

UNIVERSIDADE ESTADUAL DE CAMPINAS
FACULDADE DE ENGENHARIA MECÂNICA
DEPARTAMENTO DE ENGENHARIA DE FABRICAÇÃO

Nº de Publicação da FEM:
08/95

**INFLUÊNCIA DO INSUMO DE CALOR NA
CORROSÃO INTERGRANULAR DOS AÇOS AISI-316
SOLDADOS PELO PROCESSO MIG.**

Tese apresentada ao Curso de Mestrado da Faculdade de Engenharia Mecânica
da Universidade Estadual de Campinas, como requisito parcial à obtenção de
título de Mestre em Engenharia Mecânica.

Campinas, São Paulo

ESTE EXEMPLAR CORRESPONDE A REDAÇÃO FINAL 1995.

DA TESE DEFENDIDA POR Hipólito Domingos
Carvalho Fals E APROVADA PELA

COMISSÃO JULGADORA EM 07 / 03 / 1995

Rosana da Lattuada
ORIENTADOR

DE BC
UNICAMP
36
26947
66.7 196
D X
08/03/96
PD

-00085088-6

FICHA CATALOGRAFICA ELABORADA PELA
BIBLIOTECA CENTRAL - UNICAMP

C253i

Carvajal, Hipólito.

Influência do insumo de calor na corrosão intergranular dos
aços AISI 316 soldados pelo processo MIG/Hipólito Carvajal.
-- Campinas, SP: [s.n.], 1995.

Orientador: Roseana da Exaltação Trevisan.

Dissertação (Mestrado) - Universidade Estadual de Campinas,
Faculdade de Engenharia Mecânica.

1. Aço inoxidável austenítico. 2. Soldagem MIG. 3. Corrosão.
4. Carboneto. I. Trevisan, Roseana da Exaltação. II. Universidade
Estadual de Campinas. Faculdade de Engenharia Mecânica. III.
Titulo.

UNIVERSIDADE ESTADUAL DE CAMPINAS
FACULDADE DE ENGENHARIA MECÂNICA
DEPARTAMENTO DE ENGENHARIA DE FABRICAÇÃO

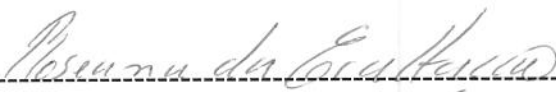
TESE DE MESTRADO

INFLUÊNCIA DO INSUMO DE CALOR NA CORROSÃO
INTERGRANULAR DOS AÇOS AISI-316 SOLDADOS PELO
PROCESSO MIG.

Autor: Hipólito Domingo Carvajal Fals.

Orientador(a): Dra. Roseana da Exaltação Trevisan.

Aprovado por:



Prof. Dra. Roseana da E. Trevisan. Orientadora.



Prof. Dr. Nivaldo Lemos Coppini. - UNICAMP.



Prof. Dr. Sérgio Duarte Brandi. - USP- São Paulo.

Campinas, de Março de 1995

A minha esposa Milene e a minha filha Lis
A meus pais e irmãos
A meu País: Cuba

A honestidade do homem

AGRADECIMENTOS

À professora Dra Roseana da Exaltação Trevisan, pelo grande apoio, orientação e amizade durante o desenvolvimento do trabalho.

Aos funcionários do Departamento de Engenharia de Fabricação (DEF), da UNICAMP, pela ajuda oferecida no decorrer do trabalho.

Às técnicas Rita Helena B. Jacon do Laboratório de Metalografia e Claudia Souto Cattani Aoki do Laboratório de Corrosão do Departamento de Materiais, da UNICAMP, pela grande colaboração durante a execução do trabalho.

À professora Dra Iris L. Torriani do Departamento de Física, da UNICAMP, pelo auxílio nas experiências de difratometria.

À professora Dra Célia M. Freire, pela colaboração e ajuda nos ensaios de corrosão realizados.

Aos professores Dr Paulo J. Medenesi e Msc Paulo Villani Marques do Departamento de Engenharia Metalúrgica da Universidade Federal de Minas Gerais (UFMG), pelo auxílio na aquisição de dados do ciclo térmico do processo de soldagem.

Aos amigos e colegas do curso de Pós-Graduação, pelo enorme apoio durante o desenvolvimento do trabalho.

Ao DEF, à FEM e à UNICAMP, pela possibilidade de fazer meus estudos de mestrado que garantiram a realização deste trabalho.

À CAPES e FAPESP pelo apoio financeiro durante a parte experimental do trabalho.

À ACESITA, pelas chapas de aço AISI 316, doadas para a realização deste trabalho.

A todos que de forma direta ou indireta ajudaram para a execução deste trabalho.

Ao Brasil.

SUMÁRIO GERAL.

	Pags
LISTA DE FIGURAS.....	iii
LISTA DE TABELAS.....	vi
LISTA DE GRÁFICOS.....	vii
CAPÍTULO 1.	
1-INTRODUÇÃO E OBJETIVOS.....	1
1.1-Introdução.....	1
1.2-Objetivos.....	2
CAPÍTULO 2.	
2-CONCEITOS TEÓRICOS.....	3
2.1- Metalurgia da soldagem dos aços inoxidáveis austeníticos ao Cr-Ni.....	5
2.1.1-Generalidades.....	5
2.1.2- Características de solidificação da região fundida em juntas soldadas de aços inoxidáveis ao Cr-Ni.....	5
2.1.2.1-Modos de solidificação.....	6
2.1.2.2- Segregação durante a solidificação.....	9
2.1.2.3-Transformação no estado sólido.....	10
2.1.3- Precipitação de carbonetos de cromo.....	11
2.1.3.1- Fatores que influenciam na precipitação de carbonetos de cromo.....	12
2.1.3.1.1- Influência das condições térmicas do processo.....	12
2.1.3.1.2- Influência do tipo de estrutura na precipitação dos carbonetos de cromo.....	12
2.1.3.1.3- Influência da composição química da liga na precipitação dos carbonetos de cromo.....	14
2.1.3.1.4- Influência do local de precipitação e o tamanho do grão na precipitação dos carbonetos de cromo.....	22
2.2- Corrosão dos aços inoxidáveis austeníticos ao Cr-Ni.....	25
2.2.1- Generalidades.....	25
2.2.2- Corrosão intergranular.....	26
2.2.3- Corrosão localizada por "pittings".....	30
2.3- Características do processo de soldagem "Metal Inert Gas" (MIG).....	31
2.3.1- Generalidades.....	31
2.3.2- Influência dos parâmetros ou variáveis no processo MIG para a soldagem dos aços inoxidáveis.....	32
CAPÍTULO 3.	
3- MATERIAIS E MÉTODOS.....	37
3.1- Materiais.....	37
3.2- Projeto do Experimento.....	37
3.3- Preparação do metal base para a soldagem.....	39
3.4- Dispositivo de fixação.....	39
3.5- Processo de soldagem.Otimização dos parâmetros.....	40
3.5.1- Otimização da intensidade de corrente e a velocidade de soldagem.....	41
3.6- Medidas do ciclo térmico do processo.....	42

3.6.1- Localização dos termopares.....	42
3.6.2- Aquisição do ciclo térmico do processo.....	43
3.6.3- Insumo de calor (IC).....	44
3.7- Caracterização metalográfica.....	45
3.7.1- Preparação das amostras para ensaios metalográficos.....	46
3.7.1.1- Observação metalográfica.....	46
3.7.2- Análise por Difractometria de Raios X.....	47
3.7.3- Microanálise química por energia dispersiva no MEV.....	47
3.7.4- Análise por imagens de raios -X.....	48
3.8- Ensaio de Corrosão Intergranular segundo Norma ASTM A 708 - 79.....	48
3.8.1- Ensaio de dobramento segundo Norma ASTM A 708 - 79.....	48
3.9- Tratamento térmico de sensitização no metal base AISI-316.....	50
CAPÍTULO 4.	
4- RESULTADOS E DISCUSSÕES.....	52
4.1- Resultados preliminares.....	52
4.1.1 - Otimização dos parâmetros de soldagem.....	52
4.1.2 - Seleção da região de aquisição do ciclo térmico.....	53
4.1.3 - Insumos de calor (IC) obtidos no experimento.....	54
4.2- Resultados principais.....	57
4.2.1- Medida dos ciclos térmicos para os diferentes insumos de calor (IC), via computador usando o cartão STD 5012, conversor analógico-digital.....	57
4.2.2- Análises metalográficas.....	59
4.2.2.1- Caracterização microestrutural das zonas da junta soldada.....	60
4.2.2.2- Zona fundida.....	60
4.2.2.3- Zona afetada pelo calor (ZAC).....	63
4.2.2.4- Tratamento térmico de sensitização no metal base AISI-316.....	65
4.3- Resultados do ensaio de corrosão intergranular.....	66
4.3.1- Ensaio de dobramento.....	69
4.4- Resultados dos ensaios de difração por Raios-X.....	75
5- CONCLUSÕES E RECOMENDAÇÕES.....	80
6- ANEXOS.....	82
7- REFERENCIAS BIBLIOGRÁFICAS.....	92

LISTA DE FIGURAS.

	Pags
1- Taxa de corrosão de aços ao cromo expostos por 10 anos a uma atmosfera industrial.....	1
2- Diagrama pseudo-binário das ligas Fe-Cr-Ni com concentrações de 70 % e 60 % de Fe.....	4
3- Crescimento por epitaxia em uma junta soldada de aço inoxidável austenítico ao Cr-Ni, AISI 316 (500X).....	6
4- Diagrama de DeLong.....	8
5- Representação esquemática do comportamento da solidificação e a transformação, e sua influência na morfologia da ferrita nos aços inoxidáveis austeníticos ao Cr-Ni.....	9
6- Esquema dos níveis de segregação mostrando a distribuição de cromo e níquel dentro das dendritas, durante a solidificação de aços inoxidáveis austeníticos soldados.....	10
7- Diagramas TTP e TTC que mostram a influência da estrutura da liga na precipitação de carbonetos de cromo e na corrosão intergranular de um aço ferrítico AISI 430 e um austenítico do tipo 18/8....	13
8- Diagrama TTC, mostrando a influência do teor de carbono na sensibilidade à corrosão intergranular de um aço AISI 304.....	14
9- Diagrama pseudo-binário do sistema Fe-Cr-C, com 0,1 % e 0,2 % de carbono.....	15
10- Diagrama de equilíbrio Fe-Si.....	16
11- Diagrama TTC, mostrando a influência do silício na corrosão intergranular de um aço tipo 18Cr/15Ni.....	16
12- Diagrama TTC, mostrando a influência do cromo na sensibilidade à corrosão intergranular de um aço tipo 18-25Cr/13Ni/3Mo/N.....	17
13- Diagrama TTC, mostrando a influência do nitrogênio na sensibilidade à corrosão intergranular de um aço tipo 17Cr/13Ni/5Mo.....	18
14- Diagrama TTC, mostrando a influência do molibdênio na sensibilidade à corrosão intergranular de um aço AISI 316.....	19
15- Correlação entre o teor de carbono e o começo do ataque por corrosão intergranular a temperaturas críticas (500-850 °C), em aços austeníticos ao Cr-Ni, com e sem Mo.....	20
16- Diagramas TTP e TTC, mostrando a influência do nióbio e o titânio na sensibilidade à corrosão intergranular de um aço tipo 18 Cr/9Ni.....	21
17- Diagrama da cinética de precipitação dos carbonetos de cromo ($M_{23}C_6$) num aço AISI 304, mostrando os locais preferenciais de precipitação.....	23
18- Esquema de crescimento das dendritas dos carbonetos de cromo num aço AISI 304, tratado termicamente a 732°C e tempos de exposição de 4,8; 48; 480 horas.....	24
19- Morfologia dos carbonetos de cromo ($M_{23}C_6$), nos contornos dos grãos em função da temperatura de sensibilização.....	25

20-	Representação esquemática dos contornos dos de um aço AISI 304 sensitizado.....	28
21-	Relação entre a precipitação dos carbonetos de cromo e a corrosão intergranular, num aço AISI 304 contendo 0,05 % de carbono e temperado a 1250 °C.....	28
22-	Temperaturas de uma junta soldada, durante a soldagem por arco elétrico de um aço inoxidável AISI 304.....	29
23-	Representação esquemática do processo auto-catalítico que ocorre no interior do “pitting”.....	31
24-	Perfil típico de cordões de solda feitos com diferentes gases e misturas.....	33
25-	Relação entre a velocidade de alimentação do arame, intensidade de corrente e tipo de transferência do metal no arco de solda, para o processo MIG, em aços.....	35
26-	Representação dos ângulos de deslocamento (AD) e de trabalho (AT).....	36
27-	Representação esquemática do experimento utilizado.....	38
28-	Representação da marcação dos corpos de prova.....	39
29-	Dispositivo de fixação das chapas e da tocha de soldagem.....	40
30-	Localização dos termopares para a medida do ciclo térmico.....	43
31-	Seqüência de extração dos corpos de prova e objetivos de utilização.....	45
32-	Conjunto de aparelhos usados no ensaio de corrosão intergranular, segundo a norma A 708-79 da ASTM.....	49
33-	Dispositivo para ensaio de dobramento com as restrições da norma A 708-79 da ASTM.....	50
34-	Conjunto para ensaio de dobramento. Máquina MT-810 e dispositivo de dobramento.....	51
35-	Diagrama TTC dos aços tipos 18Cr/12Ni/2,5Mo e 18Cr/8Ni, com as taxas de resfriamentos obtidas para as condições do processo de soldagem.....	59
36-	Micrografia do metal base antes do processo de soldagem.....	59
37-	Crescimento epitaxial da região fundida de uma junta soldada de aço AISI 316, com metal de adição ER 316L.....	60
38-	Modo dendritico de solidificação na região fundida de uma junta soldada, de um aço AISI 316 e metal de adição ER 316L.....	61
39-	Microestrutura de austenita e ferrita δ de uma junta soldada, de um aço AISI 316 e metal de adição ER 316L.....	62
40-	Ferrita δ formada na região fundida de uma junta soldada de um aço AISI 316 e metal de adição ER 316L Si.....	63
41-	Micrografia da região de interface cordão de solda -ZAC e a zona de crescimento excessivo dos grãos.....	64
42-	Ferrita δ formada na região de crescimento excessivo dos grãos.....	65
43-	Precipitação de carbonetos de cromo ($M_{23}C_6$) nos contornos dos grãos, em um aço AISI 316 com um tratamento térmico de sensitização de 1 h a 750°C.....	66

44-	Microestrutura classificada pela norma A 265-85 (ASTM) como “Step” com “Pittings” de corrosão, para uma junta soldada de um aço AISI 316 e metal de adição ER 316L.....	67
45-	Microestrutura classificada pela norma A 265-85 (ASTM) como “Step” com “Pittings” de corrosão, para uma junta soldada de um aço AISI 316 e metal de adição ER 316L-Si.....	67
46-	Micrografia da região de crescimento excessivos dos grãos, observa-se “pittings” profundos e não profundos, produto do ensaio de corrosão intergranular, com metal de adição ER 316L.....	68
47-	Micrografia da região de crescimento excessivos dos grãos, observa-se “pittings” profundos e não profundos, produto do ensaio de corrosão intergranular, com metal de adição ER 316L-Si.....	69
48-	Macrografia onde se mostra o local do começo da trinca, na interface região fundida com a zona afetada pelo calor.....	71
49-	Amostras submetidas a ensaio de corrosão intergranular e posterior ensaio de dobramento.....	71
50-	Micrografia mostrando a região de início e desenvolvimento das trincas.....	72
51-	Fractografia típica mostrando a superfície de fratura, onde observa-se “dimples” alongados.....	73
52-	Fractografia mostrando a presença de precipitados na matriz e uma fratura frágil com “clivagens” na região.....	73
53-	Imagens de raios X, dos precipitados de titânio observados na superfície de fratura das amostras.....	74

LISTA DE TABELAS.

	Pags
1- Comparação entre três aços inoxidáveis em diferentes meios ácidos e diferentes temperaturas.....	27
2- Gases e misturas de gases usados na soldagem GMAW.....	33
3- Parâmetros usados para a soldagem MIG do aço tipo 1X18H9T(GOST).....	34
4- Faixa de corrente utilizáveis com arames de diferentes diâmetros e diferentes materiais.....	36
5- Composição química do metal base e dos metais de adição (% em peso).....	37
6- Dados da matriz experimental utilizada.....	38
7- Parâmetros do processo de soldagem usados na determinação de valores de intensidade de corrente e velocidade de soldagem a utilizar na experiência.....	41
8- Parâmetros do processo e dados médios obtidos de $b =$ largura, $H =$ altura do reforço e $p =$ penetração do cordão de solda.....	52
9- Parâmetros do processo de soldagem utilizados na experiência.....	54
10- Temperatura de pico (T_p) calculadas pela equação de “Adams” (Welding Handbook Committee, 1987), para fluxo de calor tridimensional.....	54
11- Calor gerado e insumo de calor para as diferentes velocidades de soldagem.....	54
12- Valores experimentais dos ciclos térmicos obtidos num registrador gráfico, para cada insumo de calor.....	57
13- Valores dos ciclos térmicos para as diferentes condições de soldagem e distâncias da linha de fusão, registrados pelo cartão AQ-5012.....	58
14- Resultados dos valores médios da composição química, obtidos por análise química por energia dispersiva no MEV, para $IC = 0,59$ kJ/mm.....	65
15- Valores obtidos nas fichas do “Power Diffraction File”, usado para identificar às fases presentes no material, para a fase austenita presente nos aços inoxidáveis.....	75
16- Valores obtidos no difratograma realizado no metal base AISI 316.....	75
17- Valores obtidos na ficha do “Power Diffraction File”, usado para identificar as fases. Intensidades relativas e picos de difração mais intensos na fase ferrita δ	77

LISTA DE GRÁFICOS.

	Pags
1- Ciclo térmico do processo de soldagem para IC = 0,59 kJ/mm, obtido usando um registrador gráfico de três canais.....	55
2- Ciclo térmico do processo de soldagem para IC = 0,54 kJ/mm, obtido usando um registrador gráfico de três canais.....	56
3- Ciclo térmico do processo de soldagem para IC = 0,49 kJ/mm, obtido usando um registrador gráfico de três canais.....	56
4- Curva deslocamento contra carga aplicada no ensaio de dobramento das amostras ensaiadas por corrosão intergranular, segundo a norma ASTM A 708-79.....	70
5- Difratoograma de uma amostra de aço AISI 316.....	77
6- Difratoograma de uma junta soldada de metal base AISI 316 e metal de adição ER 316L.....	78
7- Difratoograma de uma junta soldada de metal base AISI 316 e metal de adição ER 316L-Si.....	79

LISTA DE ABREVIATURAS, SIGLAS e UNIDADES FÍSICAS.

- 1- AD - Ângulo de deslocamento da tocha.
- 2- AT - Ângulo de trabalho da tocha.
- 3- AISI - American Iron and Steel Institute.
- 4- ASTM - American Society Testing Materials.
- 5- AWS - American Welding Society.
- 6- b - Largura do cordão de solda.
- 7- CI - Corrosão intergranular.
- 8- Creq - Cromo equivalente.
- 9- GMAW - Gas Metal Arc Welding.
- 10- GAP - Distância da ponta do bico da tocha de solda a peça.
- 11- H - Altura do reforço do cordão.
- 12- IC - Insumo de calor.
- 13- Ic - Intensidade de corrente.
- 14- JCPDS - Joint Committee on Power Diffraction Standards.
- 15- K - Termopar Chromel - Alumel.
- 16- Ks - Condutividade térmica.
- 17- MEV - Microscópio eletrônico de varredura.
- 18- MIG - Metal Inert Gas.
- 19- $M_{23}C_6$ - Carboneto complexo de cromo.
- 20- Nieq - Níquel equivalente.
- 21- p - Penetração do cordão de solda.
- 22- Q - Calor gerado no processo.
- 23- R - Taxa de solidificação.
- 24- Stick-out - Comprimento energizado do eletrodo.
- 25- Tm - Temperatura de fusão.
- 26- To - Temperatura inicial.
- 27- Tp - Temperatura de pico.
- 28- TTC - Temperatura- Tempo- Corrosão.
- 29- TTP - Temperatura- Tempo- Precipitação.
- 30- v - Tensão do arco.
- 31- Va - Velocidade de alimentação do arame.
- 32- Vg - Vazão do gás de proteção.
- 33- Vs - Velocidade de soldagem.
- 34- WRC - Welding Research Council.
- 35- Y - Distância à linha de fusão.
- 36- ZF - Zona fundida.
- 37- ZAC - Zona afetada pelo calor.
- 38- α_s - Difusividade térmica.
- 39- Δt - Intervalo de tempo.
- 40- γ - Fase Austenita.
- 41- δ - Fase Ferrita produto da solidificação primária.
- 42- σ - Fase intermetálica Sigma (FeCr).

- 43- χ - Fase intermetálica Chi ($\text{Fe}_{36}\text{Cr}_{12}\text{Mo}_{10}$).
44- η - Fase intermetálica de Laves (Fe_2Mo).
45- ϕ - Eficiência do processo de soldagem.

UNIDADES FÍSICAS.

- 1- A - Ampère.
2- cm - Centímetros.
3- h - Horas.
4- hz - Hertz.
5- J - Joules.
6- kJ - Kilojoule.
7- l - Litros.
8- m - Metros.
9- ml - Mililitros.
10- mm - Milímetros.
11- s - Segundos.
12- V - Volts.
13- $^{\circ}\text{C}$ - Graus Celsius.
14- $^{\circ}\text{K}$ - Graus Kelvin.
15- μf - Microfaradios.

RESUMO.

O estudo dos problemas de soldabilidade dos materiais possui grande importância para o desenvolvimento de tecnologias de ponta, devido ao importante papel que ocupa hoje o processo de soldagem dentro da fabricação de peças e equipamentos. Os aços inoxidáveis austeníticos ao Cr-Ni podem apresentar, durante e após a soldagem, diferentes fenômenos metalúrgicos que provocam defeitos irremediáveis durante o serviço. A precipitação de carbonetos de cromo ($M_{23}C_6$) é considerada um dos principais problemas da soldabilidade dos aços inoxidáveis austeníticos. Isto se deve à sua influência negativa na corrosão intergranular destes materiais. A formação de $M_{23}C_6$ é alterada fundamentalmente por fatores tais como: composição química do material; regime térmico (relação temperatura-tempo) imposto e tipo e características da microestrutura presente no material. No presente trabalho faz-se uma análise da influência do insumo de calor (IC) na precipitação de carbonetos de cromo na zona afetada pelo calor (ZAC), no processo de soldagem MIG de chapas de aço AISI-316, com 4 mm de espessura, e metais de adição ER-316L e ER-316L-Si. No desenvolvimento do trabalho usou-se um cartão analógico-digital acoplado a um microcomputador para a aquisição do ciclo térmico no processo de solda. O ensaio de corrosão intergranular foi feito segundo a norma ASTM -A 709-79. Foram usadas também técnicas de microscopia ótica (MO), microscopia eletrônica de varredura (MEV), micro-análises química qualitativa e quantitativa por energia dispersiva, no MEV, difratometria de raios X e imagens de raios X. Observou-se a formação da fase ferrita δ na zona fundida (ZF) e nas zonas de fusão parcial e crescimento excessivo dos grãos da ZAC. Não foi comprovado o fenômeno de corrosão intergranular em nenhuma das condições ensaiadas, nem a presença de carbonetos de cromo na estrutura.

ABSTRACT.

The study of welding materials play an important role in the development of the end-technology in manufacturing today. The Cr-Ni austenitic stainless steel may undergo different metallurgic transformation during and after the welding. These transformations can provoke irredeemable defects on the welded pieces during its lifetime. Due to the negative influence on the intergranular corrosion of the Cr-Ni austenitic stainless steel, the $M_{23}C_6$ carbide precipitation is considered one of the more important problem in the welding of this material. The $M_{23}C_6$ carbide formation is fundamentally affected by factors as chemical composition of the material, its microstructure and the thermal regime (rate temperature/time) imposed during the welding.

The present work investigates the influence of the different heat inputs (IC) on the $M_{23}C_6$ carbide precipitation in the heat affected zone (HAZ). The welds analyzed were made using metal inert gas (MIG) welding process on 4 mm AISI 316 steel sheets and filler metal of both ER-316L and ER-316L Si. Data acquisition was carried out automatically using an A/D card coupled to a microcomputer. Intergranular corrosion was tested following the ASTM-A708-79 norm. Different techniques of optical microscopy, scanning electron microscopy, qualitative and quantitative chemical microanalysis by dispersive energy , X rays diffractometry and X rays images were used to verify the presence of intergranular corrosion. Diversely of the common observations founded in the literature, the phenomenon of intergranular corrosion was not verified in the experiments of this study, despite the different welding conditions applied. No presence of $M_{23}C_6$ carbide was detected.

1- INTRODUÇÃO E OBJETIVOS.

1.1- Introdução.

O desenvolvimento das indústrias biotecnológica, alimentícia e química, entre outras, exige a utilização de materiais com características e propriedades específicas, tais como alta resistência à corrosão e à oxidação, aliadas a elevadas propriedades mecânicas e comportamento estável a elevadas temperaturas.

Dentro dos materiais à disposição no mercado, os aços inoxidáveis têm mostrado características bem próximas às citadas anteriormente.

Os aços inoxidáveis basicamente são compostos ligados ao ferro, cromo e ou níquel, com pequenas quantidades de outros elementos como silício, manganês, molibdênio, nitrogênio, entre outros, sendo o cromo o responsável pelas suas propriedades essenciais.

O teor de cromo acima de 11,5 % é responsável pela formação espontânea de uma película fina e uniforme de óxido de cromo, quando em contato com uma atmosfera favorável. Quando esta camada é removida e as condições são tais que se opõem à sua regeneração espontânea, por exemplo em presença de um ácido redutor, o aço inoxidável se torna pouco resistente à corrosão.

O efeito do cromo é observado mesmo quando pequenas quantidades deste elemento estão presentes na liga. Convencionalmente, o nome de "aço inoxidável", é reservado para ligas Fe-Cr ou ligas Fe-Cr-Ni contendo pelo menos 10 a 12 % de cromo. Esta concentração corresponde ao mínimo necessário para garantir uma resistência à corrosão atmosférica razoável, como mostra a FIG 1, onde observa-se a taxa de corrosão de aços ao cromo exposto por 10 anos a uma atmosfera industrial, alcançando a mínima taxa de corrosão quando o teor de cromo está perto de 12 %.

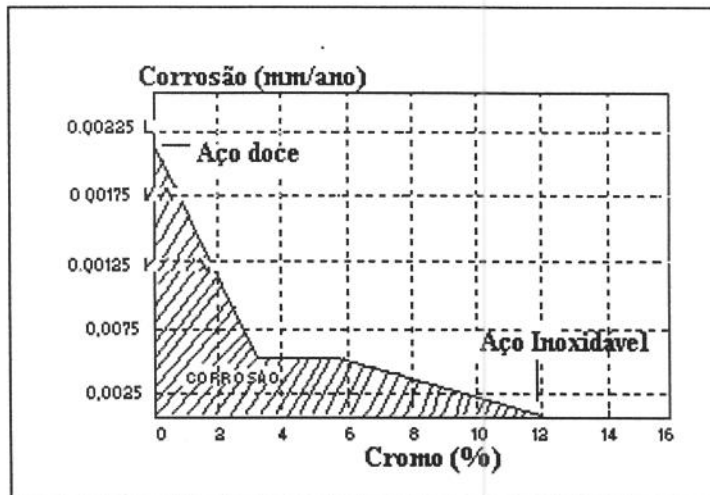


FIGURA 1- Taxa de corrosão de aços ao cromo expostos por 10 anos a uma atmosfera industrial

FONTE- CHIAVERINI, 1977.

A soldagem representa na atualidade uma ferramenta tecnológica importante na fabricação de equipamentos de geometria complexa que, por suas características

de utilização, exigem o uso dos aços inoxidáveis e que, em muitos casos é a etapa final do processo de fabricação, o que impossibilita a aplicação de tratamentos após o processo, significando que os equipamentos serão colocados em serviço na condição como soldada.

Muitos fenômenos metalúrgicos acontecem durante e após a soldagem destes aços, como são: tipo de solidificação, segregação, transformações de fases, precipitação e fragilização do material. Estes precisam ser estudados pela grande influência que exercem nos comportamentos mecânico e químico futuros das juntas soldadas.

Um fenômeno muito comum e importante que ocorre nos aços inoxidáveis soldados é a corrosão intergranular numa faixa estreita da zona afetada pelo calor, em presença de um meio ácido, podendo causar falhas mecânicas nas peças e equipamentos que comprometem de forma irremediável sua vida útil.

O surgimento deste tipo de corrosão é causado pela formação de uma rede de carbonetos de cromo nos contornos dos grãos e outros locais preferenciais, os quais precipitam dependendo de fatores como: ciclo térmico imposto durante a soldagem, composição química da liga, tipo de microestrutura presente no aço e tamanho de grão.

Estes carbonetos de cromo precipitados são muito ricos em cromo e provocam uma diminuição da concentração deste elemento nas regiões vizinhas a eles, em muitos casos até valores inferiores a 12%, possibilitando que nessas regiões esgotadas exista um aumento a sensibilidade à corrosão.

Devido a grande influência do fenômeno de corrosão intergranular nas propriedades mecânicas e na capacidade de vida útil de peças e equipamentos feitas de aços inoxidáveis, o mercado têm colocado disposição dos fabricantes, aços com baixo teor de carbono, como é o caso do aço AISI 316L que substitue quase totalmente ao aço AISI 316, para aplicações de soldagem. Neste trabalho enfatiza-se o comportamento do aço AISI 316 em determinadas condições de soldagem, na corrosão intergranular.

1.2- Objetivos.

Este trabalho têm como objetivo verificar a influência do insumo de calor sobre a precipitação de carbonetos de cromo ($M_{23}C_6$) na zona afetada pelo calor (ZAC) e o efeito desta na corrosão intergranular do aço inoxidável austenítico AISI 316.

Será analisada também a influência do teor de silício sobre a precipitação de $M_{23}C_6$ na zona de maior temperatura da ZAC, usando um metal de adição rico em silício (ER 316L-Si), o que pode provocar um aumento na concentração deste elemento devido ao fenômeno de diluição na região de fusão parcial dos grãos.

Comprovar a eficiência do cartão A/D (AQ 5012), quando usado para um sistema de aquisição de temperaturas em processos de soldagem.

2- CONCEITOS TEÓRICOS.

Os aços inoxidáveis podem ser divididos em grupos diferentes, dependendo da microestrutura resultante do aço, a qual dependerá do balanço de seus diferentes elementos químicos austenitizantes (elementos gamagênicos) ou ferritizantes (elementos alfa-gênicos). Estes grupos são :

- 1- Aços inoxidáveis martensíticos.
- 2- Aços inoxidáveis ferríticos.
- 3- Aços inoxidáveis austeníticos.
- 4- Aços inoxidáveis duplex.
- 5- Aços inoxidáveis endurecíveis por precipitação.

- 1- Aços inoxidáveis martensíticos.

São ligas geralmente Fe-Cr, que contêm entre 12 e 18 % de cromo e entre 0.1 e 0.5 % de carbono (podem chegar até 1% de carbono), que podem ser austenitizadas se forem aquecidos a uma temperatura suficientemente alta.

Devido ao seu alto teor de cromo, os aços inoxidáveis deste grupo possuem alta temperabilidade, e podem ser temperados ao ar a partir de temperaturas da ordem de 820 °C, daí seu nome de aços martensíticos.

Devido à alta temperabilidade, sua soldabilidade é delicada, precisando-se de ciclos térmicos apropriados.

- 2- Aços inoxidáveis ferríticos.

Apresentam um teor de cromo entre os 12 e 30 %, com baixos teores de carbono e elementos gamagênicos. Nestes aços não ocorre a transformação ferrita - austenita, não sendo portanto endurecíveis por tempera.

Podem-se dividir em dois grupos :

- Aços inoxidáveis ferríticos propriamente ditos:

Possuem entre 12 e 30 % de cromo e um teor de carbono relativamente baixo (< 0.12 %). Estes não são temperáveis e sua granulação só pode ser refinada por uma combinação adequada de trabalho mecânico e recozimento.

- Aços inoxidáveis austeno-ferríticos :

Contem entre 24 e 30 % de cromo e adições de elementos formadores e estabilizadores da austenita (níquel e manganês)

Os aços inoxidáveis ferríticos são considerados aços de baixa soldabilidade, pois sua solda é caracterizada por baixas ductilidade e tenacidade, devido ao crescimento excessivos dos grãos na ZAC durante o processo de soldagem e à maior

segregação de elementos formadores de compostos de baixa temperatura de fusão, além de alta sensibilidade à corrosão intergranular, causada pela menor solubilidade do carbono na ferrita.

3- Aços inoxidáveis austeníticos.

Estes aços formam o grupo mais usado e numeroso dos aços inoxidáveis. Inclui fundamentalmente ligas Fe-Cr-Ni, embora existam ligas em que parte ou todo o níquel é substituído por manganês e nitrogênio. Apresentam estrutura predominantemente austenítica, não sendo endurecíveis por tratamentos térmicos.

Contem entre cerca de 6 a 26 % de níquel, 16 a 30 % de cromo e menos de 0,3 % de carbono. Apresentam à temperatura ambiente excelente combinação de propriedades mecânicas tais como: baixo limite de escoamento, alta resistência mecânica e elevada ductilidade. São, entre os aços inoxidáveis, os materiais de melhor soldabilidade e resistência geral à corrosão.

4- Aços inoxidáveis duplex.

Estes aços têm como característica mais importante que apresentam na microestrutura uma relação aproximada de 50 % de austenita e 50 % de ferrita δ , possuem uma excelente combinação de propriedades mecânicas como alta resistência mecânica com alta tenacidade e sua resistência à corrosão é elevada.

As características de composição química para este material estabelecem: cromo de 21 a 28 %, níquel de 4,5 a 7,5 %, molibdênio 1,2 a 4 % e carbono de 0,03 a 0,04%.

5- Aços inoxidáveis endurecíveis por precipitação

Além das classes citadas acima existem outras, por exemplo os aços inoxidáveis endurecidos por precipitação. Estes aços são capazes de desenvolver alta resistência mecânica, produto da formação de martensita e/ou finos precipitados na microestrutura, combinando a alta resistência à corrosão.

Dependendo de sua estrutura final após tratamento de solubilização, estes aços podem ser divididos em martensíticos, semi-austeníticos e austeníticos.

Depois de conhecer os tipos de aços inoxidáveis mais importantes deve ter-se presente que, para avaliar as fases presentes no sistema Fe-Cr-Ni, pode-se utilizar os diagramas ternários ou os pseudo-binários destas ligas. Na FIG 2 mostra-se os diagramas pseudo-binários das ligas Fe-Cr-Ni, para teores de Fe de 60% e 70%, segundo **Folkhard (1987:8)**.

No processo de soldagem as razões de aquecimento e resfriamento são muito altas, porém provoca desviações nos diagramas de equilíbrio das diferentes ligas, tais desviações podem aparecer na forma de superesfriamento nos fenômenos de

transformação (Folkhard,1987:1), o que pode alterar o resultado do processo de solidificação ou transformação de fase.

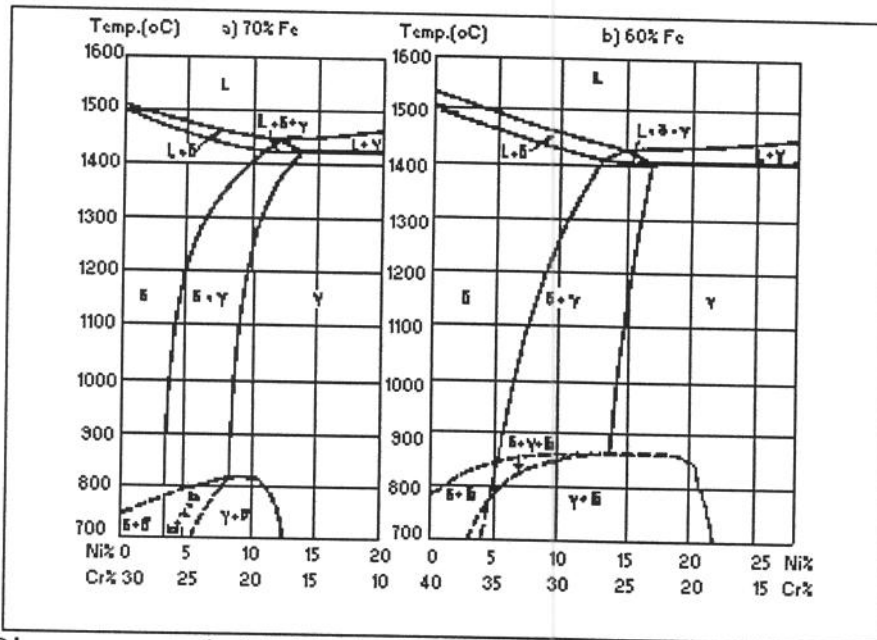


FIG 2 - Diagrama pseudo-binário das ligas Fe-Cr-Ni com concentrações de 70% e 60% de Fe.

FONTE - FOLKHARD, 1987:8.

Observe-se no diagrama da FIG 2 a área de cristalização primária como ferrita δ (esquerda da região peritética) e a área de cristalização primária como austenita (γ) (direita da região peritética), divididas por uma região central onde coincidem três fases ($L + \delta + \gamma$), chamada região de transformação peritética. Estas estruturas primárias podem ser alteradas durante o processo de solidificação e resfriamento de peças fundidas em soldas.

2.1- Metalurgia da soldagem dos aços inoxidáveis austeníticos ao Cr-Ni.

2.1.1- Generalidades.

Os aços inoxidáveis austeníticos ao Cr-Ni apresentam, como já dito, uma soldabilidade relativamente boa. A ausência de transformação martensítica e sua boa tenacidade implicam na insensibilidade à fissuração pelo hidrogênio.

A sensibilidade à formação de porosidade é baixa e a zona fundida da solda tem propriedades que se assemelham bastante ao metal base.

Este resultado somente pode ser obtido pela escolha adequada do processo de soldagem e do metal de adição, o que deve ser feito de acordo com os princípios da metalurgia da soldagem destes aços, de sua soldabilidade e condições de serviço, já que podem surgir problemas tais como:

1- Corrosão intergranular em meio ácido, devida à precipitação de carbonetos de cromo,

2- Tendência ao trincamento a quente da região fundida e da zona afetada pelo calor,

3- Precipitação de fases intermetálicas como a fase “Sigma” (σ) [FeCr], a fase “Chi” (χ) [Fe₃₆Cr₁₂Mo₁₀] e a fase de “Laves” (η) [M₂Mo], que provocam fragilização do material e perda da resistência a corrosão.

Neste capítulo será analisado fundamentalmente, o problema da corrosão intergranular e suas causas nos aços inoxidáveis austeníticos ao Cr-Ni, já que este é um problema muito freqüente na ZAC das juntas soldadas destes materiais, com condições estruturais favoráveis, como são : presença de ferrita na microestrutura e um forte crescimento dos grão. O que pode ser aumentado quando as peças são soldadas com processos de alto insumo de calor, provocando falhas irremediáveis nas peças e equipamentos durante serviço.

2.1.2- Características da solidificação da região fundida em juntas soldadas de aços inoxidáveis ao Cr-Ni.

Muitas transformações de fase ocorrem por dois mecanismos: nucleação e crescimento do cristal nucleado. Segundo **Savage, Lundin & Aronsom (1965)**, a nucleação heterogênea, ou seja nucleação em presença de inclusões não metálicas, impurezas, etc, não possui muita importância em soldagem por fusão, quando comparada ao crescimento dos cristais da região fundida por epitaxia ou crescimento a partir do metal sólido em contato com a poça de fusão, como pode ser observado na FIG 3 para aços inoxidáveis austeníticos.

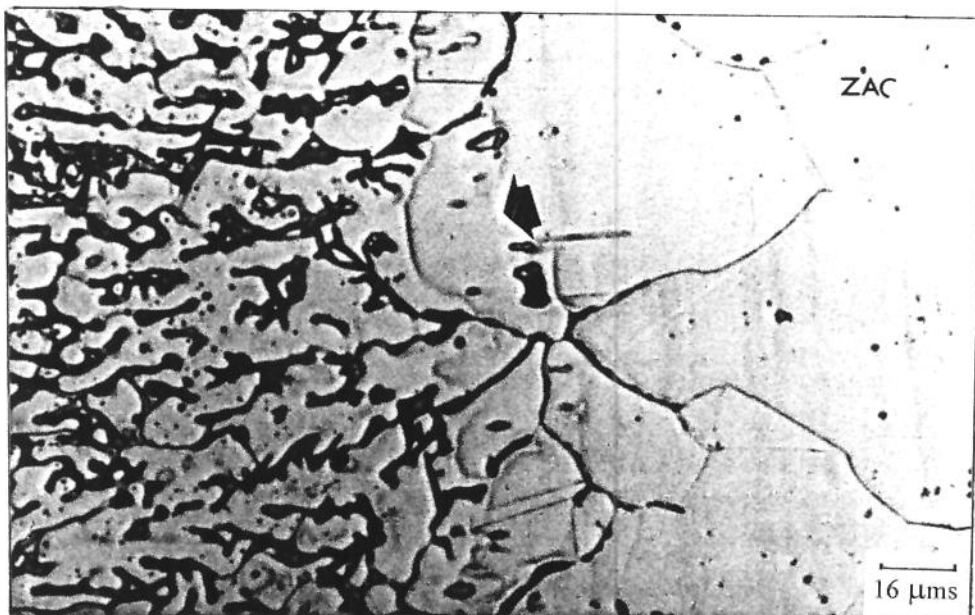


FIGURA 3- Crescimento por epitaxia em uma junta soldada de aço inoxidável austenítico ao Cr-Ni, AISI 316.

A solidificação da zona fundida pode ser celular, dendrítico ou dendrítico-celular, dependendo da taxa de solidificação (R) e do gradiente de temperaturas no líquido (**Easterling, 1983**).

2.1.2.1- Modos de solidificação.

A maioria dos aços inoxidáveis contem menos de 80% de ferro e podem ser estudadas com base nos diagramas da FIG 2, que são diagramas pseudo-binários do sistema Fe-Cr-Ni, com ferro da ordem de 60% e 70%.

Vários pesquisadores tem sugerido que a região fundida de uma junta soldada de aços inoxidáveis pode solidificar como: austenita primária ou ferrita δ primária, dependendo da composição nominal da liga no líquido.

Ligas ricas em cromo solidificam como ferrita primária, podendo transformar-se em austenita durante a solidificação, segundo a linha de solubilidade mostrada na FIG 2. A transformação pode ser de 100%, se o resfriamento for próximo das condições de equilíbrio.

A microestrutura da região fundida pode ser difícil de se interpretar, já que a transformação da ferrita δ primária para austenita provoca a formação de diferentes morfologias da ferrita.

Como pode-se observar na FIG 2, ligas com ricas em níquel, solidificam como austenita primária. Se a composição está suficientemente afastada da região eutética, a solidificação acontecerá completamente como austenita, obtendo-se regiões ricas em cromo e empobrecidos em níquel, produto da microsegregação. Quando a composição aproxima-se da eutética, pode ocorrer a formação de alguma ferrita devido à reação eutética. (**Brooks & Thompson, 1991**).

O modo de solidificação, e conseqüentemente a microestrutura à temperatura ambiente dependem, como já foi colocado, da composição química das ligas envolvidas na solda e da velocidade de resfriamento no processo.

Os elementos de liga dos aços inoxidáveis têm uma grande influência no processo de solidificação e podem-se classificar em dois grandes grupos, dependendo da influência que exercem na estabilidade das fases austenita e ferrita, que são:

1- Elementos gamagênicos ou estabilizadores da fase austenita, sua influência é avaliada através da equação [1], segundo **Delong (1974)**.

$$N_{ieq} = \%Ni + 0,5\%Mn + 30\%C + 30\%N \quad [1]$$

2- Elementos alfa-gênicos ou estabilizadores da fase ferrita δ , sua influência é avaliada através da equação [2], segundo **Delong (1974)**.

$$C_{req} = \%Cr + \%Mo + 1,5\%Si + 0,5\%Nb \quad [2]$$

As equações [1] e [2], usadas por **Delong (1974)**, para a construção do diagrama da FIG 4, permitem estimar a microestrutura e a quantidade de ferrita δ na microestrutura da região fundida da solda.

É importante enfatizar, que este diagrama, é derivado do diagrama de **SCHAEFFLER**, com a diferença que no diagrama de **SCHAEFFLER** não considera-se o efeito do nitrogênio, um elemento fortemente formador de austenita.

Também **Delong (1974)**, usa o termo "Número de Ferrita (NF)" para medir a quantidade de ferrita na microestrutura, este NF foi obtido magneticamente o que possibilita uma maior precisão ao diagrama, já que no diagrama de **SCHAEFFLER** a quantidade de ferrita é medida por um percentual de ferrita o qual foi determinado por valores experimentais medidos metalograficamente, o que provoca desvios de até 4% no percentual de ferrita para determinadas regiões do diagrama.

Existem na atualidade outras derivações do diagrama de Schaeffler, como: o diagrama "Welding Research Council" (WRC)-1988, publicado por **Siewert, Cowan & Olson (1988)**, e o diagrama WRC-1992, publicado por **Kotecki e Siewert (1992)**, onde se propõem novas equações de níquel equivalente, corrigindo o incorreto tratamento dado nos diagramas de **SCHAEFFLER** e **DELONG** ao manganês, já que este elemento, segundo **Kotecki & Siewert (1992)**, não promove a formação de austenita a altas temperaturas a partir da ferrita, mas abaixa a temperatura de transformação martensítica.

A influência do elemento cobre na equação de níquel equivalente, também é considerada, sendo proposto um coeficiente de 0,25.

Deve-se observar, que os diagramas de **SCHAEFFLER** e **DELONG** e outros não levam em consideração a velocidade de resfriamento, ou seja sua construção está baseada em condições de equilíbrio no resfriamento. Assim, estes diagramas fornecem apenas o valor estimado da quantidade de ferrita na solda.

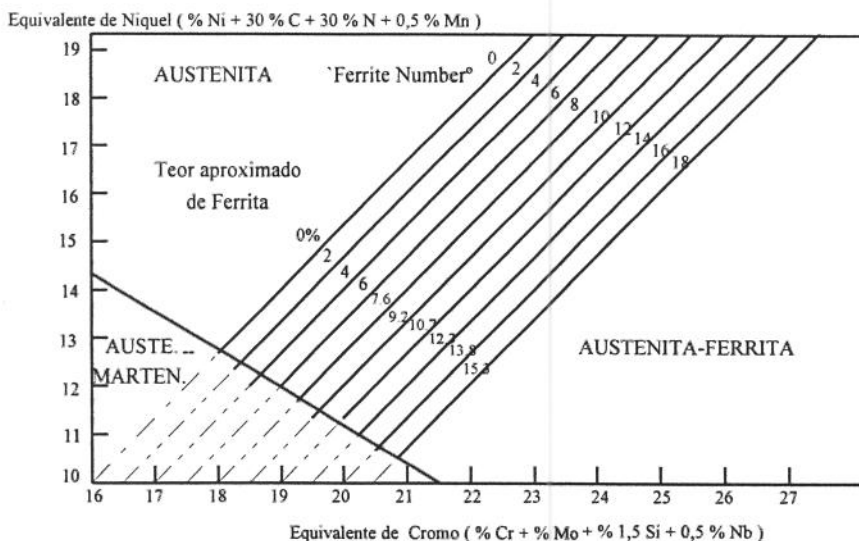


FIGURA 4 - Diagrama de Delong.

FONTE- DELONG,1974.

Segundo **Kujanpää et al (1979)**, a região fundida da solda dos aços inoxidáveis austeníticos da série 300 pode ser classificada em três tipos de

microestruturas, denominadas como: A, B e C, de acordo com a quantidade e morfologia da ferrita presente.

As regiões fundidas da solda classificadas como do tipo A (solidificação austenítica ou austenítica-ferrítica) apresentam um valor para a relação $C_{req}/Ni_{eq} < 1,48$, solidificando, portanto, primariamente como austenita, podendo ou não formar-se ferrita eutética, dependendo da composição, como mostra-se na FIG 2.

As classificadas do tipo B (solidificação ferrítica-austenítica), apresentam um valor da relação C_{req}/Ni_{eq} entre 1,48 e 1,95. A primeira fase a solidificar é a ferrita, enquanto a austenita se forma no líquido remanescente entre as dendritas de ferrita. A austenita cresce no líquido e na ferrita, mas o crescimento no líquido pode ocasionar a segregação de elementos ferritizantes, dando origem à ferrita δ interdendrítica. A ferrita que fica retida à temperatura ambiente localiza-se em sua maioria nos centros das dendritas.

As classificadas tipo C (solidificação ferrítica), apresentam um valor para a relação $C_{req}/Ni_{eq} > 1,95$, solidificando primariamente como ferrita δ . O aparecimento da austenita na microestrutura, ocorre por nucleação no estado sólido, preferencialmente nos contornos da ferrita e crescem por um mecanismo similar ao da formação de estruturas de Widmanstätten durante o resfriamento.

Além da classificação dada por **Kujanpää et al (1979)**, existem outros pesquisadores que têm apresentado classificações similares, dependendo da quantidade e morfologia da ferrita apresentada na microestrutura à temperatura ambiente, a mais recomendada e usada na atualidade é a dada por **Brooks & Thompson (1991)**, a qual aparece na FIG 5.

2.1.2.2- Segregação durante a solidificação.

Durante a soldagem, a formação da primeira fase e sua influência no comportamento da segregação são de particular importância no comportamento da resistência à corrosão, ao trincamento a quente e nas propriedades mecânicas dos aços inoxidáveis ao Cr-Ni.

Segundo **Folkhard (1987:75)**, as ligas que solidificam primeiramente como ferrita δ , apresentam a fase ferrita enriquecida em cromo e empobrecida em níquel, com o líquido na frente de solidificação enriquecido em níquel e empobrecido em cromo. Nas ligas que solidificam como austenita primária, apresentam os cristais de austenita empobrecidos em cromo e níquel, com o líquido na frente enriquecido em ambos elementos.

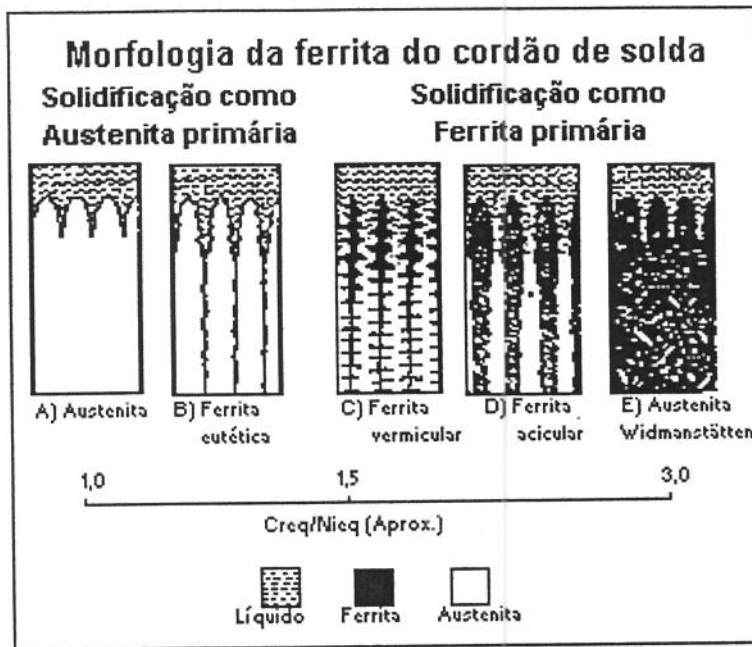


FIGURA 5 - Representação esquemática do comportamento da solidificação e a transformação, e sua influência na morfologia da ferrita nos aços inoxidáveis austeníticos ao Cr-Ni.

FONTE- **BROOKS & THOMPSON, 1991.**

A distribuição de cromo e níquel dentro das dendritas formadas durante a solidificação de um aço austenítico soldado têm sido pesquisada por **Cieslak, Ritter & Savage (1982)**. Eles têm reportado 4 modos de solidificação com diferentes níveis de segregação, os quais são mostrados na FIG 6.

Na FIG 6(a), observa-se uma completa solidificação como ferrita δ , resultando em centro das dendritas enriquecido em cromo e empobrecido em níquel, com o líquido residual enriquecido em níquel e empobrecido em cromo.

No caso da FIG 6(b), com solidificação primária como austenita, as dendritas em seu centro são empobrecidas em cromo e níquel, conseqüentemente o líquido fica enriquecido em ambos elementos.

Para uma solidificação primária como austenita, com formação de determinada quantidade de ferrita δ no líquido residual, FIG 6(c), a segregação é similar à apresentada na FIG 6(b), exceto que o líquido residual é suficientemente enriquecido em cromo para formar ferrita.

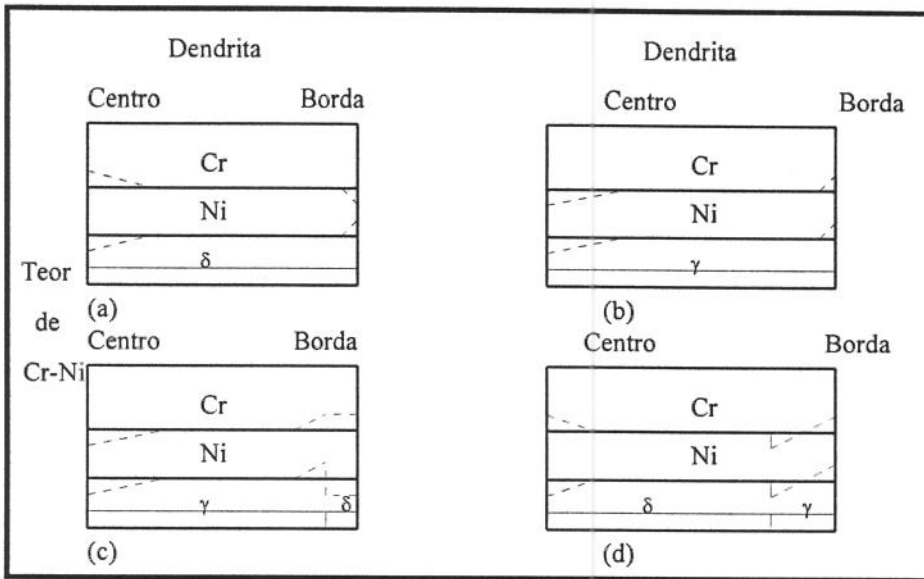


FIGURA 6- Esquema dos níveis de segregação mostrando a distribuição de cromo e níquel dentro das dendritas durante a solidificação de aços inoxidáveis austeníticos soldados.

FONTE- CIESLAK, RITTER & SAVAGE, 1982.

Na FIG 6(d) apresenta-se o modo de solidificação de ferrita δ primária, com formação de austenita no líquido residual, ou seja, o líquido fica suficientemente enriquecido em níquel para formar austenita.

Têm sido notado por Cieslak, Ritter & Savage (1982) e Brooks & Thompson (1991), que estes níveis composicionais podem se modificar por um processo de difusão significativa nos estados líquido e sólido, durante a solidificação e resfriamento, não sendo este o caso do processo de soldagem, já que devido às altas taxas de resfriamento o processo de difusão ocorre em pequenos tempos e comparativamente com outros processos não tem muita importância.

2.1.2.3- Transformação no estado sólido dos aços inoxidáveis austeníticos.

O metal de solda dos aços inoxidáveis austeníticos têm normalmente, como já foi discutido no item 2.1.1, uma estrutura bifásica (ferrita+austenita), a qual contém uma certa quantidade de ferrita δ . O controle da quantidade da ferrita delta em solda de aços inoxidáveis austeníticos é muito crítico pois, se houver uma quantidade excessiva (mais do que 10% em peso), existe uma redução da ductilidade, resistência mecânica e resistência à corrosão. Já para valores menores que 5 % existem grandes possibilidades de ocorrer trincas a quente na microestrutura.

Durante o processo de solidificação das ligas inoxidáveis que apresentam solidificação primária como ferrita, ocorre a transformação desta fase para austenita, no estado sólido, a qual altera a microestrutura de solidificação e as propriedades do metal de solda.

Segundo Lippold e Savage (1979), a transformação de ferrita δ , de composição nominal, para austenita, na região bifásica de $\delta + \gamma$, ocorre por transformação massiva, isto é, migração ordenada da interface sem envolver o

fenômeno de difusão. Eles calcularam que os tempos de difusão são tão curtos que não há tempo para nenhuma difusão de importância.

Ao contrário do exposto acima, **Fredriksson (1972)** e **Leone & Kerr (1982)**, concluíram que as transformações no estado sólido de ferrita δ para austenita ocorrem por um processo de difusão controlada. É necessário observar que no modelo proposto por **Lippold & Savage (1979)** usou-se o coeficiente de difusão dos elementos presentes na liga para a austenita em vez da ferrita, que é aproximadamente 50 a 100 vezes maior.

2.1.3- Precipitação de carbonetos de cromo.

Vários constituintes e fases podem se formar durante a solidificação e resfriamento das ligas do sistema Fe-Cr-Ni.

Entre estes constituintes e fases formados nos aços inoxidáveis, os carbonetos complexos com fórmula $M_{23}C_6$ ocupam um lugar de grande importância, pela sua influência na resistência à corrosão intergranular destes aços. Também segundo **Folkhard (1987:103)**, existe a formação de outros tipos de carbonetos em materiais com maiores teores de carbono e nitrogênio e condições térmicas apropriadas que são o M_7C_3 e o M_6C .

O carboneto complexo $M_{23}C_6$ é composto basicamente de cromo (aproximadamente 42%) e carbono, mas pode dissolver consideráveis quantidades de ferro e molibdênio. Segundo **Peck & Bernstein (1977)**, a fórmula química do $M_{23}C_6$ para um aço AISI-316 é $(Cr_{16}Fe_5Mo_3)C_6$.

O carboneto complexo $M_{23}C_6$ possui um reticulado cúbico de faces centradas, com células unitárias com 92 átomos metálicos e 24 átomos de carbono. O parâmetro de reticulado cristalino varia de 10,569 a 10,676 Angstrons (Å), para as ligas Fe-Cr-Ni-Mo (**Peck & Bernstein, 1977**).

Se as ligas deste sistema Fe-Cr-Ni são resfriadas rapidamente a partir de uma temperatura apropriada, por exemplo a temperatura de um tratamento de solubilização, o carbono dissolvido ficará em solução, evitando o efeito prejudicial na corrosão da precipitação de carbonetos de cromo.

Em aplicações práticas, onde as ligas são expostas a altas temperaturas e é impossível controlar a velocidade de resfriamento, ocorre a precipitação de carbonetos de cromo devida à baixa solubilidade do carbono no sistema Fe-Cr-Ni (0,006% à temperatura ambiente, para aços inoxidáveis austeníticos).

Um exemplo prático freqüente é o processo de soldagem dos aços inoxidáveis, onde a região afetada termicamente é reaquecida na faixa de temperaturas crítica para precipitação. Peças e juntas soldadas destes materiais também podem ser usadas na prática em temperaturas que favorecem a formação de carbonetos de cromo.

2.1.3.1- Fatores que influenciam a precipitação dos carbonetos de cromo ($M_{23}C_6$).

2.1.3.1.1- Condições térmicas do processo.

Quando uma excessiva quantidade de carbono é dissolvida nos aços inoxidáveis por um tratamento de solubilização e posteriormente a liga é resfriada rapidamente, pode-se dizer que o material está em estado supersaturado em carbono, ou seja, ele possui à temperatura ambiente, uma quantidade de carbono superior ao limite de solubilidade.

Se este material supersaturado é reaquecido na faixa crítica de precipitação de carbonetos de cromo, que segundo **Folkhard (1987:105)**, **Smith & Farrar (1993)** e outros está entre os 500°C e os 850°C, o carbono que está em excesso nas fases presentes precipita-se como carbonetos em presença de elementos de alta afinidade pelo carbono (Ti, Nb, Cr, etc.).

Fica claro que, a combinação temperatura-tempo é um fator importante na precipitação de carbonetos, ou seja, existirá a precipitação de carbonetos quando o material é tratado nas temperaturas dentro da faixa crítica de precipitação (850-500°C), por um período de tempo.

Durante o processo de soldagem, ocorre um ciclo térmico (aquecimento e resfriamento) na zona afetada termicamente, desde a temperatura de fusão da liga até a temperatura ambiente. A duração deste ciclo térmico depende dos parâmetros tecnológicos do processo de soldagem, da espessura e tipo do metal base, sendo mais curto quando comparado com os ciclos dos tratamentos térmicos convencionais. Porém, poderia-se esperar que a precipitação de carbonetos de cromo para juntas soldadas de aços inoxidáveis fosse menor quando comparada com outro processo térmico favorável, mas existem outros fatores como composição química da liga, características microestruturais do material (fases, microsegregação e tamanho de grão) e local de precipitação que afetam a cinética de precipitação dos carbonetos.

2.1.3.1.2- Influência do tipo de estrutura na precipitação de carbonetos de cromo.

Devido às suas características estruturais, a difusão de carbono na fase ferrítica é maior que na fase austenítica. Além disso, a solubilidade do carbono na ferrita é menor que na austenita.

No caso do ferro puro, uma quantidade considerável de carbono é dissolvida nos grãos de austenita, a elevadas temperaturas (2,1% a 1147°C e 0,8% a 723°C), sendo que a solubilidade decresce rapidamente com a diminuição da temperatura e a transformação γ - α , já que a fase α formada é capaz de dissolver apenas 0,02% a 723°C. Em outras palavras a solubilidade do carbono na fase austenita é 40 vezes maior que na ferrita.

A baixa solubilidade do carbono e alta difusão na fase ferrítica facilitam a precipitação de carbonetos de cromo, possibilitando que os tempos necessários para a precipitação sejam menores.

Segundo **Folkhard (1987:106)**, o aço ferrítico ao cromo pode se tornar susceptível à corrosão intergranular durante a soldagem por arco elétrico e após um resfriamento ao ar a partir de 900°C.

A FIG 7 mostra, segundo **Folkhard (1987:108)**, os diagramas temperatura-Tempo-Precipitação (TTP) e temperatura-Tempo-Corrosão (TTC) de um aço ferrítico com 17% de cromo (AISI 430) e um aço austenítico ao Cr-Ni tipo 18/8, ambos com 0,05% de carbono. Na mesma pode-se observar claramente a influência do tipo de estrutura na precipitação de carbonetos de cromo, percebendo-se que o aço ferrítico apresenta uma maior cinética de precipitação de $M_{23}C_6$ e a área de corrosão intergranular é encontrada em tempos menores quando comparada com a precipitação em aços austeníticos.

Também são mostradas na FIG 7, entre as linhas 1 e 2, as taxas normais de resfriamento de uma solda por arco elétrico em um passe. Observa-se que a curva característica de início da precipitação de carbonetos e a de suscetibilidade à corrosão intergranular, para o aço com matriz ferrítica, corta a área entre as linhas 1 e 2, significando que existe uma grande possibilidade de corrosão intergranular para as condições térmicas do processo de soldagem seleccionado.

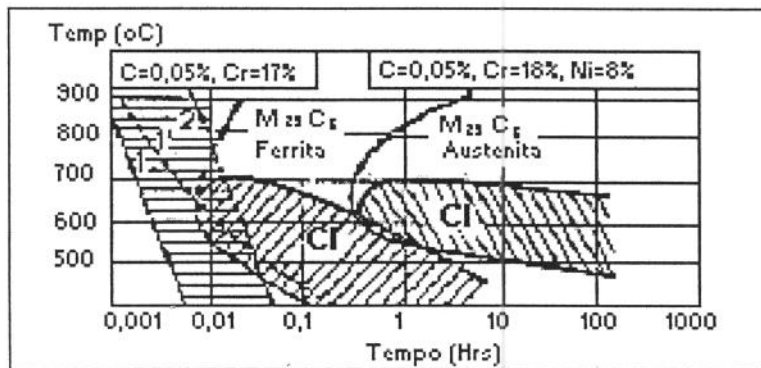


FIGURA 7 - Diagramas TTP e TTC, que mostram a influência da estrutura da liga na precipitação de carbonetos de cromo e na corrosão intergranular de um aço ferrítico AISI 430 e um austenítico tipo 18/8. Linha 1 - Solda com Insumo de calor 5 kJ/cm em 20 mm de espessura, Linha 2 - Solda com Insumo de calor 30 kJ/cm em 10 mm de espessura, Linha 1' - Solda semelhante a 1 mas com pré-aquecimento de 300 °C. FONTE- **FOLKHARD, 1987:108**.

A curva 1' é a velocidade de resfriamento de uma junta soldada com um pré-aquecimento de 300°C. Observa-se que, devido à menor velocidade de resfriamento, ocorre um maior tempo de permanência na área de precipitação de carbonetos e susceptibilidade a corrosão intergranular.

2.1.3.1.3- Influência da composição química da liga na precipitação de carbonetos de cromo.

Neste item será analisada a influência dos principais elementos de liga presentes nos aços inoxidáveis austeníticos ao Cr-Ni, na precipitação dos carbonetos de cromo. Existem outros elementos de liga nos aços inoxidáveis austeníticos, mas que não apresentam uma importante influência neste fenômeno.

-O Carbono e o Níquel na precipitação de carbonetos de cromo.

Como bem é conhecido, o carbono é o elemento químico mais importante nos aços. Observando o diagrama de constituição binário Cr-C, constata-se que como o cromo é um elemento fortemente formador de carbonetos, o carbono pode combinar-se com o cromo e formar carbonetos como Cr_{23}C_6 , Cr_7C_3 e Cr_3C_2 .

Em presença do ferro, um carboneto complexo pode ser formado $[(\text{FeCr})_{23}\text{C}_6]$, o qual é chamado normalmente como M_{23}C_6 (Folkhard, 1987:15).

Com o incremento do conteúdo de carbono, ocorre uma diminuição dos tempos necessários para a precipitação dos carbonetos de cromo e, em consequência, a área de sensibilidade ao ataque por corrosão intergranular também é trasladada para tempos menores, como pode observar-se na FIG 8, onde se mostra esta variação para um aço AISI 304. Observe-se ainda nesta figura, que a temperatura crítica de precipitação (máxima precipitação em menores tempos) aumenta na medida em que o teor de carbono aumenta.

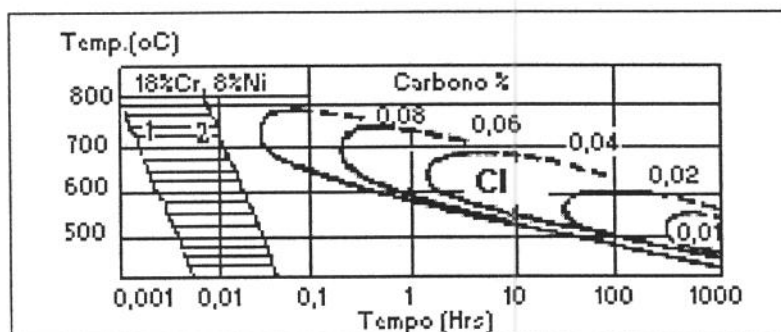


FIGURA 8 - Diagrama TTC, mostrando a influência do teor de carbono na sensibilidade à corrosão intergranular de um aço AISI 304. Linha 1 - Solda com Insumo de calor 5 kJ/cm em 20 mm de espessura, Linha 2 - Solda com Insumo de calor 30 kJ/cm em 10 mm de espessura.

FONTE- FOLKHARD, 1987:108.

Já o níquel não é um elemento fortemente formador de carbonetos e, no sistema Fe-Cr-Ni, é o último elemento a combinar-se com o carbono, o que praticamente nunca ocorre.

Aumentando o conteúdo de níquel, aumenta a atividade do carbono e diminui sua solubilidade, efeitos normalmente sentidos quando o conteúdo de níquel está acima de 20 %. A influência negativa do níquel na resistência à corrosão intergranular é altamente aumentada em ligas a base de níquel com alto teor de molibdênio, precisando-se limitar o teor de carbono nestes materiais a menos de 0,02%. Isto porque o molidênio é um elemento que reduz a solubilidade do carbono na austenita, é também um estabilizador da fase ferrita e pode provocar, nestas condições químicas, a formação de precipitados indesejáveis.

Na FIG 9 mostra-se o diagrama ternário Fe-Cr-C com concentrações constantes de 0,1% e 0,2% de carbono. Fazendo-se uma comparação entre os diagramas, observa-se que a área de γ é aumentada com o aumento do conteúdo de

carbono e afastada para maior teor de cromo, demonstrando o forte efeito austenitizante de carbono.

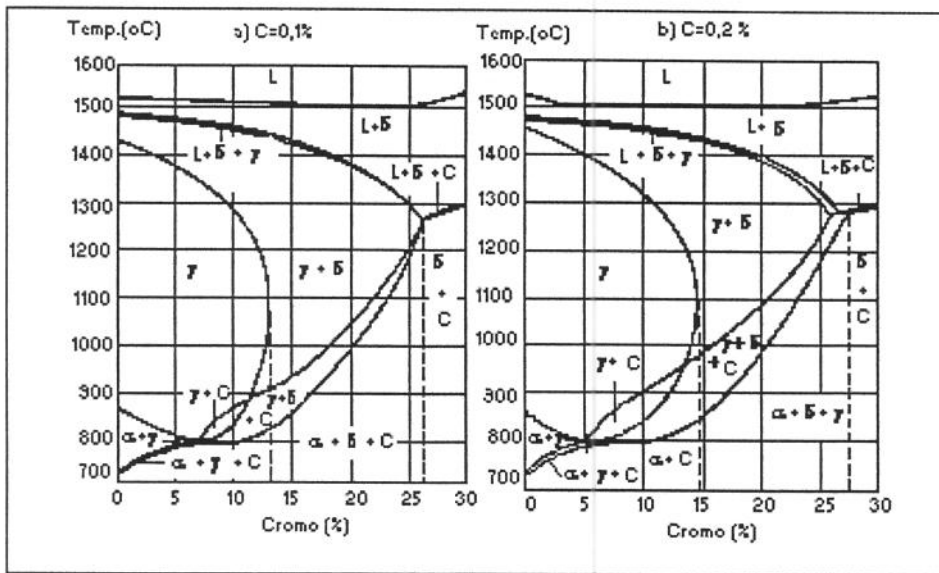


FIGURA 9 - Diagrama pseudo-binário do sistema Fe-Cr-C, com 0,1% e 0,2% de carbono. Os carbonetos são representados com a letra C.

FONTE- FOLKHARD, 1987:16.

Percebe-se também na FIG 9 um aumento nas áreas de $\gamma+C$ e de $\gamma+\delta+C$, demonstrando a existência de um aumento na formação de carbonetos complexos ($M_{23}C_6$) com o aumento dos teores de cromo e carbono.

-O Silício na precipitação de carbonetos de cromo.

O silício é um elemento de liga importante para os aços inoxidáveis austeníticos, já que em quantidades de 4-5% melhora a resistência à corrosão em presença de um meio rico em ácido nítrico.

Semelhante ao níquel, o silício também aumenta a atividade do carbono, mas esta influência é mais forte, como é mostrado na FIG 10, a qual é o diagrama de constituição Fe-Si (Folkhard,1987:36). O silício reduz grandemente a área de γ monofásica e promove a formação de ferrita δ , em detrimento da austenita, aumentando desta forma as possibilidades de precipitação de $M_{23}C_6$.

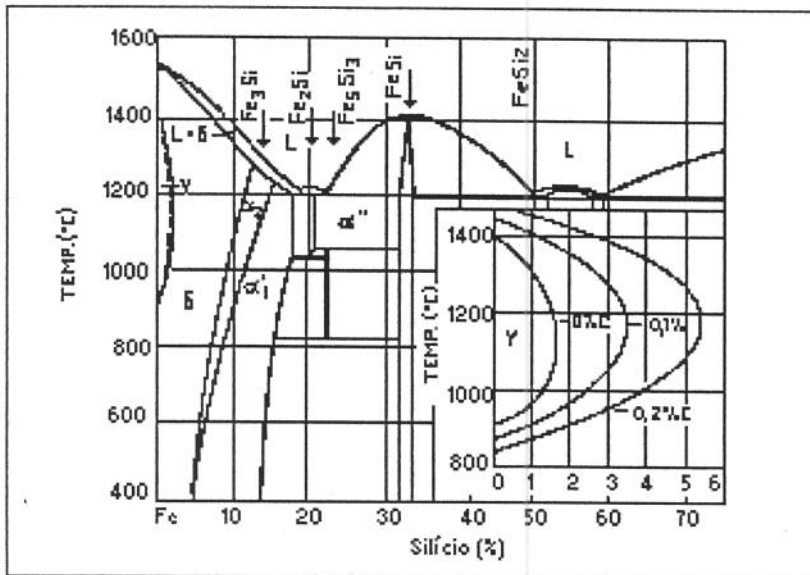


FIGURA - 10 Diagrama de equilíbrio Fe-Si.
 FONTE- FOLKHARD, 1987:36.

Na FIG 11 mostra-se que os tempos necessários para a ocorrência da precipitação de carbonetos de cromo são diminuídos com o aumento do teor de silício, provocando um aumento da área de sensibilidade a ataque por corrosão intergranular (CI), para um aço tipo 18Cr/15Ni de baixo carbono.

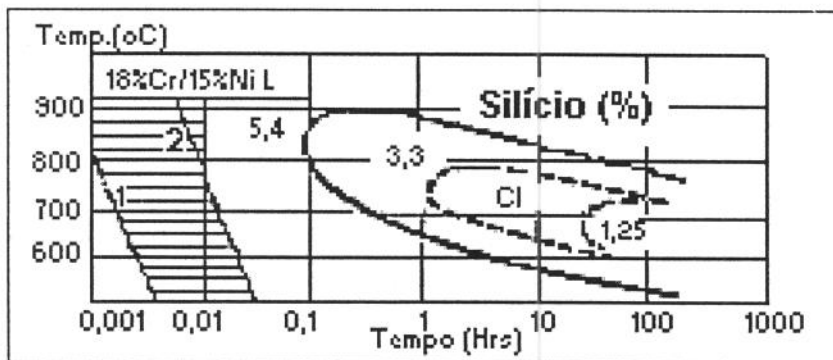


FIGURA 11 - Diagrama TTC, mostrando a influência do silício na corrosão intergranular de um aço tipo 18Cr/15Ni. Linha 1 - Solda com Insumo de calor 5 kJ/cm em 20 mm de espessura, Linha 2 - (Solda com Insumo de calor 30 kJ/cm em 10 mm de espessura).

FONTE- FOLKHARD, 1987:108.

Nestas condições, além do carboneto $M_{23}C_6$, também pode ser precipitado um carbonitreto (fase π). Isto possibilita que, com o incremento do conteúdo de silício, a precipitação de carbonetos de cromo seja mais lenta, sendo substituída por uma fase π , que tem um efeito similar na corrosão intergranular. A causa para a precipitação desta fase π é o aumento da atividade do carbono e do nitrogênio, para maiores teores de silício. A fase π é um carbonitreto, com formula $M_{11}(CN)_2$.

Para reduzir a forte tendência à corrosão intergranular de aços inoxidáveis austeníticos com mais de 4% de silício, recomenda-se diminuir o conteúdo de carbono abaixo de 0,02%. Na realidade, este valor pode-se diminuir até 0,012 %.

O Cromo na precipitação de carbonetos de cromo.

Quanto maior o teor de cromo, maior a disponibilidade deste elemento para a formação de carbonetos, sem comprometer a resistência à corrosão. É claro que existe um compromisso entre os teores de cromo e carbono, para que a resistência à corrosão não seja prejudicada.

A FIG 12 mostra a influência do cromo na área de ataque por corrosão intergranular para aços com perto de 0,03 % de carbono, 3 % de molibdênio, 19,5-24,5 % de cromo, 16 % de níquel, 0,2 % de nióbio, e 0,4% de nitrogênio. Observa-se na FIG 12 que, o início da corrosão intergranular é afastado para tempos maiores pelo incremento do conteúdo de cromo de 19% para 24 %, o que provoca também uma diminuição da área de sensibilidade ao ataque por corrosão intergranular.

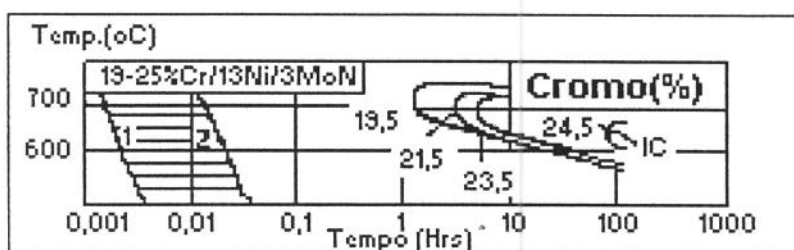


FIGURA 12- Diagrama TTC, mostrando a influência do cromo na sensibilidade à corrosão intergranular de um aço tipo 18-25Cr/13Ni/3Mo/N. Linha 1 - Solda com Insumo de calor 5 kJ/cm em 20 mm de espessura, Linha 2 - Solda com Insumo de calor 30 kJ/cm em 10 mm de espessura.

FONTE- FOLKHARD, 1987:108.

O Nitrogênio na precipitação de carbonetos de cromo.

Nos aços inoxidáveis, o nitrogênio é usado como um elemento de liga, podendo-se achar valores relativamente altos, de 0,03 a 0,05 %.

O nitrogênio têm uma influência semelhante ao carbono nos fenômenos de transição no diagrama de constituição ternário Fe-Cr-Ni, mas possui maior solubilidade que este nos aços inoxidáveis austeníticos ao Cr-Ni, diminuindo a formação de precipitados indesejáveis no material.

A solubilidade do nitrogênio nos aços ferríticos é muito menor que nos austeníticos, chegando a um limite de 0,01% a 900°C e logo diminuindo rapidamente até a temperatura ambiente. Se o conteúdo de nitrogênio excede o limite de solubilidade nos aços inoxidáveis, ele pode precipitar em forma de carbo-nitretos (CrN).

Porém pode-se dizer que o nitrogênio tem uma grande importância na precipitação dos aços inoxidáveis. O nitrogênio pode produzir corrosão intergranular nos contornos de grãos pela precipitação de nitretos de cromo, mas somente quando o

teor de carbono é baixo ($\sim 0,01\%$) e comparativamente alto teor de nitrogênio ($\sim 0,15\%$).

A precipitação de outras fases que não dissolvem nitrogênio, tais como carbonetos complexos $M_{23}C_6$, fases intermetálicas contendo molibdênio, como a fase χ ($Fe_{36}Cr_{12}Mo_{10}$) e a fase η (Fe_2Mo), é limitada pela presença de nitrogênio, levando a precipitação para longos períodos de tempo (Folkhard, 1987:22).

Existe a possibilidade de que para longos tempos de tratamento térmico, formem-se nitretos complexos M_2NC (fase Z) e carbonitretos $M_6(CN)$ mas, como é conhecido, os aços inoxidáveis convencionais e metais para solda têm normalmente conteúdos de carbono que podem ser considerados altos, e os carbonetos de cromo precipitam primeiro que os nitretos.

Como foi explicado e é mostrado na FIG 13, a área de corrosão intergranular é diminuída e afastada para tempos maiores, em aços ao Cr-Ni-Mo semelhantes ao tipo 17Cr-13Ni-5Mo, provocado por um atraso na formação de carbonetos de cromo com o incremento do teor de nitrogênio.

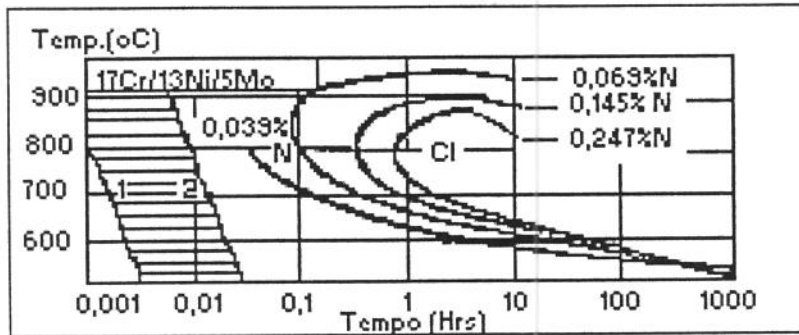


FIGURA 13- Diagrama TTC, mostrando a influência do nitrogênio na sensibilidade à corrosão intergranular de um aço tipo 17Cr/13Ni/5Mo. Linha 1 - Solda com Insumo de calor 5 kJ/cm em 20 mm de espessura, Linha 2 - Solda com Insumo de calor 30 kJ/cm em 10 mm de espessura.

FONTE- FOLKHARD, 1987:108.

-O Molibdênio na precipitação de carbonetos de cromo.

Semelhante ao cromo, o molibdênio reduz a área da fase γ , isto significa que o molibdênio é estabilizador da fase ferrítica, portanto este elemento favorece a formação da fase que têm maior possibilidade para precipitar carbonetos de cromo, como já foi dito.

Este elemento reduz a solubilidade do carbono na austenita, provocando um aumento na precipitação de carbonetos a altas temperaturas, como mostra a FIG 14, no caso de um aço AISI 316. Já para menores temperaturas, abaixo de 700 °C, a precipitação de carbonetos é um pouco mais lenta.

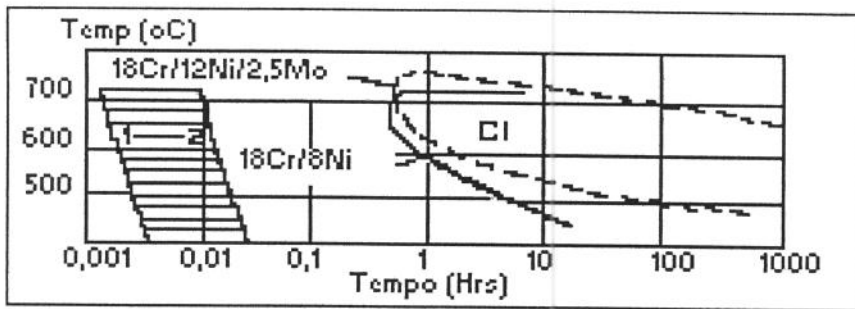
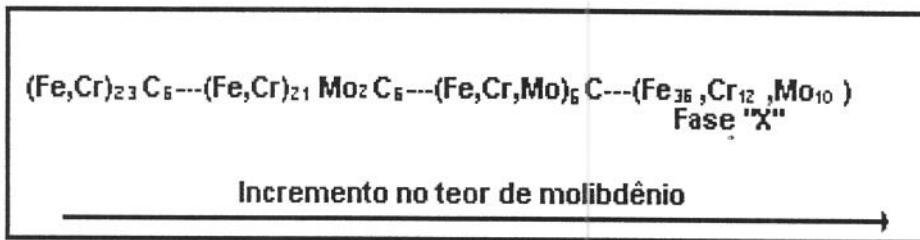


FIGURA 14 - Diagrama TTC, mostrando a influência do molibdênio na sensibilidade à corrosão intergranular de um aço AISI 316. Linha 1- Solda com Insumo de calor 5 kJ/cm em 20 mm de espessura, Linha 2 - Solda com Insumo de calor 30 kJ/cm em 10 mm de espessura.

FONTE- FOLKHARD, 1987:108.

É muito importante ter presente que esta influência do molibdênio é válida quando o teor de carbono é menor que 0,03 % como é mostrado na FIG 15.

Para aços inoxidáveis austeníticos ao Cr-Ni-Mo não estabilizados, segundo Folkhard(1987:112), o esquema da precipitação de carbonetos é da seguinte forma :



Com o incremento do conteúdo de molibdênio, a precipitação do M_{23}C_6 e a sensibilidade ao ataque por corrosão intergranular tornam-se maiores para aços inoxidáveis austeníticos, influenciando também na precipitação de fases intermetálicas.

Junto com o ferro, o molibdênio forma fases intermetálicas, a mais importante é a fase η , com aproximadamente 45% de molibdênio, a qual começa a precipitar com cerca de 5% de molibdênio.

Resumindo três formas intermetálicas, a fase σ (Fe,Cr), a fase η (Fe_2Mo) e a fase χ ($\text{Fe}_{36}\text{Cr}_{12}\text{Mo}_{10}$) podem se formar nos aços inoxidáveis austeníticos contendo molibdênio, estas tem um efeito negativo na ductilidade e na corrosão dos aços inoxidáveis austeníticos que contem molibdênio na composição, quando expostos a altas temperaturas por longos períodos de tempo.

Para ligas com alto teor de nitrogênio a precipitação de nitretos de cromo, pode ser severamente impedida pela presença de molibdênio na composição da liga.

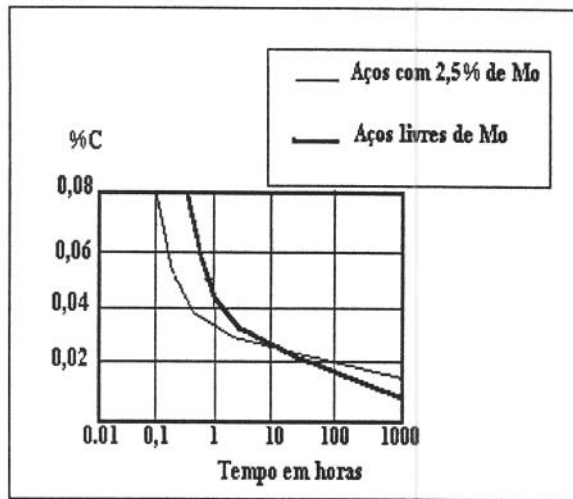


FIGURA 15 - Correlação entre o teor de carbono e o começo do ataque por corrosão intergranular a temperaturas críticas (500- 850°C), em aços austeníticos ao Cr-Ni, com e sem Mo.

FONTE- FOLKHARD, 1987:111.

-O Titânio e o Nióbio na precipitação de carbonetos de cromo.

O titânio e o nióbio são elementos formadores de carbonetos. Eles são usados para a retenção do carbono na forma de carbonetos estáveis de nióbio e titânio, o que retarda ou impossibilita a precipitação dos carbonetos de cromo.

Em ligas estabilizadas com titânio e ou nióbio, quando é feito um tratamento a temperatura de 1050°C somente uma pequena quantidade de carbono permanece em solução na matriz austenítica depois do resfriamento final; ou seja, a retenção estável do carbono pelo nióbio e titânio tem um efeito semelhante a redução de carbono nos aços inoxidáveis austeníticos não estabilizados.

O nióbio possui alta afinidade pelo carbono. Este efeito é usado em aços inoxidáveis, e em juntas soldadas em particular, para formar carbonetos de nióbio (NbC) estáveis, os quais possuem uma maior cinética de precipitação que os carbonetos de cromo evitando desta forma sua precipitação e sua influência na corrosão intergranular. A razão mínima de estabilidade do nióbio para o carbono é oito vezes o conteúdo de carbono na liga, ou seja $\%Nb=8\%C$.

Em caso de altas taxas de resfriamento, durante o processo de solda, o tempo disponível durante o rápido resfriamento da poça de solda é freqüentemente pequeno para garantir uma total combinação do carbono com o nióbio, segundo a relação ($\%Nb=8\%C$) estequiométrica. Por isto, em algumas ligas é aumentado o conteúdo de nióbio, as quais são chamadas de ligas "hiper-estabilizadas" (Folkhard, 1987:32).

O titânio, possui alta afinidade pelo carbono, semelhante ao nióbio forma carbonetos de titânio estáveis. Ele apresenta uma grande capacidade de oxidação a altas temperaturas, causa pela qual o titânio não é normalmente usado nos arames de adição para os processos de solda por arco elétrico.

A razão teórica de estabilização para a total combinação do carbono com o titânio, é $\%Ti=4\%C$, ou seja a estabilização com este elemento precisa somente da metade da quantidade, quando comparado com a estabilização com nióbio.

O titânio, apresenta alta afinidade pelo nitrogênio, o qual esta normalmente presente nos aços inoxidáveis em uma quantidade de 0,005%, assim a razão de estabilização alcança valores de %Ti=5 %C para aplicações práticas, de forma a garantir uma total combinação do carbono.

Outro fenômeno importante em juntas soldadas é a possível dissolução na zona de alta temperatura da zona afetada termicamente, dos carbonetos de nióbio precipitados, significando que da quantidade de carbono dissolvido desta forma, somente uma parte precipita novamente como NbC, durante o rápido resfriamento após a soldagem, e a outra parte fica dissolvida na matriz, podendo precipitar em condições térmicas favoráveis, como $M_{23}C_6$, e o efeito estabilizador do nióbio é parcialmente perdido.

Na FIG 16 mostra-se o efeito do nióbio na precipitação de carbonetos $M_{23}C_6$ e na corrosão intergranular de um aço AISI 347, depois de tratamento de solubilização a 1050°C com posterior resfriamento rápido. A precipitação de carbonetos de cromo é superada pela precipitação de carbonitretos de nióbio ou titânio do tipo M(CN). Observa-se também na FIG 16 que, para pequenos tempos de tratamentos, nenhum tipo de precipitação produz suficiente diminuição de cromo para que aconteça a corrosão intergranular.

A curva de precipitação mostrada na FIG 16 é para um aço inoxidável estabilizado, com 0,52 % de carbono, 0,4% de titânio, que é semelhante à do aço estabilizado com nióbio.

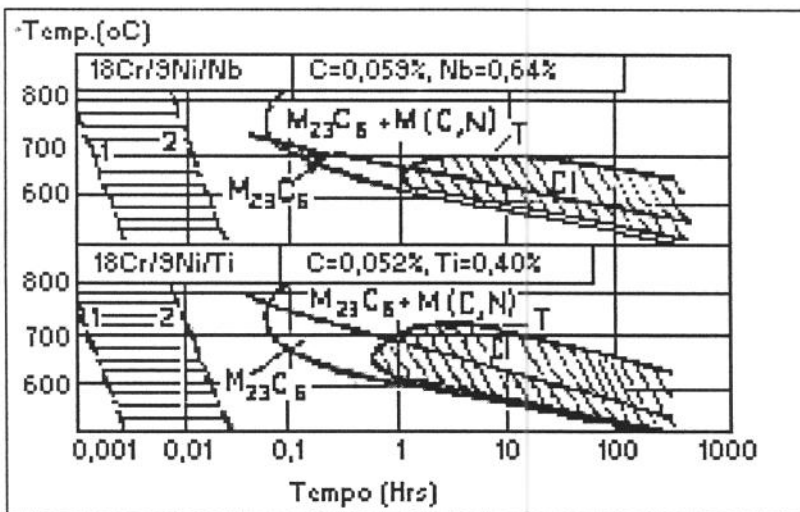


FIGURA 16 - Diagramas TTP e TTC, mostrando a influência do nióbio e o titânio na sensibilidade à corrosão intergranular de um aço tipo 18Cr/9Ni. Linha 1 - Solda com Insumo de calor 5 kJ/cm em 20 mm de espessura, Linha 2 - Solda com Insumo de calor 30 kJ/cm em 10 mm de espessura.

FONTE- FOLKHARD, 1987:108.

-O Manganês na precipitação de carbonetos de cromo.

A adição do manganês nos aços inoxidáveis austeníticos reduz a atividade do carbono e incrementa sua solubilidade; neste sentido a precipitação de carbonetos é ligeiramente diminuída.

O manganês semelhante ao níquel, é um elemento estabilizador da fase austenita, mas forma carbonetos complexos tipo $(\text{Fe-Mn})_3\text{C}$, o que não é importante para os aços inoxidáveis pela presença de elementos mais fortemente formadores de carbonetos como o nióbio, o titânio e o cromo.

Entretanto, o efeito do manganês é de especial importância para aços inoxidáveis austeníticos soldados, nos quais este elemento é freqüentemente adicionado em teores de 4 a 6 %, para evitar o trincamento a quente. Isto se deve ao manganês ter maior afinidade pelo enxofre que o ferro, formando o MnS no metal soldado, com um ponto de fusão relativamente alto (1580°C), quando comparado com o FeS (980°C), evitando a formação das ligas de baixo ponto de fusão, principal causa do trincamento das juntas soldadas.

O Boro na precipitação de carbonetos de cromo.

O boro é usado em pequenas quantidades nos aços inoxidáveis para refino de grão, durante a solidificação das ligas.

Ele apresenta uma baixa solubilidade em cristais de austenita, 0,021% a 1150°C , e decresce rapidamente com a temperatura, 0,0005% a 1000°C e praticamente nula a 700°C .

No níquel e no cromo a solubilidade do boro é quase zero após a solidificação, significando que no sistema ternário Fe-Cr-Ni, existe precipitação de fases frágeis como Fe_2B e eutéticos como Ni_3B_2 , NiB , $(\text{FeCr})_2\text{B}$ e Cr_4B ; porém pode-se afirmar que o boro aumenta a sensibilidade ao trincamento a quente.

Segundo **Williams & Talks (1972)**, o boro forma carbonetos complexos $\text{M}_{23}(\text{CB})_6$ nos contornos dos grãos da austenita fundamentalmente, tornando mais lenta a precipitação de carbonetos M_{23}C_6 e da fase intermetálica σ .

2.1.3.1.4- Influência do local de precipitação e o tamanho de grão na cinética de precipitação dos M_{23}C_6 .

Como mostra a FIG 17(a), para um aço inoxidável AISI 304 com 0,05% de carbono e solubilizado a 1250°C , a cinética de precipitação dos carbonetos de cromo tem a seguinte ordem preferencial: contornos de grãos, contornos de maclas incoerentes, contornos de maclas coerentes e interior do grão.

Na FIG 17(b) mostra-se que, para um aço AISI 304 com 0,038% de carbono e solubilizado a 1260°C , os locais preferenciais de precipitação são as interfaces de austenita e ferrita.

A cinética de precipitação para os aços AISI-316 é similar à da FIG 17(b), exceto que os tempos de precipitação são ligeiramente menores (**Peck & Bernstein, 1977**), devido ao maior conteúdo de molibdênio nestes aços.

Além disso, as temperaturas de precipitação também são mais baixas para o aço com menor teor de carbono como, é o aço da FIG 17(b).

Vários pesquisadores têm estudado o efeito da temperatura no local preferencial de precipitação, **Beckitt (1969)**, concluiu que a nucleação de $M_{23}C_6$, na interface ferrita-austenita é devido à concentração de cromo e molibdênio na ferrita e de carbono na austenita e a interface ferrita-austenita atua como um absorvedor de soluto e permite a rápida difusão de estes elementos para a $M_{23}C_6$.

Beckitt (1969) também observou que a formação de carbonetos complexos provoca a formação de uma zona empobrecida em cromo na ferrita δ , o que favorece uma transformação em austenita. Outros pesquisadores como **Smith & Farrar (1993)**, têm observado que a transformação ferrita δ -austenita e $M_{23}C_6$ é altamente complexa e envolve modos de precipitação contínuos e descontínuos.

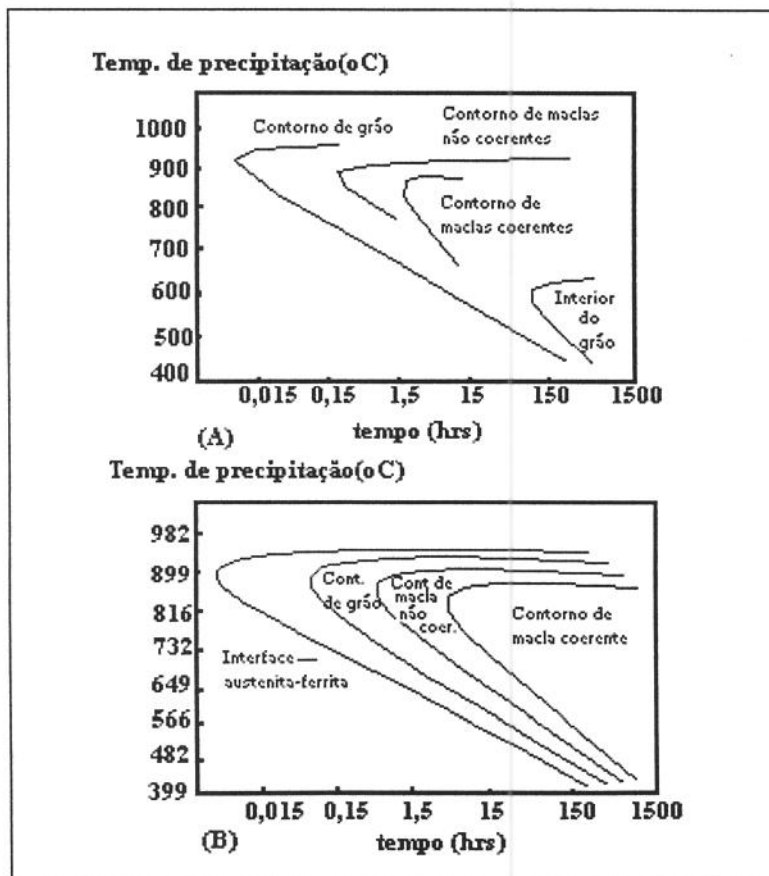


FIGURA 17 - Diagramas da cinética de precipitação dos carbonetos de cromo ($M_{23}C_6$) num aço AISI 304, mostrando os locais preferenciais de precipitação. (a)- Liga contendo 0,05% de carbono, temperada a 1250°C. (b)- Liga contendo 0,038 % de carbono, temperada a 1260 °C (tamanho de grão 1 ASTM).

FONTE- **PECK & BERNSTEIN, 1977.**

Um aspecto importante a analisar na precipitação de carbonetos é a morfologia dos mesmos, a qual é totalmente dependente da temperatura.

Nas menores temperaturas de precipitação (600°C), os carbonetos de contornos de grãos assumem uma morfologia contínua em forma de placas finas, devido à pequena mobilidade dos contornos ou interfaces.

Quando a temperatura é incrementada (600-700°C), os precipitados adquirem morfologia descontínua em forma de finas e alongadas dendritas, as quais formam-se nos interstícios dos contornos dos grãos e crescem. Com o incremento do tempo, estes precipitados formados continuam crescendo e aumentam sua espessura, como é mostrado na FIG 18.

A maiores temperaturas, os carbonetos $M_{23}C_6$ precipitados nos contornos dos grãos tem uma morfologia descontínua em forma de discretas partículas, dependendo esta da orientação dos contornos dos grãos e da temperatura (Peck & Bernstein, 1977). Um resumo dos modos de formação dos carbonetos relacionado com sua morfologia é mostrado na FIG 19.

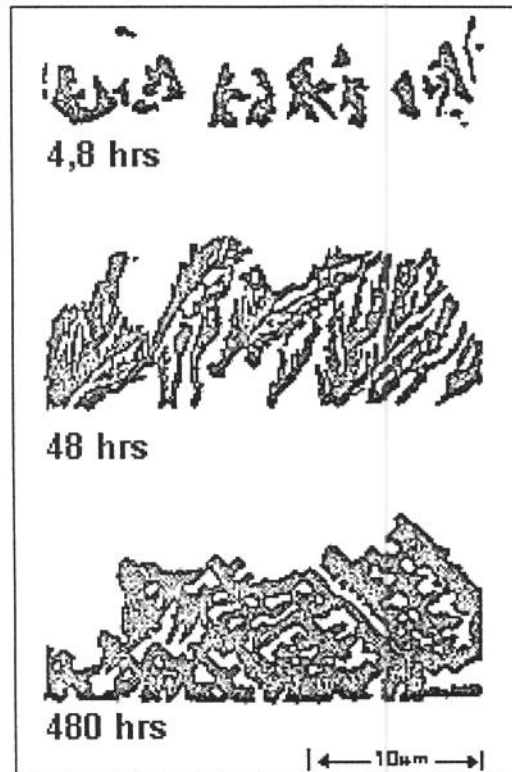


FIGURA 18 - Esquema do crescimento das dendritas dos carbonetos de cromo ($M_{23}C_6$) num aço AISI 304, tratado termicamente a 732°C e tempos de exposição de 4,8; 48 e 480 h.

FONTE- PECK & BERNSTEIN, 1977.

Análises feita para outros locais de precipitação indicam que os carbonetos são lamelares quando formados nos contornos de macla incoerente e na forma de placas finas, quando formados nos contornos de macla coerente.

O tamanho de grão também influencia a cinética de precipitação dos carbonetos de cromo. Quanto maior o tamanho de grão, mais rápida é a precipitação, porque ocorre uma diminuição da quantidade de contornos disponíveis por unidade de volume e tem-se uma supersaturação mais acentuada de lacunas de carbonetos (WEISS & STICKLER, 1972)

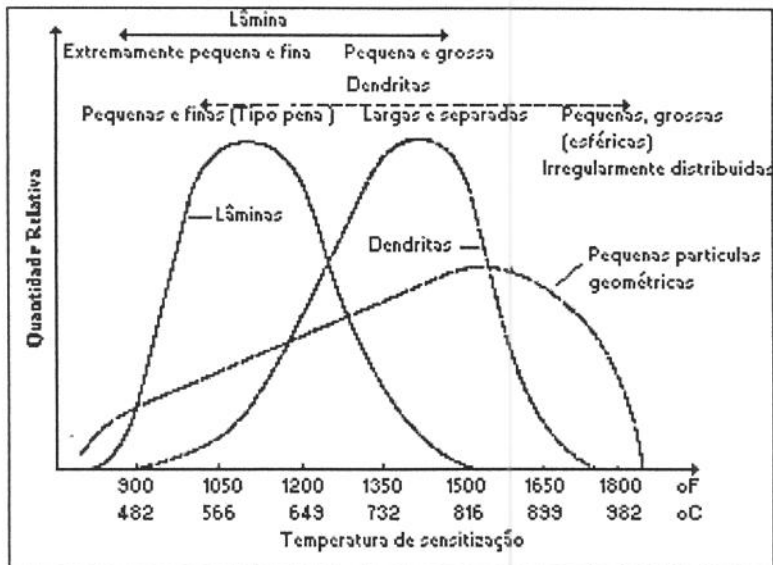


FIGURA 19 - Morfologia dos carbonetos de cromo ($M_{23}C_6$), nos contornos dos grãos em função da temperatura de sensitização.

FONTE- PECK & BERNSTEIN, 1977.

Horton, Marshall & Thomas (1982) e Smith & Farrar(1993), tem reportado vários estudos comparando a cinética de precipitação do aço AISI-316, como soldado e processado por deformação plástica, concluindo que a formação do $M_{23}C_6$ é maior em metais soldados que em deformados. Isto é devido ao maior teor de cromo e molibdênio na ferrita δ , ao incremento das interfaces ferrita-austenita e a um incremento na difusividade devido à maior densidade de deslocações no metal soldado.

2.2 Corrosão dos aços inoxidáveis austeníticos.

2.2.1- Generalidades.

Em geral os aços inoxidáveis austeníticos apresentam uma melhor resistência à corrosão que os aços inoxidáveis ferríticos. Uma comparação é feita na TAB 1, onde é apresentado o comportamento à corrosão de três aços diferentes, para diversos meios corrosivos aquosos e diversas temperaturas.

Os números e letras indicados nas tabelas tem o seguinte significado:

- 0 = $< 0,089 \text{ g/m}^2\text{h} \Rightarrow$ completamente resistente.
- 1 = $0,089 - 0,89 \text{ g/m}^2\text{h} \Rightarrow$ não resistente em determinados casos.
- 2. = $> 0,89 \text{ g/m}^2\text{h} \Rightarrow$ corrosão severa.
- p = corrosão por pites.
- s = corrosão sobre tensão (CST).

Pode-se observar na TAB 1 o melhor comportamento do aço austenítico AISI-316 ante os diferentes meios corrosivos, quando comparado com os outros aços mostrados.

A resistência à corrosão pode ser influenciada, pelos elementos de liga e pelas fases presentes no material. Com relação aos elementos de liga presentes nos aços inoxidáveis austeníticos, têm sido afirmado por vários pesquisadores que o cromo diminui a densidade de corrente de passivação, além de aumentar o potencial de formação do pite.

O molibdênio diminui a densidade de corrente máxima e aumenta o potencial de formação de pites. A presença dos outros elementos de liga, em solução sólida, aumentam a região passiva do aço.

A precipitação de fases como os carbonetos complexos de cromo ($M_{23}C_6$) e as fases intermetálicas como a fase sigma(σ) provocam uma diminuição da quantidade de cromo e molibdênio na matriz, como já foi dito. Quando o aço têm nitrogênio como elemento de liga, ocorre a formação de diversos nitretos, como o CrN, diminuindo o teor de nitrogênio na matriz. Porém a precipitação destas fases nos aços inoxidáveis altera o potencial de formação de pites no aço.

Os aços inoxidáveis ao Cr-Ni podem apresentar diferentes comportamentos quando submetidos a diferentes meios corrosivos, dependendo das características químicas, microestruturais, estado térmico do processo e estado de tensão na peça. Estes comportamentos definem os tipos de processos corrosivos possíveis nestes materiais, que são:

- 1- Corrosão generalizada.
- 2- Corrosão intergranular.
- 3- Corrosão localizada por pites.
- 4- Corrosão localizada sobre tensão (CST).
- 5- Corrosão localizada por fresta.

Neste item serão discutidos os processos de corrosão intergranular e corrosão localizada por pites por serem os mais frequentes em juntas soldadas dos aços inoxidáveis austeníticos AISI-316.

2.2.2- Corrosão intergranular dos aços inoxidáveis austeníticos.

A teoria universalmente aceita para explicar a corrosão intergranular nos aços inoxidáveis é baseada no empobrecimento de cromo nas áreas adjacentes aos contornos dos grãos. O cromo, como já foi citado neste trabalho, é responsável pela resistência à corrosão dos aços inoxidáveis, apresentando bom comportamento em presença de vários meios corrosivos quando seu teor está acima de 12% no aço.

TABELA 1-

Comparação entre três aços inoxidáveis em diferentes meios ácidos e diferentes temperaturas.

Meio corrosivo.	Temperatura (°C)	Intensidade do ataque		
		AISI 430	AISI 304	AISI-316
HCL (0,5%)	20	1-p	1-p	0-p
	50	2	1-p	0-p
	Ebulição	2	2	2
HCL(30-37%).	20	2	2	2
	20-50	0	0	0
	80	1	0	0
HNO ₃ (65%)	100	1	1	1
	Ebulição	2	1	1
HNO ₃ (99%)	25	2	1	1
	40	2	2	2
H ₂ SO ₄ (0,1%)	100	2	2	2
	20	1	0	0
H ₂ SO ₄ (0,5%).	50	2	0	0
	100	2	2	1
	20-35	2	2	0
H ₂ SO ₄ (10%)	50	2	2	0
	60	2	2	1
	80	2	2	2
	40	1	0	0
H ₂ SO ₄ (98%)	50	2	2	1
	80	2	2	2

FONTE- WALLÉN & OLSSON, 1977.

A diminuição do teor de cromo até valores inferiores ao 10%, na região adjacente aos contornos dos grãos é causada pela precipitação de carbonetos complexos de cromo ($M_{23}C_6$), com alto teor de cromo (aproximadamente 42%), como ilustra a FIG 20.

A cinética de formação dos carbonetos complexos de cromo é influenciada por fatores como: composição química da liga, relação temperatura-tempo no processo, características microestruturais do material (tipo de fase e tamanho de grão) e locais de precipitação. A influência de todos os fatores foi analisada no item 2.1.4 deste capítulo.

Como pode observar-se na FIG 21, a área de sensibilidade à corrosão intergranular não segue a curva de precipitação de carbonetos. Isto está totalmente relacionado com a morfologia apresentada pelos carbonetos formados (Peck & Bernstein, 1977).

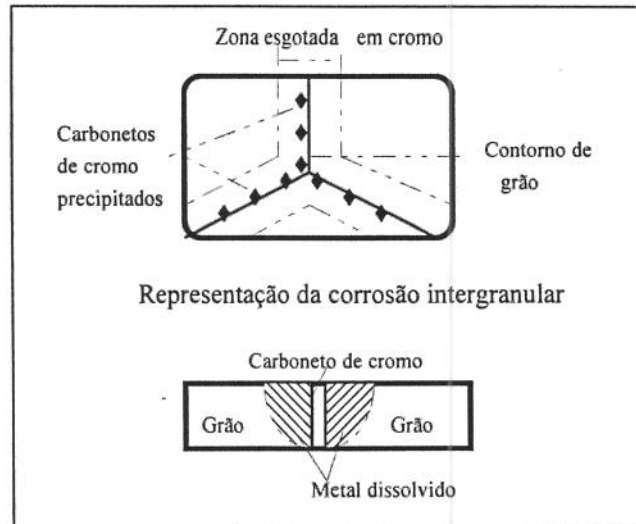


FIGURA 20- Representação esquemática dos contornos de grãos de um aço AISI 304 sensibilizado.

FONTE- FONTANA,1982.

A morfologia do $M_{23}C_6$ que provoca uma maior sensibilidade à corrosão intergranular é aquela descontínua, em forma de finas dendritas, formadas entre os 600°C e os 700°C , as quais crescem e aumentam de espessura com o aumento de tempo, nessa faixa de temperaturas.

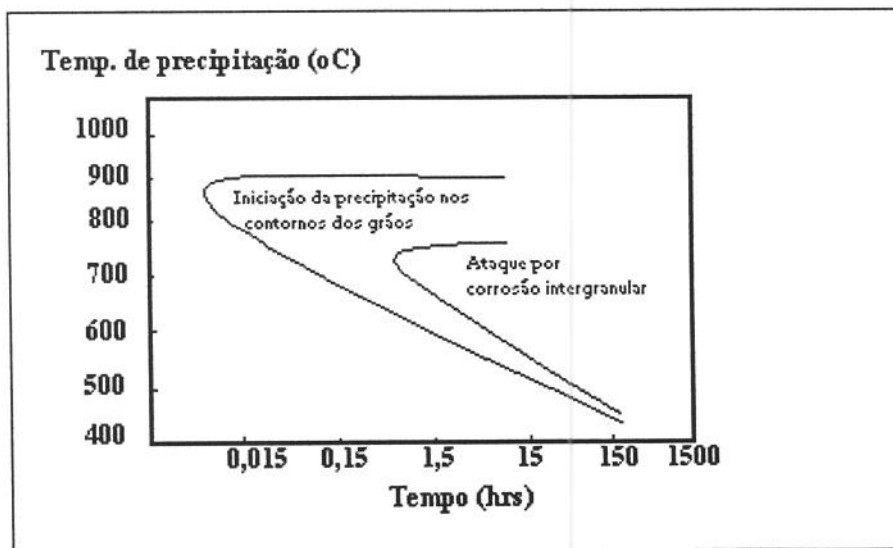


FIGURA 21 - Relação entre a precipitação dos carbonetos de cromo $M_{23}C_6$ e a corrosão intergranular num aço AISI 304, contendo 0,05 % de carbono e temperado a 1250°C .

FONTE- PECK & BERNSTEIN, 1977.

Em juntas soldadas de aços inoxidáveis, o fenômeno de corrosão intergranular é conhecido como "Weld Decay".

A zona de "**Weld Decay**" é uma banda na região afetada pelo calor da junta soldada, a qual é aquecida na faixa de temperaturas crítica de sensitização ou precipitação de carbonetos de cromo, ou seja, entre os 500°C e os 850°C.

Na FIG 22 mostra-se uma representação de uma junta soldada, onde foram colocados termopares nos pontos A, B, C e D, e colhidos os dados de tempo e temperatura. Observe-se que a faixa de temperatura de sensitização está entre os pontos B e C.

A permanência desta zona do material na temperatura crítica vai depender da espessura do metal base, do tipo de processo e dos parâmetros energéticos do processo de solda, provocando, na medida que ela aumente, uma maior precipitação de carbonetos de cromo.

A existência de soldas com segregações intensas e grande crescimento do grão na ZAC, como pode acontecer na soldagem de aços inoxidáveis ferríticos ou mais geralmente com processos de solda com alto insumo de calor, por exemplo o processo de solda por Electroescória, pode levar a um aumento da corrosão intergranular (Folkhard, 1987:120).

Em juntas soldadas de aços inoxidáveis estabilizados com titânio ou nióbio, pode acontecer um tipo especial de corrosão conhecida como "**Knife Line Corrosion**".

Este tipo de corrosão pode acontecer na soldagem de aços inoxidáveis austeníticos estabilizados nos quais o carbono está normalmente retido de forma estável pelo titânio ou nióbio na forma de carbonetos; mas que podem dissolver-se na ZAC, durante o aquecimento no processo de soldagem.

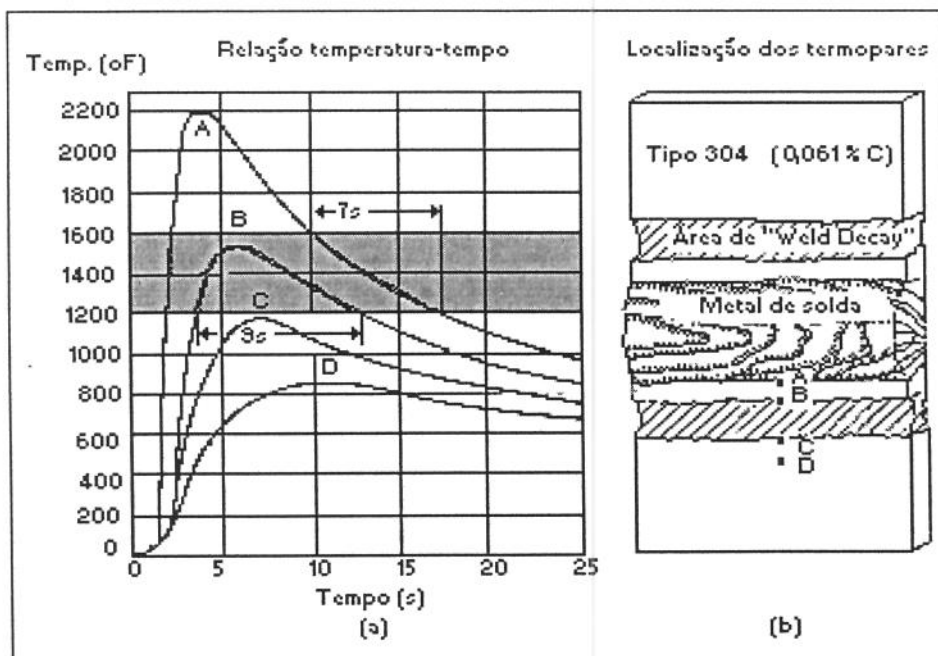


FIGURA 22- Temperaturas durante a soldagem por arco elétrico de um aço inoxidável AISI 304.

FONTE- FONTANA, 1982.

O ataque corrosivo só acontece depois de um tratamento na faixa de 500 a 700°C, este é limitado para uma área estreita na ZAC a qual é aquecida durante o processo de solda a temperatura acima de 1200°C. Nesta temperatura os carbonetos de nióbio ou titânio são dissolvidos na zona vizinha do cordão (ZAC).

Durante o rápido resfriamento, uma parte do carbono dissolvido não volta a precipitar como carbonetos de nióbio ou titânio, mas mantém-se em solução numa austenita supersaturada. Porém, com um tratamento térmico o carbono é predominantemente precipitado na faixa de temperatura de 500 a 850°C como carbonetos de cromo ($M_{23}C_6$), nos contornos de grãos, produzindo uma alta sensibilidade a ataque por corrosão intergranular.

Por essa razão, a corrosão é limitada às zonas onde os carbonetos de nióbio ou titânio são dissolvidos. Estas zonas são estreitas e daí este tipo de ataque ser chamado "**Knife line Corrosion**". Ela pode aparecer tanto na ZAC de soldas de um passe, como em soldas multipasses, onde cada passe pode afetar termicamente o metal depositado anteriormente.

A ocorrência da "**Knife line Corrosion**" na ZAC depois do tratamento na faixa de temperatura de 500 a 850 °C pode ser eliminada diminuindo-se o teor de carbono a 0,04 %, com uma simultânea estabilização com uma alta relação dos elementos $Ti > 8\%C$ e $Nb > 15\%C$.

Um aspecto adicional e importante é que teores de nióbio acima de 1% incrementam a sensibilidade a trincamento a quente e o cromo acima de 20% incrementa a tendência à precipitação da fase sigma.

2.2.3- Corrosão localizada por pites.

A corrosão por pites é um tipo de processo corrosivo localizado que produz furos pequenos e profundos no material. Em geral, este tipo de corrosão pode causar a perfuração ou falha de um equipamento com pequena perda de massa, sendo considerada altamente destrutiva.

A corrosão por pites é auto-catalítica (**Fontana, 1986**). Os pontos de corrosão nucleam geralmente na superfície, em defeitos e inclusões, isto é em locais com condições energéticas mais favoráveis. O metal é dissolvido no interior do pite, favorecendo a redução do oxigênio na superfície adjacente a ele.

A dissolução do metal gera uma grande quantidade de ions positivos no interior do pite, desbalanceando o equilíbrio de cargas elétricas. Para neutralizar esse efeito são atraídos ions cloreto para a região, visando neutralizar a carga no interior do pite. Isto pode causar a formação de cloretos do metal dissolvido, os quais sofrem hidrólise de acordo com a equação:



Essa reação acaba gerando uma quantidade elevada de ions H^+ no interior do pite, abaixando localmente o PH da solução. Tanto a presença de H^+ como Cl^- aceleram cada vez mais o processo corrosivo. Esse mecanismo é ilustrado na FIG 23.

Segundo Galvele (1976), a diminuição do PH no interior do pite é devida à hidrólise de íons metálicos na solução aquosa. No caso dos aços inoxidáveis, uma reação possível é a hidrólise do íon Cr^{2+} , através da reação:

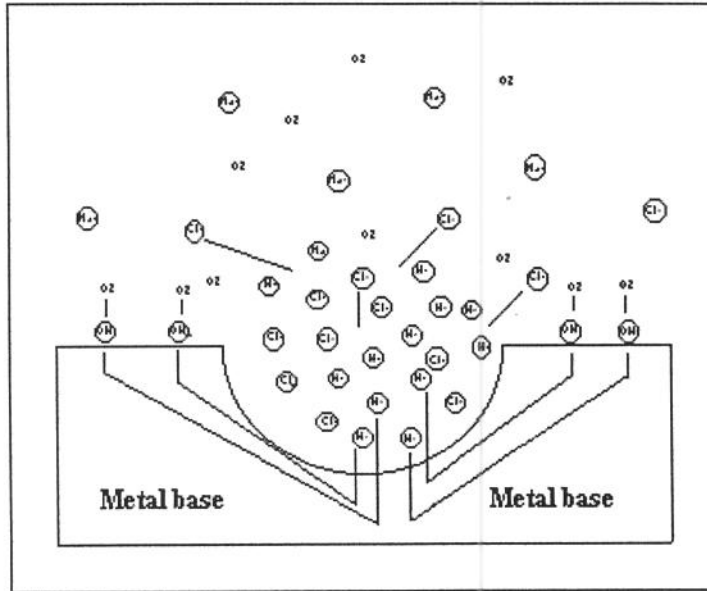
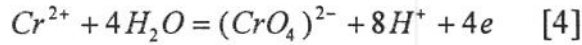


FIG 23 - Representação esquemática do processo auto-catalítico que ocorre no interior do pite.

FONTE- FONTANA, 1982.

Os aços inoxidáveis ferríticos e austeníticos são susceptíveis à corrosão por pites em meios contendo cloreto. Elementos de liga como cromo, níquel, molibdênio, cobre e nitrogênio melhoram a resistência à corrosão por pites, enquanto o carbono, o oxigênio, o nióbio, o titânio e o enxofre diminuem esta.

Também é importante ter presente que, para os aços inoxidáveis, a microestrutura exerce uma grande influência na resistência a corrosão por pite, já que os mesmos tendem a nuclear com mais facilidade na fase ferrita ou na interface ferrita-austenita.

2.3- Características do processo de soldagem MIG.

2.3.1- Generalidades.

O processo de soldagem por arco elétrico MIG é semi-automático, isto é, a alimentação de arame eletrodo é feita mecanicamente, através de um alimentador motorizado, e o soldador é responsável pela iniciação e interrupção da soldagem, além de mover a tocha ao longo da junta. A manutenção do arco é garantida pela alimentação contínua de arame eletrodo e o comprimento do arco é, em princípio, mantido aproximadamente constante pelo próprio sistema.

A soldagem MIG pode ser usada tanto em materiais ferrosos, como não ferrosos, como alumínio, cobre e níquel e suas ligas, devido fundamentalmente às características inertes do gás protetor usado neste processo.

As principais vantagens da soldagem MIG, são:

- Alta taxa de deposição;
- Grande versatilidade quanto ao tipo do material e espessuras aplicáveis;
- Não existência de fluxos de soldagem e da necessidade da remoção de escória;
- Exigência de menor habilidade do soldador.

A principal limitação da soldagem MIG é sua maior sensibilidade à variação dos parâmetros elétricos de operação do arco, que influenciam diretamente na qualidade do cordão de solda depositado. Além da necessidade de um ajuste rigoroso de parâmetros para se obter um determinado conjunto de características para a solda, a determinação destes parâmetros para se obter uma solda adequada é dificultada pela forte interdependência destes e por sua influência no resultado final da solda.

2.3.2- Influência entre os parâmetros ou variáveis no processo MIG para a soldagem dos aços inoxidáveis.

Algumas variáveis do processo de soldagem podem ser continuamente ajustadas, tendo seus efeitos facilmente detectados e constituem controles mais eficazes do que aquelas que não podem ser manipuladas. De acordo com estas características de controle, encontram-se três grupos de variáveis básicas :

- Variáveis pré-selecionadas.
- Variáveis primárias.
- Variáveis secundárias.

As variáveis pré-selecionadas são: o diâmetro do arame, e o gás de proteção, que são determinados em função da espessura do metal base, a posição de soldagem, o tipo de junta e a taxa de deposição.

O tipo de gás usado com mais eficiência nos aços inoxidáveis austeníticos, é uma mistura Argônio (Ar) contendo Oxigênio (O₂) entre 1 e 2 % em volume, conforme mostrado na TAB 2.

O uso desta mistura de Ar+O₂, na soldagem dos aços inoxidáveis são:

- Melhora a estabilidade do arco elétrico de soldagem;
- Reduz o valor da intensidade de corrente de transição do transporte do metal por transferência globular para “spray”;
- Melhora a forma geométrica do cordão, diminuindo ainda os respingos.

TABELA 2
Gases e misturas de gases usados na soldagem GMAW.

Gás ou Mistura	Comport. Químico	Aplicações
Argônio	Inerte	Quase todos os metais exceto o aço
Hélio	Inerte	Al, Mg, Cu e suas ligas > Alta penetração.
Ar + He (20-50)%	Inerte	Idem He; mas melhor que 100% He
Nitrogênio	-	Cobre, maior energia de soldagem
Ar + (20-30)% N ₂	-	Idem N ₂ ; mas melhor que 100% N ₂
Ar + (1-2) % O ₂	Lig. Oxidante	Aços inoxidáveis e algumas ligas de Cu.
Ar + (3-5) % O ₂	Oxidante	Aços carbono e alguns aços baixa liga
CO ₂	Oxidante	Idem
Ar +(20-50)% CO ₂	Oxidante	Vários aços. Transfer. curto-circuito
Ar+ CO ₂ + O ₂	Oxidante	Vários aços

FONTE- SOLA, 1987.

Na FIG 24 pode ser observada a influência do tipo de gás no perfil e características geométricas do cordão de solda. Note-se o efeito do oxigênio no formato da poça, a qual tende a um perfil de penetração com uma menor inclinação o que garante, entre outros aspectos, a diminuição de mordeduras em juntas com chanfros em V e um formato mais adequado em termos mecânicos.

Entretanto deve ser observado que o perfil do cordão de solda pode ser totalmente modificado pela alteração do conjunto de parâmetros ou variáveis operacionais de soldagem, como será mostrado à frente.

As variáveis primárias controlam o processo depois que as variáveis pré-selecionadas foram determinadas. Estas variáveis controlam a geometria do cordão, acabamento da solda, estabilidade do arco e a taxa de deposição e são:

- A tensão de soldagem (V);
- A velocidade de alimentação do arame (Va) (para o processo MIG, define a intensidade de corrente (Ic));
- A vazão do gás (Vg) e
- A velocidade de soldagem (Vs).

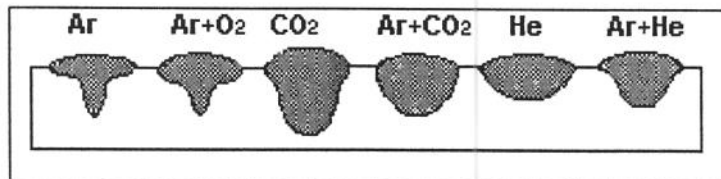


FIGURA 24 - Perfil típico de cordões de solda feitos com diferentes gases e misturas.
FONTE- MARQUES, 1991.

A tensão de soldagem afeta o modo de transferência de metal no arco e a geometria do cordão de solda. Tensões elevadas apresentam uma tendência maior à ocorrências de respingos e aumento da largura do cordão.

Tensões baixas tendem a favorecer a transferência de metal no arco por curto-circuito ou globular e, conseqüentemente, um arco mais instável.

Na TAB 3 mostra-se os diferentes valores da tensão, recomendados para várias espessuras do metal base em um aço 1X18H9T (Norma Gost), o qual é equivalente a um aço AISI 304.

A vazão de gás protetor deve ser tal que proporcione boas condições de proteção. Em geral quanto maior a corrente de soldagem, maior a área da poça de fusão e portanto, maior a área a proteger e maior a vazão necessária. Vazões muito reduzidas levam ao aparecimento de porosidades e outros problemas associados à falta de proteção. Vazões muito elevadas podem causar depressões na poça de fusão e tornar o cordão de solda irregular, além de aumentar o custo da operação. Na TAB 3 mostra-se diferentes vazões de gás em função da espessura do metal base.

A corrente de soldagem influencia diretamente aumentando a penetração (p), largura (b) e reforço (H) do cordão de solda, a taxa de deposição e afeta o modo de transferência do metal no arco, como se observa na FIG 25.

A escolha da corrente de soldagem é feita em função da espessura das peças a unir, do diâmetro do arame e das características desejadas para o cordão de solda .

Para cada diâmetro de arame existe uma faixa de corrente de soldagem adequada, de forma que o arco apresente boas condições de operação. Na TAB 4 mostra-se as faixas de corrente dependendo do diâmetro do arame e o tipo de material.

A velocidade de soldagem influencia na energia de soldagem e portanto, na quantidade de calor cedida à peça [Insumo de calor(IC)]. Velocidades muito baixas aumentam excessivamente o calor cedido ocasionando problemas metalúrgicos importantes, além de aumentar o custo da operação.

TABELA 3

- Parâmetros usados para a soldagem MIG de um aço tipo 1X18H9T(GOST).

Espess. Metal Base.(mm)	Posição de soldagem e tipo de chanfro	Quant. de passes	Diâmetro do arame (mm)	Intens. corrente (A)	Tensão (V)	Veloc. de soldagem (m/h)	Stick-out (mm)	Vaz do g (l/m)
3	Plana / topo sem preparação	1	1,2	180	19 - 20	20 - 30	9 - 11	10
5 - 5,5	Plana / topo sem preparação	1	1,2 - 1,6	190 - 310	20 - 23	20 - 30	9 - 12	14 -
> 6,5	Idem	≥1	1,6	280 - 350	22 - 23	20 - 30	10 - 12	14 -
6,4 - 25	Vertical e sobrecabeça	1 - 4	0,8 - 1,0	110 - 140	17 - 19	20 - 30	6 - 9	9 -
10	Plana / topo com chanfro em V	2	1,6 - 2,0	380 - 440	25 - 28	25	10 - 15	10

FONTE- SOLA, 1987.

Velocidades excessivas resultam em:

- Menor penetração, largura e reforço do cordão.
- Mordeduras e falta de fusão.

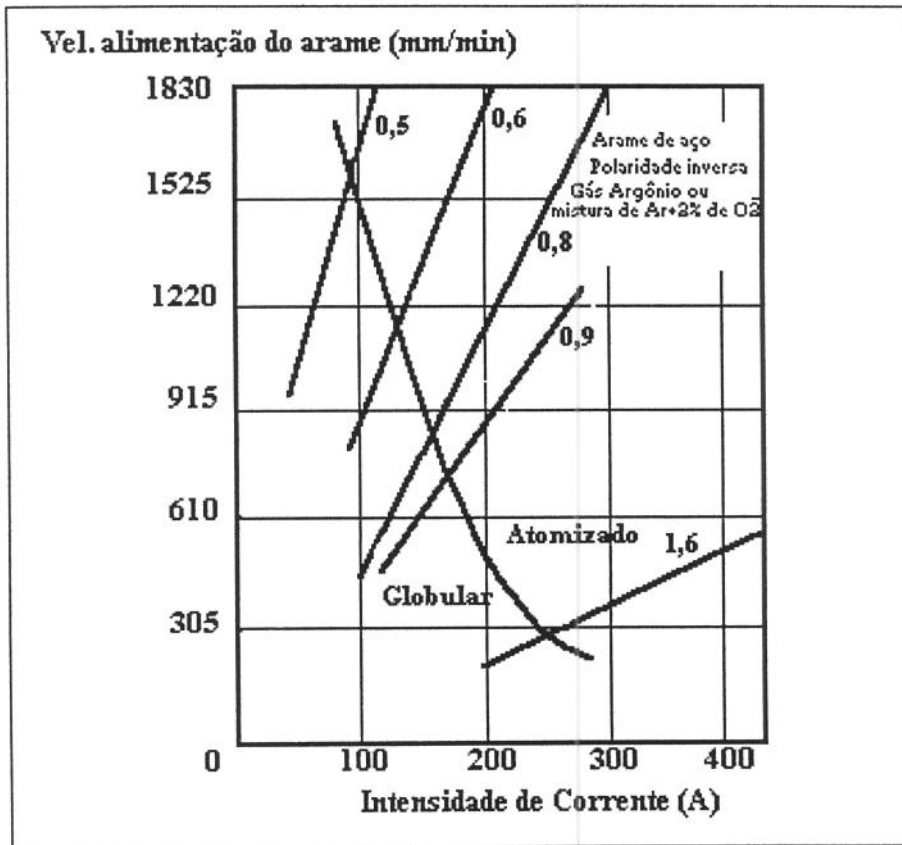


FIGURA 25 - Relação entre a velocidade de alimentação do arame, intensidade de corrente e tipo de transferência do metal no arco de solda para o processo MIG em aços.

FONTE- SOLA, 1987.

As variáveis secundárias apresentam dificuldades para se quantificar os seus efeitos, pois elas podem agir sobre uma variável primária. A principal variável secundária é a distância do bico de contato à peça ("GAP"), usada na prática para substituir o "Stick-out" (comprimento energizado do eletrodo), pela dificuldade de seu controle durante a operação.

Quanto maior for o "GAP", maior será o aquecimento do arame por efeito joule e portanto, menor a corrente necessária para fundir o arame, diminuindo a penetração para uma mesma velocidade de alimentação ou aumentando a taxa de deposição para uma mesma intensidade de corrente de soldagem.

Os ângulos de posicionamento da tocha, ou seja, os ângulos de trabalho (AT) e deslocamento (AD), tem uma importante influência nas condições geométricas do cordão de solda, já que eles possibilitam variações na distribuição do calor no metal base, dependendo de seu valor. Na FIG 26, ilustra-se os ângulos AT e AD em uma junta soldada.

TABELA 4

- Faixas de corrente utilizáveis com arames de diferentes diâmetros e de diferentes materiais.

Material	Diâmetro do arame (mm)	Faixa de corrente (A)
Aço Carbono e baixa Liga	0,8	70 - 180
	1,0	90 - 220
	1,2	100 - 270
	1,6	190 - 360
	2,4	280 - 490
	3,2	270 - 580
Aço inoxidável Austenítico	0,8	60 - 180
	1,0	80 - 200
	1,2	90 - 260
	1,6	170 - 320
	2,4	250 - 450
Alumínio	0,8	70 - 150
	1,2	80 - 200
	1,6	120 - 300
	2,4	180 - 35-
Cobre	0,8	70 - 170
	1,2	90 - 250
	1,6	150 - 400

FONTE- SOLA, 1987.

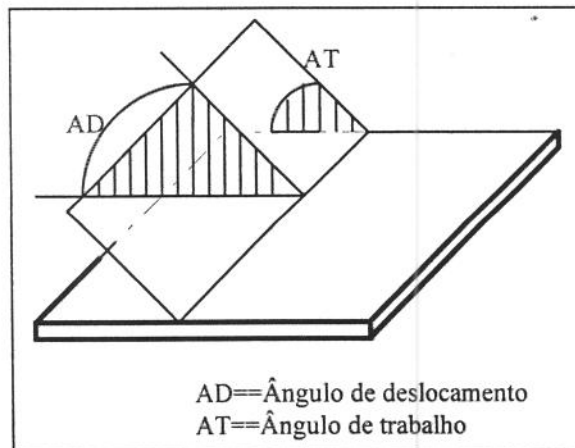


FIGURA 26- Representação do ângulo de deslocamento (AD) e do ângulo de trabalho (AT).

3- MATERIAIS E MÉTODOS.

3.1- Materiais.

Para a realização deste trabalho utilizou-se como metal base o aço inoxidável austenítico ao Cr-Ni AISI-316 em chapas laminadas de 4 mm de espessura.

Como metais de adição utilizou-se arames ER-316L e ER-316L-Si, com diâmetro de 1,2 mm.

As composições químicas dos materiais utilizados na experiências são apresentados na TAB 5.

TABELA 5
- Composição química do metal base e de adição (% em peso).

	C	Mn	Si	P(max)	S(max)	Cr	Ni	Mo	N	Ti
Metal Base AISI 316	0,032	1,48	0,5	0,035	0,006	17,05	10,18	2,04	480 ppm	0,0011
Metal Adição ER 316LSi	0,025	1,2 - 2	0,65 - 1	0,03	0,03	19,00	12,5	2,5	--	--
Metal Adição ER 316l	0,025	1,7	0,5	< 0,03	< 0,03	19,00	12,5	2,5	--	--

[Dados fornecidos pelos fabricantes dos materiais usados]

3.2- Projeto do Experimento.

Para o desenvolvimento do trabalho, utilizou-se um experimento dividido em dois blocos(A e B), nos quais foram utilizados os metais de adição ER 316L e ER 316L-Si. Em cada bloco foi ainda respectivamente variada a velocidade de soldagem (Vs) em três níveis: baixa (500 mm/min), média (550 mm/min) e alta (600 mm/min) (TAB 6). O número de repetições de cada condição ensaiada foi igual a 3, perfazendo um total de 18 corpos de provas.

Uma representação esquemática do experimento proposto é mostrada na FIG 27. É importante notar os blocos ou etapas da matriz, caracterizados pelos metais de adição (ER 316L e ER 316L - Si).

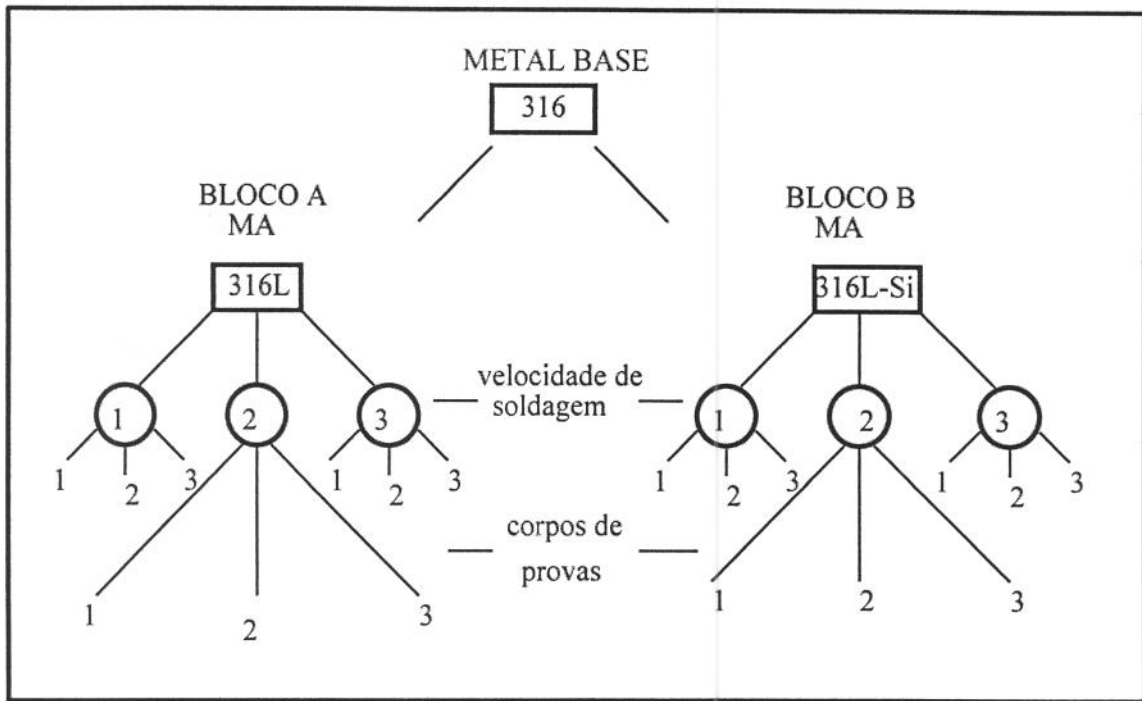


FIGURA 27 - Representação esquemática do experimento utilizado.

Para garantia de repetibilidade e não influência de fatores indesejados durante o desenvolvimento do experimento, foram observadas as seguintes regras:

- Desenvolver o experimento em uma seqüência aleatória para cada bloco, isto é, realizar o experimento de forma não seqüencial, para evitar a influência de fatores externos numa determinada condição experimental.

- Fazer uma limitação do experimento, mediante uma otimização dos parâmetros tecnológicos do processo de soldagem.(ver item 3.5.1)

- Fazer uma correta marcação dos corpos de prova, que permita uma identificação lógica do experimento. Esta seqüência de marcação é mostrada na TAB6 e explicada na FIG 28.

3.3- Preparação do metal base para a soldagem.

As chapas foram cortadas em guilhotina, com dimensões de 120 mm x 120 mm x 4 mm, mantendo sempre o sentido de laminação na direção longitudinal da chapa (ver FIG 31).

Posteriormente as chapas foram limpas através de jateamento de areia e escova de aço, garantindo uma menor presença de elementos contaminantes na superfície da região a ser soldada.

TABELA 6

- Dados da matriz experimental utilizada.

Legenda: Bloco - A - Arame de solda ER 316L.

- B - Arame de solda ER 316L- Si.

No	Marcação das amostras	Bloco.	Velocidade de soldagem (Vs) mm/min
1	1111	A	500
2	1112	A	500
3	1113	A	500
4	1211	B	500
5	1212	B	500
6	1213	B	500
7	1121	A	550
8	1122	A	550
9	1123	A	550
10	1221	B	550
11	1222	B	550
12	1223	B	550
13	1131	A	600
14	1132	A	600
15	1133	A	600
16	1231	B	600
17	1232	B	600
18	1233	B	600

Na FIG 28 é mostrada a forma de marcação usada na experiência para todos os corpos de prova.

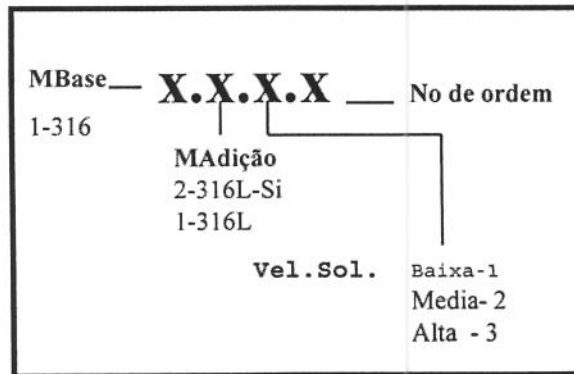


FIGURA 28- Representação da marcação dos corpos de prova.

3.4- Dispositivo de fixação.

Foi necessário o desenvolvimento de um dispositivo de fixação dos corpos de prova à mesa de trabalho, para a realização da soldagem, com os seguintes objetivos:

- Garantir a linearidade da solda e com isto um cordão, possivelmente, com uma geometria constante, possibilitando desta forma que os termopares para a aquisição do ciclo térmico estejam às mesmas distâncias da linha de fusão.

- Evitar o empenamento longitudinal dos corpos de prova, mantendo, assim, fixos os parâmetros de soldagem.

Como exemplo mais importante de variações dos parâmetros de soldagem, produto do empenamento das chapas, pode citar-se a variação do "GAP" (distância entre a ponta do bico de contato e a chapa), que pode provocar instabilidade no processo, independente das características de regulagem automática (tensão constante) do retificador de soldagem. O dispositivo de fixação é mostrado na FIG 29.

3.5 - Processo de soldagem. Otimização dos parâmetros.

O processo de soldagem utilizado foi o MIG ("Metal Inert Gas"), com corrente contínua e polaridade inversa, isto é eletrodo positivo. Foi usada uma mistura de argônio + 1,5 % de oxigênio como gás de proteção. O cordão de solda foi depositado em posição plana.

Os equipamentos utilizados foram:

- Retificador de soldagem de 400 ampères.
- Sistema eletromecânico de deslocamento para operações de oxi-corte ("White Martins"), para controle da velocidade de soldagem.

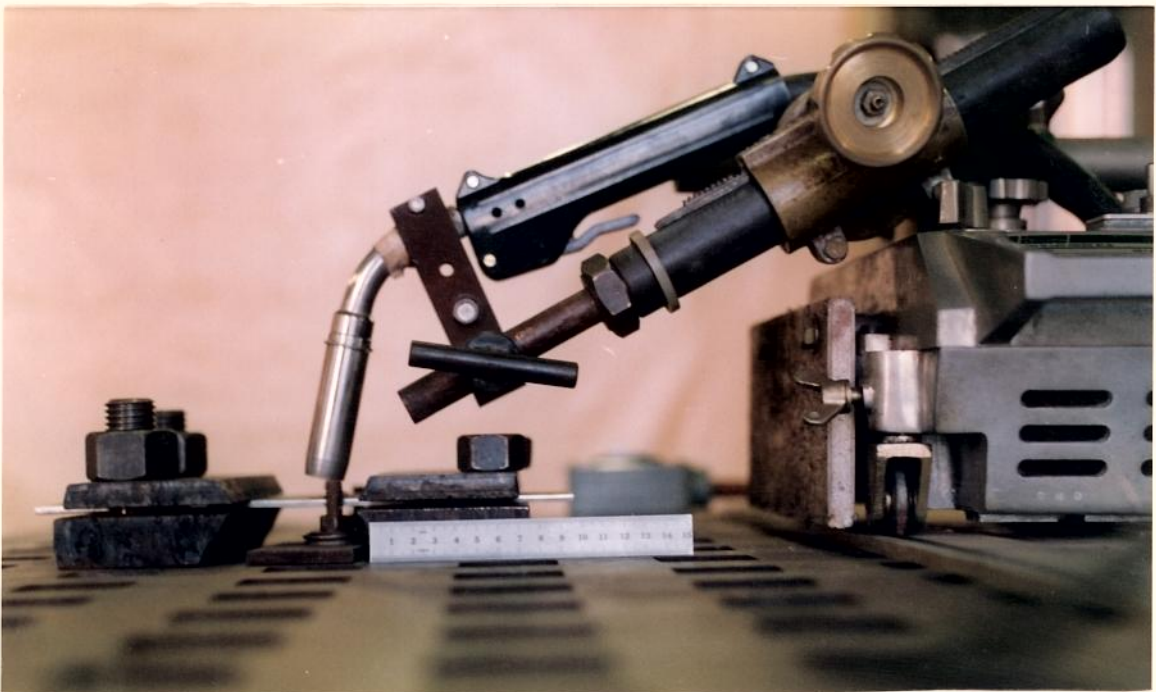


FIGURA 29 - Dispositivo de fixação das chapas e da tocha de soldagem.

O sistema eletromecânico de avanço e o dispositivo de fixação garantem a altura da tocha e a velocidade de soldagem constantes durante a confecção do cordão.

Para a seleção dos parâmetros de soldagem foi feito uma análise teórica da influência dessas variáveis nas condições geométricas [altura (H), largura (b) e penetração (p)] e metalúrgicas do cordão de solda, que foi apresentada no capítulo # 2, Item 2.3.1.

Como resultado da análise teórica feita, foram selecionados os parâmetros ou variáveis fixas a usar na experiência, os quais aparecem a seguir.

- * Mistura de gás : 98,5 % de Ar + 1,5 % de O₂.
- * "GAP": 8 mm
- * Tensão do arco : 22 V
- * Ângulo de trabalho : 90°
- * Ângulo de deslocamento: 0°
- * Polaridade : eletrodo positivo, CC⁺.
- * Vazão do gás : 12 l/min.

Para os parâmetros intensidade de corrente e velocidade de soldagem foi realizado um processo de otimização, e é explicado a seguir.

3.5.1- Otimização da intensidade de corrente e a velocidade de soldagem.

Os parâmetros intensidade de corrente e velocidade de soldagem exercem uma grande influência na geometria do cordão de solda. Este efeito é muito importante para a experiência, já que os termopares usados na aquisição dos ciclos térmicos do processo devem estar sempre a uma mesma distância da linha de fusão, ou seja, o formato da poça deve manter-se semelhante para todas as amostras.

Devido ao explicado anteriormente, foi realizada a otimização destes parâmetros, consistindo num experimento com uma combinação de 6 valores de velocidade de soldagem com 3 valores de intensidade de corrente e 3 repetições para cada condição, perfazendo um total de 54 cordões de solda.

Deve-se explicar que foram feitos 3 cordões de solda em cada corpo de prova, mantendo-se a temperatura interpases igual à temperatura ambiente

Na TAB 7 mostram-se os valores das variáveis selecionadas e as combinações tentadas.

Após a realização dos cordões de solda os corpos de prova foram cortados transversalmente, com disco de corte ("Cut-Off"), desbastados e polidos mecanicamente, com lixa até o grão N° 1200 e posteriormente atacados quimicamente com uma solução de 5 ml HNO₃ em 45 ml de HCL e 50 ml de H₂O, por 10 min, para obter macrografias e realizar as medidas da largura (b), altura do reforço (H) e penetração (p) de todos os cordões de solda.

Para cada corpo de prova, com três cordões de solda, foram calculadas as médias de todos os parâmetros geométricos (b, H e p), e assumidos estes valores como representativos do cordão resultante para cada condição de soldagem.

TABELA 7

- Parâmetros do processo de soldagem usados na determinação dos valores de intensidade de corrente e velocidade de soldagem a utilizar na experiência.

<u>No de ordem de cada corpo de prova.</u>	<u>Velocidade de soldagem (mm/min)</u>	<u>Intensidade de Corrente (A)</u>
1	450	180
2	450	210
3	450	250
4	500	180
5	500	210
6	500	250
7	550	180
8	550	210
9	550	250
10	600	180
11	600	210
12	600	250
13	700	180
14	700	210
15	700	250
16	800	180
17	800	210
18	800	250

· 3.6- Medida do ciclo térmico.

3.6.1- Localização dos termopares.

Para a seleção da localização dos termopares foram desenvolvidos cálculos teóricos empregando a equação de "Adams" (Kou.S, 1987), para o cálculo da temperatura de pico na ZAC no caso de fluxo de calor tridimensional, como ocorre nas condições experimentais usadas, sem penetração total.

Equação de "Adams" (Fluxo de calor tridimensional)

$$\frac{1}{T_p - T_o} = \frac{5,44\pi K_s \alpha_s}{Q V_s} \left[2 + \left(\frac{V_s Y}{2\alpha_s} \right)^2 \right] + \frac{1}{T_m - T_o} \quad \{5\}$$

Onde:

T_p- temperatura de pico (°K).

T_o- temperatura inicial (°K).

T_m- temperatura de fusão (°K).

K_s- Condutividade térmica ($Jm^{-1}s^{-1}o K^{-1}$).

α_s- Difusividade térmica (m^2s^{-1}).

Q- Calor Gerado no processo (J/s).

V_s- Velocidade de soldagem (m/s).

Y- Distância a linha de fusão (mm)

Os resultados obtidos dos cálculos das temperaturas de pico para cada insumo de calor e distâncias da linha de fusão foram verificados experimentalmente através do uso termopares e de um registrador gráfico de três canais, garantindo dessa forma maior segurança e precisão na seleção nos pontos de aquisição final do ciclo térmico.

Os termopares utilizados para essas medidas foram do tipo "K" (Chromel - Alumel) com 0,2 mm de diâmetro. Foi selecionado este diâmetro de termopar, depois de se verificar que termopares com diâmetros maiores ou com bainha encapsulados possuem uma inércia térmica muito grande para ser usados em processo de soldagem.

Foram utilizados 3 termopares, que foram fixados a 1; 2 e 3 mm da linha central do cordão de solda na parte posterior dos corpos de prova, a uma profundidade de 1,5 mm e separados por uma distancia de 20 mm, como mostra a FIG 30.

Para fixação, foi necessária a abertura de pequenos furos (1,5 mm de profundidade) para servir de alojamento para a ponta dos termopares que foram soldados por descarga capacitiva.

Foi usado um banco de capacitores, desenvolvido para este fim, com capacidade de ajuste de até 15000 μf e 30 volts. Procurou-se garantir a menor mistura possível do metal da chapa com o termopar, para evitar erros nas medidas de temperaturas, produto da variação da composição química da junta Chromel- Alumel.

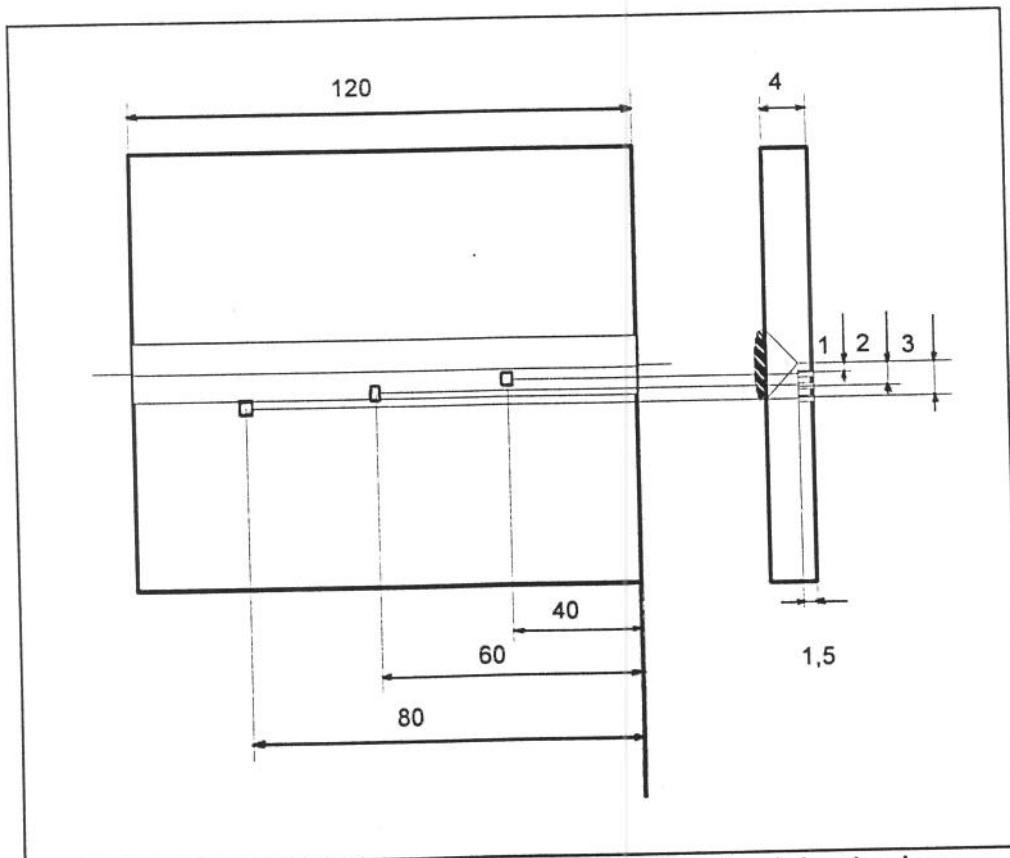


FIGURA 30- Localização dos termopares para a medida do ciclo térmico.

3.6.2- Aquisição do ciclo térmico.

A determinação do ciclo térmico de soldagem foi feita através de um micro computador da linha IBM-PC, no qual foi instalado um cartão conversor analógico-digital STD-AQ 5012, com resolução de 12 bits.

O cartão possui entrada para 16 canais absolutos ou 8 diferenciais e a multiplexação para conversão pode ser totalmente controlada através de "software" instalado no computador. Foi utilizado o programa AQ 5012.EXE versão 1.00/1.05, fornecido pelo fabricante do cartão.

Os seguintes parâmetros de controle foram introduzidos no software:

- Canal inicial- 0.
- Número de canais- 3.
- Número de pontos- 500.
- Fator de compressão- 5000.
- Ganho- 100.

Estes parâmetros determinam a quantidade de pontos a ser aquisitados. O sinal elétrico recebido que neste caso é da ordem de 30 a 50 mV, foi amplificado 100 vezes.

O cartão estava programado por "hardware" para converter valores de sinal de entrada entre -10 e +10 Volts em valores registrados entre -2048 e +2048.

Para a obtenção dos valores de cada parâmetro foi realizada uma calibração do cartão, através do uso do "software" **SINAL**, desenvolvido no Departamento de Engenharia Metalúrgica da Escola de Engenharia. Universidade Federal de Minas Gerais, o qual permite o processamento de sinais de maneira versátil.

A calibração do tempo foi feita com o uso de um gerador de áudio, que fornecia um sinal com frequência conhecida (1 khz). Este sinal foi observado em um osciloscópio e também registrado pelo cartão, com diferentes parâmetros de controle. Posteriormente os dados foram processados no "software" **SINAL**, para obter o tempo real entre as medidas, para os parâmetros selecionados.

Para os parâmetros usados na experiência o intervalo de tempo entre duas medidas foi de 0,6 s.

Para a calibração do eixo de temperaturas foram adquiridos, para vários conjuntos de parâmetros no cartão, sinais de fontes de temperaturas estáveis e conhecidas, como água fervente (100°C) e gelo (0°C), com os termopares calibrados que seriam usados na experiência (Chromel-Alumel). Estes sinais foram processados e analisados através do "software" **SINAL** e calculado o fator de calibração (parâmetro solicitado pelo "software" **SINAL**), que converte o valor registrado pelo cartão em temperatura. Foi determinado o valor de 1,474 para o fator de calibração.

3.6.3-Insumo de Calor.

Para cada condição de soldagem (Velocidade de soldagem), a quantidade de calor gerada no processo (Q) é dada por:

$$Q = \frac{I_c \times v \times 60}{V_s} \quad (\text{kJ/mm}) \quad \{6\}$$

Onde:

Ic:- Intensidade de corrente de soldagem (A).

v:- Tensão do arco (V).

Vs:- Velocidade de soldagem (mm/min).

A eficiência do processo de soldagem (φ) é expressada como:

$$\varphi = \frac{\text{Energia Transferid}}{\text{Energia Gerada}} \quad (\%) \quad \{7\}$$

Sendo : Q - Energia Gerada no processo (kJ/mm)

IC - Energia Transferida para a peça ou insumo de calor (kJ/mm).

Das equações {6} e {7} tem-se que :

$$IC = \varphi \frac{I_c \times v \times 60}{V_s} \quad (\text{kJ/mm}) \quad \{8\}.$$

Para os processos MIG e MAG (GMAW) a eficiência do processo (φ) está na faixa de (0,66 - 0,75).

Então:

$$IC = (0,66 \text{ a } 0,75) Q \quad (\text{kJ/mm}). \quad \{9\}$$

3.7- Caracterização metalográfica.

3.7.1 Preparação metalográfica dos corpos de provas.

Após soldagem, os corpos de provas foram seccionados com disco de corte ("Cut-Off"), segundo a seqüência que aparece na FIG 31, embutidos em baquelite polidos e atacados com solução ácida, e posteriormente observados metalograficamente.

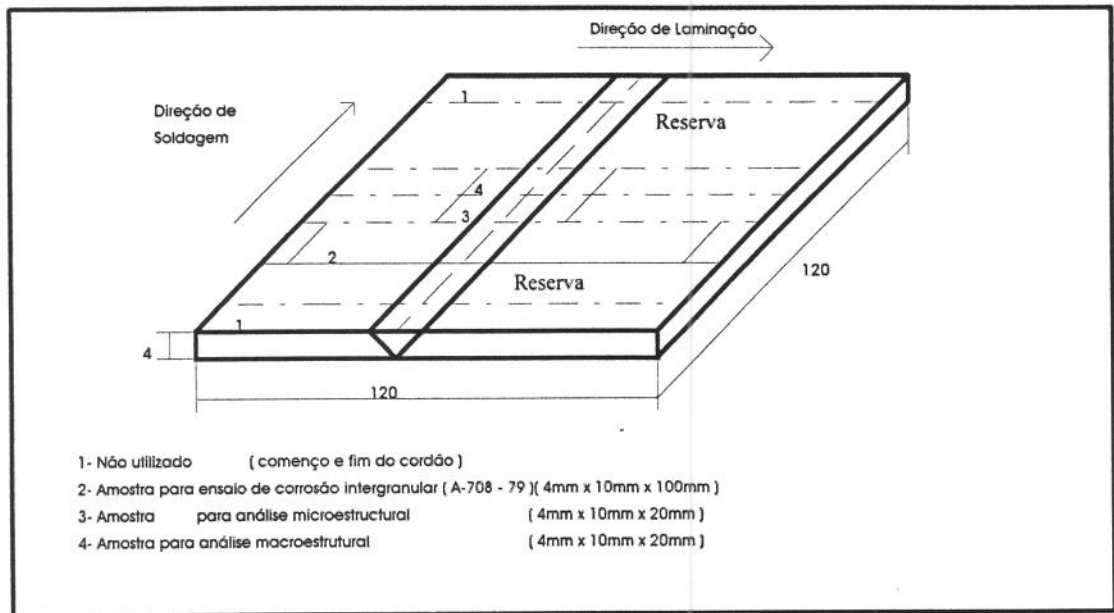


FIGURA 31 - Seqüência de extração dos corpos de prova e objetivos de utilização.

Foram tiradas três amostras de cada corpo de prova, da parte central do cordão de solda, duas para estudo metalográfico e uma para o ensaio de corrosão intergranular, evitando as influencias negativas da instabilidade do arco nos extremos do cordão, os quais não foram usados na experiência.

As amostras cortadas e posteriormente embutidas em baquelite, foram polidas com lixas de óxido de alumínio números 220, 320, 400, 600 e 1200. O acabamento final foi feito com feltro e pasta de diamante nas seguintes granulometrias: 6, 3, 1 e 0.25 μm s.

Foram utilizados 3 tipos de ataques metalográficos, dois deles eletrolíticos e outro químico, para obter os melhores contrastes de coloração das fases presentes na observação metalográfica..

Como primeiro ataque electrolítico foi usado o ácido oxálico a 10%, ou seja 10g de Ácido Oxálico em 100 ml de água, com uma tensão de 10 volts, tempo de imersão de 60 s e densidade de corrente de 0,1 a 0,2 A/cm^2 .

Este tipo de reagente atacou preferencialmente os contornos dos grãos austeníticos, mas também atacou profundamente a fase ferrítica presente, deixando um buraco na matriz e impossibilitando sua utilização.

Foi usada também uma solução de 5 ml HNO_3 em 45 ml de HCL e 50 ml de H_2O , por 10 min, não obtendo-se uma boa resolução das fases presentes na matriz.

O outro ataque electrolítico usado no trabalho foi uma solução de Persulfato de Amônio $[(\text{NH}_4)_2\text{S}_2\text{O}_8]$ a 10%, com um tempo de imersão de 5 a 10 min e uma densidade de $1\text{A}/\text{cm}^2$, a temperatura ambiente [AMERICAM SOCIETY TESTING MATERIAIS-ASTM (01-05),1985]. Este apresentou os melhores resultados, sendo o ataque utilizado no restante do trabalho.

3.7.1.1 -Observação metalográfica.

Para as observações metalográficas foram utilizados, um microscópio ótico com aumento até 1200 vezes (Neophot-32) e um microscópio eletrônico de varredura (MEV).

No microscópio ótico realizou-se as observações macro e microestruturais da zona fundida (ZF) e da zona afetada pelo calor (ZAC) com o objetivo de:

- Identificar e caracterizar as fases formadas ou precipitadas no material, causadas pelo ciclo térmico de soldagem.

- Após o ensaio de corrosão intergranular, que será explicado neste capítulo, dimensionar o estado corrosivo das amostras.

- Após o ensaio de dobramento, que será explicado neste capítulo, observar macro e microestruturalmente as regiões de início e propagação das trincas para sua caracterização.

Embora as características e propriedades das fases, tais como morfologia, cor, comportamento sobre luz polarizada, comportamento sobre determinado ataque metalográfico e microdureza, auxiliem sobremaneira na identificação de uma fase, a identificação através destes métodos é geralmente passível de dúvidas (**Padilha & Filho, 1985**).

A determinação final de uma fase deve ser preferencialmente realizada por meio da determinação do tipo de estrutura presente, por difração de raios X. O conhecimento da composição da fase a ser identificada é também de extrema utilidade; mas existem fases de composições similares que são complexas de diferenciar como por exemplo as fases " σ " e " χ " nos aços inoxidáveis austeníticos.

Para o desenvolvimento deste trabalho, além de utilizar as características das fases que sejam alcançáveis por microscópica ótica, foram usadas técnicas de difração de raios X, microanálises química por energia dispersiva, imagens de raios x das fases precipitadas.

3.7.2- Análise por difratometria de raios X.

O ensaio de raios X foi realizado em três corpos de prova em condições diferentes, ou seja, um corpo de prova de metal base AISI-316, sem tratamento nenhum, um segundo corpo de prova de uma junta soldada com metal de adição ER 316L e o terceiro corpo de prova da junta soldada com metal de adição ER 316L-Si. Nos casos de juntas soldadas, os corpos de provas foram tirados das amostras soldadas nas condições de máximo insumo de calor.

Os corpos de provas para a difração de raios X foram cortados com 1,9 cm de comprimento, para serem colocados no suporte do aparelho de ensaio de raios X, e posteriormente lixados e polidos até 0,25 μm .

O ensaio foi realizado com as seguintes características:

- Tensão e corrente no feixe- 40 kV e 20 mA.
- Velocidade de varredura- 1°/2 θ /min/cm.

- Comprimento de onda- Mo $K\alpha$.
- Varredura- 2θ [18-70]°.
- Contagem máxima- 1 kps.

3.7.3 - Microanálise química por energia dispersiva no MEV.

Esta técnica foi usada para determinar qualitativamente e quantitativamente as composições químicas das fases ou microregiões que aparecem na junta soldada, após o processo de soldagem, na região de fusão parcial dos grãos e de sobreaquecimento da zona afetada pelo calor.

Foi tirada uma amostra de cada corpo de prova das juntas soldadas com metais de adição ER 316L e ER 316L-Si na condição de máximo insumo de calor, com dimensões de 3 cm de comprimento por 5 mm de largura, devido às limitações nas dimensões do porta-amostras do microscópio eletrônico de varredura.

A microanálise quantitativa foi auxiliada pelo "software" "ZAF", instalado num microcomputador acoplado ao MEV, para a realização das correções por peso atômico, absorção e fluorescência.

3.7.4- Análise por imagens de raios X.

Esta técnica de ensaio realizada no MEV é usada para analisar a distribuição dos elementos químicos de uma microregião ou fase por meio de imagens de raios X.

Neste trabalho usou-se a técnica para a análise da distribuição dos elementos químicos mais importantes dos possíveis precipitados na junta soldada.

3.8- Ensaio de Corrosão Intergranular.

O ensaio foi realizado segundo a norma A 708-79 da ASTM. Os corpos de prova retirados das amostras soldadas, com as dimensões e seqüência que se mostram na FIG 31. As amostras foram desbastadas e polidas mecanicamente e posteriormente imersos numa solução de sulfato de cobre, de composição: 100 g de Sulfato de Cobre ($CuSO_4 \cdot 5H_2O$), 700 ml de água destilada, 100 ml de Ácido Sulfúrico (H_2SO_4), e completada até 1000 ml com água destilada, permanecendo a mesma em ebulição, durante um período de 72 horas.

Para a definição deste tipo de ensaio característico foi necessário fazer uma pré-avaliação do estado microestrutural dos corpos de prova a serem usados. Para isto foi usada a norma A 262-85 da ASTM.

Esta norma estabelece que as amostras devem ser pré-avaliadas microestruturalmente antes de submeter-se ao ensaio de corrosão intergranular, definindo de certa forma o tipo de ensaio a usar.

Dependendo do material das amostras é usado um reagente determinado na norma. Neste trabalho determinou-se um ataque electrolítico em uma solução de Persulfato de Amônio [$(NH_4)_2S_2O_8$], a 10%, com um tempo de imersão entre 5 e 10 min e uma densidade de corrente de $1A/cm^2$, a temperatura ambiente.

O conjunto de aparelhos usados neste ensaio é mostrado na FIG 32 e é composto de:

- Frasco Erlenmeyer, boca estreita de junta 45/50, 1000 ml, Pyrex.
- Condensador Allinh, bola, junta 45/50, comprimento de 33 cm.
- Aquecedor de chapa blindada.

Após este ensaio as amostras foram levadas ao microscópio para observação metalográfica e determinação da influência do ensaio no material.

3.8.1- Ensaio de dobramento segundo a norma ASTM A 708-79.

A norma A 708-79, estabelece a realização de ensaios de dobramento nas amostras após estas terem sido submetidas a testes de corrosão intergranular.

O objetivo deste ensaio é o de verificar o aparecimento de trincas tendo como causa a presença de corrosão intergranular.

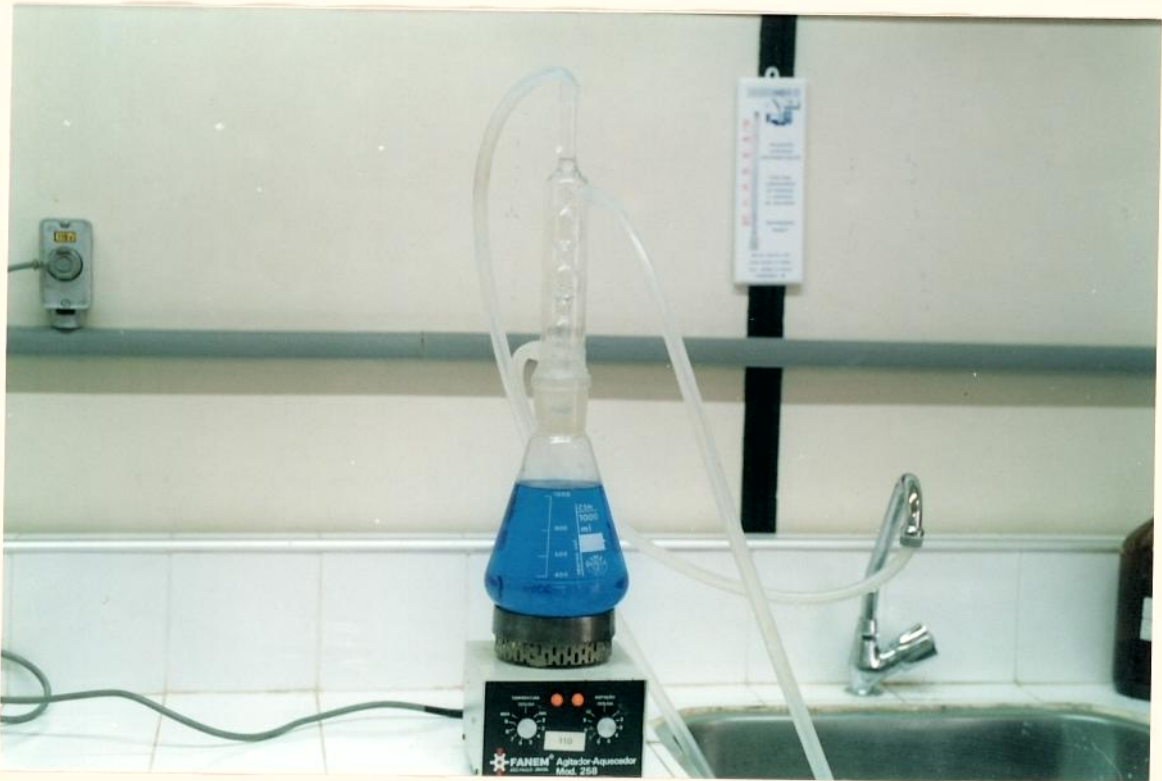


FIGURA 32 - Conjunto de aparelhos usados no ensaio de corrosão intergranular, segundo a norma A 708-79 da ASTM.

O ensaio de dobramento foi realizado em três pontos como especifica a norma, submetendo a parte superior das amostras e neste caso a região do reforço do cordão, à tração. Esta é a condição mecânica mais favorável para o trincamento em caso de corrosão intergranular

Para a realização deste ensaio foi necessária a construção de um dispositivo de dobramento como mostrado na FIG 33.

O dispositivo obedece certas especificações construtivas, de forma a respeitar as restrições da norma, as quais são:

- A dimensão do raio do punção do dispositivo deve ser igual ou menor à espessura das amostras.

- A dimensão da ranhura de dobramento na matriz deve ser igual à soma da dimensão do raio do punção, mais duas vezes a espessura das amostras, com uma pequena tolerância de + 0,5 mm.

A norma prevê obter um ângulo de dobramento de 180° , ou seja, realizar um ensaio de alta restrição, para provocar o trincamento das amostras mesmo em materiais de alta ductilidade.

Neste trabalho, por tratar-se de amostras soldadas, as quais apresentam uma região fragilizada pelo ciclo térmico de soldagem, foi necessário fazer o ensaio de dobramento até o aparecimento da primeira trinca, para evitar um trincamento total dos corpos de prova, e observar microscopicamente o caminho percorrido pelas trincas.

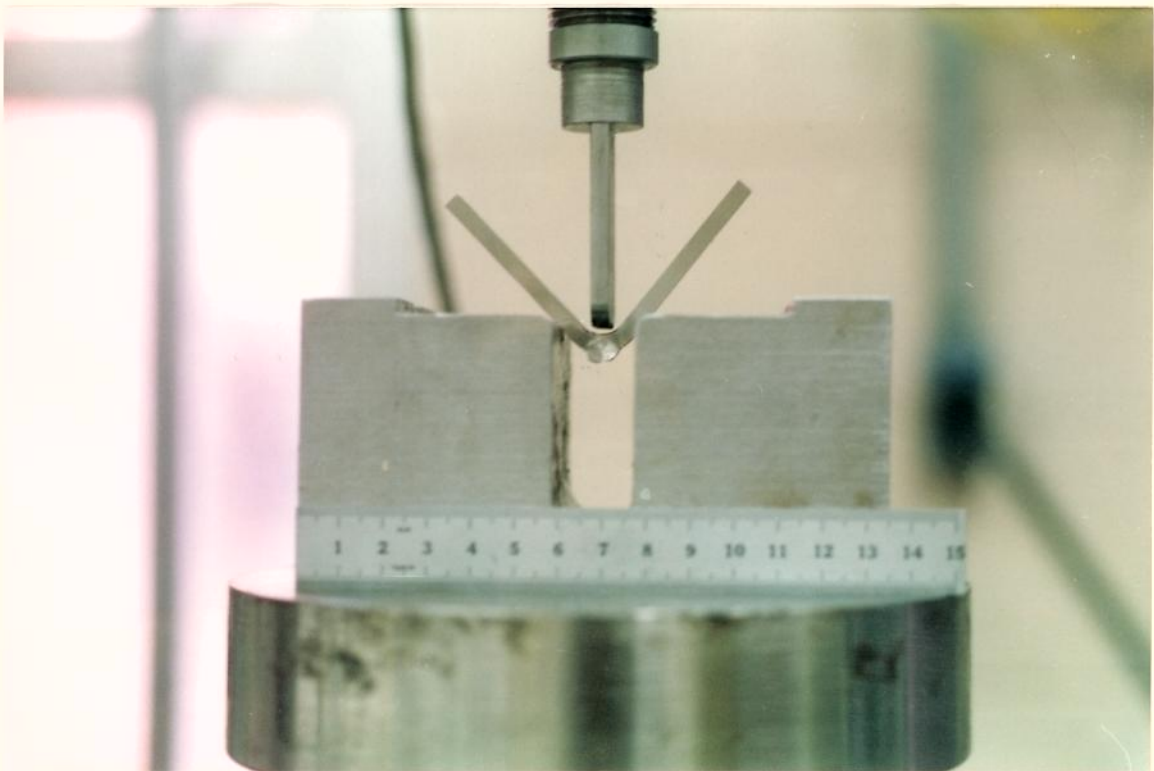


FIGURA 33 - Dispositivo para ensaio de dobramento com as restrições da norma A708-79 da ASTM.

O ensaio de dobramento foi realizado numa máquina de ensaios de materiais MTS-810, a qual permite o controle da taxa de deslocamento do punção e registrar as

curvas de deformação dos corpos de prova, garantindo desta forma o controle no começo do trincamento do material. Na FIG 34 mostra-se o conjunto de ensaio de dobramento.

3.9 - Tratamento térmico de sensibilização no metal base AISI-316.

O aço inoxidável austenítico AISI-316 usado no trabalho como metal base foi submetido a um tratamento térmico de sensibilização, que consiste em aquecer o material a 750°C durante 1 h, com o objetivo de avaliar a influência deste ciclo térmico imposto e comparar com os resultados obtidos pelo processo de solda.

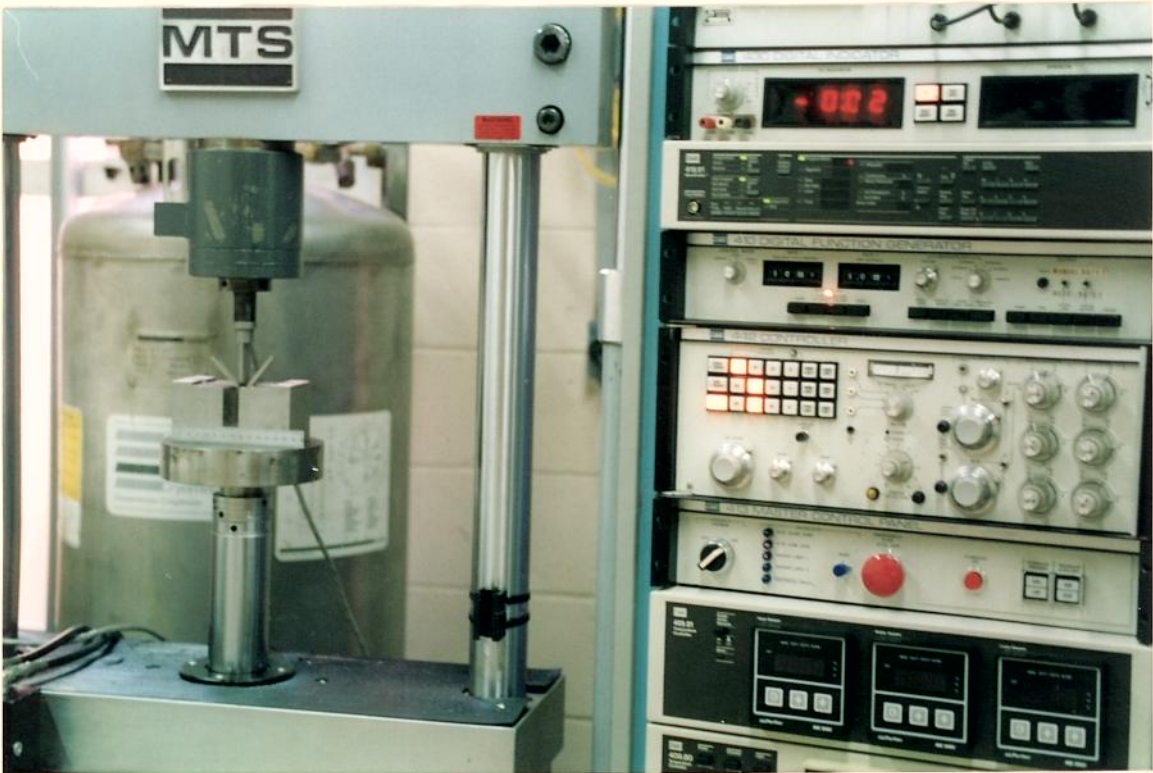


FIGURA 34 - Conjunto para ensaio de dobramento. Máquina MT -810 e dispositivo de dobramento.

4- RESULTADOS E DISCUSSÕES.

4.1 - Resultados preliminares.

Neste capítulo serão apresentados e analisados os resultados dos análises e ensaios preliminares da experiência, que de certa forma possibilitaram um correto desenvolvimento do trabalho e permitiram a obtenção de resultados estruturados e lógicos.

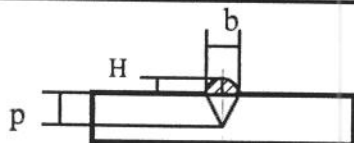
4.1.1- Otimização dos parâmetros do processo de soldagem.

Os resultados da otimização das variáveis ou parâmetros do processo de soldagem, tendo como objetivo estabelecer a influência destes na geometria do cordão de solda, são mostrados na TAB 8.

TABELA 8.

Parâmetros do processo e dados médios obtidos para b = largura; H = altura do reforço; p = penetração do cordão de solda.

No de ordem	Velocidade de soldagem (mm/min)	Intensidade de Corrente (Ampères)	\bar{b} (mm)	\bar{H} (mm)	\bar{p} (mm)
1	450	180	8	2,9	2,1
2	450	210	8,3	3,4	2,2
3	450	250	8,4	3,5	3,2
4	500	180	7,7	2,8	2
5	500	210	8	2,9	2,1
6	500	250	8,2	3,0	3
7	550	180	7,3	2,0	2,1
8	550	210	7,5	2,3	2,3
9	550	250	7,7	2,8	2,9
10	600	180	7,0	2,0	2
11	600	210	7,2	2,2	2,5
12	600	250	7,5	2,6	2,9
13	700	180	6,2	1,8	1,3
14	700	210	6,4	2,0	1,5
15	700	250	6,5	2,1	2
16	800	180	5,8	1,6	1
17	800	210	6,0	1,9	1,3
18	800	250	6,1	2,1	1,8



Como se observa nos resultados que são apresentados na TAB 8, existe um aumento dos valores geométricos do cordão (H - altura do reforço, b - largura do cordão e p - penetração do cordão), com o aumento da intensidade de corrente, como discutido no capítulo 1 (Sola, 1987), percebendo-se também que a velocidade de soldagem influencia inversamente, ou seja os valores geométricos do cordão diminuem com seu aumento, devido a que, quando são mantidos constante os outros parâmetros do processo e aumentada a velocidade de soldagem, diminui o insumo de

calor e também a quantidade de metal depositado no cordão por unidade de comprimento.

Alguns aspectos de ordem qualitativa foram obtidos, ajudaram a limitar a região central do experimento e são citados a seguir:

- Para as velocidades de soldagem de 500, 550, 600 mm/min com 250 ampères de intensidade de corrente é obtida uma penetração média de 3 mm, a qual garante tecnologicamente, colocar à mesma distância da linha de fusão os termopares para a aquisição dos valores do ciclo térmico da soldagem..

- Intensidade de corrente acima de 250 ampères provoca excesso de penetração na chapa, para os valores de velocidades de soldagem escolhidos e o diâmetro do arame usado no experimento. Se para o diâmetro de arame utilizado é usada uma intensidade de corrente maior, resulta além disso, uma alta taxa de deposição e, como conseqüência, propriedades mecânicas inferiores e alta possibilidade de aparecimento de trincas na região fundida da junta soldada são obtidas, em função da geometria do cordão.

- Trabalhar com 250 ampères, segundo **Sola, (1987)** e como mostra-se na FIG 25, possibilita uma forma de transferência do metal no arco tipo "Spray", garantindo:

* Um arco macio e estável.

* Boa penetração do cordão.

* Poucos respingos e bom acabamento da superfície do cordão de solda.

* Uma melhor proteção contra a oxidação das gotas no arco, devido a estas apresentarem tamanhos menores.

Da otimização preliminar e análise qualitativa dos parâmetros de soldagem, obteve-se os valores a serem utilizados na experiência principal, como mostra-se na TAB 9.

4.1.2 - Seleção da região de aquisição do ciclo térmico do processo.

Os resultados dos cálculos teóricos realizados para cada distância da linha de fusão são mostrados na TAB 10.

Como pode ser observado, os pontos selecionados permitem estudar a faixa de temperatura de (500 a 850)°C, sendo este o intervalo de temperaturas onde acontece a precipitação de carbonetos de cromo (**Peck e Berstein; 1977**). Também será possível registrar tanto dos picos de temperatura atingidos, como do intervalo de tempo (Δt) na faixa de temperatura crítica, possibilitando observar com maior precisão o processo de aquecimento e resfriamento causado pelo processo de solda MIG, neste aço, e sua influência na sensitização (precipitação de carbonetos de cromo, $M_{23}C_6$) do material.

TABELA 9
Parâmetros do processo de solda utilizados na experiência

Parâmetros	Magnitude	Observações para a experiência.
Intensidade de Corrente (A)	250	Variável Fixa
Tensão do arco (V)	22	Variável Fixa
Vazão do gás (l/min)	12	Variável Fixa
"GAP" (mm)	8	Variável Fixa
Tipo de gás	Mistura de Ar (98,5 % + O ₂ (1,5 %))	Variável Fixa
Diâmetro do arame (mm)	1,2	Variável Fixa
Velocidade de soldagem (mm/min)	500, 550 e 600	Mudanças na Vs para se obter diferentes Insumos de calor (IC)

TABELA 10

Temperaturas de pico (Tp) calculadas pela equação de Adams (Kou,1987), para modo de extração de calor tridimensional.

Velocidade de soldagem (mm/min)	Distância à linha de fusão (mm)	Temperatura de Pico (Tp) (°C)
500	1	1139
	2	818
	3	560
550	1	1134
	2	790
	3	529
600	1	1129
	2	770
	3	509

4.1.3 - Insumos de calor (IC) obtidos no experimento.

Considerando-se que foram utilizados três níveis de velocidades de soldagem (Vs), pode-se dizer que os cordões de solda foram obtidos com diferentes insumos de calor (IC), o que fornece diferentes taxas de resfriamento e com isto, diferentes ciclos térmicos.

Na TAB 11, se observa os três níveis de calor gerado no processo e os valores de energia transferida para as amostras, expressas pelo IC, calculados pelas equações [6] e [8]. Adotou-se um valor intermedio de 0,75 para ϕ .

TABELA 11
Calor gerado e insumo de calor para as diferentes velocidades de soldagem.

Velocidade de soldagem (mm/min)	Calor Gerado (kJ/mm)	Insumo de Calor (kJ/mm)
500	0,66	0,49
550	0,6	0,45
600	0,55	0,41

Observe-se ainda na TAB 11 que os maiores valores do insumo de calor são obtidos nas amostras que foram soldadas com menores velocidades de soldagem, o que significa que nestas condições existem as maiores possibilidades de acontecer a precipitação de carbonetos de cromo, pois o ciclo térmico do processo é mais intenso o que provavelmente provoca um maior tempo de permanência na faixa de temperatura crítica de precipitação de carbonetos de cromo deste aço, ou seja entre os 500°C e 850°C.

4.1.4 - Verificação experimental dos valores dos picos de temperatura obtidos pela equação de Adams (**Kou, 1987**), utilizando um registrador gráfico de três canais.

Devido as limitações que apresenta a equação de Adams, no cálculo da temperatura de pico na zona afetada pelo calor, foi verificado experimentalmente usando um registrador gráfico de três canais, os valores teóricos obtidos, e que são apresentados na TAB 10.

Como já foi dito neste capítulo, para os parâmetros do processo de soldagem utilizados foram obtidos três insumos de calor (IC) os quais geraram ciclos térmicos diferentes. Os gráficos destes ciclos térmicos são mostrados nas GRAF. 1, 2 e 3, para os casos de máximo, médio e mínimo insumo de calor, respectivamente.

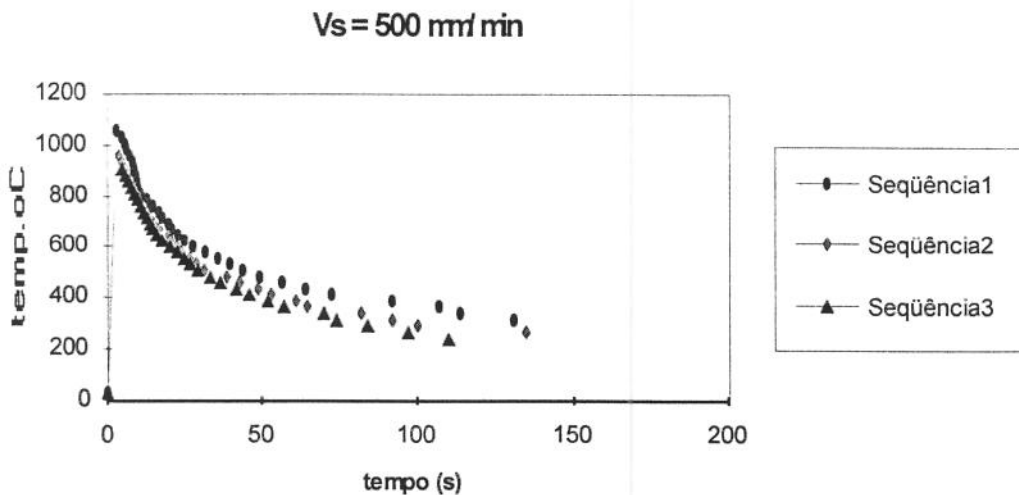


GRÁFICO 1- Ciclo térmico do processo de soldagem para IC=0,49 kJ/mm, usando um registrador gráfico de três canais. Seqüência 1- Curva do termopar a 1 mm da linha de fusão. Seqüência 2- Curva do termopar a 2 mm da linha de fusão. Seqüência 3- Curva do termopar a 3 mm da linha de fusão.

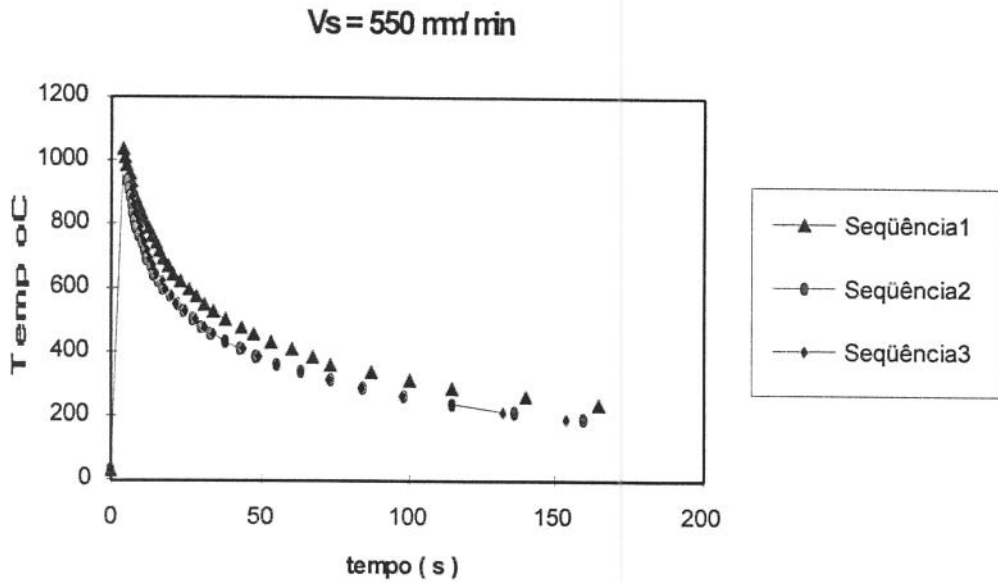


GRÁFICO 2- Ciclo térmico do processo de soldagem para $I = 0,45 \text{ kJ/mm}$ usando um registrador gráfico de três canais. Seqüência 1- Curva do termopar a 1 mm da linha de fusão. Seqüência 2- Curva do termopar a 2 mm da linha de fusão. Seqüência 3- Curva do termopar a 3 mm da linha de fusão.

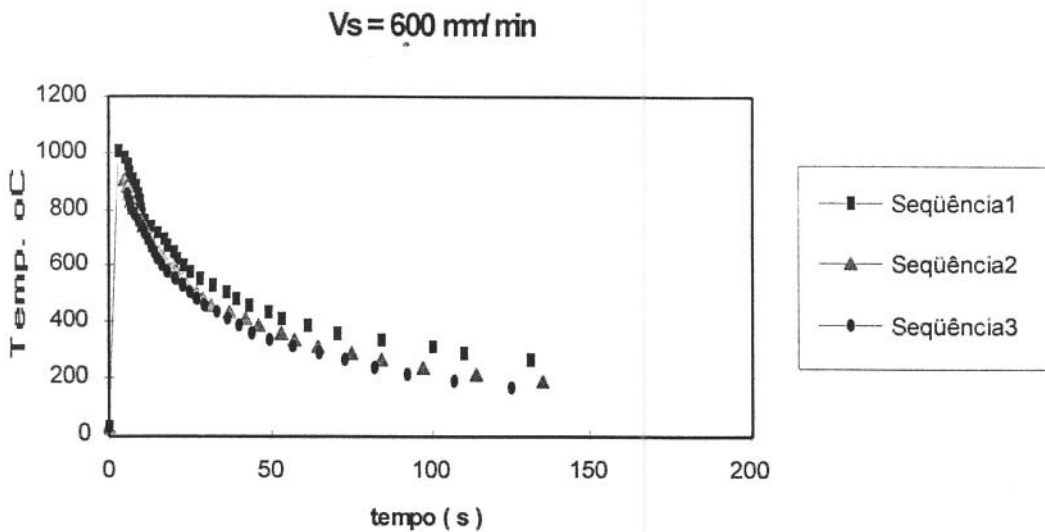


GRÁFICO 3- Ciclo térmico do processo de soldagem para $IC = 0,41 \text{ kJ/mm}$. Seqüência 1- Curva do termopar a 1 mm da linha de fusão. Seqüência 2- Curva do termopar a 2 mm da linha de fusão. Seqüência 3- Curva do termopar a 3 mm da linha de fusão.

Os picos de temperaturas alcançados e os valores de Δt entre os 850 e 500°C (Δt_{8-5}) para cada IC, aparecem na TAB 12. Estes valores foram tomados e calculados diretamente das curvas obtidas no registrador X-t.

TABELA 12

Valores experimentais dos ciclos térmicos obtidos via registrador gráfico para cada insumo de calor.

Insumo de calor (IC) kJ/mm	1 mm da linha de fusão		2 mm da linha de fusão		3 mm da linha de fusão	
	Δt (8-5) (s)	Pico de temp. (°C)	Δt (8-5) (s)	Pico de temp. (°C)	Δt (8-5) (s)	Pico de temp. (°C)
0,49	33,5	1062	23,5	960	22,5	910
0,45	29	1040	20,5	934	19	900
0,41	27	1010	19,5	910	18,5	860

Comparando os valores teóricos obtidos e apresentados na TAB 10, com os resultados experimentais mostrados na TAB 12, pode-se observar que para o caso da temperatura de pico a 1 mm da linha de fusão, os valores teóricos são superiores aos obtidos de forma experimental, entretanto, o mesmo comportamento não é observado para 2 e 3 mm da linha de fusão, onde os valores obtidos experimentalmente são superiores.

Tudo isto é devido a que as T_p calculadas pelo modelo tridimensional de Adams devem ser sempre inferior às reais, já que a condição geométrica da experiência é intermediária entre chapa grossa e chapa fina.

Acontece que, quando usado um registrador gráfico, a inércia térmica do aparelho atenua o valor da T_p a 1 mm da linha de fusão, devido à alta taxa de aquecimento e resfriamento da soldagem. Para 2 e 3 mm, o registrador consegue acompanhar melhor o ciclo térmico real, e portanto, as T_p são maiores que as calculadas.

Fazendo-se uma análise dos resultados mostrados na TAB 12, pode-se observar que os picos de temperaturas na região selecionada alcançam valores entre 1062°C (para o caso de máximo insumo de calor e 1 mm da linha de fusão) e 860°C (para o caso de mínimo insumo de calor a 3 mm da linha de fusão), ou seja valores superiores à faixa de temperaturas crítica de precipitação de carbonetos.

Isto significa que os pontos selecionados na ZAC foram aquecidos na faixa de temperatura crítica de precipitação, o que, unido a outros fatores que estão presentes nessa região, como crescimento do grão de austenita, formação de ferrita na estrutura e existência de contornos de grão ferrita-austenita, aumentam a possibilidade de precipitação de carbonetos de cromo.

4.2 - Resultados principais.

4.2.1 - Medidas dos ciclos térmicos para os diferentes insumos de calor via computador, usando o cartão STD-5012-Convertor Analógico/Digital.

Os ciclos térmicos obtidos para cada condição de soldagem e distância da linha de fusão são mostrados no ANEXO do trabalho nos GRAF 1 a 9, podendo-se

perceber os ciclos térmicos de soldagem mais intensos, para as distâncias selecionadas (1,2 e 3mm) da linha de fusão, os quais correspondem ao maior insumo de calor.

Foram tomados e calculados os valores dos picos de temperatura e os tempos de resfriamento entre os 850 e 500 °C, para cada insumo de calor e distância da linha de fusão, os quais são mostrados na TAB 13.

Comparando-se os valores de temperatura e tempo obtidos via cartão AQ-5012 com os valores obtidos via registrador gráfico, pode ser concluído que quando é usado um cartão analógico-digital para a realização da aquisição dos ciclos térmicos no processo de soldagem, os valores de temperaturas obtidos com o cartão são mais confiáveis.

Note-se na TAB 13 que os picos de temperatura alcançados no material são maiores e os tempos de resfriamento menores usando o cartão conversor analógico-digital, devido à maior inércia que apresentam os registradores gráficos, portanto, como no processo de solda a velocidade de aquecimento e resfriamento são muito elevadas, não dá tempo ao aparelho registrar as máximas variações de temperaturas atingidas no material num período de tempo tão curto (< 6 seg).

A condição térmica de máximo insumo de calor e maior tempo na faixa crítica de precipitação é a mais favorável da experimentação para que ocorra a precipitação de carbonetos de cromo. Também nessa região é muito provável que exista a formação de ferrita δ na estrutura e aumente o tamanho de grão, o que pode aumentar a cinética de precipitação dos carbonetos.

TABELA 13

Valores dos ciclos térmicos para as diferentes condições de soldagem e distâncias à linha de fusão, registrados pelo cartão AQ-5012.

Insumo de calor (IC) (kJ/mm)	1 mm da linha de fusão		2 mm da linha de fusão		3 mm da linha de fusão	
	Δt (8-5) (s)	Pico de temp (°C)	Δt (8-5) (s)	Pico de temp. (°C)	Δt (8-5) (s)	Pico de temp (°C)
0,49	42,5	1250	32,5	1190	27,5	1090
0,45	40	1200	27,5	1132	22,58	1081
0,41	35	1115	26,25	914	22,5	890

Fazendo-se uma comparação com a FIG 14 que aparece neste trabalho e representa as curvas TTC (Temperatura-Tempo-Corrosão) (Folkhard, 1987), ou seja, a sensibilidade à corrosão intergranular de um aço tipo 18/12Ni/2,5Mo, que por sua vez é muito semelhante na composição química a um aço AISI 316, se percebe facilmente que os intervalos de tempos (Δt)₍₈₋₅₎ necessários para que ocorra o fenômeno corrosivo intergranular são maiores que os encontrados nestas condições do processo de soldagem, como mostra a FIG 35.

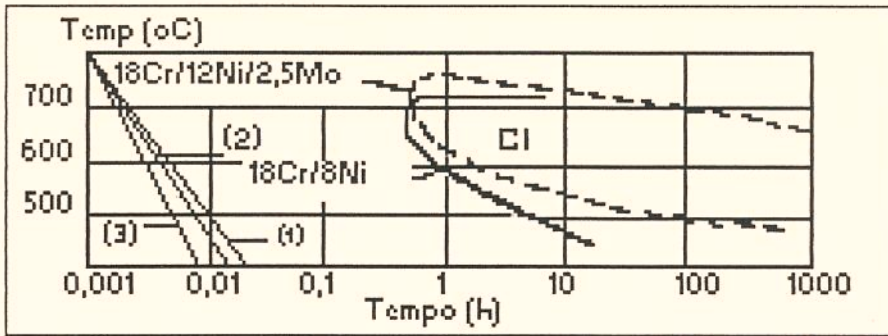


FIGURA 35 - Diagrama TTC dos aços tipos 18Cr/12Ni/2,5Mo e 18Cr/8Ni, com as taxas de resfriamento obtidas para as condições do processo de soldagem realizado. Curva 1- IC=0,49 kJ/mm. Curva 2- IC= 0,45 kJ/mm. Curva 3- IC=0,41 kJ/mm.

4.3- Análises metalográficas.

O material foi fornecido no estado laminado e recristalizado, aspecto que foi verificado através de análise microestrutural, apresentando uma estrutura deformada característica do processo de laminação, observando-se entretanto as linhas de deformação do material, o que é comum nos aços inoxidáveis.

Na FIG 36, se observa a seção transversal do metal base no sentido de laminação, apresentou o tamanho de grão ASTM do metal base igual a 7 na escala de 12.

O metal base apresentou uma estrutura totalmente austenítica, característica deste tipo de material, para esta composição química, como observa-se na FIG 36, de acordo com o esperado e calculado, pelas equações de Cr e Ni equivalentes, [1] e [2], para o diagrama de **Delong (1974)**.



FIGURA 36 - Micrografia do metal base antes da de soldagem. Microestrutura de austenita monofásica e linhas características do processo de laminação do material. Ataque eletrolítico com Ácido Oxálico 10%.

4.3.1 - Caracterização microestrutural da região soldada.

4.3.1.1 - Zona fundida.

De acordo com **Easterling (1983)** e **Savage (1980)**, a região fundida da solda solidificou-se, apresentando um crescimento de grão epitaxial, ou seja, os grãos da região fundida crescem apartir dos grãos da interface líquido-sólido que foram parcialmente fundidos e seus tamanhos dependem diretamente do tamanho dos grãos originais, o qual é característico dos processos de soldagem. Este fenômeno pode ser observado na FIG 37.

A solidificação na região fundida foi dendrítica para todos os insumos de calor usados na experiência, causada fundamentalmente pelas velocidades de solidificação obtidas, que por sua vèz são provocadas pelos gradientes de temperaturas obtidos na poça de fusão, para este processo de soldagem. Este modo de solidificação é mostrado na FIG 38.

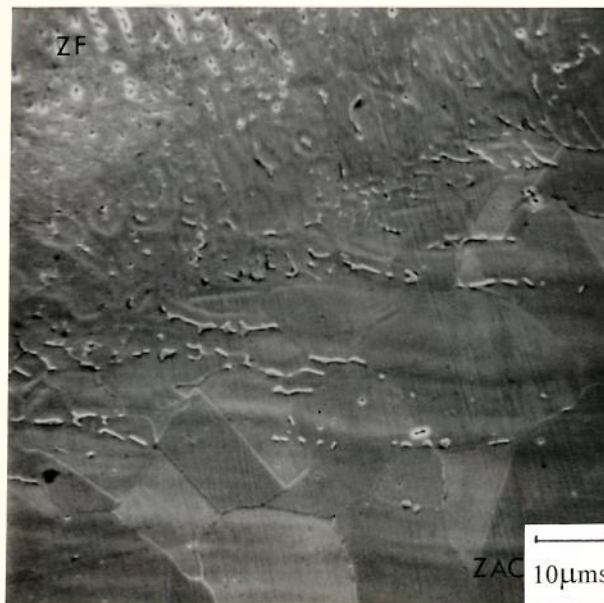


FIGURA 37 - Crescimento epitaxial da região fundida de uma junta de aço AISI-316, com metal de adição ER 316L, soldada pelo processo MIG e IC de 0,49 kJ/mm (MEV). Ataque eletrolítico com Persulfato de Amônia.

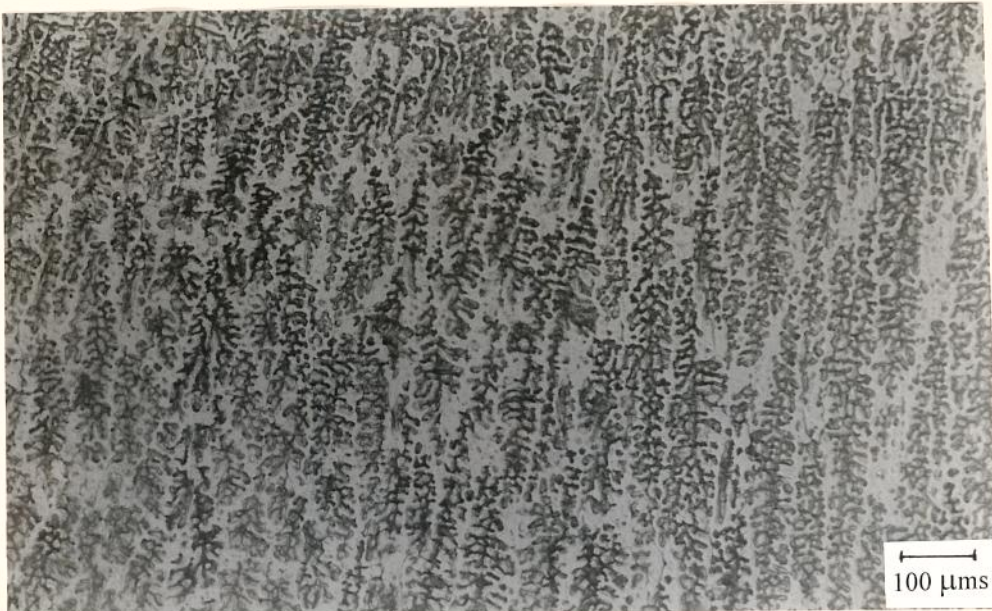


FIGURA 38 - Modo dendrítico de solidificação na região fundida de uma junta de um aço AISI-316 e metal de adição ER 316L, soldado pelo processo MIG e IC de 0,59 kJ/mm. Ataque eletrolítico com ácido Oxálico(10%).

Como era esperado, segundo **Suutala, Takalo & Miosio (1980)**, na região fundida observou-se a presença na microestrutura de austenita e ferrita δ , esta com morfologia vermicular, como mostra a FIG 39.

Conhecendo as composições químicas dos metais de adição ER 316L e ER316L-Si e, segundo as equações [1] e [2], pode-se determinar os valores do C_{req} e Ni_{eq} e a relação entre eles, obtendo-se:

$$C_{req}/Ni_{eq} [\text{ER 316L}] = 1,59$$

$$C_{req}/Ni_{eq} [\text{ER 316L-Si}] = 1,63$$

Segundo **Smith & Farrar (1993)**, que classificam e analisam o tipo de solidificação primária dependendo da relação C_{req}/Ni_{eq} e observando-se para os dois metais de adição, que o valor da relação C_{req}/Ni_{eq} é menor que 1,95 e maior que 1,48, pode-se afirmar que na poça de solda a ferrita δ foi a primeira fase no processo de solidificação e a austenita é formada entre as dendritas a partir da fases líquido e ferrita. A austenita cresce no líquido e na ferrita δ inicial; mas o crescimento no líquido pode ocasionar a segregação de elementos ferritizantes dando origem à ferrita δ interdendrítica com uma morfologia vermicular.

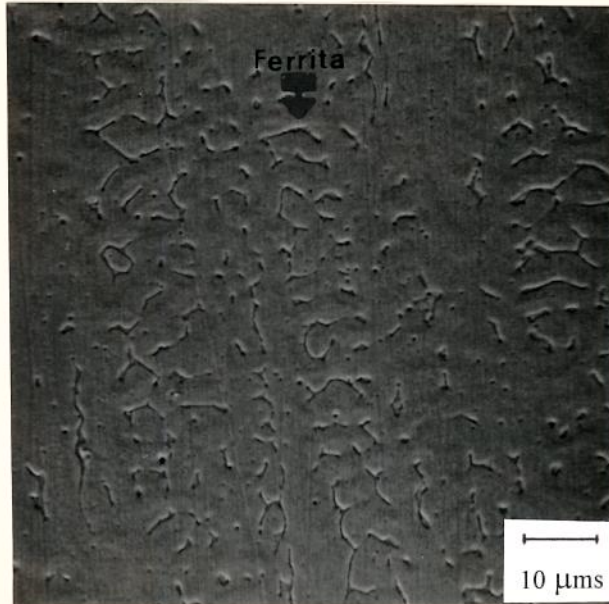


FIGURA 39 - Microestrutura de austenita e ferrita δ da região fundida da junta de um aço AISI-316, com metal de adição ER 316L, soldada pelo processo MIG e IC=0,49 kJ/mm (MEV). Ataque eletrolítico com Persulfato de Amônia.

Observou-se também a influência do silício como elemento ferritizante, ou seja, na formação de ferrita δ . Percebe-se que as amostras que foram soldadas com metal de adição ER 316L-Si, apresentaram uma maior quantidade de ferrita δ na região, como é mostrado na FIG 40, que pode ser comparada com a FIG 39.

Outro aspecto que provavelmente influenciou na quantidade de ferrita δ na região fundida foi a taxa de resfriamento a qual é inversamente relacionada com o IC do processo, ou seja segundo **Ventrella (1990)**, para maiores taxas de resfriamentos ou menores IC, há uma maior formação de ferrita na região.

Para os corpos de provas soldados com o menor IC (0,41 kJ/mm) e menor $\Delta t_{(8-5)}$ (22,5 s a 1 mm da linha de fusão), foi observado um ligeiro aumento na quantidade de ferrita δ formada. Isto explica-se, segundo **Ventrella (1990)**, porque para as maiores taxas de resfriamento, a transformação ferrita-austenita pode ser incompleta e a segregação de elementos ferritizantes pode causar estabilização da ferrita δ , tanto no centro das dendritas como nos espaços interdendríticos.

4.3.1.2- Zona afetada termicamente (ZAC).

Caracterizado o material macroestruturalmente para a definição das diferentes zonas de uma junta soldada, foi feita uma análise microestrutural nas regiões da ZAC, onde, pelas condições térmicas levantadas, a precipitação dos carbonetos de cromo era favorecida.

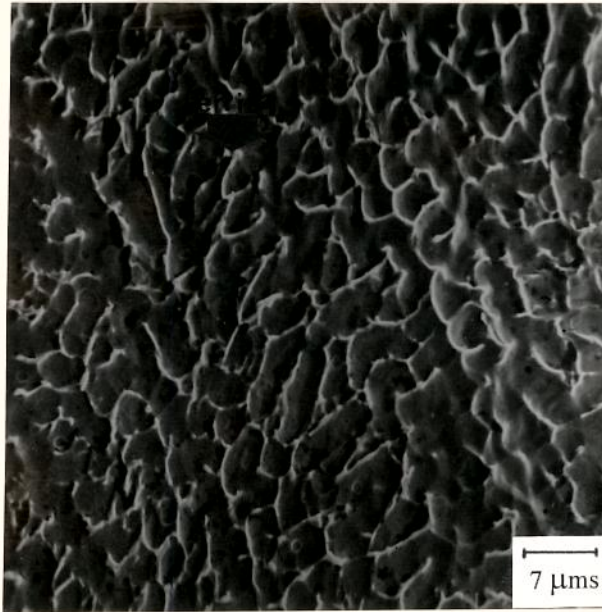


FIGURA 40 - Ferrita δ formada na região fundida de uma junta de um aço AISI-316 e metal de adição ER 316L-Si, soldada pelo processo MIG e IC de 0,49 kJ/mm. (MEV). Ataque eletrolítico com Persulfato de Amônia.

Como resultado deste análise observou-se que, em nenhuma das subzonas das ZAC existia a presença de precipitados de cromo na estrutura. Entretanto, resolveu-se estudar com mais profundidade a sub-zona de maior temperatura (Zona de crescimento excessivo dos grãos) da ZAC. Por ser uma região crítica em função das condições térmicas e estruturais (maior tamanho de grão).

Não foi verificada na região a presença de precipitados na estrutura, como pode-se observar na FIG 41, onde se mostra uma micrografia de uma amostra soldada nas condições mais críticas termicamente (maior IC) do experimento.

Também nessa região observou-se a presença de ferrita δ , formada nos contornos de grãos da austenita, devido a mudanças composicionais que acontecem em consequência do ciclo térmico de soldagem, apresentando também uma maior quantidade de ferrita δ na zona de grãos parcialmente fundidos, como pode-se observar FIG 42.

O tipo de fase presente na matriz e o tamanho de grão influenciam diretamente na precipitação de carbonetos de cromo, estando comprovado por vários pesquisadores, como citado no capítulo 3, que a ferrita δ aumenta a cinética de precipitação, devido à baixa solubilidade do carbono, combinado com uma maior difusão, quando comparada com a fase austenita e um maior tamanho de grão provoca uma maior concentração de carbonetos precipitados por unidade de volume no material.

Ainda, segundo **Smith & Farrar (1993)**, a interface ferrita-austenita constitui o local preferencial de precipitação para estes aços, precisamente pelas características de solubilidade e difusão da ferrita δ e condições energéticas associadas aos contornos de grãos. Devido a isto, verificou-se metalograficamente com maior precisão estas interfaces, em toda a região, não encontrando-se precipitados em nenhuma das amostras, como é mostrado na FIG 41, que mostra a microestrutura típica encontrada nestas regiões.

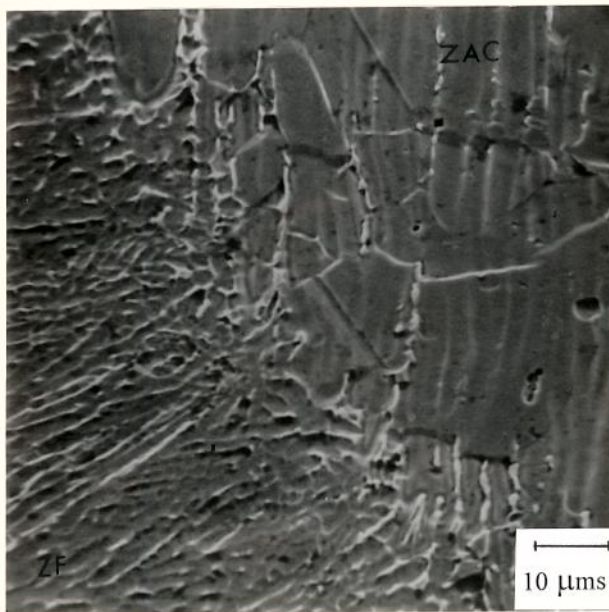


FIGURA 41 - Micrografia da região da interface cordão de solda-ZAC, e da zona de crescimento excessivo dos grãos (MEV). Ataque eletrolítico com Persulfato de Amônia.

Depois de feita a caracterização microestrutural das regiões da ZAC mais críticas, como já foi citado e, sabendo-se que a fase ferrita δ tem uma grande influência na precipitação de carbonetos de cromo, usou-se a técnica de microanálise química quantitativa por energia dispersiva no MEV para realizar análises de diferentes micro-regiões com morfologia característica e comprovar, pela

composição química, o tipo de fase presente e a possível presença de precipitação naquela região.

O resultando das análises mostram que a fase ferrita δ era a outra fase presente na estrutura, determinada pela característica da composição química quando comparada com a composição da fase austenita, que segundo a FIG 7 (d) (Smith & Farrar, 1993), onde analisa-se o comportamento da microsegregação dependentemente das fases presentes na estrutura, em que a ferrita apresenta maior conteúdo de cromo, menos níquel e menos ferro, como é mostrado na TAB 14.

TABELA 14

Resultados dos valores médios da composição química, obtidos por análise química por energia dispersiva no MEV, para um IC=0,59 kJ/mm.

Composição química (%)

Fase	Si	Mo	Cr	Fe	Ni
Ferrita δ	0,36	2,47	20,01	64,23	5,20
Austenita	0,29	1,28	16,73	67,24	8,24

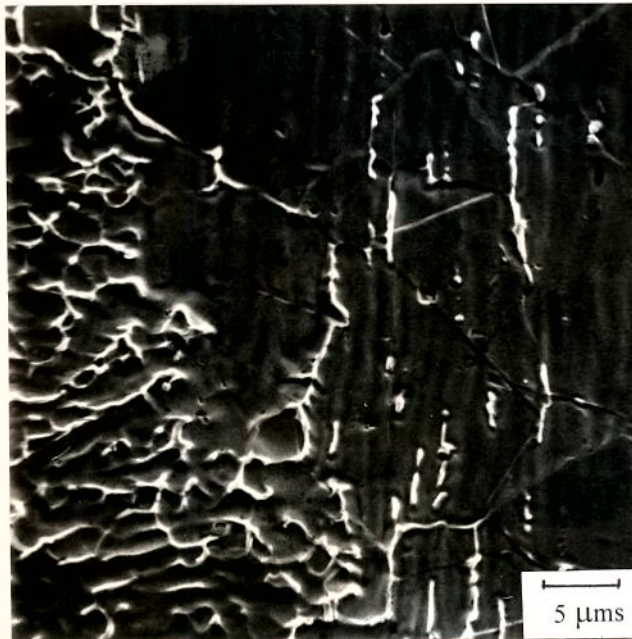


FIGURA 42 - Ferrita δ formada na região de crescimento excessivo dos grãos (MEV). Ataque eletrolítico com Persulfato de Amônia.

4.3.1.3- Tratamento térmico de sensitização no metal base AISI-316.

O metal base AISI-316 foi submetido a um tratamento térmico de sensitização de 1,0 h a 750°C, para se observar a suscetibilidade à precipitação de carbonetos de

cromo ($M_{23}C_6$) do aço em estudo, em condições térmicas que favorecem este fenômeno.

Na FIG 43 pode-se observar a microestrutura do material após realizado o tratamento térmico de sensitização, percebendo-se facilmente a rede de carbonetos formada nos contornos dos grãos de austenita, concordando com **Peck & Bernstein (1977)**, onde se prevê a região como local preferencial de precipitação.

Isto mostra que a precipitação de $M_{23}C_6$ ocorre para a composição química deste aço, quando submetido a condições térmicas favoráveis para sua sensitização (precipitação de carbonetos de cromo), o que confirma a análise feito pelo diagrama da FIG 14, segundo **Folkhard, 1984** e possibilita explicar que provavelmente, as condições energéticas do processo de soldagem utilizado não constituem condições de sensitização da junta soldada (ZAC) para este aço.

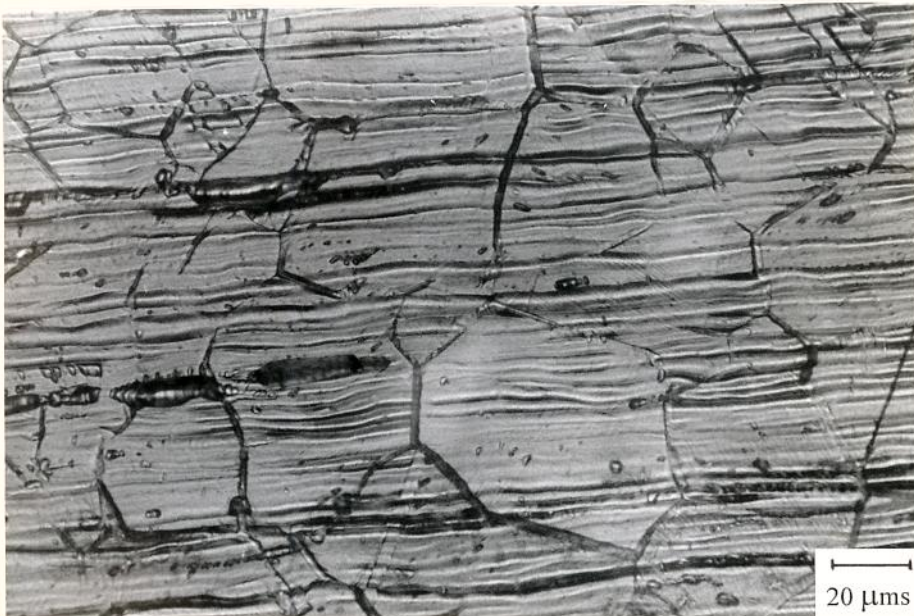


FIGURA 43 - Precipitação de carbonetos de cromo ($M_{23}C_6$) nos contornos dos grãos, em um aço AISI-316, com um tratamento térmico de sensitização de 1,0 h a 750°C . Ataque eletrolítico com Acido Oxálico (10%).

4.4 - Resultados do ensaio de corrosão intergranular, segundo a norma A 708-79 (ASTM).

Como é explicado no capítulo de técnicas experimentais, as amostras foram submetidas a uma pré-avaliação microestrutural, utilizando um ataque eletrolítico em Persulfato de Amônio $[(\text{NH}_4)_2\text{S}_2\text{O}_8]$, como é recomendado na norma A 262-85 (ASTM) para os aços inoxidáveis com molibdênio na composição química, como é o caso do aço AISI-316.

Esta pré-avaliação microestrutural mostrou uma estrutura classificada na norma como "STEP" com pites de corrosão, para todas as amostras ensaiadas, como mostra a FIG 44, para o caso das amostras soldadas com metal de adição ER 316L e na FIG 45 para o caso das amostras soldadas com metal de adição ER 316L -Si, para ambos casos com IC máximo de 0,49 kJ/mm.

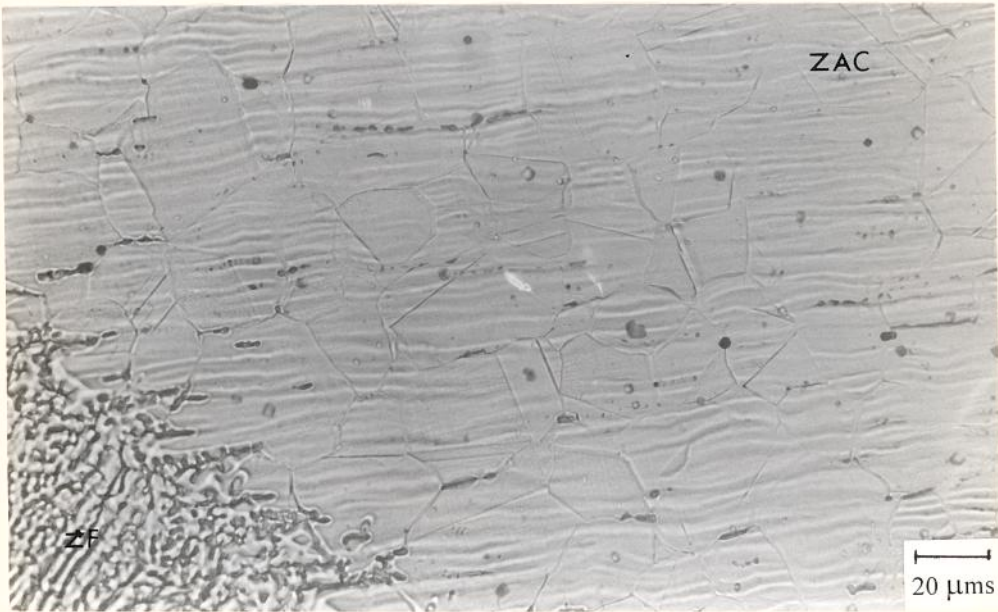


FIGURA 44 - Microestrutura classificada pela Norma A 262-85 (ASTM) como "STEP" com pites de corrosão, para uma junta de um aço AISI-316 com metal de adição ER 316L, soldada pelo processo MIG e IC de 0,49 kJ/mm. Ataque eletrolítico com Persulfato de Amônio.

Para o aço AISI-316, a norma estabelece que, se o material pré-avaliado apresenta uma estrutura de "STEP" com pites de corrosão, pode ser usado o ensaio segundo a norma A 708-79 e as condições para que aconteça corrosão intergranular são mínimas.

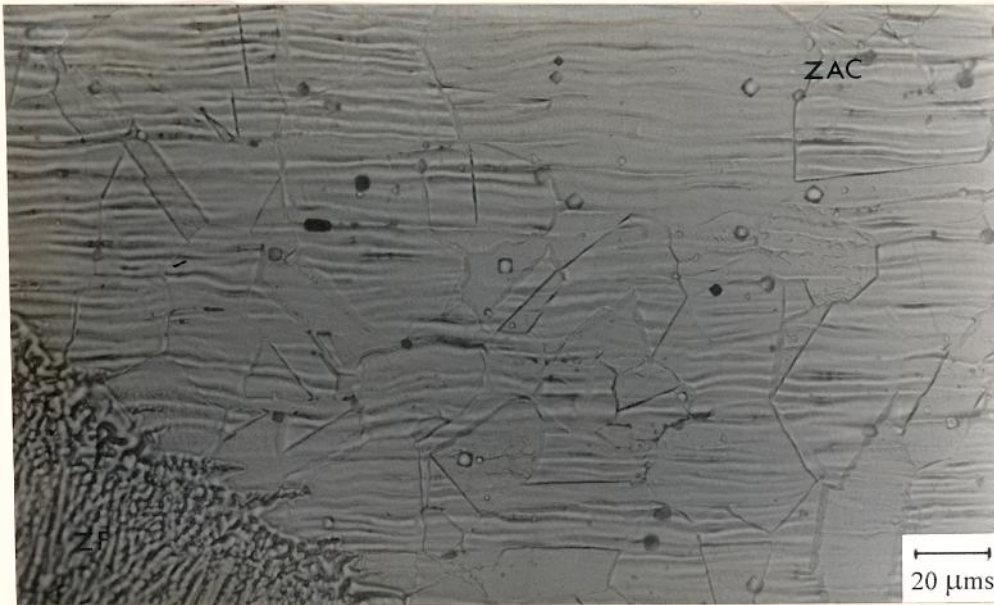


FIGURA 45 - Microestrutura classificada pela Norma A 262-85 (ASTM) como "STEP" com pites de corrosão, para o caso de uma junta de um aço AISI-316 com metal de adição ER 316L-Si, soldada pelo processo MIG e IC de 0,49 kJ/mm. Ataque eletrolítico com Persulfato de Amônia.

Os corpos de provas foram ensaiados por corrosão intergranular durante 72 horas, nas condições citadas anteriormente (capítulo de técnicas experimentais), posteriormente realizou-se uma verificação metalográfica, observando-se um aumento na quantidade de pites profundos e superficiais que acompanham as linhas de deformação do material e os contornos dos grãos. Estas são regiões de alta concentração energia que favorecem a formação destes, como pode ser observado nas FIG 46 e 47. Nelas mostra-se o acontecido na região de crescimento excessivo dos grãos, já que esta é uma região crítica, térmica e estruturalmente, para que aconteça o fenômeno de corrosão intergranular.

Em nenhum dos corpos de provas foi observado, depois de realizar o ensaio de corrosão, o fenômeno de corrosão intergranular característico deste material em presença de carbonetos de cromo nos contornos dos grãos. Provavelmente isto se deve a que, o ciclo térmico imposto ao material garanta uma permanência na temperatura crítica menor que a necessária para que aconteça a precipitação de carbonetos de cromo, a qual é o fator fundamental.



FIG 46 - Micrografia da região de crescimento dos grãos. Observa-se pites profundos e não profundos produto do ensaio de corrosão intergranular. Junta soldada com metal de adição ER 316L e IC de 0,49 kJ/mm. Ataque eletrolítico com Persulfato de Amônia.

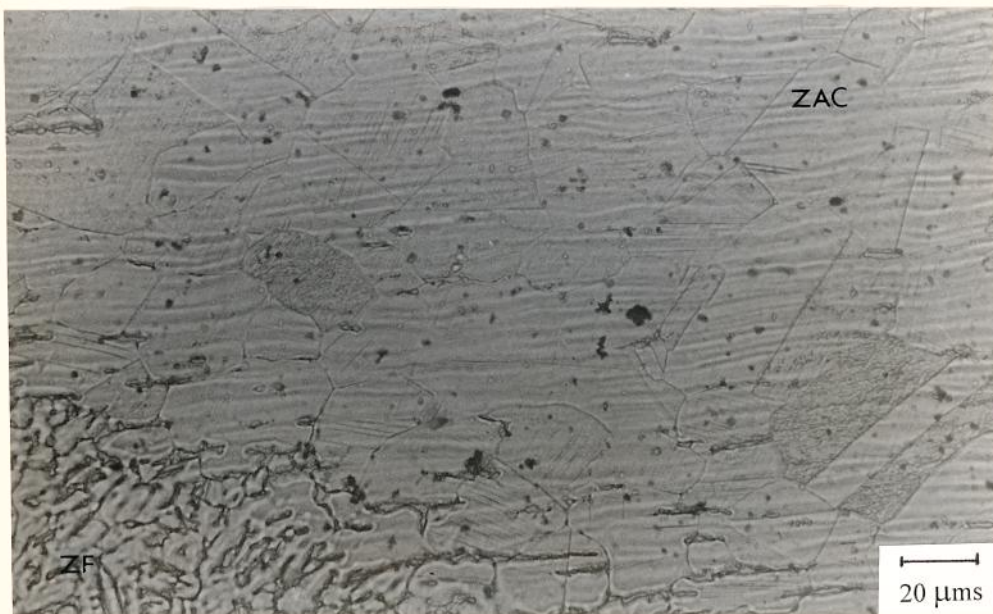


FIGURA 47 - Micrografia da região de crescimento dos grãos, observa-se pites profundos e não profundos produtos do ensaio de corrosão intergranular. Junta soldada com metal de adição 316L-Si e IC de 0,49 kJ/mm. Ataque eletrolítico com Persulfato de Amônia.

Outro fator importante para evitar a ocorrência da corrosão intergranular é a baixa concentração de carbono no material, possibilitando que, mesmo que exista formação de ferrita δ na estrutura, o teor do carbono é tão baixo que, para os curtos tempos de permanência na faixa crítica de precipitação evita a formação de carbonetos de cromo.

4.4.1- Ensaio de dobramento segundo a norma ASTM A 708-79.

Os corpos de prova foram dobrados em três pontos até o aparecimento da primeira trinca, com o objetivo de conseguir analisar o desenvolvimento das trincas e avaliar seu comportamento, após terminado o ensaio.

O controle deste ensaio foi feito através da registro direto na máquina dos valores da carga aplicada contra o deslocamento da amostra, já que, quando o material começa a trincar, a carga do ensaio cai, mantendo-se o deslocamento das amostras, o qual é registrado nas curvas obtidas, como mostra no GRAF 4.

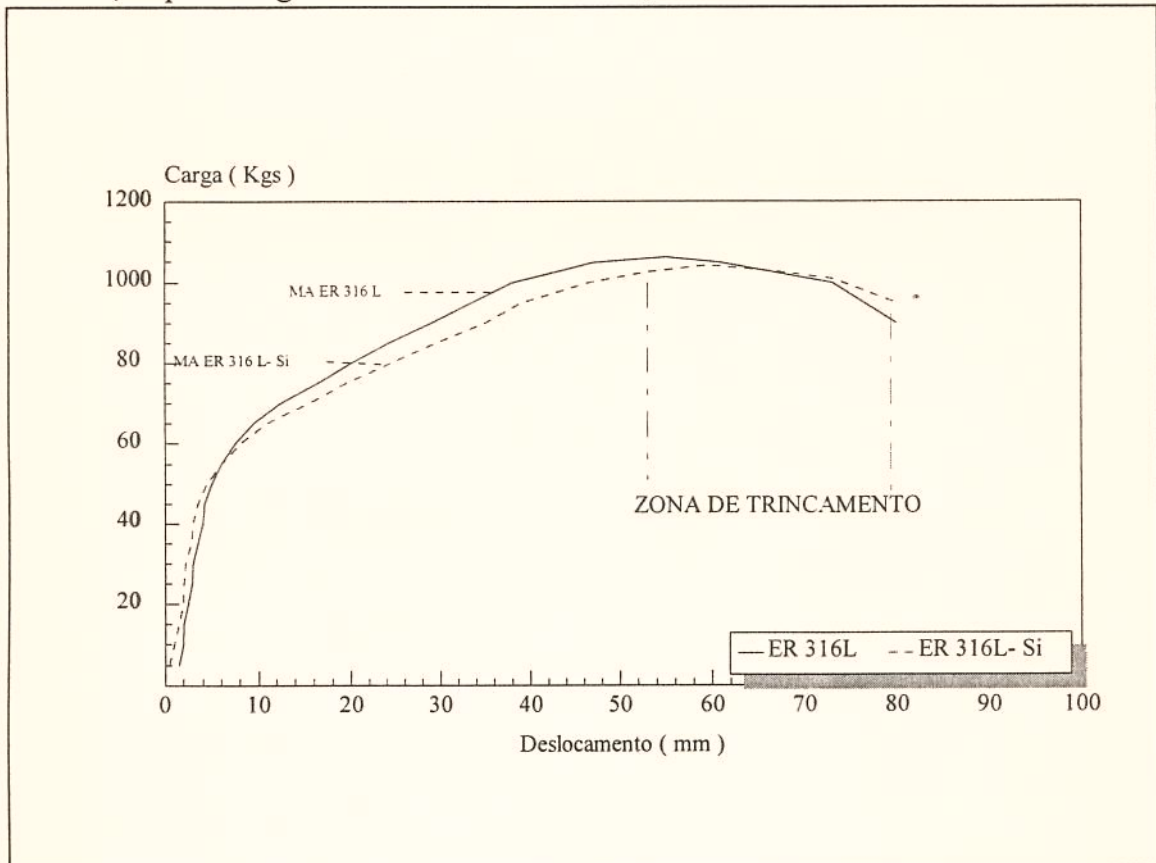


GRÁFICO 4 - Curvas deslocamento contra carga aplicada no ensaio de dobramento após corrosão intergranular, segundo ASTM A 708-79. Amostras das juntas com metal de adição ER 316L e ER 316 L-Si.

Para uma correta análise das causas do trincamento nas amostras ensaiadas, estudou-se primeiro a zona por onde começou o mesmo, observando-se que em todas as amostras as trincas apareceram na interface da zona fundida com a zona afetada termicamente, desenvolvendo-se para a região de crescimento excessivo dos grãos na

ZAC, como é mostrado na FIG 48. Tudo isto aconteceu na parte superior das amostras submetidas a esforço de tração durante o ensaio de dobramento.

Provavelmente, a causa deste fenômeno característico está associada à fragilização que produz o ciclo térmico do processo de soldagem nesta região, produto do crescimento excessivo dos grãos.

Na FIG 49 é mostrada uma comparação entre duas amostras submetidas ao ensaio de corrosão intergranular, uma sem junta soldada e a outra com junta. Observou-se que a amostra não soldada alcançou um ângulo de dobramento de 180° sem trincar; mas a soldada trincou com um ângulo menor, aspecto que reforça a hipótese da fragilização devido ao processo de soldagem.

Para confirmar este resultado foi feito um estudo fractográfico das trincas nas diferentes amostras ensaiadas por dobramento. Primeiro foi realizada uma verificação microestrutural das amostras, para observar o caminho percorrido pelas trincas no material, ou seja, se o desenvolvimento era transgranular ou intergranular, aspecto que resultou muito difícil pela alta deformação do material na região, o que dificultou observar e avaliar com exatidão o tipo de trinca, como mostra a micrografia da FIG 50.

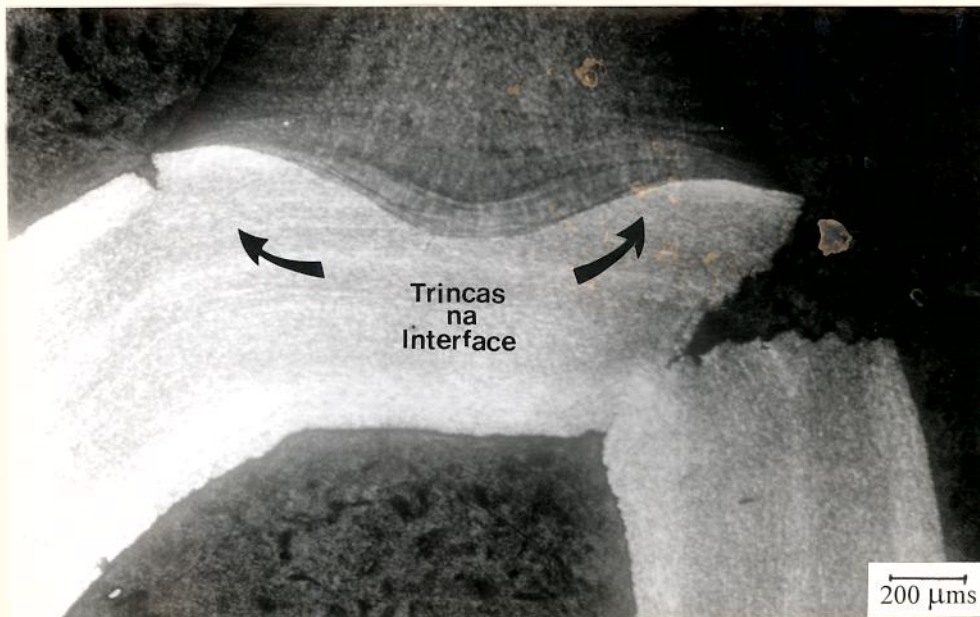


FIGURA 48 - Macrografia onde se mostra o local de início da trinca, na interface da região fundida com a zona termicamente afetada e seu desenvolvimento para a zona de crescimento excessivo dos grãos. Ataque eletrolítico com Persulfato de Amônia.

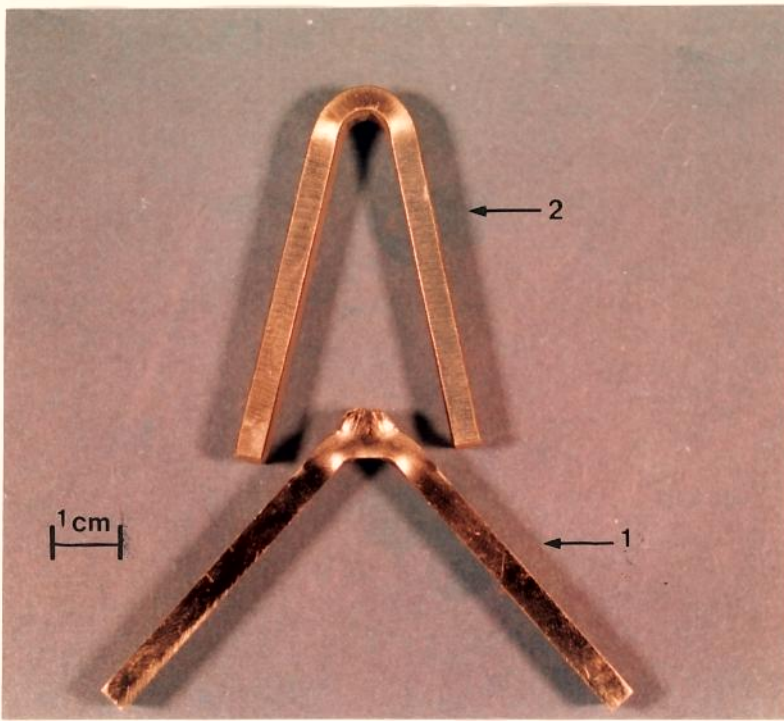


FIGURA 49 - Amostras submetidas ao ensaio de corrosão intergranular e posterior ensaio de dobramento. (1) - Corpo de prova soldado pelo processo MIG com metal de adição ER316L e IC de 0,49 kJ/mm. (2) - Corpo de prova do metal base AISI-316 sem soldagem.

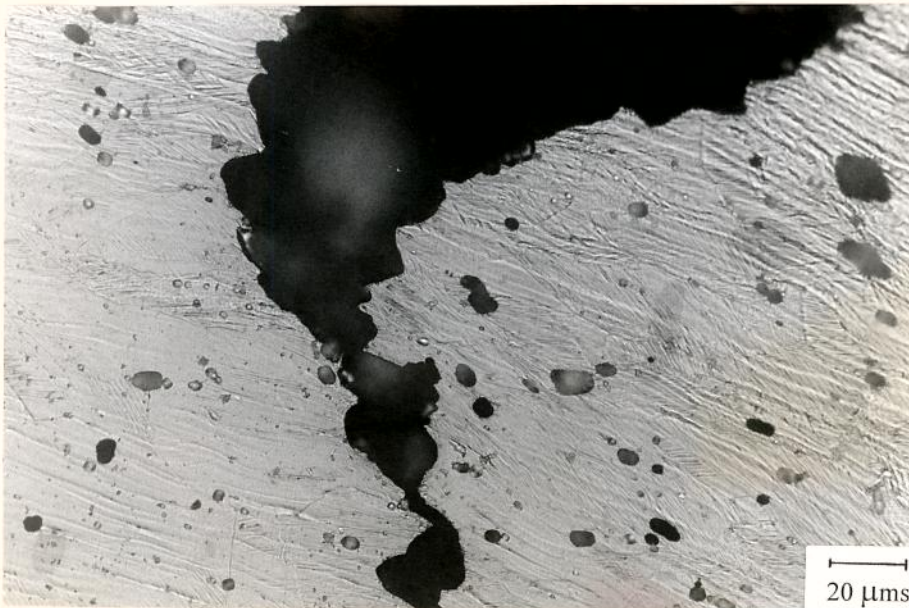


FIGURA 50 - Micrografia mostrando a região de início e desenvolvimento da trinca. Observe-se a alta deformação da zona. Ataque eletrolítico com Persulfato de Amônia.

Posteriormente, para realizar uma melhor análise fractográfica da região foi necessário o estudo da superfície de fratura das amostras no microscópio eletrônico de varredura (MEV).

As amostras foram dobradas 180°, para obter seu total rompimento e com isto observar-se ao MEV. a superfície de fratura.

Nas análises fractográficas observou-se que a fratura das amostras aconteceu de forma mista, principalmente plástica, ou seja de maneira dútil, em quase toda as superfícies examinadas, como mostra na FIG 51, onde pode-se observar a presença de "Dimples" alongados característicos deste tipo de fratura e não uma fratura frágil, como era de esperar em presença de uma rede de precipitados nos contornos dos grãos da austenita e ou ferrita δ .

Em algumas pequenas e isoladas regiões das superfícies de fratura, foi observada a presença de possíveis precipitados nos contornos dos grãos, acompanhados de "Clivagens" naquelas regiões características de uma fratura frágil, como mostra a FIG 52.

Estes precipitados observados foram analisados por microanálise química qualitativa e por imagens de raios X por energia dispersiva no MEV, que indicaram precipitados complexos com titânio em sua composição.

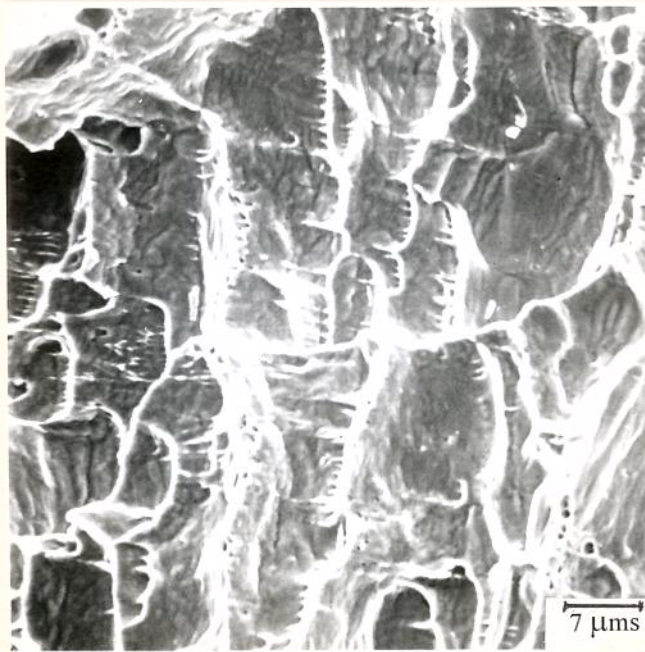


FIGURA 51- Fractografia típica mostrando a superfície de fratura, onde observa-se "Dimples" alongados, característicos de uma fratura dútil. Amostra de uma junta de aço AISI-316 e metal de adição ER 316L, soldada pelo processo MIG e IC de 0,49 kJ/mm. (MEV).

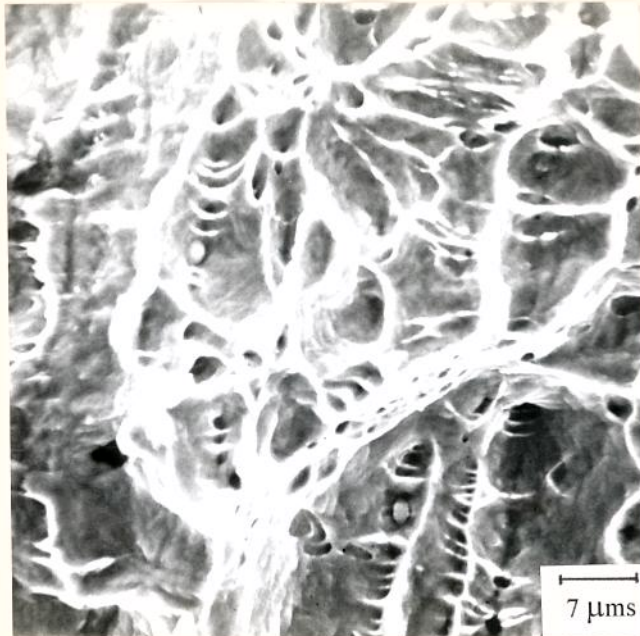


FIGURA 52 - Fractografia mostrando a presença de precipitados na matriz e uma fratura frágil com "clivagens" na região (MEV).

As imagens de raios X feitas mostraram, como observa-se na FIG 53, a presença de titânio como elemento mais importante na composição dos precipitados observados. É claro que este elemento químico está presente no metal base AISI-316, em uma porcentagem baixa, como pode observar-se na TAB 5 mas o titânio possui uma alta cinética de formação de carbonetos, ou seja, alta afinidade química pelo carbono, precisando de menores temperaturas e menores tempos de permanência a temperaturas favoráveis para a combinação com o carbono e formação, neste caso, de carbonetos complexos.

Deve analisar-se que, para obter uma estabilização total com titânio do aço AISI 316, têm que existir na composição do mesmo uma quantidade de titânio igual a cinco vezes a quantidade de carbono ($\% \text{Ti} = 5 \% \text{C}$), ou seja deveria existir 0,16 % de titânio para a composição química deste aço. Porém, pode-se explicar que, devido à baixa porcentagem de titânio na composição química do aço, o teor deste elemento a combinar-se com o carbono é baixo, não influenciando de forma direta na precipitação de carbonetos, mas provavelmente pode atrasar ainda mais sua formação, aumentando a importância para os pequenos tempos de difusão característicos do processo de soldagem.

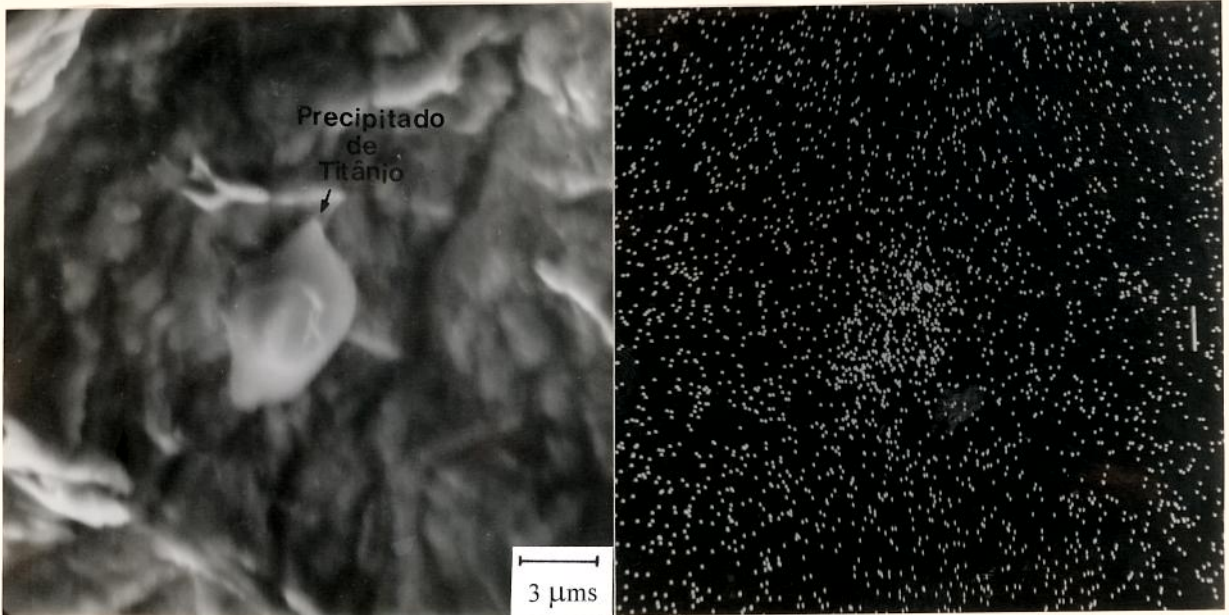


FIGURA 53- Imagens de Raios X dos precipitados de titânio observados na superfície de fratura das amostras de juntas soldadas de aço AISI-316 e metal de adição ER 316L (MEV).

4.5- Resultados do ensaio de difração de Raios X.

Na determinação dos tipos de fases presentes num material a difração de raios-X é uma ferramenta importante no estudo estrutural, já que como é conhecido, cada fase têm uma estrutura bem definida que a caracteriza. Isto unido às análises químicas, possibilitam uma correta caracterização da fase.

No GRAF 5, que mostra o difratograma do metal base AISI-316, observa-se uma seqüência de picos com diferentes intensidades e ângulos de difração, que são característicos da estrutura cristalina da austenita para este material, que confirmou a estrutura de austenita monofásica observadas nos ensaios metalográficos.

A seguir mostra-se, de forma comparativa, as TAB 15 e 16, com os valores de a distâncias interplanares (d) e intensidade relativa (I/I'), no caso do difratograma obtido experimentalmente e os achados nas fichas de "Power Diffraction File" [Joint Committee on Power Diffraction Standars (JCPDS),1973], para o caso da austenita.

TABELA 15.

Valores obtidos nas fichas do "Power Diffraction File", usadas para identificar as fases presentes no material, para a fase austenita presente em aços inoxidáveis.

I/I'	100	80	50	80	50
d (Å)	2,08	1,80	1,27	1,08	1,03

FONTE- JCPDS,1973.

TABELA 16.

Valores obtidos no difratograma realizado no metal base AISI-316.

I/I'	100	20	32	26	46
d (Å)	2,07	1,797	1,269	1,08	1,036

Como observa-se nas TAB 15 e 16, embora os valores de intensidade relativa sejam inferiores existe uma aceitável aproximação entre os valores padrões das distâncias interplanares e os obtidos no experimento, o que permite considerar a fase de austenita como a única presente no material

Nos GRAF 6 e 7, que mostram os difratogramas das amostras das juntas soldadas com diferentes metais de adição, ou seja, ER 316L e ER 316L-Si, respectivamente, observa-se a presença de picos de difração com os mesmos ângulos (2θ), que os encontrados para o difratograma do GRAF 5, exceto para o ângulo (2θ) de $46^{\circ},8'$ que estão associados a uma distância interplanar (d) de 0,89 Anstrongs (Å), no qual aparece um pico possivelmente característico da fase ferrita δ ; se comparamos este valor com os mostrados na TAB 17.

Um outro aspecto para se analisar, é a diferença de intensidade que existe entre os picos de difração para o ângulo (2θ) de aproximadamente de $22^{\circ},8'$ ($d=1,79\text{Å}$), entre o difratograma do metal base AISI-316 (GRAF 5) e os difratogramas das juntas soldadas (GRAF 6 e 7).

Esta diferença possivelmente é devida a que fase ferrita δ possui um pico característico de difração naquele ângulo, o que possibilita uma soma em intensidade dos picos da austenita e a ferrita δ , como pode observar-se na TAB 16, onde aparecem os valores das distâncias interplanares (d) e de intensidade relativa para a fase de ferrita δ , achada no "Power Diffrations File" (JCPDS, 1973).

TABELA 17

Valores obtidos na ficha do "Power Diffrations File", usado para identificar as fases. Intensidades relativas e picos de difração mais intensos na fase ferrita δ .

I/I'	100	80	80	60	12
d (Å)	1,96	2,16	2,01	1,79	0,90

FONTE- JCPDS, 1973.

Nos difractogramas que apresentam-se nos GRAF 6 e 7, não foi comprovada a existência de picos com ângulos de difração característicos da estrutura cristalina de carbonetos de cromo em qualquer de suas relações químicas, entenda-se $M_{23}C_6$, M_7C_3 , etc. É interessante colocar que esta técnica pode ser não eficiente para a identificação de fases em pequenas frações volumétricas na matriz; mas este ensaio significou uma ferramenta complementar no trabalho e não uma técnica para determinar a quantidades das fases presentes.

Os resultados obtidos neste ensaio correspondem totalmente com os resultados das observações metalográficas realizadas, onde comprovou-se a formação da fase ferrita δ , tanto na zona fundida como na zona afetada termicamente (zona de fusão parcial dos grãos), produto do ciclo térmico de soldagem e a não existência de

carbonetos de cromo na estrutura das juntas soldadas, o que foi também comprovado no ensaio de corrosão intergranular (A 708-79), onde não verificou-se a existência da corrosão intergranular esperada em presença de carbonetos de cromo.

GRÁFICO - 5 Difractograma de uma amostra de aço AISI 316.

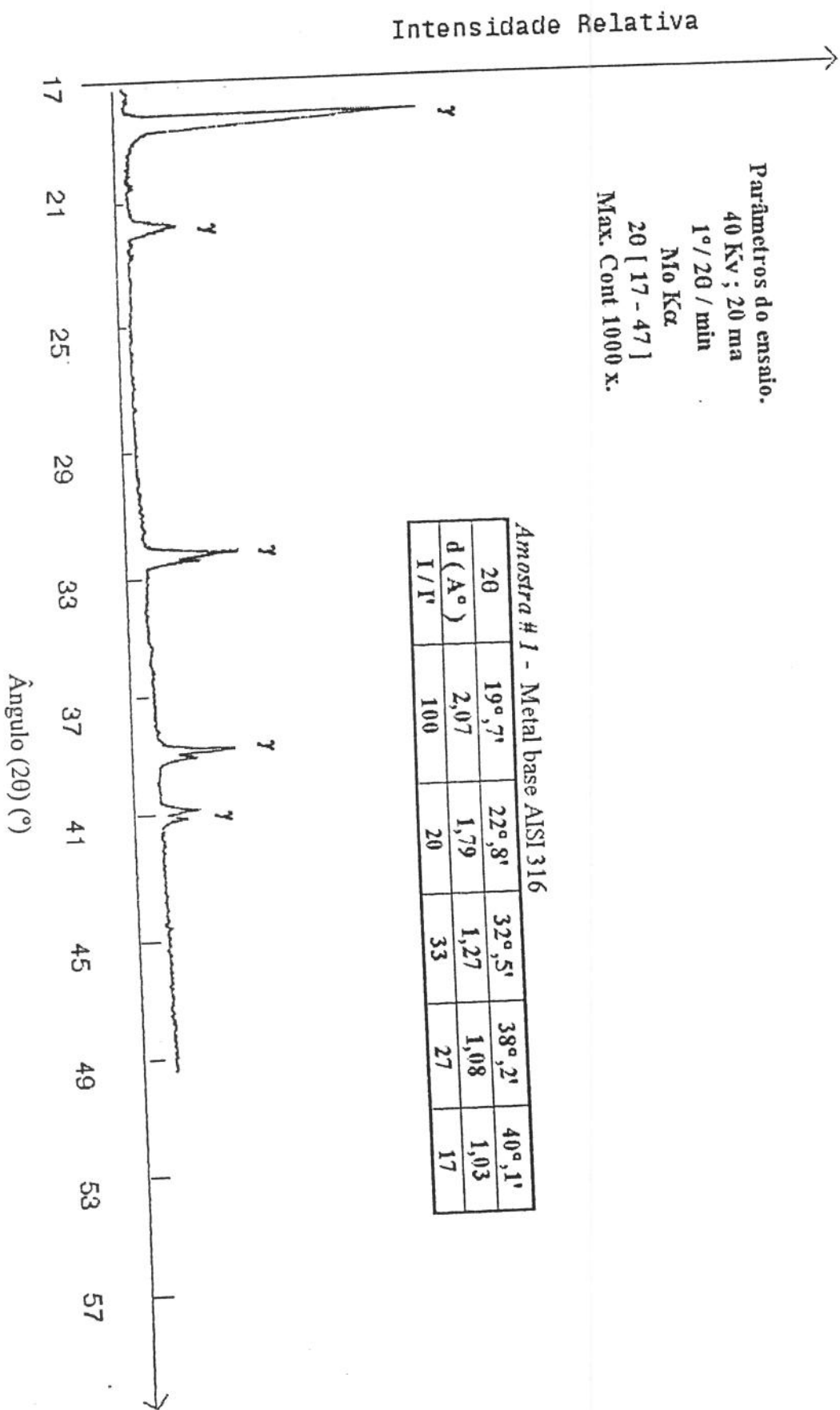


GRÁFICO - 6 Difratograma de uma junta soldada com metal base AISI 316 e metal de adição ER- 316L.

Parâmetros do ensaio.
 40 Kv ; 20 ma
 1°/2θ / min
 Mo Kα
 20 [17 - 47]
 Max. Cont 1000 x.

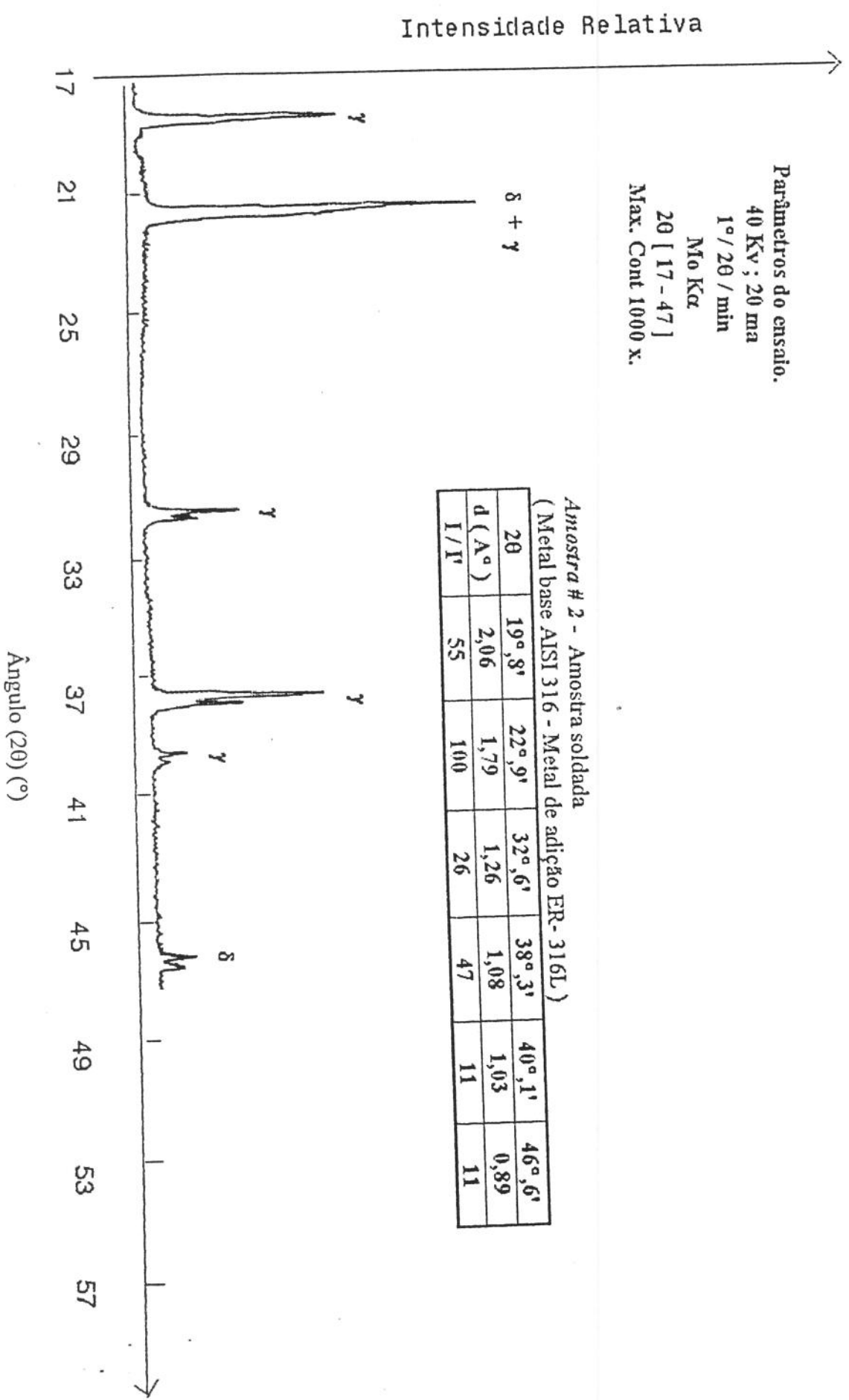


GRAFICO - 7 Difatograma de uma junta soldada com metal base AISI 316 e metal de adição ER- 316L Si.

Parâmetros do ensaio.

40 Kv ; 20 ma

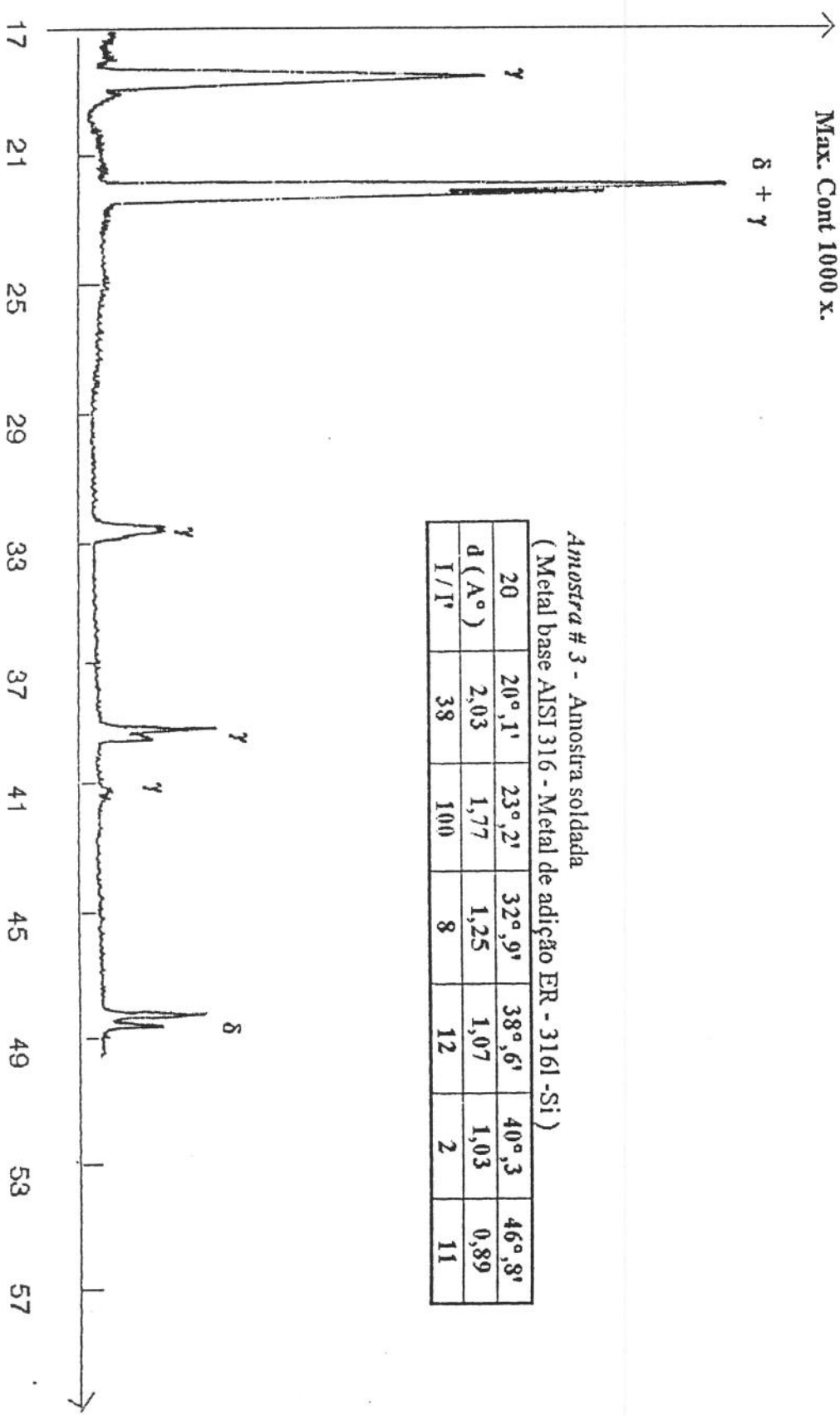
1° / 20 / min

Mo K α

20 [17 - 47]

Max. Cont 1000 x.

Intensidade Relativa



Amostra # 3 - Amostra soldada
(Metal base AISI 316 - Metal de adição ER - 316L -Si)

20	20°, 1'	23°, 2'	32°, 9'	38°, 6'	40°, 3'	46°, 8'
d (Å)	2,03	1,77	1,25	1,07	1,03	0,89
I / I'	38	100	8	12	2	11

Ângulo (2θ) (°)

5- CONCLUSÕES E RECOMENDAÇÕES.

Analisado-os resultados obtidos em chapas de aço inoxidável austenítico AISI-316, com 4 mm de espessura, soldadas pelo processo MIG, com metais de adição ER 316L e ER 316L-Si, nas condições de insumo de calor usadas neste experimento, pode ser concluído o seguinte:

- Não comprovou-se a formação de carbonetos de cromo ($M_{23}C_6$), após o processo de soldagem, em nenhuma das condições experimentais usadas no trabalho.

- O metal base (AISI-316) é suscetível a formação de estrutura austenítica com carbonetos de cromo nos contornos de grão após tratamento térmico de sensitização de 1,0 h a 750°C.

- As relações temperaturas-tempo obtidas para os diversos insumos de calor utilizados nestes experimentos, isto é, os ciclos térmicos impostos, foram insuficientes para que acontecesse a precipitação de carbonetos de cromo na ZAC da solda.

- Não observou-se a formação do fenômeno de corrosão intergranular, em nenhuma das amostras ensaiadas, devido à ausência de carbonetos de cromo nos contornos de grão.

- Verificou-se a formação de pites profundos e não profundos, na ZAC da junta soldada, após o ensaio de corrosão intergranular.

- O uso do cartão analógico-digital permite a obtenção de dados de forma adequada e confiável.

- O ensaio de corrosão intergranular (ASTM A 708-79), realizado no experimento mostrou-se viável e simples, desde que as condições de sensitização do material sejam elevadas.

- O ensaio de dobramento realizado no trabalho, como parte do ensaio de corrosão intergranular, pode apresentar algumas limitações em corpos de prova soldados que apresentem carbonetos de cromo nos contornos dos grãos. Isto porque, como a região da interface e fusão parcial dos grãos tende a fragilizar-se após o processo, este efeito pode ser mais influente no trincamento que a própria presença dos carbonetos, podendo mascarar os resultados.

- Para os pequenos tempos de difusão característicos do processo de soldagem, o titânio presente como impureza na liga, combinou-se com uma pequena

porcentagem do carbono e formou carbonetos complexos de titânio, mostrando a grande afinidade química deste elemento com o carbono.

- O silício aportado na poça de fusão pelo metal de adição ER 316L-Si e que devido ao fenômeno de diluição provoca enriquecimento neste elemento na zona de fusão parcial e a de alta temperatura da ZAC, não influenciou na precipitação dos carbonetos de cromo na zona de alta temperatura da ZAC. Isto pode ser causado pelas altas velocidades de aquecimento e resfriamento características do processo de soldagem.

Recomendações.

- Estudar o comportamento das diferentes regiões da junta soldada, na precipitação de carbonetos de cromo, realizando nas amostras vários tratamentos térmicos de sensitização.

- Usar um metal base rico em silício(> 4%), para avaliar a influência deste elemento na precipitação de carbonetos de cromo, quando o material está submetido a um processo de solda.

6 -ANEXOS.

GRÁFICO 1 - Ciclo térmico do processo com IC=0,49 kJ/mm a 1 mm da linha de fusão.

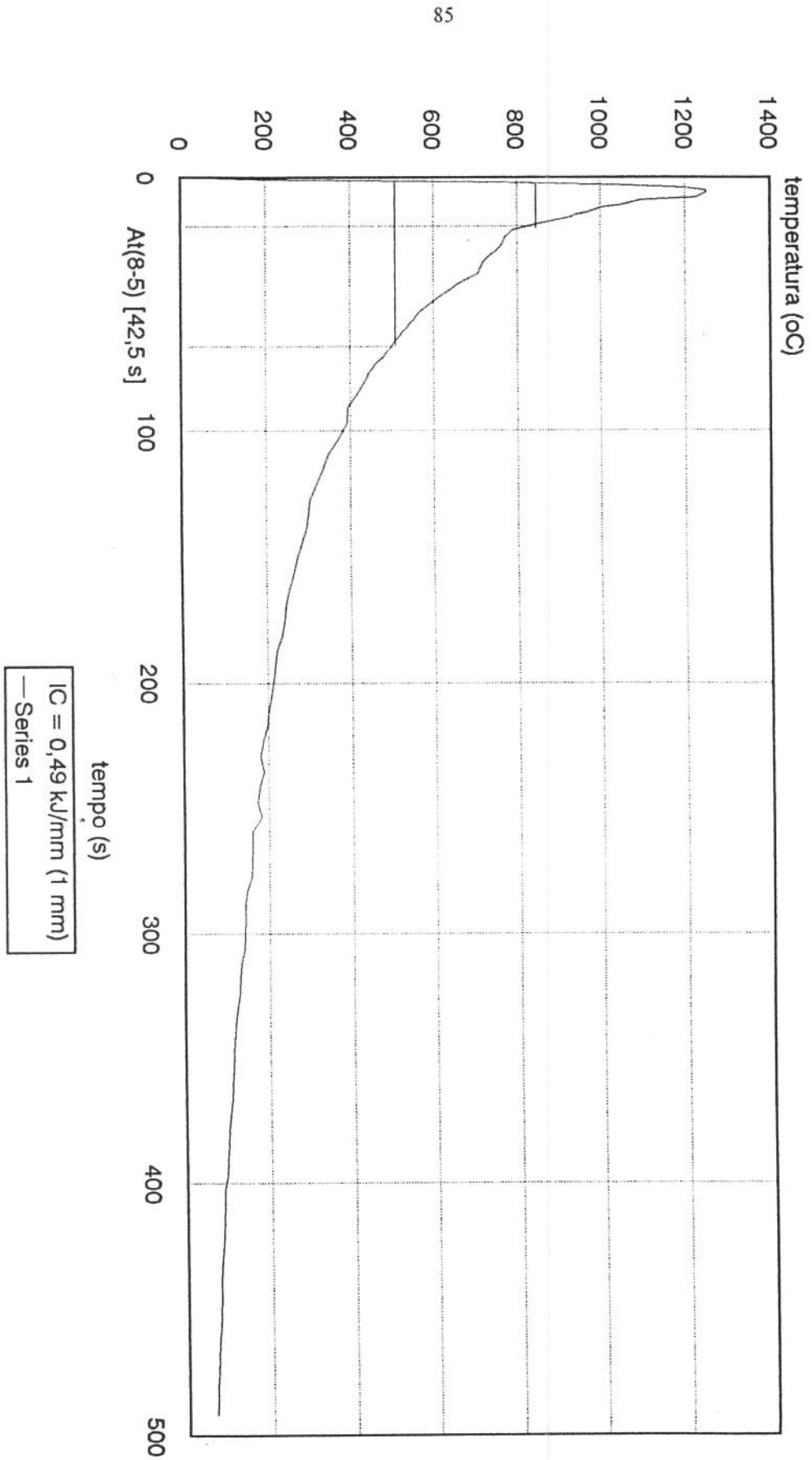
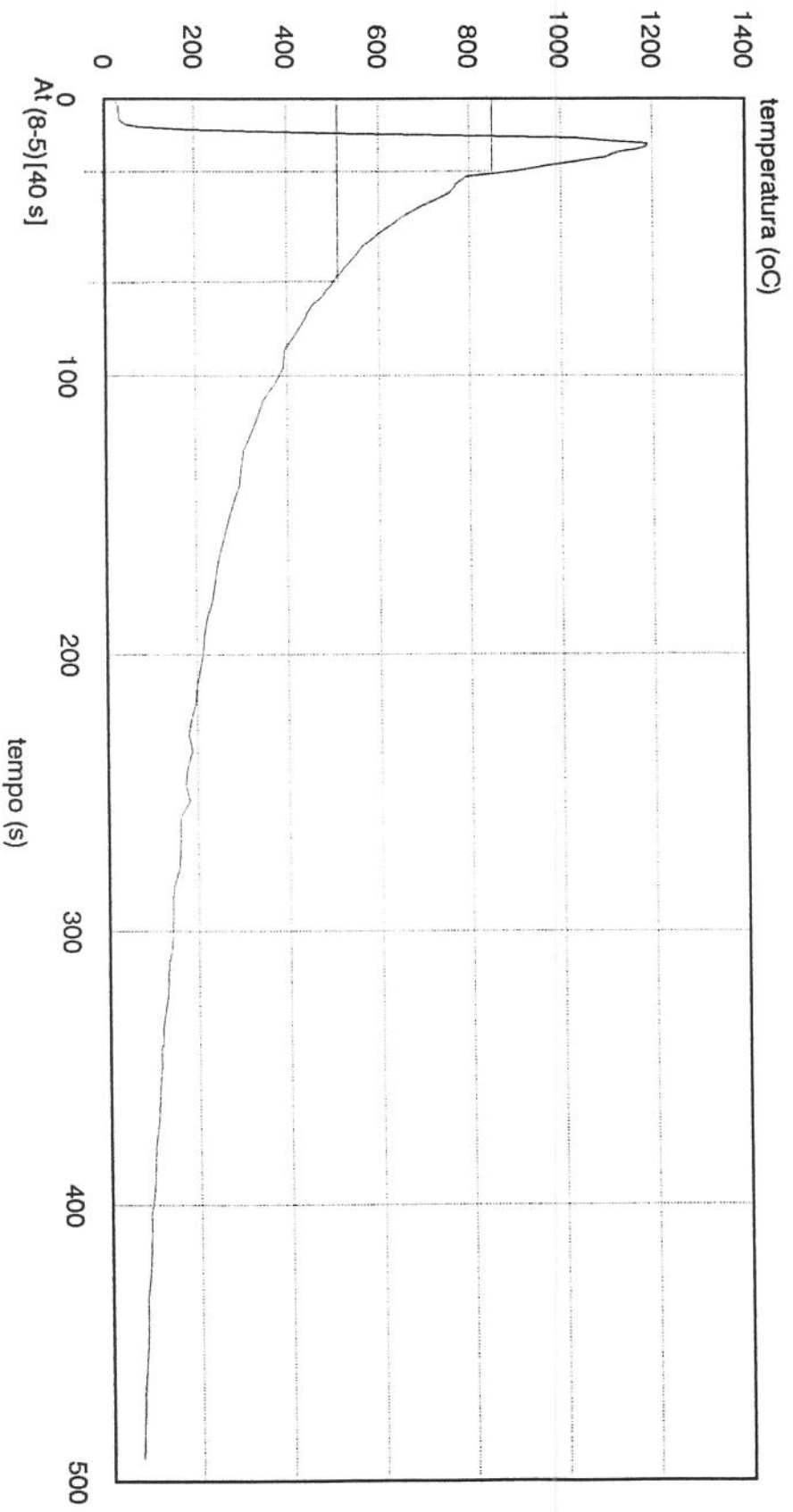
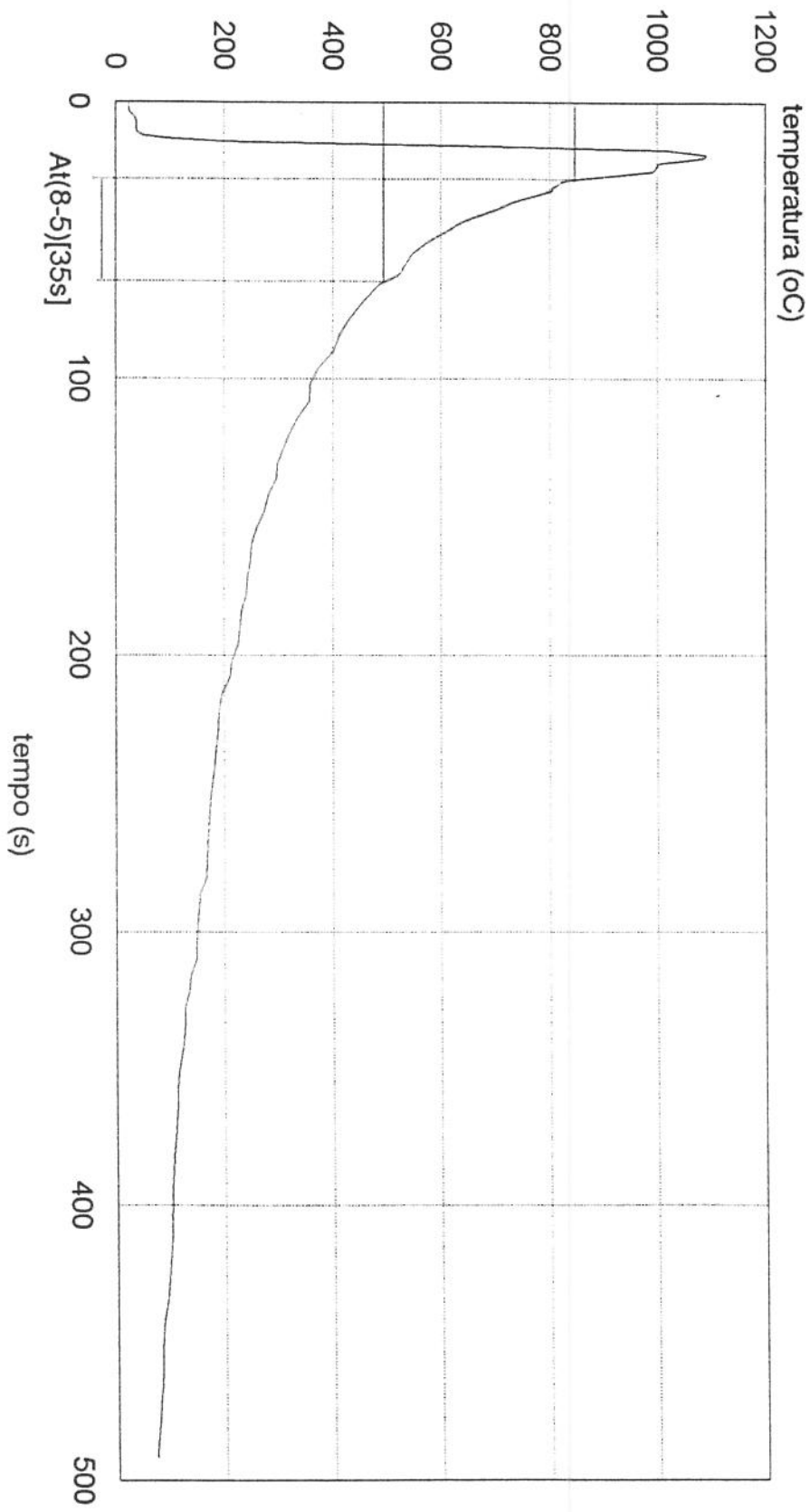


GRÁFICO 2- Ciclo térmico do processo para IC= 0,49 kJ/mm e 2 mm da linha de fusão



IC= 0,49 kJ / mm (2 mm)
— Series 1

GRÁFICO 3- Ciclo térmico do processo com IC=0,49 kJ / mm a 3 mm da linha de fusão.



IC = 0,49 kJ / mm (3 mm)
Series 1

GRÁFICO 4- Ciclo térmico do processo com IC= 0,45 kJ / mm a 1 mm da linha de fusão

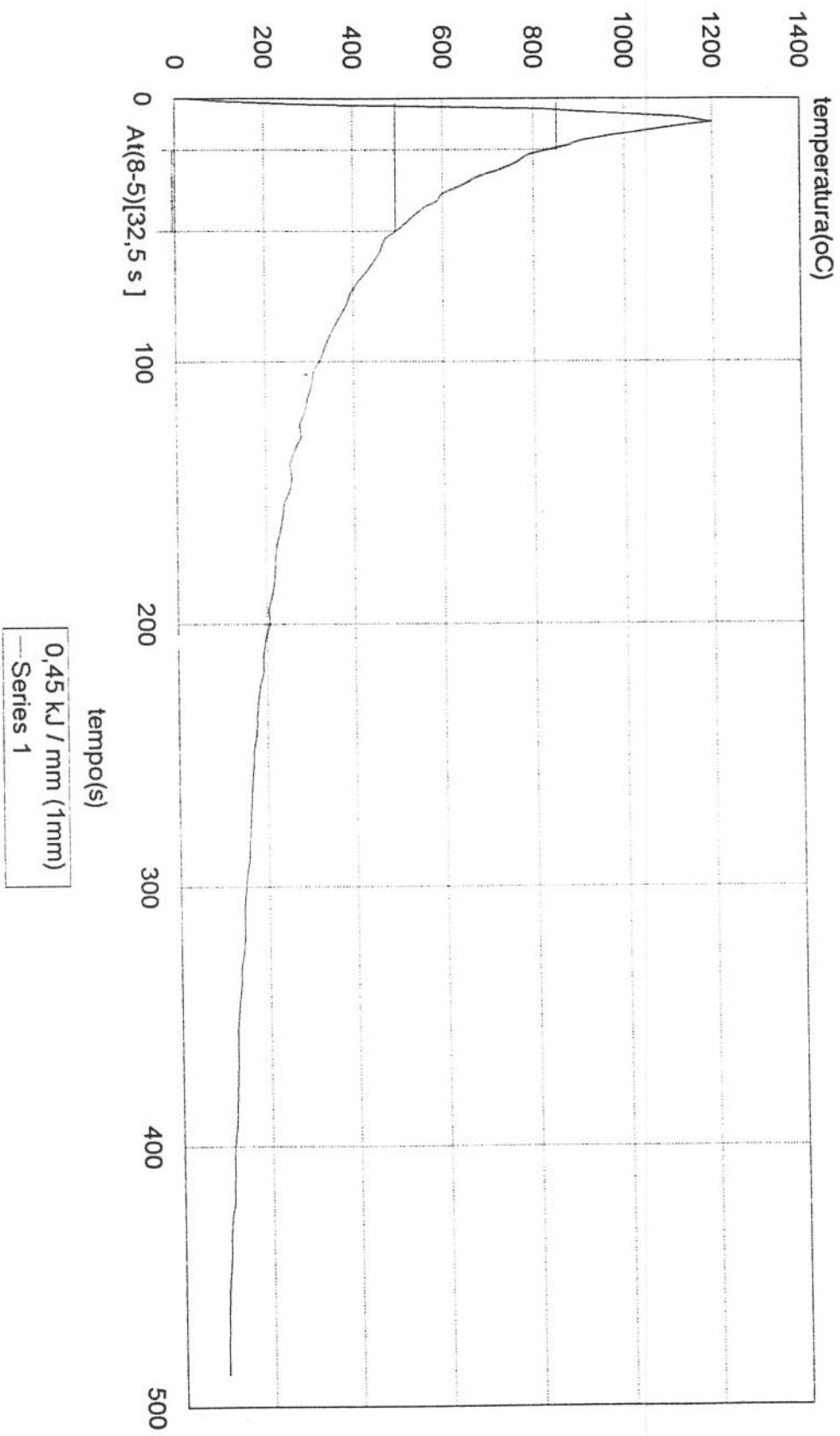


GRÁFICO 5- Ciclo térmico do processo com IC = 0,45 kJ/mm a 2 mm da linha de fusão.

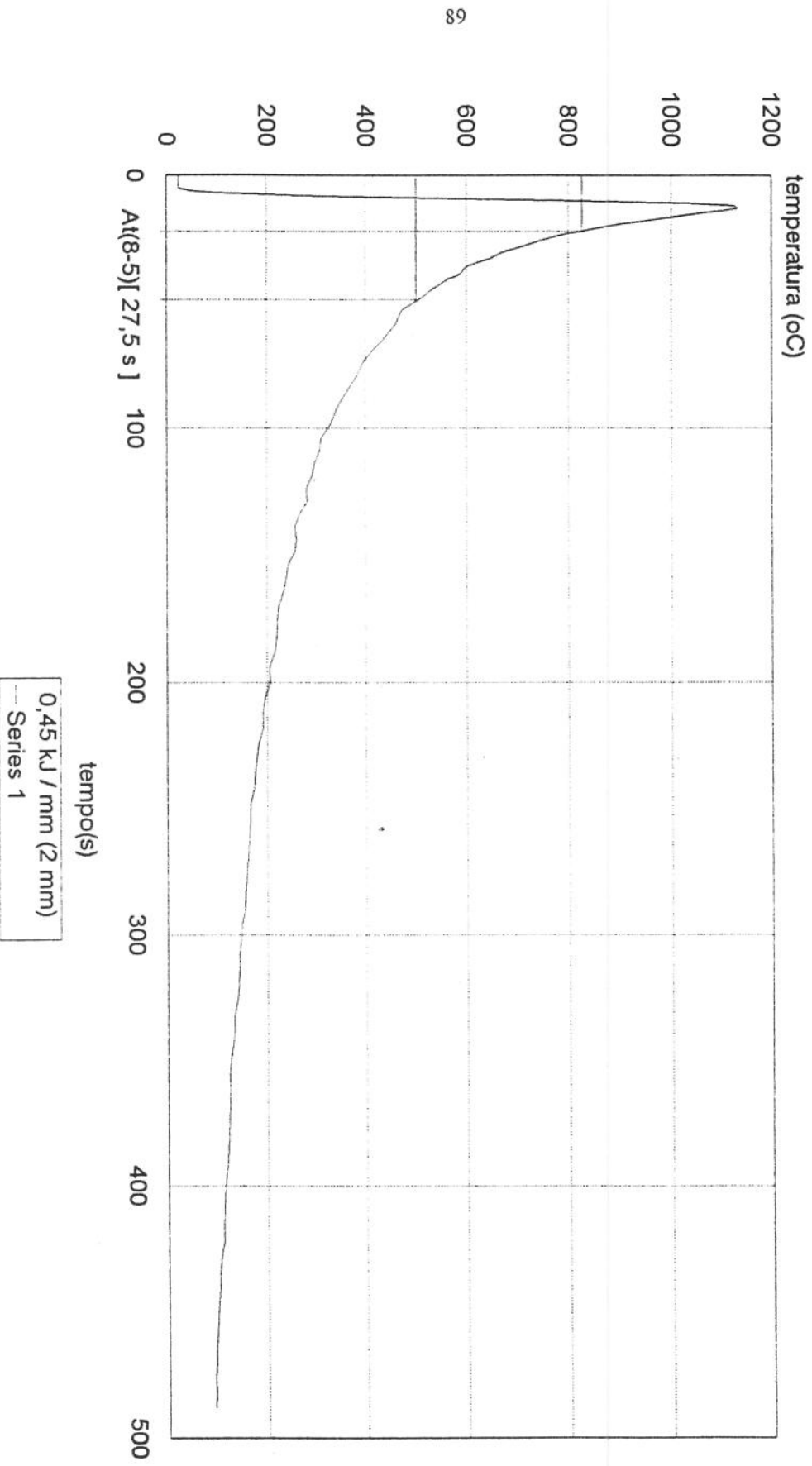


GRÁFICO 6- Ciclo térmico do processo com IC = 0,45 kJ /mm a 3 mm da linha de fusão.

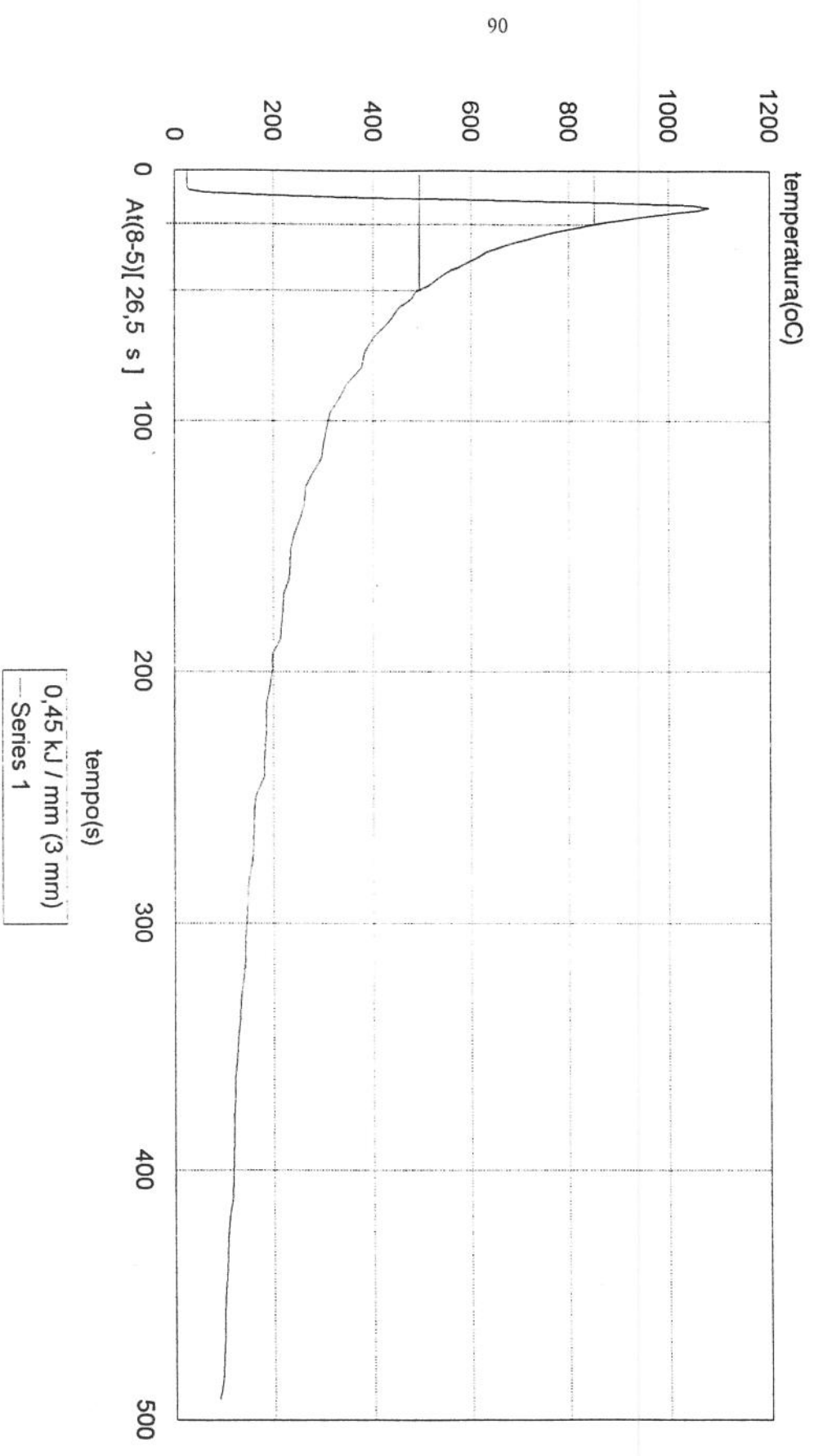


GRÁFICO 7- Ciclo térmico do processo com IC = 0,41 kJ / mm a 1 mm da linha de fusão.

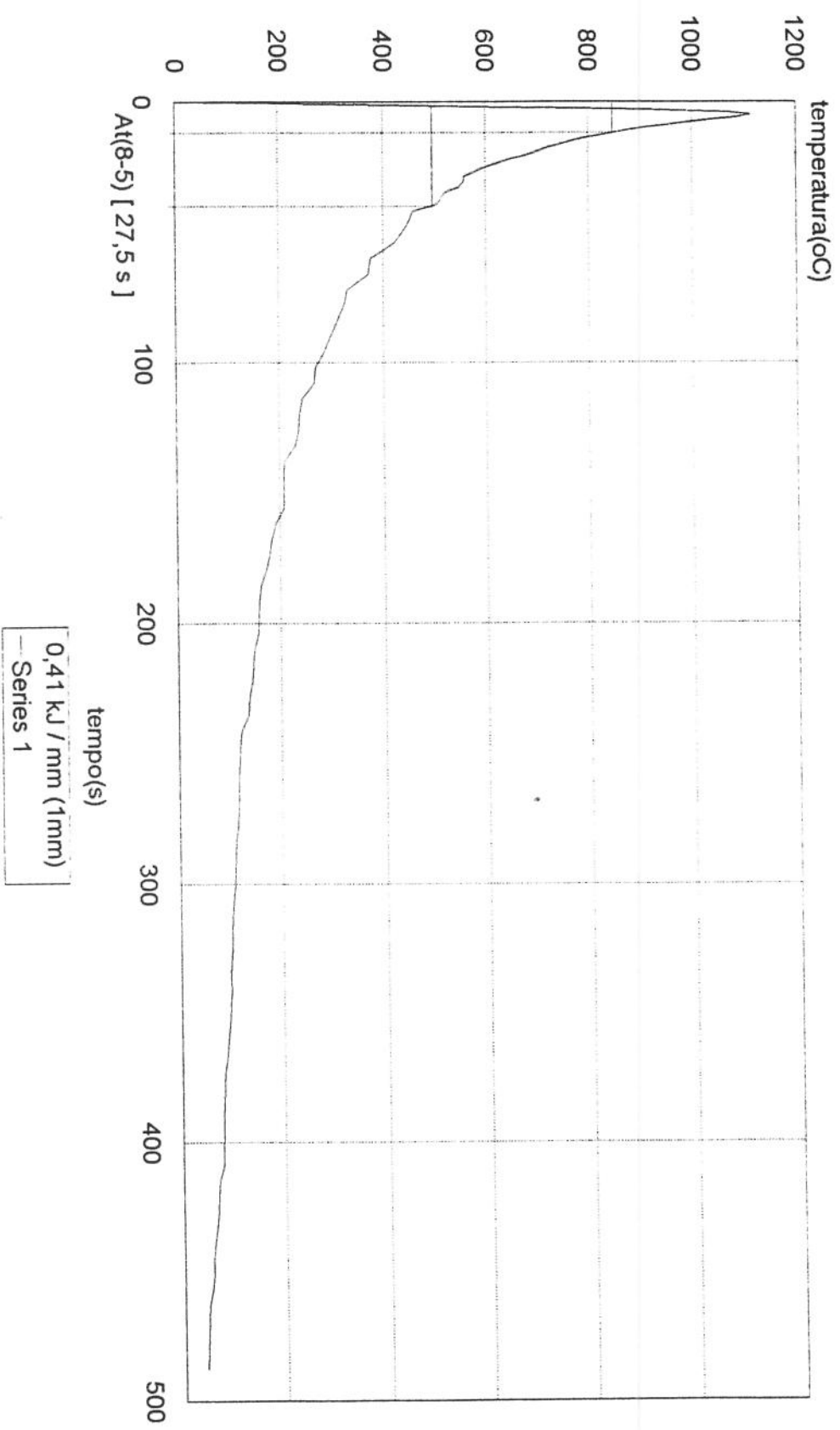


GRÁFICO 8- Ciclo térmico do processo com IC = 0,41 kJ / mm a 2 mm da linha de fusão

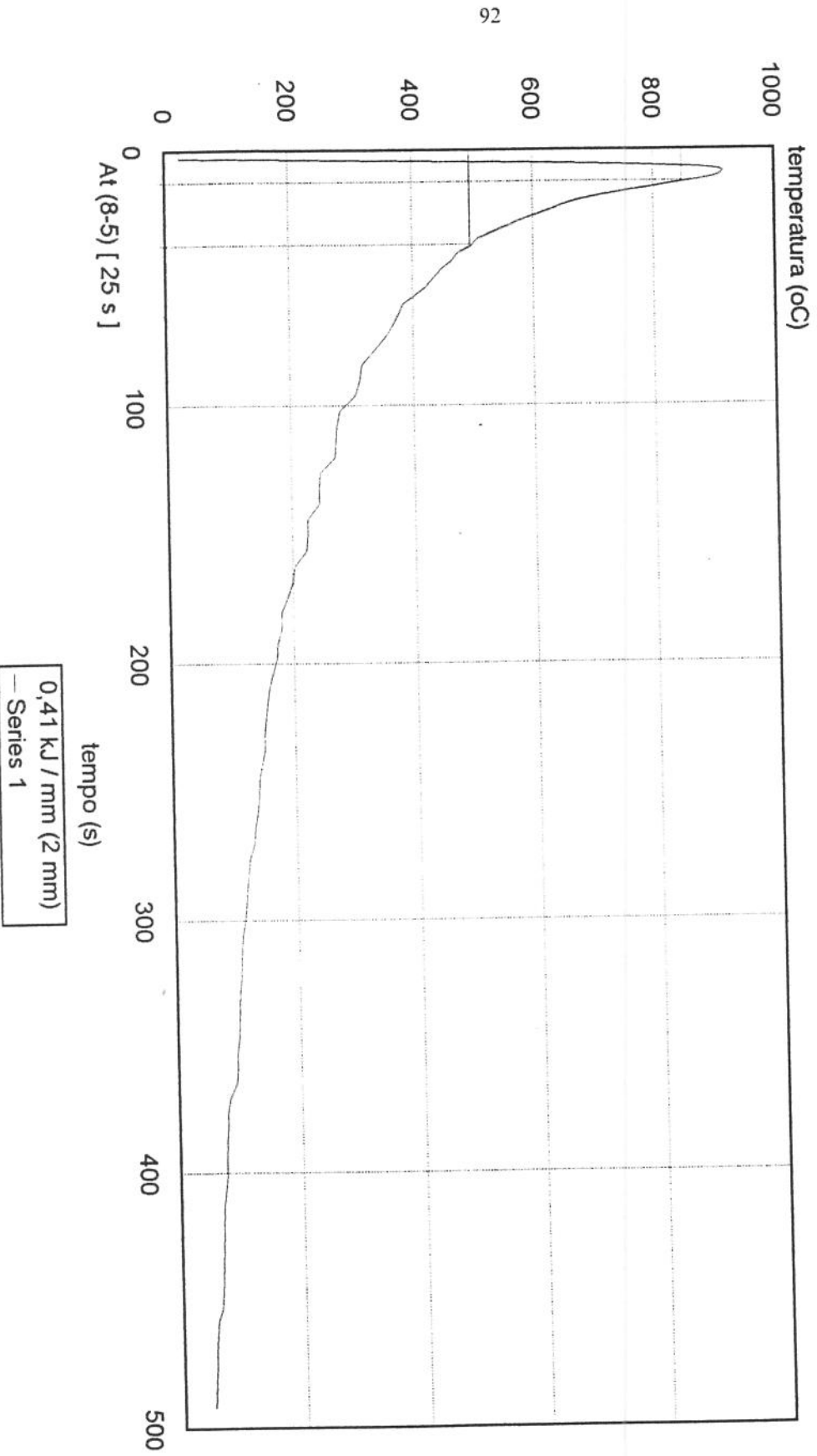
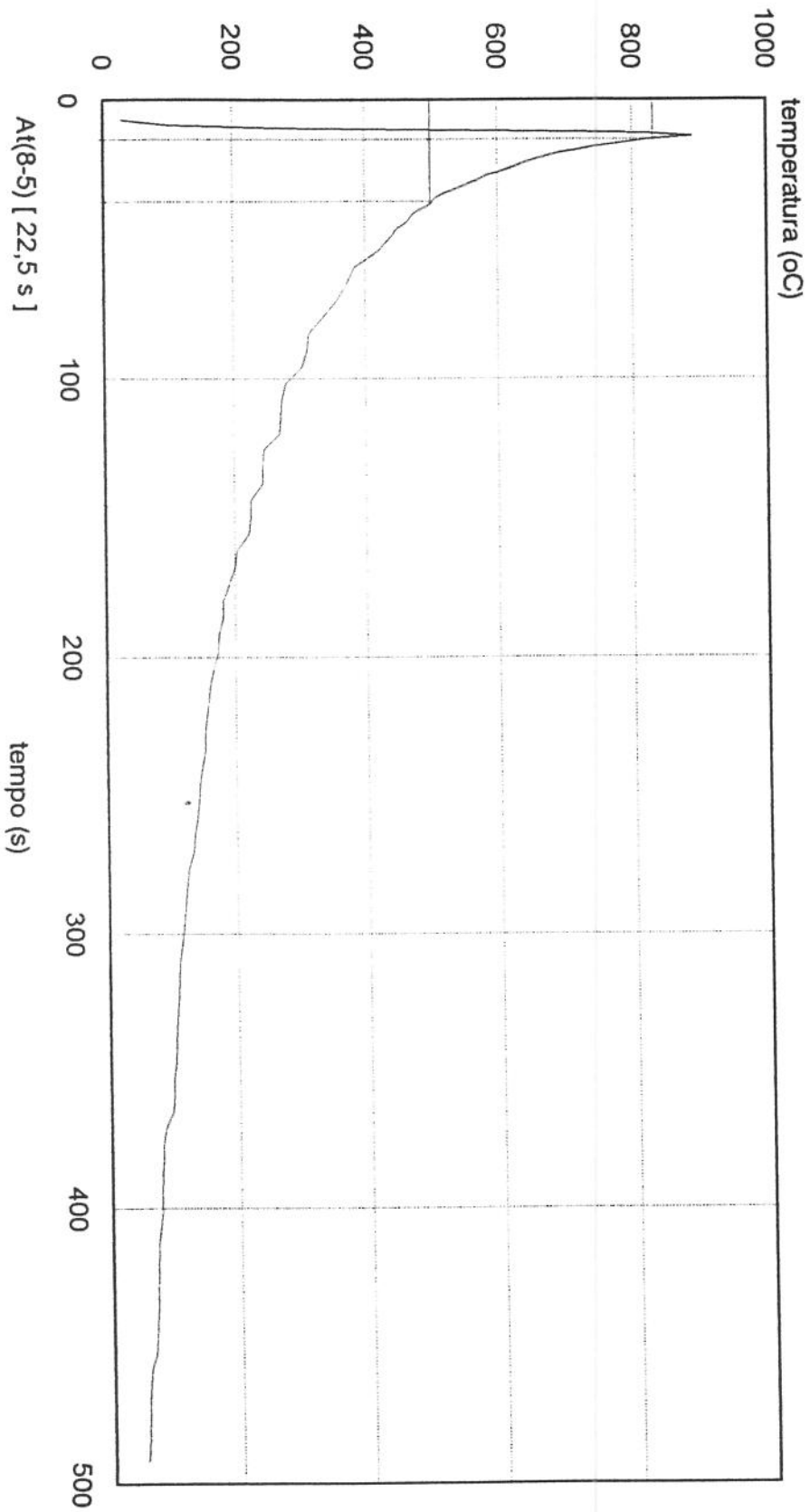


GRÁFICO 9- Ciclo térmico do processo com IC = 0,41 kJ / mm a 3 mm da linha de fusão.



7- REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS.

- [1]-**AMERICAM SOCIETY TESTING MATERIALS (ASTM, Committee A.1);**A 262-85, Detecting Susceptibility to Intergranular Attack in Austenitic Stainless Steels; v 01.05, 1985; p 1-27.
- [2]-**AMERICAM SOCIETY TESTING MATERIALS (ASTM; comittee A-1);** A 708-85; Detection of Susceptibility to Intergranular Corrosion in Severely Sensitized Austenitic Stainless Steel; v 01-05; 1979, p 28-31.
- [3]-**AMERICAM WELDING SOCIETY (AWS);** Welding Handbook; Welding Technology; 2 ed, v 2; Leonard P. Connor Editor; 1989.
- [4]-**AYER, C.F. et al;** Instabilitties in Stabilized Austenitic Stainless Steels; Met. Tran. A(Physical Metallurgy and Materials Science); v234, n9; p 2455-2467; 1992.
- [5]-**BROOKS, J.A, THOMPSON, A.W;** Miicrostructural Development an Solification Cracking Susceptibility of Austenitic Stainless Steel Welds; International Materiais Review; v36; n 1; 1991.
- [6]-**BECKITT,F.R.;** Journal Iron and Steel; 207; p 632-638;1969.
- [7]-**BRANDI, S.D.;** Estudo da Soldabilidade do Aço Inoxidável Duplex DIN W Nr1.4462(UNS s 31805); Escola Politécnica da USP; SP; 1992.(Tese de Doutorado).
- [8]-**CIESLAK, M.J.; RITTER, A.M.; SAVAGE, W.F.;** Welding Journal; 61; p 1s-8s; 1982.
- [9]-**CHIAVERINI, F.;** Aços e Ferros Fundidos; 4 ed; ABM; São Paulo; 1977.
- [10]-**DEBOLD, S.L.; MARTIN, J.W.; TVERBERG, J.C.;** Duplex Stainless Steel offers Strength and Corrosion Resistance; Duplex Stainless Steel Conference; ASM; EUA; p 169-189; 1983.
- [11]-**DELONG, W.T.;** Ferrite in Austenitic Stainless Steels Weld Metal; Welding Journal, 53(7); p 273s-286s; 1974.
- [12]-**EASTERLING, K.;**Introdution to the Physical Metallurgy of Welding; Butherworths and Co. Ltd; 1983.
- [13]-**FARRAR, R.A.; HUELIN, C. and THOMAS, R.G.;** Journal Mater. Sci.; 20; p 2828-2838; 1985.

- [14]-**FONTANA, M.G.**; Third Edition; 1986; Corrosion Engineering; McGraw-Hill Book Comp; 1986.
- [15]-**FONTANA, M.G; GREEN, N.D**; Corrosion Engineering International student edition; McGraw-Hill Book Comp; 1982.
- [16]-**FOLKHARD, E.**; Welding Metallurgy of Stainless Steels; Wien New York: Springer- Verlag ;1984.
- [17]-**FREDRIKSSON, H.**; Metallurgical Transactions; v3; p 2989-2997; 1972.
- [18]-**HORTON, C.A.P.; MARSHALL, P. and THOMAS, R.G.**; Mechanical Behavior and Nuclear Applications of Stainless Steel at Elevated temperatures; The Metals Society; London; p 66-72; 1982.
- [19]-**HULL, F.C**; Effectes of Composition on Embrittlement of Austenitic Stainless Steels; Welding Journal; 52; Res. Suppl; p 104s - 113s; 1973.
- [20]-**HULL, C.F.**; Effects of Alloying Additions on Hot Cracking of Austenitic Chromiun-Nickel Stainless Steels; Proc. American Soc. Test.Mat.;60; p 667-690; 1960.
- [21]-**JOINT COMMITTEE ON POWDER DIFFRACTION STANDARS (JCPDS)**; Powder Diffraction File Search Manual; LG Berry Editor; Pennsylvania;USA; 1973.
- [22]-**JUHAS, M.C.; WILDE, B.E.**; Effetc of Low temperatura Isothermal Heat Treaments on Intergranular Corrosion of Type 316 Stainless Steel Simulated Weld Heat Affected Zones; Corrosion (Houston); v46, n10; 1990.
- [23]-**KOTECKI, D.J, SIEWERT, T.A**; WRC- 1992 Constitution Diagrama for Stainless Steel Weld Metals: A Modification of the WRC - 1988 Diagram; Welding Journal; p 171s; May; 1992.
- [24]-**KOU,S.**; Welding Metallurgy; Jonh Wiley and Sons; New York; 1987.
- [25]-**KUBASCHEWSKI, O.**; Iron-Binary Phase Diagrama; Berlin-Heidelberg New York; Spriger; Düsseldorf; Verlag Stahleisen; 1982.
- [26]-**KUJANPÄÄ, V.; et al**; Correlation between Solidification Craking and Microestruture in Austenitic and Austenitic-Ferritic Stainless Steels Welds; Welding Journal; 58 (2); p 55-76, 1979.

- [27]-**LEONE, G.L.; KERR, H.W.**; The Ferrite to Austenitic Transformation in Stainless Steels; *Welding Journal*; 61(1); p 13s-21s; 1982.
- [28]-**LIPPOLD, J.C.; SAVAGE, W.F.**; Solidification of Austenitic Stainless Steel Weldments: part II- The Effect of Alloy Composition on Ferrite Morphology; *Welding Journal*; 52(2); p 48s-58s, 1980.
- [29]-**LIPPOLD, J.C.; SAVAGE, W.F.**; Solidification of Austenitic Stainless Steel Weldments: part I- A Proposed Mechanism; *Welding Journal*; 58(12); p 362s-374s; 1979.
- [30]-**MARQUES, V.P.**; *Tecnologia da Soldagem*; ESAB; Belo Horizonte; Brasil; 1991.
- [31]-**PADILHA, A.F.; FILHO, F.A.**; *Técnicas de Análise Microestrutural*; Editora Hemus, Brasil; 1985.
- [32]-**PECK, D; BERSTEIN, I.M.**; *Handbook of Stainless Steel*; McGraw- Hill comp.; 1977.
- [33]-**PUJAR, M.G.; et al**; Susceptibility of as Welded and Thermally aged type 316LN Weldments Toward Pitting and Intergranular Corrosion; *Corrosion (Houston)*; v48 n7; p 579-586; Jul 1992.
- [34]-**RAO, KALVALA PRASAD**; Beneficial Effect of Delta Ferrite on Intergranular Corrosion of Austenitic Weld Metals; *Praktische Metallographie*; v28 n9; sept 1991.
- [35]-**SAVAGE, W.F.**; Solidification, Segregation and Weld Imperfections; *Houdremont Lecture*; v18; p 89-113; 1980.
- [36]-**SAVAGE, W.F; LUNDIN, C.D; ARONSON, A.H**; Weld Metal Solidification Mechanics; *Weld J*; 44; Res. Suppl.; p 175s-181s; 1965.
- [37]-**SIEWERT, T.A.; McCOWAN, C.N.; and OLSON, D.L.**; Ferrite Number Prediction to 100 FN in Stainless Steel Weld Metal; *Welding Journal*; 67(12); p 289s- 298s; 1988.
- [38]-**SMITH, J.J; FARRAR, R.A.**; Influence of Microstructure and Composition on Mechanical Properties of some AISI 300 Series Weld Metals, *International Materials Reviews*; v 38; n 1; 1993.
- [39]-**SMITH, J.J.; FARRAR, R.A.**; *Journal Mater. Sci*; 26; p 5025-5036; 1991.

- [40]-**SOLA, J.B.**; Tecnología de Soldadura ; Editora Pueblo y Educación; Cuba; 1987.
- [41]-**SUUTALA, N.**; Effect of Solidification Condition on the Solidification Mode in Austenitic Stainless Steels; Met. Trans; 14A(2); p191-197; 1983.
- [42]-**SUUTALA, N.; TAKALO, T.; MIOSIO, T.**; Ferritic Austenitic Solidification Mode in Austenitic Stainless Steels Welds ; Met. Trans.; 11A(5); p 717-725; 1980.
- [43]-**SUUTALA, N.; et al**; The Relations ship between Solidification and Microestructure in Austenitic and Austenitic-Ferritic Stainless Steel Welds;Met.Trans; 10A(4); pg 512-514; 1979.
- [44]-**SUUTALA, N.; TAKALO, T.; MOISIO, T.**; Single-Phase Ferritic Solidification Mode in Austenitic-Ferritic Stainless Steel Welds; Met. Trans.; 10A(8); p 1183-1190,1979.
- [45]-**TAKALO, T.; SUUTALA, N.; MOISIO, T.**; Austenitic Solidification Mode in Austenitic Stainless Steel Welds; Met. Trans.; 10A(8); p 1173-1181,1979.
- [46]-**VENTRELA, V.A.**; Efeito da Taxa de Resfriamento na Formação de Ferrita Delta no Cordão de Solda de Aços Inoxidáveis Austeníticos Tipo 304, 304L e 316.; FEM/UNICAMP; 1990.(Teses de Mestrado)
- [47]-**VITEK, J.M.; DAVID, S.A.**; The Effect of Cooling Rate on Ferrite in Type 308 Stainless Steel Welds Metal; Welding Journal; 67(5); p 95- 102s;1988.
- [48]-**VOORT, V.**; Metalography-Principles and Praticce; Ed Mc-Graw Hill Book Co.; 1987.
- [49]-**WILLIAMS, T.M.; TALKS, M.G**; Effects of Boron on the Precipitated Phases in Aged Type 316 Austenitic Stainless Steel; J.Iron and Steel Inst; 210; p 870-879; 1972.

BIBLIOGRAFÍA

- [1]-**AMERICAM SOCIETY FOR METALS (ASM)**-Metals Hanbook; Metalography and Microestructures; v 9; 9a ed; ASM; USA; 1985.
- [2]-**AMERICAM WELDING SOCIETY (AWS)**; Welding Handbook; Metals and their Weldability; 7 ed; v 4; W.H. Kearns Editor; 1984.

- [3]-**APBLETT, W.R, PELLINI, W.S;** Factors, which influence Weld Hot Cracking; *Welding J.*;33 Res ; Suppl ;p 83s- 90s; 1954.
- [4]-**COSTA e SILVA, A, MEI, P;** Aços e Ligas Especiais;2 Edição, Electrometal S.A; Metais Especiais; Brasil; 1988.
- [5]-**DEBOLD, S.L.; MARTIN, J.W.; TVERBERG, J.C.;** Duplex Stainless Steel offers Strength and Corrosion Resistance; Duplex Stainless Steel Conference; ASM; EUA; p 169-189; 1983.
- [6]-**GIL-NEGRETE, A.; et al;** Frature Tuoghness of Stainless Steels Welded Plates; *Materials Engeneering Proceeding of the International Conference on Offshore mechanics and Arctic engineering- OMAC*; Publ by ASME; New York; USA; 1993.
- [7]-**LANCASTER, J.F.;** Metallurgy of Welding; London; Allen &Unwin; p 232-245.1987.
- [8]-**MODENESI, P.J.;** Estudo da Soldabilidade e das Propriedades Estruturais e Mecânicas da Zona Fundida dos Aços Inoxidáveis Ferríticos com Nb; CPGEM/UFMG; 1983.(*Disertação de Mestrado*).
- [9]-**POLHMAN, S.L.;** General Corrosion; *Metals Handbook - Corrosion*; Vol 13, 9a. ed.; ASM; EUA; p 80; 1987.
- [10]-**RODRIGUEZ, H.;** Metalúrgia de la Soldadura; Editora Pueblo y Educación; Cuba; 1975.
- [11]-**SENDRIKS, A.J.;** Metallurgical Aspects of Passivation of Stainless Steels; *Stainless Steels 84, proceedings*; Charmers University of Tecnology; Gotemborg; Suecia; 3-4; p 125-133; 1984.