seguinte seqüência: microestruturas das chapas como fornecidas; microestruturas dos cordões de solda; resultados das medidas do tamanho de grão; resultados dos ensaios de tração e resultados dos ensaios de impacto.

6.1. MICROESTRUTURAS DAS CHAPAS COMO FORNECIDAS

As chapas fornecidas pela usina apresentam uma microestrutura de grãos finos parcialmente recristalizados e levemente alongados na direção da laminação. Na figura 6.1, observam-se respectivamente as microestruturas das três direções da chapa.

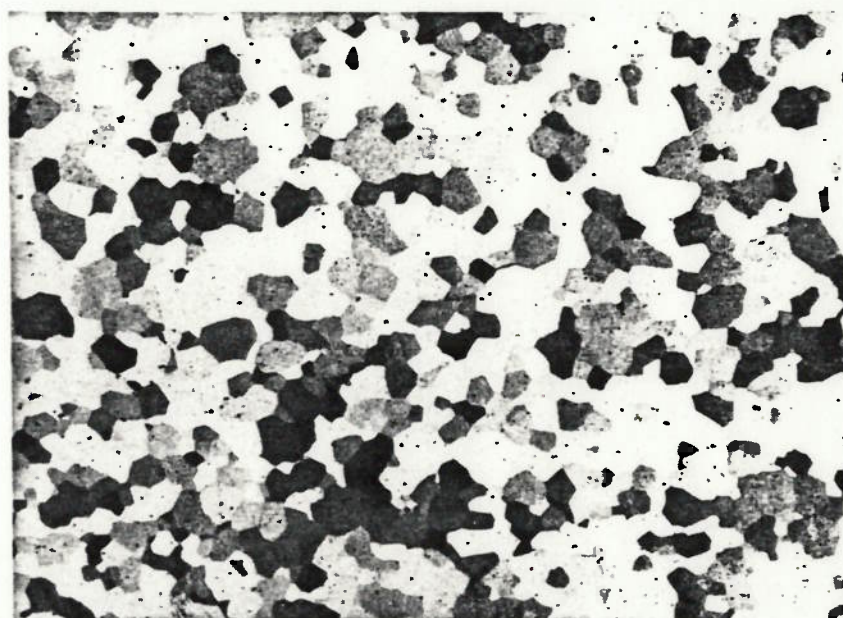


a)



—————→
Direção de laminação

b)



c)

Fig.6.1 - Microestruturas nas três direções da chapa de aço AISI 409. Polimento mecânico. Ataque com a solução A. Aumento: 20 vezes; ampliação: 4.4 vezes. a) superfície da chapa; b) seção lateral da chapa; c) seção transversal da chapa.

6.2. MICROESTRUTURAS DOS CORDÕES DE SOLDA

De acordo com o item 5.4, foram realizados três conjuntos experimentais de soldagem, mantendo-se constante a energia de soldagem e utilizando-se as diferentes formas de oscilação magnética do arco.

Para facilitar a análise posterior, a apresentação das microestruturas dos cordões será feita na mesma seqüência utilizada para a execução das soldagens.

Para o grupo 1, a Fig.6.2 mostra a microestrutura do cordão de solda na condição sem oscilação. As figuras 6.3, 6.4 e 6.5 mostram respectivamente as microestruturas dos cordões de solda executadas com oscilação transversal, longitudinal e circular, amplitude igual a 2 unidades e frequência igual a 1 unidade. Mantendo-se constante a amplitude, aumentou-se a frequência até 3 unidades para as condições de oscilação transversal, longitudinal e circular, tendo sido obtidas as microestruturas dos cordões de solda apresentadas respectivamente nas figuras 6.6, 6.7 e 6.8.



Fig.6.2 - Micrografia do cordão de solda obtido na condição como soldado. Polimento mecânico. Ataque com a solução A. Condições de soldagem: $I = 80A$, $E = 14V$ e $V = 3.25mm/s$, sem oscilação magnética do arco. Aumento: 3.2 vezes; ampliação: 4.4 vezes.



Fig.6.3 - Micrografia do cordão de solda obtido na condição como soldado. Polimento mecânico. Ataque com a solução A. Condições de soldagem: $I = 80A$, $E = 14V$ e $V = 3.25mm/s$, com oscilação transversal do arco, amplitude = 2 unidades; frequência = 1 unidade. Aumento: 3.2 vezes; ampliação: 4.4 vezes.

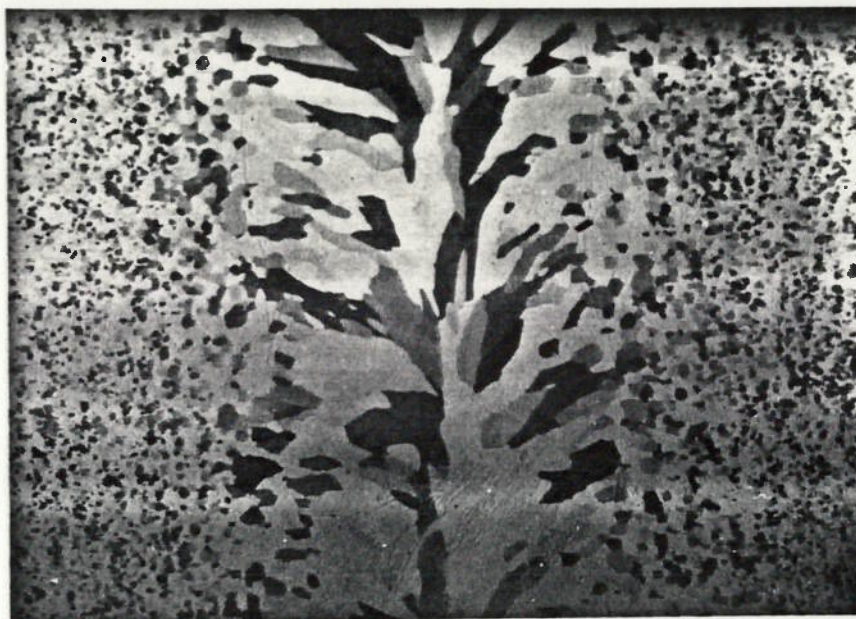


Fig.6.4 - Micrografia do cordão de solda obtido na condição como soldado. Polimento mecânico. Ataque com a solução A. Condições de soldagem: $I = 80A$, $E = 14V$ e $V = 3.25mm/s$, com oscilação longitudinal do arco, amplitude = 2 unidades e frequência = 1 unidade. Aumento: 3.2 vezes; ampliação: 4.4 vezes.

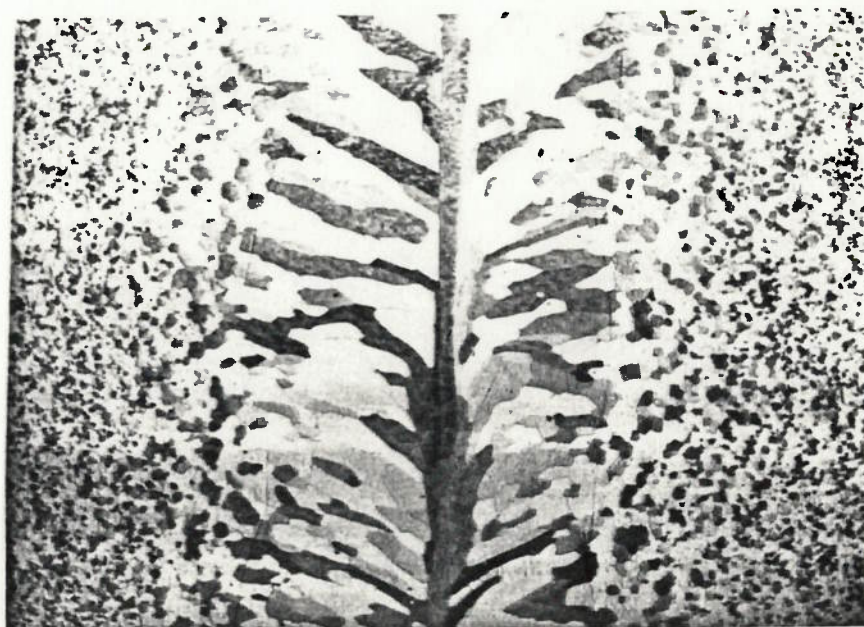


Fig.6.5 - Micrografia do cordão de solda obtido na condição como soldado. Polimento mecânico. Ataque com a solução A. Condições de soldagem: $I = 80A$, $E = 14V$ e $V = 3.25mm/s$, com oscilação circular do arco, amplitude = 2 unidades e frequência = 1 unidade. Aumento: 3.2 vezes; ampliação: 4.4 vezes.

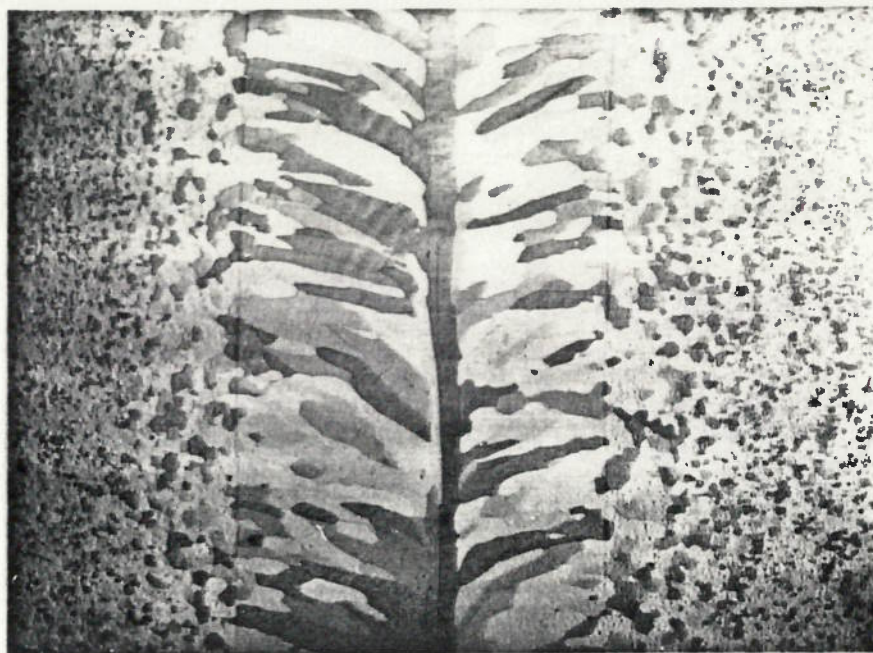


Fig.6.6 - Micrografia do cordão de solda obtido na condição como soldado. Polimento mecânico. Ataque com a solução A. Condições de soldagem: $I = 80A$, $E = 14V$ e $V = 3.25mm/s$, com oscilação transversal do arco, amplitude = 2 unidades e frequência = 3 unidades. Aumento: 3.2 vezes; ampliação: 4.4 vezes.

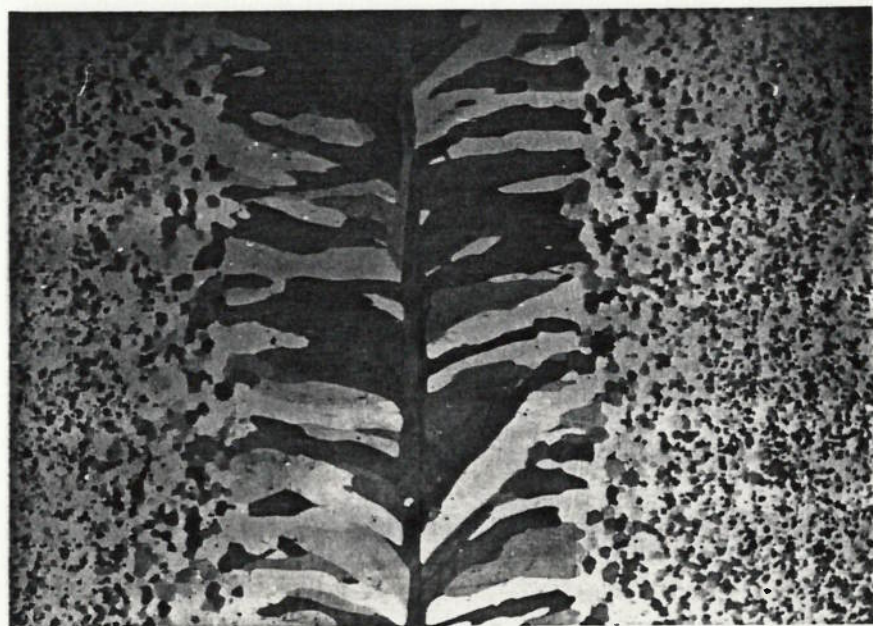


Fig.6.7 - Micrografia do cordão de solda obtido na condição como soldado. Polimento mecânico. Ataque com a solução A. Condições de soldagem: $I = 80A$, $E = 14V$ e $V = 3.25mm/s$, com oscilação longitudinal do arco, amplitude = 2 unidades e frequência = 3 unidades. Aumento: 3.2 vezes; ampliação: 4.4 vezes.



Fig.6.8 - Micrografia do cordão de solda obtido na condição como soldado. Polimento mecânico. Ataque com a solução A. Condições de soldagem: $I = 80A$, $E = 14V$ e $V = 3.25mm/s$, com oscilação circular do arco, amplitude = 2 unidades e frequência = 3 unidades. Aumento: 3.2 vezes; ampliação: 4.4 vezes.

Para o grupo 2, a microestrutura do cordão de solda na condição sem oscilação é mostrada na Fig.6.9. As figuras 6.10, 6.11 e 6.12 mostram respectivamente as microestruturas dos cordões de solda nas condições com oscilação transversal, longitudinal e circular, frequência igual a 3 unidades, amplitude igual a 2 unidades. Mantendo-se constante a frequência, aumentou-se a amplitude até 4 unidades nas condições com oscilação transversal, longitudinal e circular, tendo sido obtidas as microestruturas dos cordões de solda mostradas respectivamente nas figuras 6.13, 6.14 e 6.15.



Fig.6.9 - Micrografia do cordão de solda obtido na condição como soldado. Polimento mecânico. Ataque com a solução A. Condições de soldagem: $I = 80A$, $E = 14V$ e $V = 3.25mm/s$, sem oscilação. Aumento: 3.2; ampliação: 4.4 vezes.

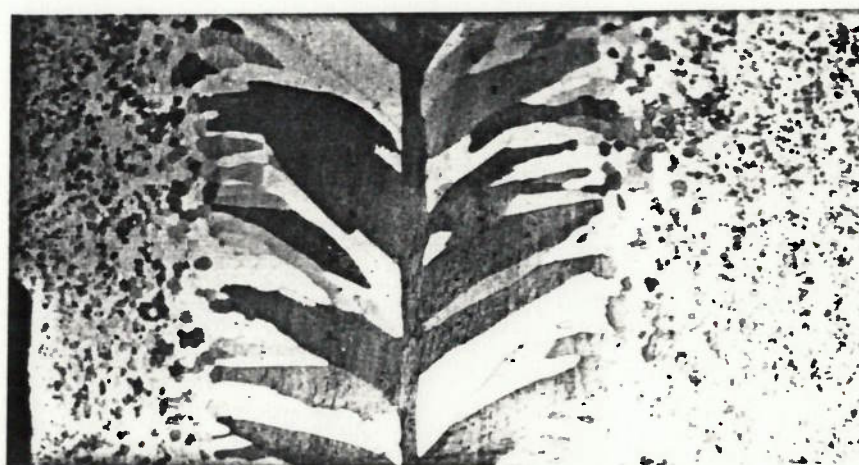


Fig.6.10 - Micrografia do cordão de solda obtido na condição como soldado. Polimento mecânico. Ataque com a solução A. Condições de soldagem: $I = 80A$, $E = 14V$ e $V = 3.25mm/s$, com oscilação transversal do arco, amplitude = 2 unidades e frequência = 3 unidades. Aumento: 3.2 vezes; ampliação: 4.4 vezes.



Fig.6.11 - Micrografia do cordão de solda obtido na condição como soldado. Polimento mecânico. Ataque com a solução A. Condições de soldagem: $I = 80A$, $E = 14V$ e $V = 3.25mm/s$, com oscilação longitudinal do arco, amplitude = 2 unidades e frequência = 3 unidades. Aumento: 3.2 vezes; ampliação: 4.4 vezes.

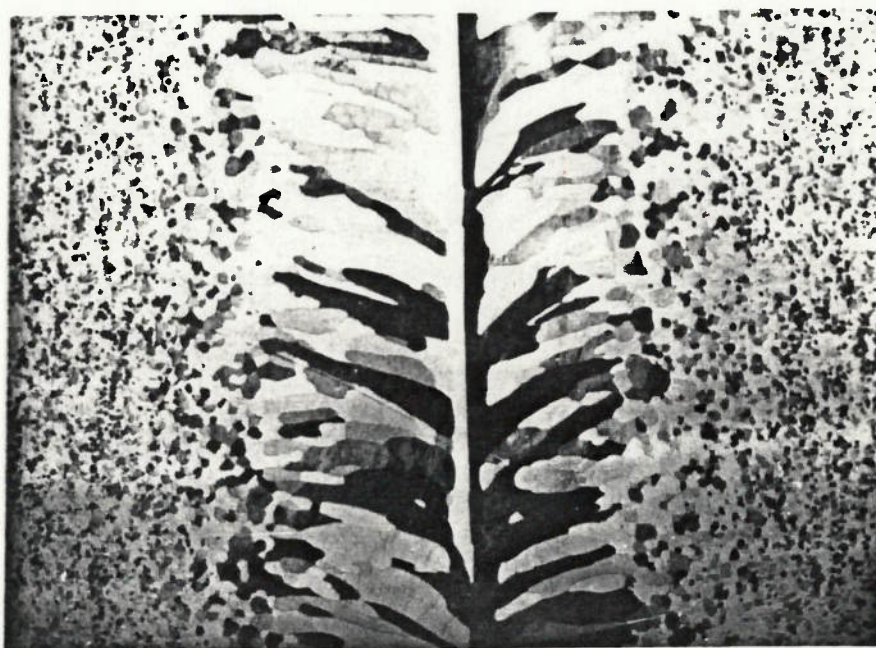


Fig.6.12 - Micrografia do cordão de solda obtido na condição como soldado. Polimento mecânico. Ataque com a solução A. Condições de soldagem: $I = 80A$, $E = 14V$ e $V = 3.25mm/s$, com oscilação circular do arco, amplitude = 2 unidades e frequência = 3 unidades. Aumento: 3.2 vezes; ampliação: 4.4 vezes.



Fig.6.13 - Micrografia do cordão de solda obtido na condição como soldado. Polimento mecânico. Ataque com a solução A. Condições de soldagem: $I = 80A$, $E = 14V$ e $V = 3.25mm/s$, com oscilação transversal do arco, amplitude = 4 unidades e frequência = 3 unidades. Aumento: 5.12 vezes; ampliação: 4.4 vezes.

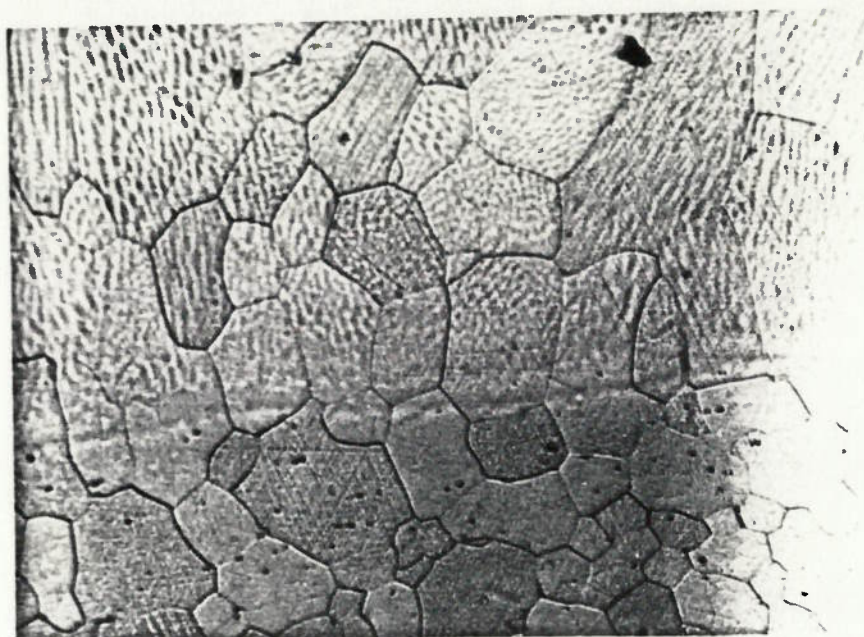


Fig.6.14 - Micrografia do cordão de solda obtido na condição como soldado. Polimento mecânico. Ataque com a solução A. Condições de soldagem: $I = 80A$, $E = 14V$ e $V = 3.25mm/s$, com oscilação longitudinal do arco, amplitude = 4 unidades e frequência = 3 unidades. Aumento: 3.2 vezes; ampliação: 4.4 vezes.

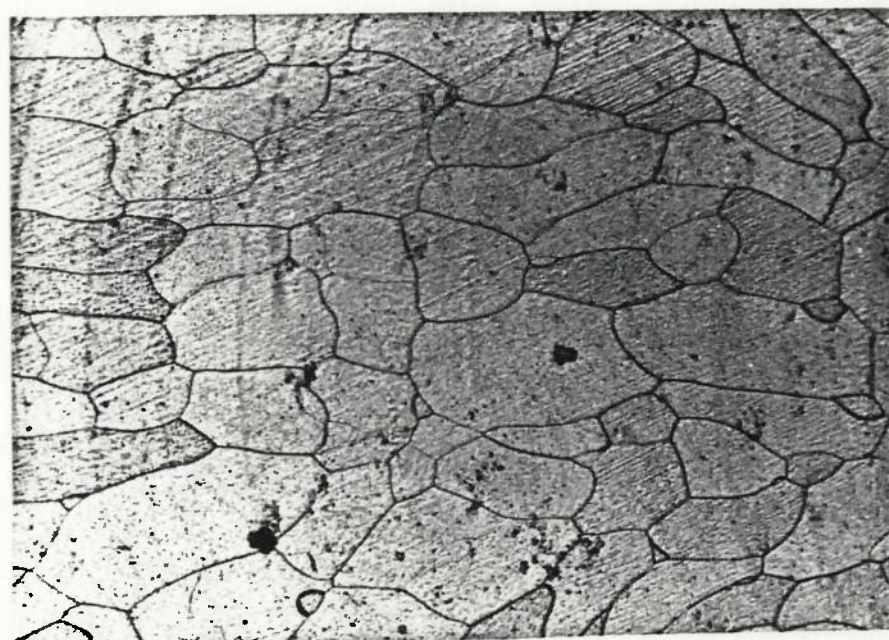


Fig.6.15 - Micrografia do cordão de solda obtido na condição como soldado. Polimento mecânico. Ataque com a solução A. Condições de soldagem: $I = 80A$, $E = 14V$ e $V = 3.25mm/s$, com oscilação circular do arco, amplitude = 4 unidades e frequência = 3 unidades. Aumento: 5.12 vezes; ampliação: 4.4 vezes.

Para o grupo 3, as soldagens foram feitas na condição com a oscilação do arco às altas frequências e amplitudes. Como as microestruturas obtidas nas três formas de oscilação são muito semelhantes, aqui só será apresentada a microestrutura obtida na condição com oscilação transversal do arco à amplitude de 5.5 unidades e frequência de 5.5 unidades, conforme a Fig.6.16.



a)



b)

Fig.6.16 - Micrografia do cordão de solda obtido na condição como soldado. Polimento mecânico. Ataque com a solução B. Condições de soldagem: $I = 80A$, $E = 14V$ e $V = 3.25mm/s$, com oscilação transversal do arco, amplitude = 5.5 unidades e frequência = 5.5 unidades. Aumento: 32 vezes; ampliação: 4 vezes. a) região próximo à ZTA; b) centro do cordão.

6.3. RESULTADOS DAS MEDIDAS DE TAMANHOS DE GRÃOS

Neste item, serão apresentados os resultados das medidas de tamanhos de grãos, na mesma seqüência utilizada para a execução das soldagens. O método já foi apresentado no item 5.4.3.

Para o grupo 1, a Tabela 6.1 mostra os resultados das medidas do tamanho de grão na ZTA e no metal base.

Para o grupo 2, são apresentados na tabela 6.2 os resultados das medidas de tamanhos de grãos na ZTA, no metal base e na região onde foram feitos os entalhes dos corpos de prova para os ensaios de impacto.

Para o grupo 3, são indicadôs na Tabela 6.3 os resultados das medidas de tamanhos de grãos na ZTA e no metal base.

6.4. RESULTADOS DOS ENSAIOS DE TRAÇÃO

Pode-se observar na Tabela 6.4 os resultados dos ensaios de tração para todos os cordões de solda do grupo 2. Nota-se que todos os corpos de prova foram rompidos no metal base.

6.5. RESULTADOS DOS ENSAIOS DE IMPACTO

Os ensaios foram realizados à temperatura ambiente, a fim de observar a variação da energia absorvida em função dos efeitos dos vários tipos de oscilação do arco. Os corpos de provas foram retirados respectivamente na ZTA e no centro de cordão, conforme descrito no item 5.5.2.

Os dados obtidos nos ensaios de impacto para o grupo 2 são apresentados na Tabela 6.5.

Tabela 6.1 - Resultados das medidas de tamanho de grãos

Condições	Amplitude de oscilação	Frequência de oscilação	Forma de oscilação	Número das amostras	Tamanho de grãos na ZTA (microns)	Tamanho de grãos do metal base (microns)
Sem oscilação	-	-	-	1	95.3 ± 7.6	34.1 ± 3.1
			Oscilação transversal do arco	2	72.4 ± 10.1	
Com oscilação	2 unidades ⊙	1 unidade ⊙	Oscilação longitudinal do arco	3	96.7 ± 11.0	
			Oscilação circular do arco	4	71.6 ± 13.3	
			Oscilação transversal do arco	5	80.7 ± 11.3	
		3 unidades ⊙	Oscilação longitudinal do arco	6	88.6 ± 14.8	
			Oscilação circular do arco	7	70.4 ± 7.3	

⊙ 1 unidade do regulador de frequência do painel do controlador da oscilação do arco (Powcon modelo 90A)

⊙ 2 unidade do regulador de amplitude do painel do controlador da oscilação do arco (Powcon modelo 90A)

Tabela 6.2 - Resultados das medidas de tamanho de grãos

Condições	Frequência de oscilação	Amplitude de oscilação	Forma de oscilação	Número das amostras	Tamanho de grãos na ZTA (microns)	Tamanho de grãos na zona V [ⓐ] (microns)	Tamanho de grãos do metal base (microns)
Sem oscilação	-	-	-	1	107.8 ± 11.2	61.2 ± 6.0	34.1 ± 3.1
				2	89.1 ± 10.0	53.9 ± 6.7	
Com oscilação [ⓑ]	3 unidades [ⓑ]	2 unidades [ⓑ]	Oscilação transversal do arco	3	86.1 ± 8.3	53.5 ± 5.9	
			Oscilação longitudinal do arco	4	86.2 ± 12.9	54.8 ± 5.3	
			Oscilação transversal do arco	5	65.8 ± 4.6	48.8 ± 4.7	
			Oscilação longitudinal do arco	6	132.1 ± 19.1	75.5 ± 6.6	
			Oscilação circular do arco	7	58.9 ± 6.3	41.5 ± 6.1	

[ⓐ] unidade do regulador de frequência do painel do controlador da oscilação do arco (Powcon modelo 90A)

[ⓑ] unidade do regulador de amplitude do painel do controlador da oscilação do arco (Powcon modelo 90A)

[ⓒ] zona onde os entalhes foram feitos para os corpos de prova do ensaio de impacto, conforme o item 5.5.2

Tabela 6.3 - Resultados das medidas de tamanho de grãos

Condições	Amplitude de oscilação	Frequência de oscilação	Forma de oscilação	Número das amostras	Tamanho de grãos na ZTA (microns)	Tamanho de grãos do metal base (microns)
Sem oscilação	-	-	-	1	98.5 ± 8.3	34.1 ± 3.1
			Oscilação transversal do arco	2	62.0 ± 4.2	
Com oscilação	5.5 unidades Q	5.5 unidades O	Oscilação longitudinal do arco	3	66.9 ± 5.9	
			Oscilação circular do arco	4	50.3 ± 4.4	

O unidade do regulador de frequência do painel do controlador da oscilação do arco (Powcon modelo 90A)

Q unidade do regulador de amplitude do painel do controlador da oscilação do arco (Powcon modelo 90A)

Tabela 6.4 - Resultados dos ensaios de tração do cordão de solda

Condições	Frequência de oscilação	Amplitude de oscilação	Forma de oscilação	Número das amostras	Limite de escoamento a 0.2% (MPa)			Limite de resistência (MPa)			Alongamento (%)			Localização de ruptura
					1	2	Média	1	2	Média	1	2	Média	
Sem oscilação	-	-	-	1	260	269	264.5 ± 6.4	366	413	389.5 ± 33.2	28	31	29.5 ± 2.1	Metal base
					244	249	246.5 ± 3.5	397	400	398.5 ± 2.1	28	23	25.5 ± 3.5	
Com oscilação	3 unidades ①	2 unidades ②	Oscilação transversal do arco	2	244	249	246.5 ± 3.5	397	400	398.5 ± 2.1	28	23	25.5 ± 3.5	Metal base
			Oscilação longitudinal do arco	3	258	256	257.0 ± 1.4	403	405	404.0 ± 1.4	33	30	31.5 ± 2.1	Metal base
			Oscilação circular do arco	4	247	243	245.0 ± 2.8	400	402	401.0 ± 1.4	30	32	31 ± 1.4	Metal base
	4 unidades ②	Oscilação transversal do arco	5	259	247	253.0 ± 8.5	397	395	396.0 ± 1.4	29	29	29.0 ± 0	Metal base	
			Oscilação longitudinal do arco	6	256	245	250.5 ± 7.8	408	400	404.0 ± 5.7	29	31	30.0 ± 1.4	Metal base
		Oscilação circular do arco	7	269	258	263.5 ± 7.8	399	398	398.5 ± 0.7	30	27	28.5 ± 2.1	Metal base	

① unidade do regulador de frequência do painel do controlador da oscilação do arco (Powcon modelo 90A)

② unidade do regulador de amplitude do painel do controlador da oscilação do arco (Powcon modelo 90A)

Tabela 6.5 - Resultados dos ensaios de impacto dos metais de solda

Condições	Frequência de oscilação	Amplitude de oscilação	Forma de oscilação	Número das amostras	Temperatura do ensaio (°C)	Energia absorvida de impacto da zona VØ (J)				Energia absorvida de impacto do centro de cordão (J)			
						1	2	3	Média	1	2	3	Média
Sem oscilação	-	-	-	1	22	19.6	15.5	8.7	14.6 ± 5.5	11.7	13.2	10.7	11.8 ± 1.3
						19.1	16.8	18.5	18.1 ± 1.2	12.4	10.2	9.4	10.6 ± 1.5
Com oscilação	3 unidades Ⓚ	2 unidades Ⓚ	Oscilação transversal do arco	2	22	19.7	18.9	17.6	18.7 ± 1.6	12.2	12.9	11.5	12.2 ± 0.7
			Oscilação longitudinal do arco	3	22	18.4	18.2	18.4	18.3 ± 0.1	12.5	10.6	12.5	11.8 ± 1.1
			Oscilação circular do arco	4	22	18.0	19.0	18.1	18.4 ± 0.6	12.7	12.3	13.2	12.7 ± 0.5
		4 unidades Ⓚ	Oscilação transversal do arco	5	22	13.1	15.7	13.5	14.1 ± 1.4	13.6	13.5	13.7	13.6 ± 0.1
			Oscilação longitudinal do arco	6	22	19.3	17.4	18.8	18.5 ± 0.9	13	12.7	14.2	13.3 ± 0.8
			Oscilação circular do arco	7	22								

Ⓚ unidade do regulador de frequência do painel do controlador da oscilação do arco (Powcon modelo 90A)

Ⓚ unidade do regulador de amplitude do painel do controlador da oscilação do arco (Powcon modelo 90A)

Ⓚ zona onde os entalhes foram feitos para os corpos de prova do ensaio de impacto, conforme o item 5.5.2.

7. ANÁLISE E DISCUSSÃO DOS RESULTADOS

Os resultados obtidos nos ensaios permitiram efetuar uma análise objetiva, na faixa estudada, a respeito dos efeitos da oscilação magnética na microestrutura dos cordões de solda executadas por TIG. Embora vários autores ainda estejam estudando este tema, foi interessante observar que diversos aspectos encontrados durante a análise dos resultados são confirmados pelas pesquisas conduzidas por alguns autores.

Os principais resultados são apresentados a seguir.

7.1. RELAÇÃO ENTRE O TAMANHO DE GRÃO E A TENACIDADE

Considerando que o metal de solda seja livre de defeitos, os fatores mais críticos que podem influenciar a tenacidade do metal de solda [75] são:

- a) tamanho de grãos;
- b) presença e distribuição de inclusões não metálicas;
- c) natureza do produto final das transformações microestruturais.

Como descrito anteriormente, o crescimento de grãos é um dos problemas principais dos aços inoxidáveis ferríticos

durante a soldagem, e portanto convém efetuar uma breve revisão sobre o efeito do tamanho de grão na tenacidade da junta solda, complementando o que foi tratado no item 2.2.

O tamanho de grãos tem uma influência direta na temperatura de transição dútil-frágil (TTDF) dos aços inoxidáveis ferríticos. Isto já foi comprovado por vários autores e alguns deles são citados a seguir.

Semchysheva [16] notou uma mudança de aproximadamente 20°C na TTDF, em função da variação de um grau no tamanho de grão na escala ASTM, e Nicol [76] verificou uma mudança de cerca de 11°C na TTDF, para uma mesma variação do tamanho de grão, dentro da faixa de 2.8 a 0 da escala ASTM, ambos para a liga Fe-29Cr-4Mo-2Ni de alta pureza.

Thomas e Aapps [70], que também trabalharam com o aço AISI 409, concluíram que existe uma relação direta entre valores da energia absorvida durante o ensaio de impacto da zona afetada por calor e o seu tamanho de grãos. Esta relação mostra que quanto menor o tamanho de grãos maior será a energia absorvida pela ZTA.

Já R.N.Wright [24] usou em seu trabalho a equação (7-1) para relacionar a temperatura de transição dútil-frágil com tamanho de grãos e que se mostrou consistente com os resultados experimentais obtidos por Plumtree e Gullberg [17].

$$TTDF = D \times l n d^{1/2} \quad (7-1)$$

onde: D - valor constante

d - tamanho de grão

Embora a relação entre o tamanho de grão e a tenacidade do metal de base ainda esteja sendo investigada, está evidente que diminuindo-se o tamanho de grão haverá a diminuição da temperatura de transição, pelo fato dos contornos de grãos de alto ângulo inibirem a propagação da fratura por clivagem. Um material com granulação refinada conterà mais contornos e, portanto, uma granulação fina proporcionará uma boa tenacidade e ductilidade.

No caso de soldagem, se for admitido que a quantidade total dos elementos de liga que sofrem segregação é constante, pode-se deduzir que os picos de concentração das segregações nos contornos de grãos deve-se reduzir à medida que a área percentual de contorno de grãos aumente, face ao refino dos grãos. Conseqüentemente a tendência à incidência de trincas será diminuída.

Coerentemente com estes argumentos, verifica-se, na Tabela 7.1, a relação entre o tamanho de grãos e a energia absorvida nos ensaios de impacto conduzida neste trabalho.

Tabela 7.1 - Relação entre o tamanho de grãos e a energia absorvida de impacto

Condições	Frequência de oscilação	Amplitude de oscilação	Forma de oscilação	Número das amostras	Tamanho de grão na zona V \oplus (microns)	Energia absorvida de impacto da zona V \oplus (J)	Energia absorvida de impacto do centro de cordão (J)
Sem oscilação	-	-	-	1	61.2 \pm 6.0	14.6 \pm 5.5	11.8 \pm 1.3
			Oscilação transversal do arco	2	53.9 \pm 6.7	18.1 \pm 1.2	10.6 \pm 1.5
Com oscilação	3 unidades \ominus	2 unidades \ominus	Oscilação longitudinal do arco	3	53.5 \pm 5.9	18.7 \pm 1.6	12.2 \pm 0.7
			Oscilação circular do arco	4	54.8 \pm 5.3	18.3 \pm 0.1	11.8 \pm 1.1
		4 unidades \ominus	Oscilação transversal do arco	5	48.8 \pm 4.7	18.4 \pm 0.6	12.7 \pm 0.5
			Oscilação longitudinal do arco	6	75.5 \pm 6.6	14.1 \pm 1.4	13.6 \pm 0.1
			Oscilação circular do arco	7	41.5 \pm 6.1	18.5 \pm 0.9	13.3 \pm 0.8

\ominus 1 unidade do regulador de frequência do painel do controlador da oscilação do arco (Powcon modelo 90A)

\oplus 1 unidade do regulador de amplitude do painel do controlador da oscilação do arco (Powcon modelo 90A)

7.2. EFEITO DA OSCILAÇÃO MAGNÉTICA DO ARCO NO CONTROLE DO TAMANHO DE GRÃOS DA ZTA

Conforme já citado, o crescimento de grãos constitui um dos maiores problemas durante a soldagem dos aços inoxidáveis ferríticos, dificultando significativamente a soldabilidade desses aços, limitando a sua utilização. Por isso, o controle do tamanho de grãos torna-se de vital importância para garantir a qualidade da junta soldada.

Embora existam vários métodos para controlar o tamanho de grãos, eles possuem suas limitações. Por exemplo, a adição de nitrogênio no gás de proteção, descrito anteriormente, pode diminuir o tamanho dos grãos na zona fundida, mas ao mesmo tempo aumenta a fragilidade da junta soldada, por favorecer a formação de fases frágeis. Modificações na composição química podem corrigir este problema até certo ponto, conforme explicado no item 4.4.2, mas possuem o inconveniente de aumentar o custo dos aços.

Diante desses problemas, é essencial investigar uma maneira de modificar a condição de solidificação da poça de fusão durante a soldagem, com a finalidade de refinar a microestrutura da junta soldada. Atualmente, a oscilação magnética do arco tem se destacado como uma técnica promissora para o controle do tamanho de grãos.

Os resultados do efeito da oscilação magnética do arco no refinamento de grãos na zona afetada por calor, obtidos neste trabalho, já foram apresentados no capítulo 6.

Pelos resultados apresentados nas tabelas 6.1, 6.2 e 6.3, verifica-se que a oscilação circular do arco e a oscilação transversal do arco têm um bom desempenho em diminuir o tamanho dos grãos na ZTA, principalmente na condição de altas frequência e amplitude. Para a oscilação longitudinal só foi observado a diminuição do tamanho de grão para altas frequência e amplitude.

Os efeitos das três formas da oscilação magnética do arco, utilizadas neste trabalho no controle do tamanho de grãos, serão individualmente analisadas a seguir.

a) Efeito da oscilação transversal do arco.

Para se ter uma idéia melhor do efeito da oscilação transversal do arco no tamanho de grãos da ZTA foi construída a Fig.7.1, baseado nas tabelas 6.1, 6.2 e 6.3. No caso da soldagem sem oscilação, foi adotado o valor médio das três tabelas e, no caso de frequência = 3 e amplitude = 2 o valor médio dos grupo 1 e 2 foi adotado.

Os resultados mostram que existe uma tendência para que quanto maiores forem a frequência e a amplitude, menor será o tamanho de grãos, porém, a combinação entre esses

dois parâmetros é muito importante. No caso, com amplitude = 2 e frequência = 3, o tamanho de grãos mostrou-se maior em relação aos das outras combinações da frequência e da amplitude.

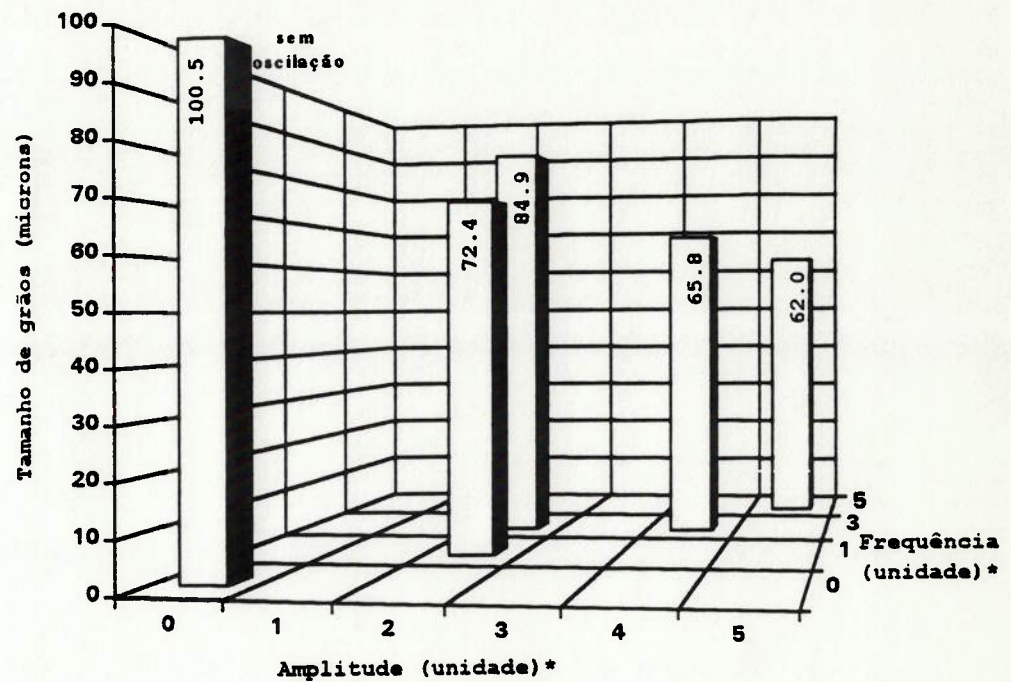


Fig.7.1 - Efeito das frequência e amplitude da oscilação transversal do arco no tamanho de grãos da ZTA

* *obs: unidades dos reguladores do painel do aparelho*

Conforme descrito no item 4.3.2, a diminuição no crescimento de grãos na ZTA, obtida pela oscilação transversal do arco, pode ser explicada pela maior velocidade de soldagem resultante obtida nesta condição. Conseqüentemente, obtem-se uma alta taxa de resfriamento durante a solidificação, ou seja, uma diminuição do tempo de permanência à alta temperatura na ZTA. Recordar-se que o

tamanho de grãos na ZTA é afetado por dois fatores principais, quais sejam, a temperatura máxima atingida e o tempo de permanência à alta temperatura, conforme explicado no item 3.4.

Portanto, na condição de oscilação transversal do arco, é possível obter um menor tamanho de grão na ZTA. Este fato já havia sido observado por Kou [61], em seu trabalho com alumínio.

b) Efeito da oscilação circular do arco.

Procura-se agora relacionar os tamanhos de grãos com as frequências e as amplitudes de oscilação circular do arco e, baseado nas mesmas tabelas 6.1, 6.2 e 6.3, construiu-se a Fig.7.2. No caso de frequência = 3 e amplitude = 2, foi adotado o valor médio dos grupos 1 e 2.

Analisando a Fig.7.2, nota-se que o tamanho de grãos da ZTA diminui com o crescimento da frequência e da amplitude da oscilação circular do arco, obtendo-se a redução do tamanho de grãos de até 50% em relação aos obtidos na condição sem oscilação.

A oscilação circular do arco muda significativamente o regime térmico no processo de soldagem e assim influencia diretamente na ZTA, mas o mecanismo do efeito da oscilação

circular do arco ainda não foi convenientemente esclarecido.

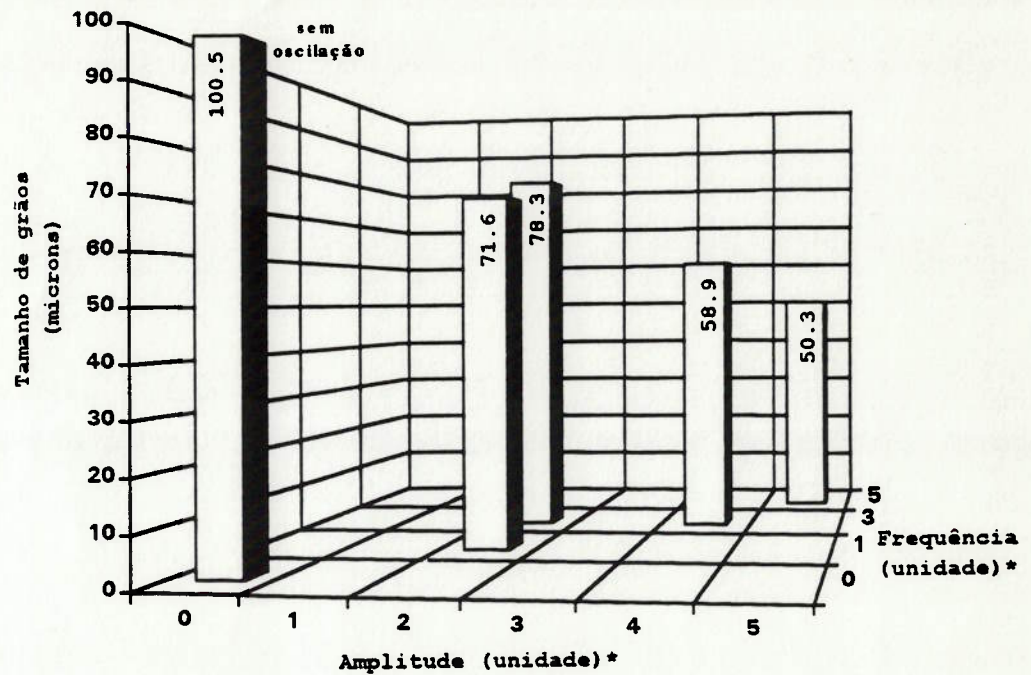


Fig.7.2 - Efeito das frequência e amplitude da oscilação circular do arco no tamanho de grão da ZTA

* obs: unidades dos reguladores do painel do aparelho

c) Efeito da oscilação longitudinal do arco

Para facilitar a análise do efeito da oscilação longitudinal no controle do tamanho de grãos da ZTA, foi elaborada a Fig.7.3, de mesma maneira anteriormente descrita.

Na Fig.7.3 pode-se observar que a redução do tamanho de grãos só é significativa à altas frequência e amplitude. Foi observado também que há um aumento inusitado no tamanho de grãos para frequência e amplitude intermediárias e, para frequência e amplitude mais baixas, há uma pequena redução no tamanho de grãos. Isto mostra que a variação independente das frequências e amplitudes pode causar diferenças nos tamanhos de grãos da ZTA, como já foi comprovado por outros autores [49,59-62].

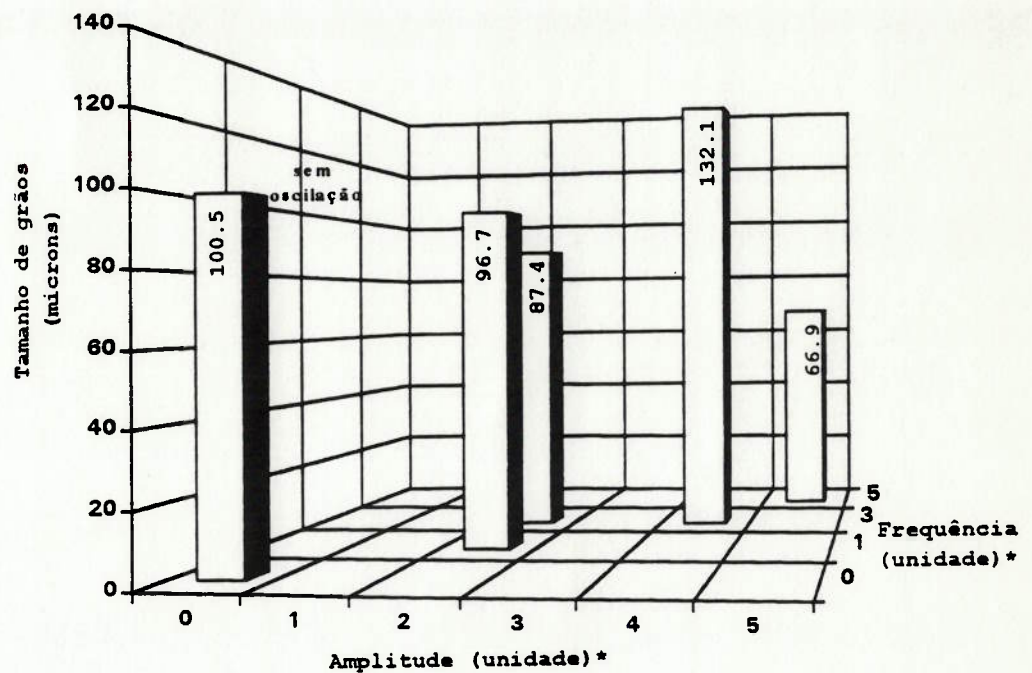


Fig.7.3 - Efeito das frequência e amplitude da oscilação longitudinal do arco no tamanho de grão da ZTA

* obs: unidades dos reguladores do painel do aparelho

A oscilação longitudinal do arco causa uma variação do regime térmico durante a soldagem, alterando a temperatura máxima e o tempo de permanência a alta temperatura na ZTA

e, conseqüentemente, afetando o tamanho de grão da ZTA. Este mecanismo, no entanto, ainda não está devidamente esclarecido, o mesmo acontecendo com a oscilação circular do arco elétrico.

No geral, pode-se afirmar, pelos resultados obtidos neste trabalho, que a oscilação do arco contribui efetivamente para a redução do tamanho de grão na ZTA, sendo que o efeito mais intenso ocorre com a oscilação circular e transversal. Salienta-se, porém, que a combinação dos parâmetros de soldagem é de suma importância.

Cabe mencionar ainda que durante a realização das experiências com a oscilação longitudinal, tentou-se aumentar a frequência enquanto a amplitude era mantida constante em 2 unidades. Entretanto o arco tornava-se excessivamente instável a partir de um valor de frequência de cerca de 5 unidades. Por outro lado, mantendo-se a frequência constante a 3 unidades e aumentando-se a amplitude, o arco não desenvolvia calor suficiente para formar a poça de fusão, a partir de um valor de amplitude de cerca de 6 unidades.

Isto mostra que os resultados da oscilação magnética do arco são fortemente dependentes do conjunto dos parâmetros de soldagem utilizados, de tal forma que os parâmetros de oscilação tais como frequência e amplitude

devem ser otimizados em função dos parâmetros de soldagem, como corrente, velocidade de soldagem, etc, e a forma de oscilação também deve ser considerada, para maximizar um ou outro efeito como o refino de grãos. Esta opinião também é definida por vários autores, tais como Tseng, C.F. [49], Garland, J.G. [59] e Kou, S. [60-62] entre outros.

7.3. ANÁLISE MICROESTRUTURAL DOS ENSAIOS REALIZADOS

A análise microestrutural realizada procurou investigar os aspectos das estruturas de solidificação do metal de solda obtidas nas condições sem e com oscilação do arco. Foram analisados 15 casos, envolvendo diferentes modos de oscilação do arco, divididos em três grupos, conforme o item 5.3.2.

Os seguintes aspectos mereceram atenção especial: -
(a) tamanho de grãos; (b) formação de grãos equiaxiais no centro do cordão de solda; (c) mudança da orientação dos grãos colunares; (d) relação entre a microestrutura e a alteração da frequência de oscilação do arco; (e) relação entre a microestrutura e a alteração da amplitude de oscilação do arco; (f) relação entre a microestrutura e a alteração do modo de oscilação do arco; (g) comparação de resultados com a literatura consultada.

Serão apresentados, a seguir, as discussões e os resultados desta análise.

Para o grupo 1, a Fig.6.2 mostra a microestrutura do cordão de solda obtida na condição sem oscilação. Observou-se que a morfologia dos grãos é grosseira e não tem a formação de grãos equiaxiais no centro do cordão, apresentando somente grãos colunares. Pela morfologia pode-se deduzir que a poça de fusão tinha a forma de gota durante a soldagem, conforme a Fig.3.17.

Os resultados obtidos para as condições de soldagem com oscilação transversal, longitudinal e circular, para amplitude igual a 2 unidades e frequência igual a 1 unidade, são mostrados respectivamente nas figuras 6.3, 6.4 e 6.5. Ao analisá-las, observou-se que a microestrutura dos cordões de solda obtida para as oscilações transversal e circular é muito semelhante à do cordão de solda obtida na condição sem oscilação. Já para a oscilação longitudinal, foi notado a ocorrência da alteração dos grãos colunares no centro do cordão e o tamanho dos grãos no centro do cordão é levemente menor que o dos outros, não tendo sido encontrada a formação de grãos equiaxiais no centro do cordão.

Análise semelhante foi conduzida para as condições de soldagem sem oscilação e com oscilação transversal, longitudinal e circular, para a amplitude igual a 2

unidades, mas aumentando-se a frequência para 3 unidades. As micrografias correspondentes são apresentadas nas figuras 6.6, 6.7 e 6.8. Observou-se que as microestruturas obtidas foram semelhantes às obtidas na condição sem oscilação (Fig.6.2).

Procurou-se investigar a relação entre a microestrutura e a alteração da frequência de oscilação do arco, comparando-se, dois a dois, a Fig.6.3 com a Fig.6.6, a Fig.6.4 com a Fig.6.7 e a Fig.6.5 com a Fig.6.8. Verificou-se que para a oscilação longitudinal em baixas frequências ocorreu uma maior mudança da orientação dos grãos colunares no centro do cordão, em comparação ao observado em altas frequências. Entretanto para a oscilação transversal e circular, não houve diferença substancial entre as microestruturas obtidas em função da alteração da frequência de oscilação.

Para o grupo 2, da mesma forma efetuada acima, analisaram-se as microestruturas para as condições sem e com oscilação. Comparando-se a microestrutura do cordão de solda na condição sem oscilação, mostrada na Fig.6.9, com aquelas obtidas com oscilação transversal, longitudinal e circular, amplitude igual a 2 unidades e frequência igual a 3 unidades, e que são apresentadas respectivamente nas figuras 6.10, 6.11 e 6.12, foi observado que não há grandes diferenças entre elas e só a oscilação longitudinal apresentou uma leve alteração na morfologia do centro do

cordão de solda. Comparando-se agora os valores das energias absorvidas no ensaio de impacto, já apresentados na Tabela 7.1, percebeu-se que tal alteração pode ter sido a causa para a ligeira elevação da energia absorvida de impacto do centro de cordão, pois este tipo de microestrutura, que é parecida com o tipo 3 proposto por Prokhorov e Shirshov [45] (vide a Fig.3.20), é mais resistente à propagação de trincas que no caso sem oscilação, conforme o item 3.6.

Para a oscilação longitudinal do arco com a frequência de 3 unidades, verificou-se que as microestruturas com amplitudes 2 e 4 são muito semelhantes (figuras 6.11 e 6.14). Isto indica que não houve grande modificação da microestrutura com a alteração da amplitude de oscilação do arco na faixa estudada neste trabalho. Nos casos de oscilação transversal e circular, mostradas nas figuras 6.13, 6.15, não se obteve uma penetração total do cordão de solda.

Estabelecendo uma relação entre a microestrutura do cordão de solda e a energia absorvida de impacto do centro de cordão para o caso do arco oscilado com frequência de 3 unidades e amplitude de 4, verificou-se que a energia absorvida é mais elevada na condição com oscilação do que na condição sem oscilação. Este fato pode ser atribuído à ocorrência da morfologia do tipo 3 (ver Fig.3.20), no caso da oscilação longitudinal. Já nos casos de oscilação

transversal e circular, pode ter havido a contribuição do metal de base na tenacidade, devido à penetração parcial no cordão de solda.

Para o grupo 3, às altas frequências e amplitudes, foram encontradas a formação dos grãos menores e a formação dos grãos equiaxiais, conforme mostrada na Fig.6.16. A poça de fusão possuía uma forma elíptica.

De maneira geral, verificou-se que a formação de grãos menores, ou a formação de grãos equiaxiais no centro do cordão somente ocorreram na condição com oscilação às altas frequências e amplitudes. Para baixas frequência e amplitude, tal fato não ocorreu independentemente da forma de oscilação. Além disso, as microestruturas correspondentes aos cordões de solda dos grupos 1 e 2 podem ser classificadas como do tipo 4 proposto por Prokhorov e Shirshov [45] (vide a Fig.3.20), exceto as obtidas para a oscilação longitudinal que podem ser classificadas como do tipo 3.

Comparativamente aos resultados obtidos por Kou [60], que trabalhou com a liga de alumínio 2014, não foi encontrado o tipo de microestrutura por ele observado e apresentado esquematicamente na Fig.7.4. Este apresenta as alterações dos grãos colunares em função da forma de oscilação do arco e sua resistência à propagação da trinca. Esta diferença entre os estudos de Kou e o desenvolvido

neste trabalho pode ser atribuída à diferença entre os materiais. Durante a solidificação, a resistência do alumínio é cerca de 1×10^{-3} kgf/mm², e a do aço é aproximadamente 5×10^{-3} kgf/mm² [77]. É óbvio que o alumínio é muito menos resistente que o aço e, por isso, o efeito da agitação da poça de fusão provocada pela oscilação do arco na morfologia de solidificação durante a soldagem é muito menor para aço do que para o alumínio. Como descrito anteriormente no item 3.4, a orientação do crescimento de grãos durante a soldagem é determinada por dois fatores principais, quais sejam, a direção do reticulado cristalino do metal e a direção em que se processa a extração de calor. No caso da soldagem com oscilação do arco, a agitação da poça de fusão, provocada pela oscilação, altera essas duas direções, conseqüentemente influenciando na orientação dos grãos colunares. Como citado anteriormente, durante a solidificação, o alumínio é menos resistente em comparação ao aço AISI 409 e facilmente sofre a mudança nessas duas direções em função da oscilação do arco. Estes fatores podem provocar as alterações na direção dos grãos colunares do trabalho do Kou [60], o que não se verificou neste trabalho. Isto mostra que os resultados da oscilação magnética do arco são fortemente dependentes dos materiais a serem soldados.

O refinamento de grãos, observado neste trabalho na condição com oscilação às altas frequências e amplitudes, pode ser atribuído a três causas principais segundo os

mecanismos de nucleação e refino propostos por Kou.S., e que já foram relatados no item 4.3.2.

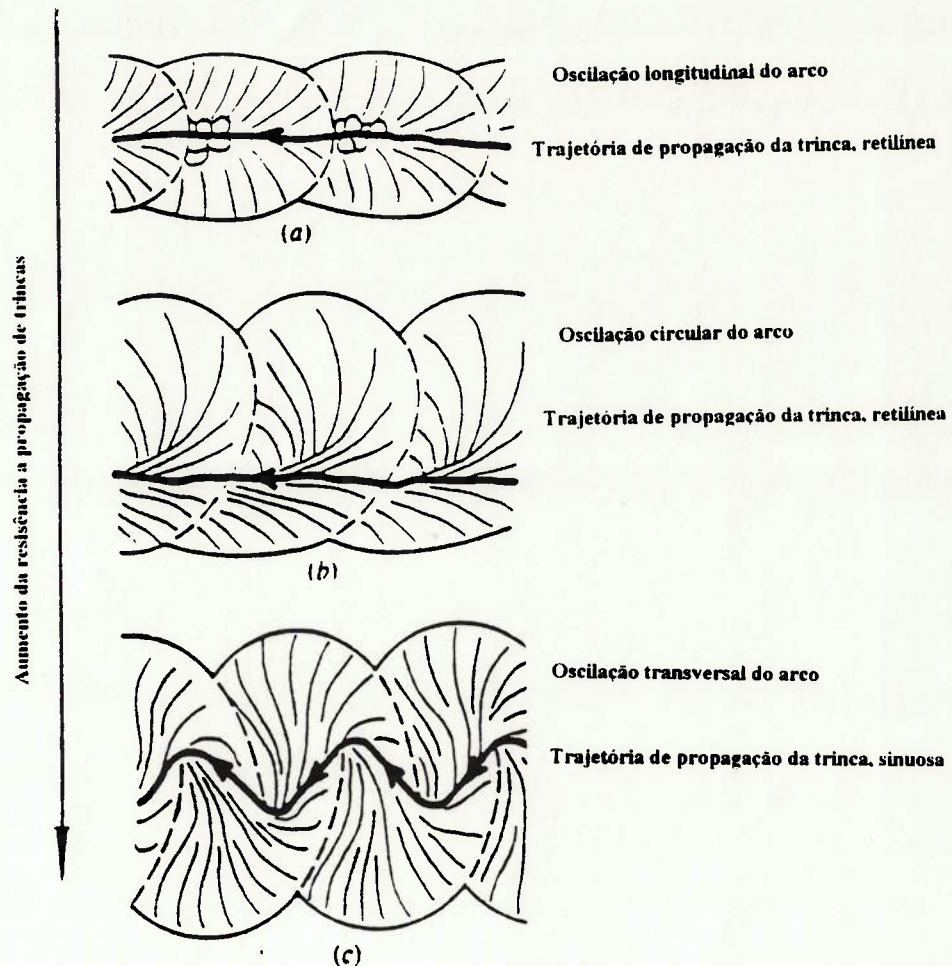


Fig. 7.4 - Ilustração esquemática do efeito das formas de oscilação na estrutura do cordão de solda e na resistência de propagação de trincas.

A primeira, pode ser devido à fragmentação da dendrita. Na condição de oscilação à altas frequência e amplitude, a intensa convecção da poça de fusão provocada pela oscilação do arco pode causar a fragmentação dos picos das dendritas na zona pastosa. Estes fragmentos de dendrita são carregados para dentro da poça de fusão

durante a convecção na poça de fusão, e poderiam atuar como núcleos para a formação de grãos.

A segunda, pode ser devido ao destacamento de grãos. É possível que a intensa força da convecção desenvolvida pela oscilação à altas frequência e amplitude seja suficientemente forte para separar os grãos dos limites da poça, que são parcialmente fundidos e fragilmente mantidos através de um filme líquido entre eles, e carregá-los para a poça de fusão. Conseqüentemente eles podem atuar como núcleos para a formação de novos grãos na poça de fusão.

Sobre a relação da força devida a oscilação com sua frequência e sua amplitude, B.JI. Pycco [78] chegou à equação (7-2) em seu trabalho.

$$P = 4\pi^2 f^2 CH \left(1 \pm \frac{4\pi^2 f^2 C}{g} \right) \quad (7-2)$$

onde: P - força devida a oscilação por área (10^{-3} kgf/mm²)

f - frequência de oscilação (Hz)

C - amplitude de oscilação (mm)

H - altura de centro da poça de fusão

g - aceleração da gravidade

Pela equação (7-2), verifica-se que quanto maior forem as frequência e amplitude de oscilação, maior será a força devida a oscilação. Quando a força supera o limite de

resistência das dendritas em crescimento, então, é possível que as dendritas sejam rompidas. Assim, para altas frequência e amplitude, há maior possibilidade de se obter uma microestrutura fina no cordão de solda. Isto também pode explicar por que foi observada uma microestrutura fina às altas frequências e amplitudes de oscilação neste trabalho.

Além das explicações já apresentadas para a ocorrência do refinamento de grão devido à oscilação, poder-se-ia apontar uma outra causa adicional, que é a nucleação heterogênea. Pela análise da composição química do aço utilizado neste trabalho, conforme a Tabela 5.1, constata-se a presença de titânio. Como descrito anteriormente no item 4.2.2, o titânio tem grande afinidade com carbono e nitrogênio. Ele reage com carbono e nitrogênio, formando precipitados de carbonitretos de Ti, que seriam estáveis a altas temperaturas. Essas partículas agiriam como núcleos durante a solidificação, promovendo a formação de uma estrutura equiaxial no centro da solda. Porém, é necessário mais uma condição relevante, ou seja, o super-resfriamento constitucional deve ser suficientemente alto, conforme explicado no item 4.3.2.

O mecanismo de super-resfriamento constitucional é controlado por três fatores, quais sejam, C_0 (porcentagem de soluto na liga), G (gradiente térmico externo imposto) e R' (velocidade de crescimento), conforme descrito no item

3.5.1. Foi visto que quanto mais altos forem C_0 e R' , ou menor for G , maior será o super-resfriamento constitucional. A oscilação do arco pode ter contribuído para a modificação desses três fatores durante a solidificação, podendo ter favorecido a formação de grãos equiaxiais no centro do cordão e, conseqüentemente, a obtenção de uma morfologia mais fina do mesmo. Uma vez que a convecção da poça de fusão provocada pela oscilação do arco de frequência e amplitude elevadas é mais intensa, a sua influência sobre os três fatores enumerados acima é mais forte. Por isso, foi verificado que às altas frequências e amplitudes a oscilação tem produzido uma microestrutura mais fina, conforme mostra a Fig.6.16.

7.4. ANÁLISE DOS RESULTADOS DOS ENSAIOS DE TRAÇÃO

Pelos resultados obtidos nos ensaios de tração, que são apresentados na Tabela 6.4, nota-se que todos os corpos de prova foram rompidos no metal base e, não há uma diferença considerável nos valores dos alongamento, limite de escoamento e limite de resistência, obtidos quer seja nas condições com ou sem oscilação. Isto indica que essas três propriedades mecânicas não são sensíveis às condições de soldagem utilizadas neste trabalho, ou seja, é difícil investigar o efeito da oscilação do arco nas propriedades mecânicas do cordão de solda pelos ensaios de tração.

Muito provavelmente, o comportamento observado nos ensaios de tração, em que os rompimentos sempre ocorreram no metal base, pode ser atribuído ao endurecimento no cordão de solda, pois o endurecimento tende a elevar o limite de resistência no cordão de solda.

8. CONCLUSÕES E SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

Neste capítulo, serão lançadas algumas conclusões extraídas deste estudo e apresentam-se algumas sugestões para futuras pesquisas.

8.1. CONCLUSÕES FINAIS

Como conclusão geral, seria razoável afirmar que, pelo menos do ponto de vista da investigação, o trabalho foi satisfatório no sentido de trazer novas informações sobre o efeito da oscilação magnética do arco na soldabilidade do aço 409. Embora ainda existam muitas dúvidas, foi possível aumentar os conhecimentos sobre o tema em questão, para futuramente ajudar o esclarecimento de questões relativas ao efeito da oscilação do arco durante a soldagem.

A análise da influência da oscilação do arco na soldagem do aço AISI 409 permite as seguintes conclusões.

- 1) Existe uma relação direta entre valores da energia absorvida durante o ensaio de impacto da zona afetada por calor e o tamanho de grãos. Esta relação mostra que quanto menor o tamanho de grãos maior será a energia absorvida pela ZTA.

2) Para o modo de oscilação transversal do arco, observa-se uma tendência para que quanto maiores forem a frequência e a amplitude, menor será o tamanho de grãos na ZTA, porém, a combinação adequada desses dois parâmetros é muito importante.

3) Para o modo de oscilação circular do arco, nota-se que o tamanho de grãos da ZTA diminui com o crescimento da frequência e da amplitude, obtendo-se a redução do tamanho de grãos de até 50% em relação aos obtidos na condição sem oscilação.

4) Para o modo de oscilação longitudinal do arco, a redução do tamanho de grãos na ZTA só é significativa à altas frequência e amplitude.

5) Em relação ao efeito da oscilação magnética do arco na microestrutura do cordão de solda, não foi encontrada a alteração na orientação de grãos colunares observado por Kou (60) e, a microestrutura fina pode ser obtida na condição com oscilação às altas frequências e amplitudes.

6) Foi observado neste trabalho que é difícil investigar o efeito de oscilação do arco na propriedade mecânica do cordão de solda do aço AISI 409 pelos ensaios de tração.

8.2. SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

As seguintes sugestões parece ser válidas:

1) Pesquisar métodos para medir os valores reais das frequência e amplitude da oscilação magnética do arco.

2) Executar os ensaios mecânicos para os cordões de solda obtidos na condição de altas frequências e amplitudes, a fim de comprovar a melhoria nas propriedades mecânicas devido à microestrutura fina que se poderia obter.

3) Executar o ensaio de corrosão na ZTA e zona fundida, a fim de investigar o efeito da oscilação magnética do arco na resistência à corrosão.

4) Utilizando diferentes velocidades de soldagem e insumo de calor, estudar o efeito da oscilação magnética do arco nas microestruturas do cordão de solda e ZTA.

REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- 1) THE ASM COMMITTEE ON WROUGHT STAINLESS STEELS, - "Wrought Stainless Steels", Metals Handbook, American Society for Metals, ninth edition, Vol. 3, 1980.
- 2) DEMO, J. J., - "Structure and Constitution of Wrought Ferritic Stainless Steels", IN: Peckner, D. & Bernstein, I. M. (edit) - "Handbook of Stainless Steels", McGraw-Hill Co., USA, 1977, p.5-40.
- 3) DAVISON, M.; DEBOLD, T.; JOHNSON, M. I., - "Corrosion of Stainless Steels", IN: Metals Handbook, Vol. 13, 9th edition, ASM, USA, p.547-565.
- 4) DEMO, J. J., - "Weldable and Corrosion-resistance Ferritic Stainless Steels", Met. Trans., SA(11): 2257-2264, Nov. 1974.
- 5) LEFEVRE, J.; TRICOT, R.; GREUSSIÉ, A.; CASTRO, R., - "Properties of a New Family of Stainless Steels without Nickel", Met. Trans., 5(11): 2277-2285, Nov. 1974.
- 6) PAULO JOSÉ MODENESI; SADEK CRISÓSTOMO ABSI ALFARO; MICHAEL D. HAYES., - "Características Metalúrgicas da Solda em Aços Inoxidáveis Ferríticos com 17%Cr".
- 7) BAERLECKEN, E.; W. A. FISCHER; K. LORENZ. - "Studies of the Transformation Behavior, the Notch Impact Toughness and the Tendency Toward Intercrystalline Corrosion in Iron-Chromium Alloys with Chromium Contents up to 30%", Stahl Eisen, Vol.81, No.12, 1961, p.768-778.
- 8) HOOPER, R. A. E.; LLEWELLYN, D. T.; MCNEELY, V. T. - "Ferritic Stainless Steels", Sheet Metal Industries, Jan. 1972, p.26-32.
- 9) THIELSCH, H. - "Physical and Welding Metallurgy of Chromium Stainless Steels", Welding Journal, 30, (5), Maio, 1951.
- 10) NISHIO, Y.; OHMAE, T.; YOSHIDA, Y.; MIURA, Y. - "Welding Cracking and Mechanical Properties of 17% Chromium Steel Weldment", Welding Journal, Jan. 1971, p.95-185.
- 11) H. ABO; T. NAKAZAWA; S. TAKEMURA; M. ONOYAMA; NIPPON STEEL CORPORATION - "The Role of Carbon and Nitrogen on the Toughness and Intergranular Corrosion of Ferritic Stainless Steels", Stainless Steel, 77, Ed., Robert Q. Barr.

- 12) WRIGHT, R. N. - "Welding Journal Research Supplement", Vol.50, 1971, p.4345.
- 13) FRANSON, Z. A. - "Metallurgical Transactions", Vol.5, 1974, p.2257.
- 14) PLUMTREE, A.; GULLBERG, R. - "Metallurgical Transactions", Vol.7A, 1976, p.1451.
- 15) DEMO, J. J. - "Corrosion", Vol.27, No12, 1971, p.531.
- 16) SEMCHYSHEN, M., BOND, A. P., and DUNDAS, H.J., in proceedings, Symposium Toward Improved Ductilitu and Toughness. Kyoto, Japan. 1971, p.239.
- 17) PLUMTREE, A.; GULLBERG, R. - "Journal of Testing and Evaluation", Bol.2, 1974, p.31.
- 18) POLLARD, B. - "Metals Technology", Vol.1, 1974, p.31.
- 19) RICHTER, J.; FIK, P. - "Freiberger Forschungschefte Metallurgie", Vol.B172, 1976, p.55.
- 20) COOK, A. J.; F. W. JONES. - "The Brittle Constituent of the Iron Chromium System (Sigma Phase)", J. Iron Steel Inst, London, Vol.148, 1948, p.217-223.
- 21) SMITH, G. V. - "Sigma Phase in Stainless Steel", Iron Age, Vol.166, No.22, 1950, p.63-68.
- 22) COLOMBIER, L.; J. HOCHMANN. - "Stainless and Heat-Resisting Steels", Edward Arnold, England, 1967.
- 23) SHORTSLEEVE, F. J.; NICHOLSON, M. E. - "Transactions", American Society of Metals, Vol.43, 1951, p.142.
- 24) WRIGHT, R. N. - "Toughness of Ferritic Stainless Steels", ASTM Special Technical Publication 706, R. A. Lula, Allegheny Ludlum Steel Corporation, editor.
- 25) THIELSCH, H. - "Physical and Welding Megallurgy of Chromium Stainless Steels", Welding Journal Research Supplement, Vol.30, 1951, p.209-250.
- 26) NEWELL, H. D. - "Properties and Characteristics of 27% Chromium-Iron", Met. Prog., May, 1946, p.977-1028.
- 27) WILLIAMS, R. O. - "Further Studies of the Iron-Chromium System", Trans. Metal. Soc. AIME, Vol.212, 1958, p.479-502.
- 28) CHANDRA, D.; SCHWARTZ, L. H. - "Metallurgical Transactions", Vol.2, 1971, p.511.

- 29) BLACKBURN, M. J.; NUTTING, J. - "Journal of the Iron and Steel Institute", Vol.202, 1964, p.610.
- 30) DENYS, T.; GIELEN, P. M. - "Metallurgical Transactions", Vol.2, 1971, p.1423.
- 31) NEWELL, H. D. - "High Chromium-Irons", Met. Prog., April, 1974, p.617-626.
- 32) HEGER, J. J. - "885°F Embrittlement of the Ferritic Chromium-Iron Alloys", Met. Prog., August, 1951, p.55-61.
- 33) GROBNER, P. J. - "The 885°F(475°C) Embrittlement of Ferritic Stainless Steels", Metal. Trans., Vol.4, 1973, p.251-260.
- 34) HODGES, R. J. - "Intergranular Corrosion in High Purity Ferritic Stainless Steels: Isothermal Time-Temperature Sensitization Measurements", Corrosion, Col.27, 1971, p.164-167.
- 35) EMÍLLIO WAINER; BRANDI, S. D.; FÁBIO D. H. M. - "Soldagem Processos e Metalurgia", Editora Edgard Blucher Ltda, 1992.
- 36) SHEWMON, P. G. - "Transformation in Metals", McGraw-Hill Co., 1969, p.156-208.
- 37) FLEMLNGS, M. C. - "Solidification Processing", McGraw-Hill Co., 1974.
- 38) DAVIES, C. J.; GARLAND, J. G. - "Solidification Structures and Properties of Fusion Welding", Int. Met. Rev., Vol.20, revisão 196, Jun. 1975, p.83-106.
- 39) LAXMANAN, V. - "Pendiritic Solidification analysis of Current Theories and Models", Acta. Met. 33(6): Jun. 1985, p.1023-1035.
- 40) SAVAGE, W. F. - "Solidification, Segregation et Imperfections des Soudures", Soud. Tec. Con., 34(11-12): Nov./Dez., 1980, p.388-403.
- 41) SAVAGE, W. F. et al. - "Microsegregation in Partially Melted Regions of 70Cu-30Ni Weldments", Welding Journal, 55(7): Jul. 1976, p.181-187.
- 42) ROPERJR, C. R. et al. - "The effect of Heat-Affected Zone Struture on the Structure of the Weld Fusion Zone", Welding Journal., 48(4), Abr. 1969.
- 43) ZHANG WEN BIN. - "Welding Metallurgy", Capitulo 3, Engineering Industry Press, Beijing, 1979.

- 44) EASTERLING, KENNETH E. - "Introduction to the Physical Metallurgy of Welding", Butterworths & Co (Publishers) Ltd., 1983.
- 45) PROKHOROV, N. N.; SHIRSHOW, Y. N. - "Influence of Welding Conditions and Chemical Composition of the Basemetal on the Primary Structure of Weld Metal", Aut. Weld. 27(3): 6-8, Mar. 1974.
- 46) GARLANT, J. G.; DAVIES, G. J. - "Surface Rippling and Growth Perturbations during Weld Pool Solidification", Met. Const. & Brit. Weld. J., Vol.2, No.5, 1970, p.171-175.
- 47) CHEEVER, D. L.; HOWDEN, D. G. - "Nature of Weld Surface Ripples", Welding Journal., Vol.48, p.170s-180s, 1969.
- 48) BARROS, S. M. - "Processos de Soldagem", Petrobrás, 1976, p.4.146-156.
- 49) TSENG, C. F.; SAVAGE, W. F. - "The effect off Arc Oscilation", Welding Journal. 50(11): 777-786, Nov. 1971.
- 50) WILSON, S. B.; VICENTE, T. L. B.; PAULO, V. M. - "Novas Técnicas para Soldagem do Aço Inoxidável Ferrítico ABNT 430", Contribuição Técnica ao I Seminário Brasileiro sobre Aços Inoxidáveis - São Paulo - Out. 1989.
- 51) PAULO, J. M.; SADEK, C. A. A.; MICHAEL, D. H. - "Características Metalúrgicas da Solda em Aços Inoxidáveis Ferríticos com 17%Cr".
- 52) NISHIO, Y.; OHMAE, T.; YOSHIDA, Y.; MIURA, Y. - "Welding Cracking and Mechanical Properties of 17% Chromium Steel Weldment", Welding Journal, Jan. 1971, 9s-18s.
- 53) THOMAS, C. R. - "The Welding of Ferritic Stainless Steel", FWPJ, 15.(9), Set. 1975, p.61-78.
- 54) HOOPER, R. A. E.; LLEWELLYN, D. T.; MCNEELY, V. T. - "Ferritic Stainless Steels", Sheet Metal Industries, Jan. 1972, p.26-32.
- 55) CASTRO, R.; CADENET, J. J. - "Welding Metallurgy of Stainless and Heat-Resisting Steels", Cambridge University press, 1975, Cap.5.
- 56) KRYSOAK, K. F. - "Welding Behavior of Ferritic Stainless Steels - An Overview", Welding Journal, Apr. 1986.

- 57) SAWHILL, J. M.; BOND, A. P. - "Ductility and Toughness of Ferritic Stainless Steel Welds", Welding Journal, Maio. 1975, 1s-41s.
- 58) BRANDÃO, W. S. et alli. - "Adição de Nitrogênio ao Gás de Proteção na Soldagem de Aços Inoxidáveis". XV Encontro Nacional de Tecnologia da Soldagem, Anais. Gramado-RS, ABS, 1988, V.2, p.627-37.
- 59) GARLAND, J. G. - "Weld Pool Solidification Control", Metal Construction and British Welding Journal, Avr. 74, p.121-127.
- 60) KOU, S.; LE, Y. - "Alternating Grain Orientation and Weld Solidification Cracking", Metallurgical Transactions A., Out. 1985, p.1887-1896.
- 61) KOU, S.; LE, Y. - "Improving Weld Quality by Low Frequency Arc Oscillation", Welding Journal, Vol.64, No.3, 1985, p.51-55.
- 62) KOU, S.; LE, Y. - "Grain Structure and Solidification Cracking in Oscillated Arc Welds of 5052 aluminum Alloy", Metallurgical Transaction A. Physical Metallurgy and Materials Science, Vol.10a, No.7, July, 1985, p.1345-1352.
- 63) HICKEN, G. K. et al - "Application of Magnetically Controlled Welding Arcs", Welding Journal, Abr. 1976, p.264-267.
- 64) JAYARAJAN, T. N.; JACKSON, C. E. - "Magnetic Control of Gas Tungsten-Arc Welding Process", Welding Journal, Ago. 1972, p.377-385.
- 65) HICKEN, G. K.; JACKSON, C.E. - "The Effect of Applied Magnetic Fields on Welding Arcs", Welding Journal, Nov. 1966, p.515-524.
- 66) KOU, S.; LE, Y. - "Nucleation Mechanisms and Grain Refining of Weld Metal", Welding Journal, Dec, 1986, p.305-313.
- 67) KOU, S.; SUN, D.K. 1985 Metallurgical Transactions A. Vol. 16A, p.203.
- 68) SAVAGE, W.F. Welding in the World, 18(516), 91. 1980.
- 69) KOU, S.; LE, Y. - "Welding Parameters and the Grain Structure of Weld Metal - A Thermodynamic Consideration ", Metallurgical Transaction A, Vol. 19A, April, 1988.
- 70) C.R. THOMAS; R.L. APPS. - "Weld Heat-affected Zone Properties in AISI 409 Ferritic stainless steel", ASTM

Special Technical Publication 706, R.A. Lula, Allegheny Ludlum Steel Corporation, editor.

71) Powcon Magnetic Arc Control Systems Model 90A/4613A Operatores Manual

72) The ASM Committe on Arc Welding of Stainless Steels. - "Arc Welding of Stainless Steels", Metal Handbook, Ninth Edition, Vol.6.

73) Standard Methods for DETERMING AVERAGE GRAIN SIZE, ASTM E 112-82.

74) Methods and Definitions for Mechanical Testing of Steel Products, ASTM A 370.

75) ALGVIST, G. et al. - "Some Basic Factors Controlling The Properties of Weld Metal", In: International Conference on Welding Research Related Power Plant, Sept.17-21,1972. Southampoton. Proceedings. London: Central Electricity Generating Board, 1972, 688p, p.204-230.

76) NICHOL, T.J., Metallurgical Transactions, Vol.8A, 1977, p.229.

77) B.L. CHEN. - "The Fundamentals of Metal Weldability", Engineering Industry Press, Beijing, 1982.

78) B.JI.PYCCO,CÓ. Cbapka 1, 1958, p.3-5.