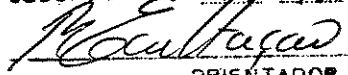


ESTE EXEMPLAR CORRESPONDE A REDAÇÃO FINAL DA
TESE DEFENDIDA POR EDUARDO DE MAGALHÃES
BRAGA E APROVADA PELA
COMISSÃO JULGADORA EM 06 12 2002

ORIENTADOR

UNIVERSIDADE ESTADUAL DE CAMPINAS
FACULDADE DE ENGENHARIA MECÂNICA

***Efeito do Nitrogênio nas Trincas de
Solidificação em Soldas de Aço Austenítico***

Autor: **Eduardo de Magalhães Braga**
Orientadora: **Roseana da Exaltação Trevisan**

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

Efeito do Nitrogênio nas Trincas de Solidificação em Soldas de Aço Austenítico

Autor: Eduardo de Magalhães Braga

Orientadora: Roseana da Exaltação Trevisan

Curso: Engenharia Mecânica

Área de Concentração: Fabricação

Tese de doutorado apresentada à comissão de Pós Graduação da Faculdade de Engenharia Mecânica, como requisito para a obtenção do título de Doutor em Engenharia Mecânica.

Campinas, 2002
S.P. – Brasil

UNIDADE	B73e
Nº CHAMADA	T/UNICAMP
	B73e
V	EX
TOMBO BC/	59201
PROC.	124/03
C	☐
D	☒
PREÇO	R\$11,00
DATA	12/06/03
Nº CPD	

CM00185214-9

BIB ID 293096

FICHA CATALOGRÁFICA ELABORADA PELA
BIBLIOTECA DA ÁREA DE ENGENHARIA - BAE - UNICAMP

B73e

Braga, Eduardo de Magalhães

Efeito do nitrogênio nas trincas de solidificação em
soldas de aço austenítico / Eduardo de Magalhães Braga.
-- Campinas, SP: [s.n.], 2002.

Orientadora: Roseana da Exaltação Trevisan.
Tese (doutorado) - Universidade Estadual de
Campinas, Faculdade de Engenharia Mecânica.

1. Soldagem. 2. Aço inoxidável. 3. Nitrogênio. I.
Trevisan, Roseana da Exaltação. II. Universidade Estadual
de Campinas. Faculdade de Engenharia Mecânica. III.
Título.

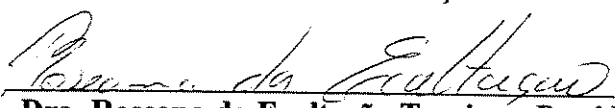
**UNIVERSIDADE ESTADUAL DE CAMPINAS
FACULDADE DE ENGENHARIA MECÂNICA
DEPARTAMENTO DE ENGENHARIA DE FABRICAÇÃO**

TESE DE DOUTORADO

**Efeito do Nitrogênio nas Trinca de
Solidificação em Soldas de Aço
Austenítico**

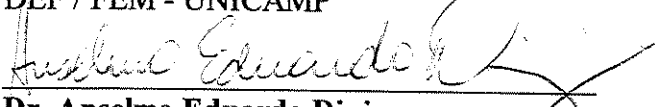
Autor : Eduardo de Magalhães Braga

Orientadora : **Roseana da Exaltação Trevisan**



Profa. Dra. Roseana da Exaltação Trevisan, Presidente.

DEF / FEM - UNICAMP



Prof. Dr. Anselmo Eduardo Diniz

DEF / FEM - UNICAMP



Prof. Dr. Eugênio José Zoqui

DEF / FEM - UNICAMP



Prof. Dr. Américo Scotti

DEM / CT - UFU



Prof. Dr. Waldek Wladimir Bose Filho

USP / São Carlos

Campinas, 06 de dezembro de 2002

200320236

Dedicatória:

Dedico este trabalho a meus pais e irmãos e especialmente à minha esposa Diana e a meus filhos Ana, Eduardo Filho e Mariana.

Agradecimentos

Sou grato a todas as pessoas que me ajudaram na realização deste trabalho, porém algumas merecem meu agradecimento especial:

A Profa. Dra. Roseana da Exaltação Trevisan pela orientação e, fundamentalmente, pelo apoio, compreensão e oportunidade dada para a realização do trabalho.

Aos técnicos, por todo apoio oferecido no desenvolvimento do trabalho e em especial ao Sr. Claudomiro (Miro) do LABSOLDA.

Aos professores, funcionários e colegas de trabalho do Departamento de Engenharia de Fabricação da UNICAMP, pelo convívio e apoio.

Ao Prof. Irati – USP / São Carlos – pelo apoio ao desenvolvimento do trabalho.

Aos professores e funcionários do DEM / UFPA pelo apoio.

A ACESITA pela doação do aço inoxidável.

Ao CNPq e a FAPESP pelo auxílio financeiro.

“Acredite que tudo aquilo
que necessitas já está dentro
de ti”.

Resumo

BRAGA, Eduardo de Magalhães. Efeito do Nitrogênio nas Trincas de Solidificação em Soldas de Aço Austenítico, Universidade Estadual de Campinas, 2002. 150 p. Tese (Doutorado).

Trincas de solidificação ocorrem na zona fundida de soldas e atingem diversos materiais de engenharia. Este tipo de trinca é intergranular e sua ocorrência está associada a uma ductilidade insuficiente que o material apresenta, em um certo intervalo de temperatura, em suportar tensões trativas que surgem durante o resfriamento. Neste trabalho utilizou-se o processo FCAW em CC+ e metal de adição do tipo AWS E316LT1-1, empregando corrente pulsada e convencional. A corrente média foi variada em três níveis, 150, 200 e 250 A. Como metal base foi utilizado o aço inoxidável austenítico AISI 316L. O gás de proteção utilizado foi o CO₂ com quatro diferentes porcentagens de nitrogênio 0, 5, 10 e 15%, com o intuito de introdução deste elemento na zona fundida em diferentes concentrações com uma vazão de 15 l/min. Para avaliar a susceptibilidade ao trincamento a quente da zona fundida da junta soldada, foi projetado, construído e aferido o equipamento de teste Transvarestraint e utilizado com 1, 3 e 5% de deformação tangencial. O critério adotado para a susceptibilidade ao trincamento foi através da medida do comprimento total de trincas – CTT. Os resultados indicaram que o comprimento total de trincas não sofreu influência pelo aumento do nível de nitrogênio na zona fundida, sendo maior para a soldagem usando corrente elétrica no modo convencional, assim como, este aumento de nitrogênio causou a diminuição na quantidade de ferrita delta formada. Para correntes de soldagens maiores, o comprimento total de trincas diminuiu e a formação de ferrita delta na zona fundida aumentou, independente do tipo de corrente usada no processo. Observou-se também, que a tensão tangencial foi a variável que mais influenciou na formação das trincas de solidificação, tendo uma relação direta com o fenômeno, afetando significativamente, independente do seu valor utilizado.

Palavras chave: soldagem, FCAW, aço inoxidável, nitrogênio, transvarestraint, trinca.

Abstract

BRAGA, Eduardo de Magalhães, Effect of the nitrogen content on the solidification cracking in austenitic stainless steel weld. Universidade Estadual de Campinas, 2002. 150 p. PhD Thesis.

Solidification cracking is one of the main problems that occur in welded joints, mainly in joints of aluminum alloys and stainless steel. Such cracking develops in an intergranular form at the welding bead during the solidification time-period. The phenomenon is basically due to the insufficient ductility of the filler metal to bear the traction stresses arises during the cooling of the bead. During shrinkage, micro fissures form within the weld, which during further cooling may propagate to the surface where they then can appear as macro cracks. In this work an experimental evaluation of the influence of both pulsed and conventional welding currents on the formation of solidification cracks. The AISI 316L austenitic stainless steel was employed as the base metal. The weld was carried out by the Flux Cored Arc Welding – FCAW process in CDEP using CO₂ shielding gas with four different nitrogen levels (0, 5, 10 and 15%) in order to induce different nitrogen weld metal concentrations and AWS E316LT1-1 as tubular wire. Pulsed and conventional welding currents were applied with three different levels: 150, 200 and 250 A. The Transvarestraint test, projected, constructed and calibrated, with three different tangential strain levels 1, 3 and 5% was used for the evaluation of the solidification cracks. The results showed that the total crack length (CTL) was not influenced by the increase of the level of nitrogen in metal weld and it was larger when conventional current was used, as well as, this increase of nitrogen decreased the amount of delta ferrita. With the use of larger welding currents, CTL decreased and the ferrita delta increased, independent of the type of used current. The tangential strain has a significant impact on the CTL independent of its used value.

Key words: solidification cracking, transvarestraint test, flux cored arc welding, stainless steel, nitrogen.

Índice

Resumo.....	vii
Abstract.....	viii
Lista de Figuras.....	xii
Lista de Tabelas.....	xv
Nomenclaturas.....	xvi
Capítulo 1 - Introdução e Objetivos	1
1.1 - Introdução.....	1
1.2 - Objetivos.....	5
Capítulo 2 - Revisão Bibliográfica	7
2.1 – O Aço Inoxidável.....	7
2.2 – Solidificação dos Aços Inoxidáveis.....	8
2.3 – Nitrogênio no Aço Inoxidável.....	9
2.3.1 – Formas do Nitrogênio em Soldas de Aço Inoxidável.....	11
2.3.2 – Níveis de Nitrogênio em Soldas de Aço Inoxidável.....	12
2.3.3 – Processo GTAW.....	15
2.3.4 – Processo GMAW.....	20
2.3.5 – Processo FCAW.....	22
2.4 – Efeito do Teor de Nitrogênio sobre a Ferrita δ e sobre as Trincas de Solidificação.....	23
2.4.1 – Aço Inoxidável Austenítico.....	25
2.5 – Testes para Análise da Susceptibilidade ao Trincamento.....	29
2.5.1 – Trincas de Solidificação.....	29
2.5.2 - Teste para a Avaliação das Trincas de Solidificação.....	30
2.6 – Característica da Corrente Pulsada.....	32

Capítulo 3 – Projeto, Construção e Aferição do Equipamento de Teste Transvarestraint	36
3.1 – Introdução.....	36
3.2 – Projeto.....	37
3.3 – Construção.....	41
3.4 – Aferição do Equipamento de Teste Transvarestraint.....	45
3.4.1 – Limites Naturais de Variação.....	46
3.4.2 – Limites de Tolerância.....	47
3.4.3 – Materiais e Métodos para Aferição.....	47
3.4.3.1 – Avaliação do Meio de Medição.....	47
3.4.3.2 – A característica das Constantes de Regulagem do Equipamento.....	48
3.4.3.3 – Critério Adotado para a Medição das Trincas.....	51
3.5 – Conclusões.....	58
 Capítulo 4 – Planejamento dos Experimentos.....	 59
4.1 – Materiais Utilizados.....	59
4.1.1 – Metal de Base.....	59
4.1.2 – Metal de Adição.....	61
4.2 – Equipamentos.....	62
4.3 – Procedimento para Tratamento de Dados	66
4.3.1 – Modelamento Matemático.....	66
4.3.2 – Fatores e Níveis Selecionados.....	73
4.4 – Procedimentos Experimental.....	74
4.5 – Preparação e Análise Metalográfica.....	77
 Capítulo 5 – Resultados e Discussões.....	 80
5.1 – Valores do Comprimento Total de Trincas.....	80
5.2 – Caracterização das Trincas.....	89
5.3 – Análise Química.....	92
5.3.1 – Cordão de Solda.....	92

5.4 – Efeito do Creq, Nieq e Concentrações de S e P sobre as Trincas de Solidificação.....	97
5.5 – Efeito do Teor de Nitrogênio e da Corrente de Soldagem sobre a Ferrita Delta.....	102
5.5.1 – Valores para a Ferrita.....	102
5.5.2 – Efeito do Teor de Nitrogênio.....	103
5.5.3 – Efeito da Corrente de Soldagem.....	106
5.6 – Análise Metalográfica do Metal de Solda.....	108
5.7 – Avaliação Geral.....	113
 Capítulo 6 – Conclusões	119
6.1 – Considerações Específicas.....	119
6.2 – Conclusões Gerais.....	121
6.3 – Recomendações para Trabalhos Futuros.....	121
 Capítulo 7 – Referências Bibliográficas e Bibliografia Consultada	123
7.1 – Referências Bibliográficas.....	123
7.2 - Bibliografia Consultada.....	132

Lista de Figuras

Figura 1 - Esquema representativo da soldagem com arame tubular com proteção gasosa.....	2
Figura 2 – Formas da seção transversal de arames tubulares: a e b – seção simples; c – “multifolder” (Mota, 1998).....	3
Figura 3 – Distribuição do nitrogênio no aço (Stevens, 1985).....	12
Figura 4 – Solubilidade do nitrogênio na liga Fe-Cr-Ni a 1600°C (Folkhard et al., 1984).....	14
Figura 5 – Efeito dos elementos de liga na solubilidade do nitrogênio na liga Fe-18%Cr-8%Ni (Stevens, 1984).....	14
Figura 6 – Comparação do conteúdo de nitrogênio no metal de solda como uma função da pressão parcial determinada por quatro pesquisadores (Okagawa et al., 1983).....	17
Figura 7 – Relação entre os conteúdos de oxigênio e nitrogênio no metal de solda e o conteúdo de ar no gás de proteção (Ikawa et al., 1980).....	18
Figura 8 – Relação entre os conteúdos de Cr e Mn com o nitrogênio no metal de solda (Ogawa et al., 1982).....	19
Figura 9 – Relação entre o conteúdo de nitrogênio em soldas de aço inoxidável e a pressão parcial do nitrogênio em várias atmosferas de soldagem (260 A, 24 V, 20 cm/min) (Kobayashi et al., 1966).....	21
Figura 10 – Relação entre o conteúdo de nitrogênio em soldas de aço inoxidável e o volume de nitrogênio em (%) no gás de proteção.....	22
Figura 11- Níveis de concentração da austenita no sistema Fe-Cr-Ni com 0,1 e 0,3% de nitrogênio (Folkhard et al., 1984).....	24
Figura 12 - Constituição do diagrama da WRC – 1992 para soldas de aço inoxidável (AWS A5.22 – 1995).....	27
Figura 13 – Resultados do ensaio de susceptibilidade à formação de trincas de solidificação em função da relação Cr_{eq}/Ni_{eq} e dos teores de P + S (Kujanpaa et al., 1980).....	28
Figura 14 – Esquema representativo de trincas ao longo de um cordão de solda, l = comprimento da trinca; p = profundidade da trinca.....	30
Figura 15 – Esquema representativo do teste “Transvarestraint” (Wilken e Kleistner, 1990)...	32

Figura 16 - Corrente contínua pulsada, onde: I_p = Intensidade da corrente de pico, I_b = Intensidade da corrente de base, t_p = tempo de duração da corrente de pico e t_b = tempo de duração da corrente de base.....	35
Figura 17 – Esquema representativo do teste Transvarestraint.....	37
Figura 18 – Detalhe do corpo de prova preso as garras e sobre a matriz.....	43
Figura 19 – Equipamento de teste Transvarestraint totalmente construído.....	44
Figura 20 – Matrizes com seus respectivos limitadores.....	44
Figura 21 – Vista geral do sistema de ensaio, monitoramento e controle.....	45
Figura 22 - Limites naturais de variação, (a) com 99,74% e (b) com 99,994%.....	46
Figura 23 – Regiões onde os corpos de prova foram cortados.....	51
Figura 24 - Comprimento da trinca medido no sentido longitudinal ao cordão. Aumento 10x.....	52
Figura 25 – Representação esquemática dos Limites de Tolerância.....	57
Figura 26 – Esquema representativo do corpo de prova com detalhe do chanfro. Desenho fora de escala, dimensões em mm.....	60
Figura 27 – Macroestrutura representativa do metal de base AISI 316L. Ataque eletrolítico com ácido oxálico. Aumento 125 vezes.....	61
Figura 28 – Vista geral da bancada de ensaios.....	63
Figura 29 - Sistema eletromecânico “BUG-O”, que garante a regulação e controle da velocidade de soldagem e do “stickout” no processo de soldagem FCAW.....	64
Figura 30 – Corte realizado no corpo de prova para a análise metalográfica	77
Figura 31 – Representação esquemática do método utilizado para a medição do espaçamento dendrítico secundário (Çadirli et al., 2000).....	79
Figura 32 – Efeito do teor de nitrogênio no gás de proteção sobre o teor de nitrogênio. Corrente média de soldagem de 200 A e deformação de 3%.....	84
Figura 33 – Efeito da corrente média de soldagem sobre o CTT.....	86
Figura 34 – Efeito da deformação tangencial sobre o CTT.....	88
Figura 35 - Fratografia da superfície da trinca de solidificação (MEV). Amostra soldada com corrente pulsada de 200 A, 5% de deformação tangencial e 15% de nitrogênio no gás de proteção. (A): Vista panorâmica da superfície da trinca. (B): Vista da superfície da trinca próximo da superfície da amostra. (C): Vista da superfície da trinca em região final da	91

amostra.....	
Figura 36 – Macrografia das trincas de solidificação decorrentes da aplicação do ensaio Transvarestraint em aço AISI 316L. Corrente 250 A (modo convencional), 0% de N ₂ no gás de proteção e 1% de deformação.....	92
Figura 37 – Efeito do teor de nitrogênio no gás de proteção sobre o teor de nitrogênio no metal de solda. Corrente média de 200 A.....	95
Figura 38 - Efeito da corrente média sobre o teor de nitrogênio no metal de solda.....	96
Figura 39 - Relação entre Cr _{eq} /Ni _{eq} e os teores de S + P para o metal de solda no modo convencional e pulsado e para o metal de base. Baseada nos dados de Kujanpaa (1980).....	99
Figura 40 - Valores do Cr _{eq} e do Ni _{eq} para o metal base e cordão de solda plotados no WRC – 1992 Diagrama (Norma AWS A5.22-1995.....	101
Figura 41 – Efeito do teor de nitrogênio no gás de proteção sobre o teor de ferrita delta no cordão de solda.....	104
Figura 42 – Efeito do teor de nitrogênio no gás de proteção sobre o CTT e sobre o teor de ferrita delta no cordão de solda.....	106
Figura 43 – Efeito da corrente média sobre o teor de ferrita delta no cordão de solda.....	107
Figura 44 – Efeito da corrente média de soldagem sobre o CTT e o percentual de ferrita delta no cordão de solda.....	108
Figura 45 –Micrografia representativa de uma solda obtida com corrente média de 200 A e gás de proteção CO ₂ puro. Ataque eletrolítico com ácido oxálico. A) Aumento 400x. B) Aumento 1000x.....	110
Figura 46– Comportamento geral da influência da corrente média e do teor de nitrogênio no gás de proteção sobre a ferrita delta e sobre o teor de nitrogênio na solda.....	115
Figura 47 – Efeito da corrente média e do teor de nitrogênio no gás de proteção sobre o CTT. Deformação tangencial de 1%.....	116
Figura 48 – Efeito da corrente média e do teor de nitrogênio no gás de proteção sobre o CTT. Deformação tangencial de 3%.....	117
Figura 49 – Efeito da corrente média e do teor de nitrogênio no gás de proteção sobre o CTT. Deformação tangencial de 5%.....	117

Lista de Tabelas

Tabela 1 – Constantes de regulação mantidas no equipamento de soldagem.....	49
Tabela 2 – Limites de pressão utilizados no equipamento.....	49
Tabela 3 – Identificação da pressão de dobramento para os corpos de prova.....	50
Tabela 4 – Valores da trinca para seus respectivos corpos de prova – limite inferior.....	52
Tabela 5 – Valores do comprimento de trincas para o limite superior.....	53
Tabela 6 – Teste de R&R do meio de medição.....	53
Tabela 7 – Correlação Pressão X CTT.....	55
Tabela 8 – Limites de tolerância.....	56
Tabela 9 - Análise química do metal de base.....	60
Tabela 10 – Composição química do metal depositado não diluído. Norma AWS A5. 22-95..	61
Tabela 11 – Propriedades mecânicas do metal depositado. Norma AWS A5. 22-95.....	62
Tabela 12 – Fatores e níveis selecionados para este trabalho.....	74
Tabela 13 – Os parâmetros selecionados para o modo pulsado.....	75
Tabela 14 – Parâmetros selecionados para o modo convencional.....	76
Tabela 15 – Valores para o comprimento total de trincas – CTT.....	83
Tabela 16 – Resultado da ANOVA – Comprimento Total de Trincas.....	84
Tabela 17 - Resultado da ANOVA – Comprimento Total de Trincas.....	86
Tabela 18 - Resultado da ANOVA – Comprimento Total de Trincas.....	88
Tabela 19 – Análise química do cordão de solda.....	94
Tabela 20 – Resultado da ANOVA – Percentagem de nitrogênio no cordão de solda.....	95
Tabela 21 – Resultado da ANOVA – Percentagem de nitrogênio no cordão de solda.....	97
Tabela 22 – Valores para o C_{req}/N_{ieq} e S + P para o cordão de solda.....	98
Tabela 23 – Valor média da ferrita δ para o metal de base.....	103
Tabela 24 - Valor média da ferrita δ para o metal de solda.....	103
Tabela 25 – Resultado da ANOVA – Teor de ferrita delta no cordão de solda.....	105
Tabela 26 – Resultado da ANOVA – Teor de ferrita delta no cordão de solda.....	106
Tabela 27 – Resultados do TG e do EDS em função do tipo e valores da corrente média.....	112
Tabela 28 – Resultados do TG e do EDS em função do teor de N_2 no gás de proteção.....	112

Nomenclaturas

Letras Latinas

F – Força atuante sobre o elemento estrutural

y_{max} – Flecha máxima

l – Comprimento do elemento estrutural

E – Módulo de elasticidade do material

I – Momento de inércia do elemento estrutural

b – Medida da base do corpo de prova

H – Medida da altura do corpo de prova

S - Desvio-padrão

s - Segundos

A - Amperes

Hz - Hertz

p - Pressão

R - Atrito

W - Potência do Arco

L – Fase líquida

J - Joules

Letras Gregas

ε - Deformação tangencial

μ - Média das amostras

δ - Intervalo de confiança; Fase delta

γ - Fase gama

σ - Fase sigma

$^{\circ}$ - Graus

π - Pi

α - Precisão; Nível de significância

Abreviações

Ip - Corrente de pico

Ib – Corrente de base

Im – Corrente média

Tp – Tempo de pico

Tb – Tempo de base

W – Velocidade de alimentação do arame

U – Tensão de soldagem

Vs - Velocidade de soldagem

n_c - Número de réplicas

V - Vanádio

Nb - Nióbio

Cr – Cromo

Ta – Tântalo

Mn - Manganês

Mo – Molibdênio

Ni – Níquel

Co – Cobalto

N - Nitrogênio

Fé - Ferro

Al - Alumínio

Mg - Magnésio

Cu - Cobre

Si - Silício

Zr - Zircônio
C - Carbono
P - Fósforo
S - Enxofre
O₂ – Gás oxigênio
CO₂ – Dióxido de carbono
N₂ – Gás nitrogênio
LST – Limite superior de tolerância
LIT – Limite inferior de tolerância
R&R – Repetibilidade e Reprodutibilidade
NO – Óxido de nitrogênio
CP – Corpo de prova
FCAW – Flux Cored Arc Welding
GTAW – Gas Tungsten Arc Welding
GMAW – Gas Metal Arc Welding
SMAW – Shielded Metal Arc Welding
P_{N2} – Pressão parcial do nitrogênio no arco
Cr_{eq} – Cromo equivalente
Ni_{eq} – Níquel equivalente
CA - Corrente alternada
CC – Corrente contínua
MO – Microscopia ótica
MEV – Microscopia eletrônica de varredura
CCEP - Corrente contínua de polaridade reversa (semi ciclo positivo)
°C - Graus Celsius
kg - Quilograma
min – Minutos
cm - Centímetros
pol. - Polegada
CCC – Cúbica de corpo centrado

CFC – Cúbica de face centrada
CTT - Comprimento total de trinca
e - Espessura do corpo de prova
R - Raio de curvatura da matriz
t_{pos} - Tempo na polaridade positiva
t_{neg} - Tempo na polaridade negativa
ms - mil segundos
GL - Graus de liberdade
E – Insumo de Calor
% - Porcentagem
FP - Formato da poça de solidificação
ZF - Zona de fusão
MB - Metal de base

Siglas

UNICAMP – Universidade Estadual de Campinas
AWS - American Welding Society
IIW - Institute of Welding
LABSOLDA – Laboratório de soldagem
UFSC - Universidade Federal de Santa Catarina
CT - Centro de Tecnologia da UNICAMP
AISI - American Iron and Steel Institute
BUG-O - Sistema eletromecânico de deslocamento da tocha de soldagem
FEM - Faculdade de Engenharia Mecânica
WRC – Welding Research Council
UFSCar – Universidade Federal de São Carlos
USP – Universidade de São Paulo
ANOVA – Análise de variância

Capítulo1

Introdução e Objetivos

1.1 – Introdução

A evolução dos processos de soldagem, registrada nos últimos anos em todo mundo, tem ocorrido devido à soldagem estar relacionada com a maioria das aplicações industriais, seja na fabricação como na recuperação de componentes. A tecnologia da soldagem tende a acompanhar a crescente modernização industrial e as novas exigências de mercado que impõem requisitos de qualidade e de produtividade a custos cada vez menores. Dos processos de soldagem usuais, a técnica manual com eletrodo revestido é a mais antiga e ainda hoje é uma das mais aplicadas.

A soldagem com arame tubular (Flux Cored Arc Welding / FCAW) é um processo onde a fusão é produzida pela ação de um arco voltaico estabelecido entre a peça e o arame consumível contínuo. A proteção do metal depositado se obtém pela ação externa de um gás auxiliar e/ou pela decomposição de um fluxo alojado no interior do arame. Este fluxo é composto por uma mistura de inúmeras substâncias minerais e orgânicas com funções definidas. O processo pode ser automático ou semi-automático e normalmente utiliza uma fonte de energia do tipo tensão constante. Distinguem-se duas versões do processo: a primeira com a proteção adicional de um gás externo (Gás Shielded Arc Welding / GSAW) e a segunda sem a proteção externa de gás ou autoprotégido (Self-Shielded Arc Welding / SSAW ou Self-shielded Flux Cored Arc Welding / SS-FCAW) (Mota, 1998). A Figura 1 representa esquematicamente a soldagem com arame tubular com proteção gasosa.

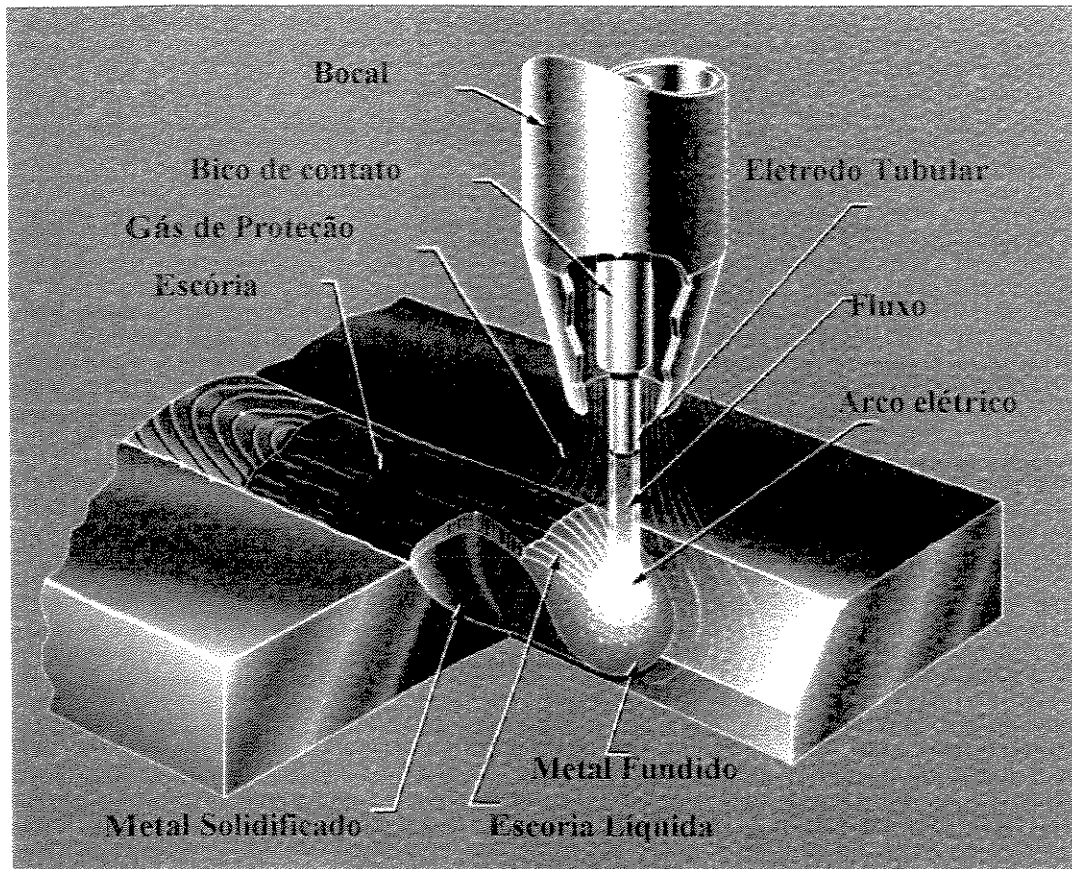


Figura 1. Esquema representativo da soldagem com arame tubular com proteção gasosa (Mota, 1998).

Os consumíveis comumente utilizados neste processo de soldagem, geralmente são fabricados em diâmetros que variam de 0,9 a 3,2 mm e a configuração geométrica metal/fluxo, em sua seção transversal, pode apresentar-se como tubular simples ou “multifolder”, conforme é ilustrado na Figura 2. Geralmente as formas simples, Figura 2 (a e b), são de fácil fabricação e mais baratas. Nas seções mais complexas, Figura 2 (c), projetada para arames de maior diâmetro, as características operacionais (estabilidade) do arco são superiores e propiciam melhor soldabilidade. No entanto, têm dificuldades para a soldagem fora da posição plana.

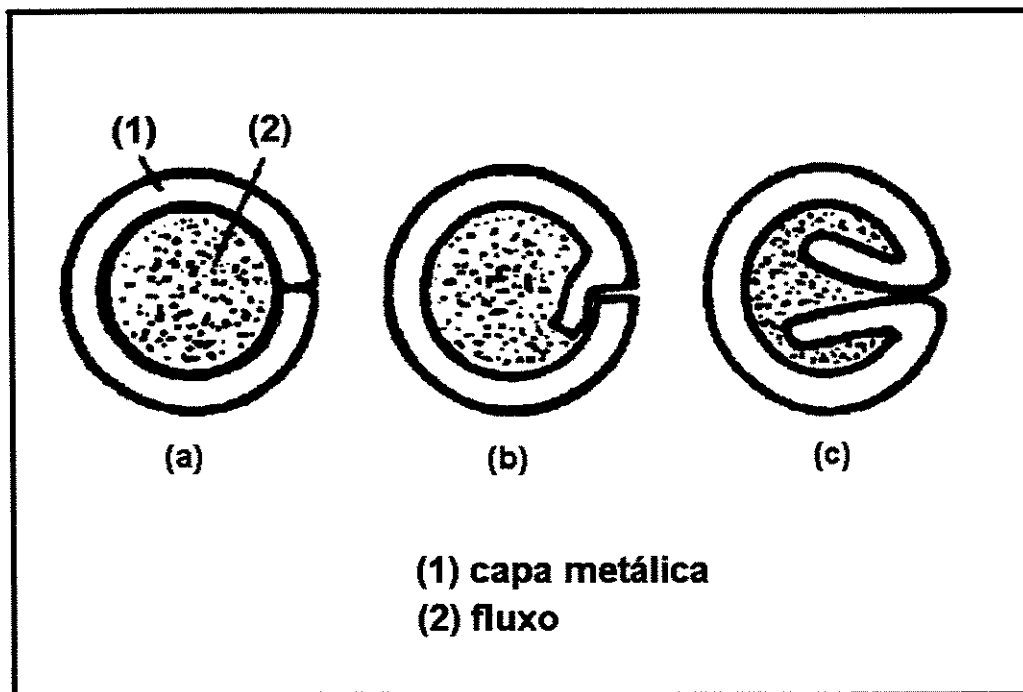


Figura 2 – Formas da seção transversal de arames tubulares: a e b – seção simples; c – “multifolder” (Mota, 1998).

Com a recente introdução de novas tecnologias para fabricação de fontes de energia para a soldagem ao arco voltaico, tornou-se possível a utilização da corrente pulsada para os processos MIG, TIG e arame tubular. Estudos recentes mostram que com o uso da corrente pulsada pode-se soldar facilmente em todas as posições e se obter maior taxa de deposição em relação à soldagem convencional. Outro fator importante é a utilização de uma baixa corrente média de soldagem comparada à corrente utilizada nas mesmas condições com uma fonte convencional. Desta maneira, tem-se observado que o uso da corrente pulsada proporciona uma redução na quantidade de fumos e de respingos durante a soldagem e o refino da estrutura bruta de solidificação do cordão de solda, possibilitando a diminuição da ocorrência de trincas de solidificação.

No modo pulsado, são muitos os fatores variáveis responsáveis pela manutenção da operação de soldagem. Neste sentido, torna-se bastante complexa a tarefa de seleção dos parâmetros adequados às necessidades de estabilidade de arco, as vantagens econômicas, a

qualidade da solda e a suas propriedades mecânicas. De um modo geral, os parâmetros elétricos envolvidos na soldagem em corrente pulsada são definidos pela corrente de base (I_b), pela corrente de pico (I_p) e pelos seus respectivos tempos de base (t_b) e de pico (t_p), além da velocidade de alimentação do arame (w) e da tensão de soldagem (U).

Os aços inoxidáveis são aços de alta liga, geralmente contendo cromo, níquel, molibdênio em sua composição química. Estes elementos de liga, em particular o cromo, conferem uma excelente resistência à corrosão quando comparados com os aços carbono. Eles são, na realidade, aços oxidáveis, isto é, o cromo presente na liga oxida-se em contato com o oxigênio do ar, formando uma película, muito fina e estável, de óxido de cromo. Para que a película de óxido seja efetiva na proteção contra a corrosão, o teor mínimo de cromo no aço deve estar em torno de 12%. Sua aplicação varre uma extensa área, desde materiais aeronáuticos até utensílios domésticos.

Muitos fenômenos metalúrgicos acontecem durante e após a soldagem dos aços inoxidáveis os quais se destacam: tipo de solidificação, segregações, transformação de fases, precipitação e fragilização do material. Estes fenômenos precisam ser estudados pela grande influência que exercem nos comportamentos mecânicos e químicos das juntas soldadas.

Um fenômeno muito comum, importante e perigoso que ocorre em soldas de aços inoxidáveis austeníticos, é a trinca de solidificação. Este defeito está associado, geralmente, à formação de uma rede sólida coerente, formada pelos grãos semi-solidificados separada por pequenos filmes líquidos que se rompem pela ação de tensões trativas. Este fato está relacionado, pela interdependência entre os fatores mecânicos e metalúrgicos necessários para a ocorrência da trinca, influenciados pelas condições de soldagem e restrição da junta. Durante a contração da junta, micros fissuras se formam dentro da solda e, durante o resfriamento, essas fissuras se propagam para a superfície formando as macro trincas. Em geral, as trincas se propagam perpendicularmente à direção das tensões de contração. Dependendo da restrição à contração, formato do cordão de solda e do tipo de estrutura cristalina formada, elas podem se propagar paralela, transversal ou diagonalmente com relação à direção de soldagem.

Existe um grande número de testes capazes de avaliar se um material é ou não susceptível a trinca de solidificação. O teste Varestraint e o Transvarestraint são, provavelmente, dentre todos os tipos de testes, os mais freqüentemente aplicados para o estudo da trinca de solidificação em juntas soldadas. O teste Transvarestraint é uma versão modificada do teste Varestraint. Este teste utiliza uma tensão externa aplicada transversalmente ao corpo de prova, diferente daquela aplicada no teste Varestraint que é longitudinal. Esta diferença, na forma de aplicação da deformação, foi a maneira encontrada para possibilitar o estudo das variáveis do processo com eletrodo consumível.

O estudo e aplicação do nitrogênio em aços inoxidáveis têm sido realizados durante algumas décadas. No entanto, ainda não está bem definida a sua ação na diminuição ou eliminação do fenômeno trinca de solidificação. O nitrogênio é geralmente um elemento indesejável nos aços de baixa liga, contudo, nos aços inoxidáveis ele é considerado um elemento de liga. Durante a soldagem a arco elétrico, nitrogênio pode ser absorvido do ar pela gota, principalmente, se o arco utilizado for longo. De acordo com Tösch e Schabereiter apud Folkhard, 1988, conteúdos maiores ou iguais a 0,1% de nitrogênio podem ser absorvidos dessa maneira. Este elemento é conhecido por ampliar os campos austeníticos no sistema ferro-cromo, assim como por aumentar a resistência mecânica em temperatura criogênica, e a resistência à corrosão. Foi constatado também, que sua presença reduz a formação de ferrita delta e que isto pode aumentar a susceptibilidade ao trincamento. Neste sentido, estes fatos abrem espaço para a investigação do comportamento deste elemento quando adicionado ao gás de proteção em soldas de aços inoxidáveis austeníticos executadas pelo processo arame tubular (FCAW), agravados pelo fato de existir pouca literatura que trata do assunto, principalmente quanto ao uso do processo arame tubular.

1.2 – Objetivos

O objetivo principal deste trabalho foi de propor uma nova técnica de soldagem através da introdução de nitrogênio, via gás de proteção, em cordões de solda de aço inoxidável austenítico AISI 316L utilizando o processo arame tubular (FCAW) com e sem pulsação do arco, como forma de minimizar a susceptibilidade a trincas de solidificação. Para tanto, as trincas foram

estudadas quanto a sua extensão e quantidade pela análise em microscopia ótica e dos teores de ferrita delta, microfases e inclusões não metálicas e suas influências na formação das trincas pela análise também, em microscopia eletrônica de varredura. Foram também analisados, o tamanho de grão e o espaçamento dendrítico secundário, com o intuito de verificar seus efeitos na formação do fenômeno.

Como objetivos secundários teremos:

Projetar, construir e aferir um equipamento de teste Transvarestraint capaz de induzir a formação das trincas de solidificação nos cordões de solda de maneira fácil e eficaz a um baixo custo, que atenda perfeitamente as necessidades da pesquisa em questão.

Capítulo 2

Revisão Bibliográfica

2.1 – O Aço Inoxidável

Aço inoxidável é o termo empregado para identificar uma família de aços contendo no mínimo 12% de cromo, que lhes garante elevada resistência à oxidação. O cromo disperso em todo material de forma homogênea, em contato com o oxigênio do ar atmosférico, forma uma fina camada de óxido na superfície do aço, contínua e muito resistente, protegendo-o contra ataques corrosivos do meio ambiente.

Este filme protege toda a superfície do aço inoxidável e, de maneira geral, esta resistência aumenta à medida que mais cromo é adicionado à mistura.

Além do cromo outros elementos são adicionados ao aço inoxidável elevando a sua resistência à corrosão, tais como o níquel, o molibdênio, o vanádio, o tungstênio entre outros. Estes elementos tornam o aço inoxidável adequado a múltiplas aplicações, cada uma delas contendo porcentagens específicas destas substâncias químicas.

Os diversos tipos de aços inoxidáveis podem ser classificados em três grandes grupos, facilitando a seleção e a adequação do material ao tipo de aplicação exigida. De acordo com sua composição química e as características metalúrgicas de produção, eles se dividem principalmente em martensíticos, ferríticos e austeníticos (Fredriksson, 1972, Padilha, 1994).

2.2 – Solidificação dos Aços Inoxidáveis

Os aços inoxidáveis austeníticos geralmente têm uma estrutura duplex de austenita e de ferrita delta incorporada em certa quantidade. Esta proporção de ferrita delta está primeiramente determinada pela segregação dos elementos de ligas durante a solidificação e o resfriamento. Nos cordões de solda um conteúdo de ferrita delta de 2 – 10% pode ajudar a prevenir a trinca de solidificação. Os aços austeníticos podem solidificar tanto com a precipitação primária de austenita, como também de ferrita delta (Folkhard, 1988). A ferrita delta que solidifica como fase primária pode transformar-se em austenita durante o resfriamento, originando os aços inoxidáveis austeníticos. É possível que a precipitação primária da ferrita se interrompa pela formação da austenita antes da fase final de solidificação, que é completada à medida que a austenita cresce dentro do líquido remanescente, assim como dentro da ferrita primária.

O efeito da composição química na seqüência de solidificação dessas ligas foi estudado por diversos autores (Fredriksson, 1972, Padilha, 1994), tendo sido identificados basicamente quatro modos possíveis de solidificação:

- I – O processo de solidificação inicia-se com a formação de dendritas de austenita, completando-se com a formação apenas desta fase;
- II – A solidificação inicia-se com a formação de dendritas de austenita, ocorrendo a formação de ferrita entre os braços das dendritas, por efeito de segregação de elementos que promovem a formação de ferrita;
- III – A ferrita é a primeira fase a solidificar, na forma de dendritas. A austenita forma-se posteriormente na interface ferrita/líquido, por intermédio de uma reação peritética ou, dependendo das condições de solidificação, reação eutética envolvendo três fases ($L + \delta + \gamma$). Após a nucleação, a austenita cresce para a ferrita e para o líquido, podendo, desta forma, estabilizar a ferrita no eixo da dendrita e, ainda, causar a formação de ferrita nos espaços interdendríticos;

IV – A ferrita é a única fase na solidificação, tendo formação posterior de austenita somente no estado sólido.

Deve-se mencionar que uma dada liga não se solidifica necessariamente de acordo com apenas uma dessas seqüências apresentadas, podendo ocorrer a nucleação simultânea de ferrita e austenita, em diferentes regiões da massa líquida devido a flutuações da composição química durante a solidificação, ou por variações na velocidade de resfriamento (Suutala et al., 1979, 1980).

No estado sólido ocorreria a transformação de $\delta \longrightarrow \gamma_s + \delta_s$, ou seja, a austenita crescendo para a ferrita remanescente do processo de solidificação, podendo ocorrer a estabilização da ferrita devido à segregação de elementos ferritizantes para esta fase durante a transformação no estado sólido.

A ferrita pode ainda decompor-se no resfriamento através de uma reação do tipo eutetóide, em austenita e carbonetos ($\delta \longrightarrow \gamma + \text{carbonetos}$); outra possibilidade seria a decomposição da ferrita em austenita e em fase sigma ($\delta \longrightarrow \gamma + \sigma$).

Dentre as seqüências de solidificação apresentadas, aquela em que ocorre a transição de ferrita para austenita durante a solidificação é a que tem merecido maior atenção por parte dos pesquisadores (Vitek et al., 1983). As razões desse interesse devem-se à maior complexidade da reação quando comparada às demais seqüências de solidificação, e à sua importância, uma vez que as ligas que iniciam a solidificação com a formação de ferrita têm-se mostrado menos susceptíveis à presença de trincas a quente na solidificação e principalmente em processos de soldagem.

2.3 – Nitrogênio no Aço Inoxidável.

O uso e influência do nitrogênio no aço inoxidável têm sido motivo de muita investigação durante as últimas três décadas. Considerando a função do nitrogênio nos aços

inoxidáveis, é importante lembrar que, em aços carbono comum, ligas de aços e nos aços inoxidáveis martensíticos e ferríticos, este elemento é geralmente considerado uma indesejável impureza. De outro modo, nos aços inoxidáveis austeníticos e duplex o nitrogênio é geralmente considerado um valioso elemento de liga. Este elemento é conhecido por aumentar a resistência mecânica em temperatura ambiente, assim como, em temperaturas sub-zero e pelo aumento da resistência a ataques por “pitting” (Backman et al., 1977). As ligas da série nitrônica contem nitrogênio na faixa de 0,14 a 0,31%. Nitrogênio é conhecido por ser formador de uma solução sólida mais resistente do que o carbono, quando nitretos de zircônio, titânio e nióbio estiverem presentes. Deste modo, isto originou o desejo do uso do nitrogênio como substituto do níquel e, conseqüentemente a redução dos custos envolvidos com este elemento. Além do fato de um material estratégico como o níquel ser reduzido, o nitrogênio é considerado trinta vezes mais poderoso que o níquel como um estabilizador da austenita e também considerado um elemento de excelente característica de passivação nos aços inoxidáveis (Kearns, 1985, Rabensteiner, 1985).

Adições de nitrogênio em aços inoxidáveis do tipo 304, 316 e 347, têm sido utilizadas para reduzir os efeitos de sensitização durante a soldagem em substituição ao carbono (Baeslack III et al., 1979, Ogawa et al., 1980).

Está claro pela literatura consultada, que adições de nitrogênio são feitas em aços inoxidáveis austeníticos para se conseguir uma ou mais propriedades desejadas. Entretanto, em metal de solda a ocorrência de nitrogênio pode resultar de vários fatores tais como:

- Colocação de nitrogênio no metal de base;
- Adições deliberadas durante a soldagem, no gás de proteção ou através do metal de adição;
- Inadvertidamente colocado devido a imperfeições na proteção gasosa durante a soldagem.

Adições controladas são geralmente feitas no metal de solda para melhorar a resistência mecânica e a resistência à corrosão (Erasmus et al., 1970, Ogawa et al., 1982).

Entretanto, estas adições de nitrogênio podem também resultar em baixa tenacidade, assim como, no aumento da susceptibilidade a trinca de solidificação quando a ferrita é reduzida ou eliminada. Deste modo, fica claro que a influência do nitrogênio no metal de solda de aço inoxidável é muito complexa e que este fenômeno ainda não está bem definido.

2.3.1 - Formas do Nitrogênio em Soldas de Aço Inoxidável.

É conhecido que o nitrogênio pode estar presente em três formas distintas no metal de solda:

- Na estrutura cristalina de forma intersticial e que pode ser agrupado ou dispersado ao redor dos defeitos cristalinos;
- Presença de nitrogênio combinado com nitretos que pode consistir de simples ou complexas fases precipitadas;
- Presença de nitrogênio ocluído no estado gasoso molecular e contido em poros dentro do metal.

Normalmente é o nitrogênio na forma intersticial e combinado com nitretos que influenciam nas propriedades do aço. A Figura 3 mostra esquematicamente as várias formas de ocorrência do nitrogênio no aço (Stevens, 1985).

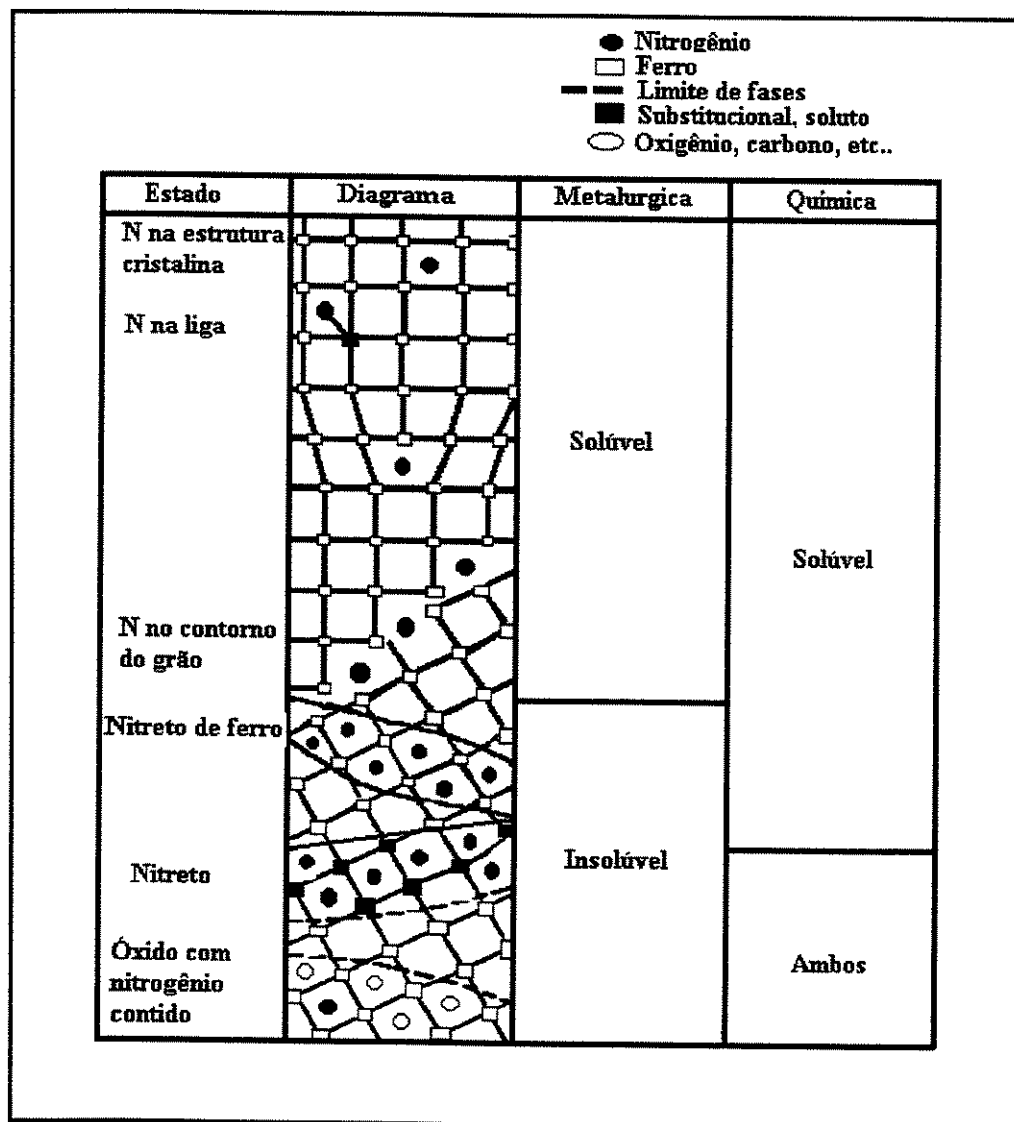


Figura 3 – Distribuição do nitrogênio no aço (Stevens, 1985).

2.3.2 - Níveis de Nitrogênio em Soldas de Aço Inoxidável

Para uma melhor compreensão da ocorrência do nitrogênio em soldas de aço inoxidável austenítico, é necessário o estudo da solubilidade do nitrogênio no ferro. Geralmente, as regras estabelecidas para o ferro podem ser estendidas para soldas de aço inoxidável, levando-se em conta a influência de elementos de liga, como também, as condições de não equilíbrio previstas durante a soldagem. Uma das condições características do processo de soldagem é a mudança da temperatura do arco que pode variar de 5000 – 6000°C para a soldagem com eletrodo revestido (SMAW) e de 10000 –

15.000°C para a soldagem no processo GMAW. Tais temperaturas resultam na dissociação do nitrogênio molecular em nitrogênio atômico e/ou cátions, pela expressão 1:



A formação do N^+ aumenta a dissolução do nitrogênio no ferro líquido. Stevens (1992), indica que a solubilidade do nitrogênio no ferro α e δ (estrutura cúbica de corpo centrado – CCC) é significativamente menor do que no ferro γ (estrutura cúbica de face centrada – CFC). Estas características são similares para outros elementos intersticiais no ferro, tal como, o carbono e o hidrogênio. A concentração de equilíbrio do nitrogênio no ferro líquido está na ordem de 0,04 % (Blake, 1979, Killing, 1983). A solubilidade do nitrogênio, no ferro líquido pode ser regulada pela lei de “Sievert”, conforme Stevens (1992), isto é, proporcional à raiz quadrada da pressão parcial do gás na atmosfera circundante.

A solubilidade do nitrogênio no ferro é também afetada em grande parte pela presença de outros elementos. Se o elemento de liga aumentar o coeficiente de atividade do nitrogênio, a solubilidade irá decrescer (Stevens, 1992). Solutos que têm maior afinidade pelo nitrogênio do que pelo ferro irão decrescer os coeficientes de atividade, fazendo com que aumente a solubilidade do nitrogênio. Elementos como o V, Nb, Cr, Ta, Mn e Mo aumentam a solubilidade do nitrogênio, enquanto que o Ni, Cu, Si e Co diminuem a solubilidade. Carbono tem sido considerado um elemento que diminui a solubilidade do nitrogênio. O efeito do cromo e do manganês na solubilidade do nitrogênio no aço inoxidável austenítico, pode ser regido pela expressão: $\text{N} (\%) = 0,021 (\text{Cr} + 0,9 \text{ Mn}) - 0,204$. Com os valores do Cr variando entre 17 e 31% e do Mn variando entre 1 e 12% (Menor et al. 1992).

A solubilidade do nitrogênio em ligas fundidas de Fe-Cr-Ni a 1600°C é mostrada na Figura 4 (Folkhard et al., 1984). O efeito dos elementos de liga na solubilidade em ligas de Fe-18Cr-8Ni, em condições de mesma temperatura, é mostrado na Figura 5 (Stevens, 1984). O estudo da solubilidade do nitrogênio em ligas comercial de aço inoxidável como função da temperatura e/ou composição da liga, indica conflitos de dados entre diferentes

experimentos. Foi concluído que a solubilidade não pode ser predita levando-se em consideração o efeito de um só elemento e que um efeito de sinergia é verificada entre os vários elementos de liga presente (Stevens, 1984).

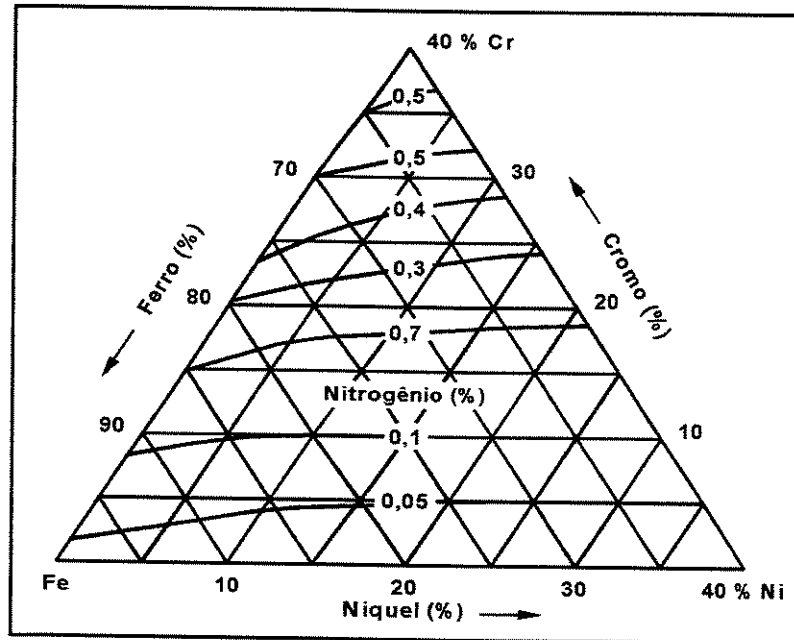


Figura 4 – Solubilidade do nitrogênio na liga Fe-Cr-Ni a 1600°C (Folkhard et al., 1984).

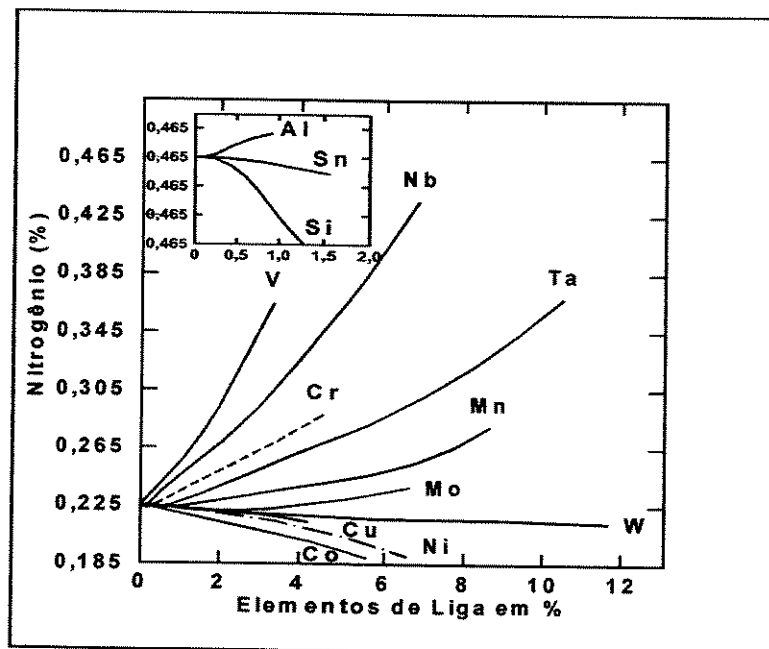


Figura 5 – Efeito dos elementos de liga na solubilidade do nitrogênio na liga Fé-18%Cr-8%Ni (Stevens, 1984).

Deste modo, o estudo da solubilidade do nitrogênio em soldas de aço inoxidável é complexo e composto por variáveis associadas ao processo de soldagem. Isto inclui, mas não limitado, à presença de outros tipos de gases no processo de soldagem, da pressão parcial do gás, dos parâmetros da soldagem e dos fatores humanos. Entretanto, há certas regras gerais que podem ser adotadas, ou seja, na soldagem GMAW e GTAW a solubilidade do nitrogênio pode variar de 0,01 a 0,04% conforme Long e Delong (1973), enquanto que, segundo Kotecki (1978), na soldagem FCAW a solubilidade alcança valores da ordem de 0,07% a 0,2%.

Um exame da literatura evidencia que, no processo GTAW autógeno e com a adição de metal e GMAW, são significantes os estudos sobre o efeito do nitrogênio em solda de aço inoxidável. Já o processo FCAW tem pouca literatura que trata do assunto.

2.3.3 - Processo GTAW

Na avaliação da ocorrência do nitrogênio no processo GTAW, dois pontos são extremamente importantes, o primeiro em que o nitrogênio é adicionado no metal de base e o segundo o nitrogênio é misturado ao gás de proteção como o meio de adicioná-lo ao metal de solda.

Blake (1979) mostrou que durante a soldagem GTAW, a absorção de nitrogênio é proporcional à pressão parcial do nitrogênio no arco (P_{N_2}) e não através da lei de Sievert ($\sqrt{P_{N_2}}$). Ele observou que os níveis de porosidade podem ser preocupantes para valores de nitrogênio acima de 0,03%. Entretanto, este fato é função da composição química do cordão de solda. Fortes formadores de nitretos com Al e Ti podem prevenir a formação de porosidade. Acima de um certo nível, eles também podem possibilitar um aumento da solubilidade.

Adições de nitrogênio têm sido efetuadas para o estudo da influência, na microestrutura e propriedades mecânicas, de soldas de aço inoxidável. Windyga (1979)

observou o aumento do nível de nitrogênio no metal de solda com o aumento do percentual de nitrogênio no gás de proteção em soldas de aço inoxidável 18Cr-8Ni. Poderiam ser alcançados conteúdos de nitrogênio até 0,35%.

Long, et al. (1973) observaram que até mesmo na soldagem GTAW com 100% de argônio, um valor de 0,02% de nitrogênio pode ocorrer no metal de solda, devido à falha na proteção do arco. Lundin et al. (1980, 1983), encontraram que, em soldas autógenas de aço inoxidável do tipo 304 e 308L, com o nível de 2% de nitrogênio no gás de proteção (argônio), o metal de solda fica saturado em proporções que variam de 0,20 a 0,25%. Cieslak et al. (1982) alcançaram similares valores no conteúdo de nitrogênio no metal de solda, durante teste para a verificação de trincas de solidificação em soldas de aço inoxidável do tipo 304L, quando da colocação de 6% do nível de nitrogênio no gás de proteção. Baeslack III et al. (1979), utilizando o processo GTAW autógeno em soldas de aço inoxidável do tipo 304, determinaram que aproximadamente 10% de nitrogênio colocado no gás de proteção resulta em 0,24% de nitrogênio adicionado ao metal de solda. Já Arata et al. (1974), usando níveis de nitrogênio acima de 20% no gás de proteção, alcançaram valores de 0,12 a 0,16% de nitrogênio no metal de solda de aços inoxidáveis do tipo 304, 316 e 321. Estes valores são semelhantes a dados de Matsuda et al. (1983), que introduziram nitrogênio em soldas autógenas de aço inoxidável do tipo 304.

Uma comparação do conteúdo de nitrogênio no metal de solda em função da pressão parcial do nitrogênio foi feita por Okagawa et al. (1983), demonstrada na Figura 6. O conteúdo final de nitrogênio foi determinado ser dependente do conteúdo de nitrogênio no metal base. Ele reportou também, que o conteúdo total de nitrogênio no metal de solda é uma interação entre os níveis de nitrogênio no metal de solda e no gás de proteção. Esta conclusão é confirmada com os dados de Suutala (1982) que mostra em seu trabalho uma boa correlação entre os conteúdos de nitrogênio no metal base de aço inoxidável e soldas autógenas sem qualquer adição de nitrogênio no gás de proteção.

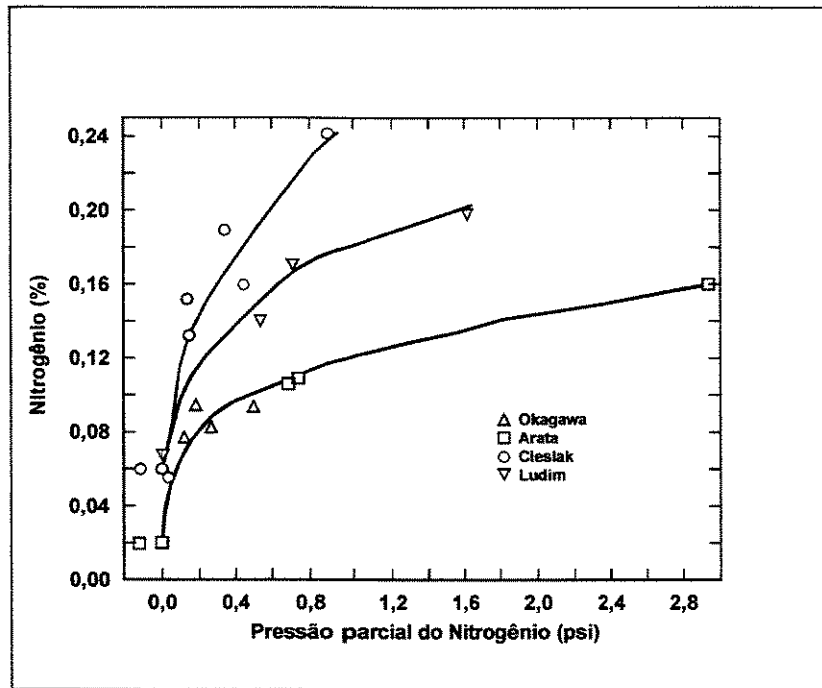


Figura 6 – Comparação do conteúdo de nitrogênio no metal de solda como uma função da pressão parcial determinada por quatro pesquisadores (Okagawa et al., 1983).

Ikawa et al. (1980) fizeram interessante estudo adicionando ar ao argônio, durante a soldagem autógena de aço inoxidável ferrítico do tipo 30Cr-2Mo. Seus resultados, mostrados na Figura 7, indicam que com 1% de ar no gás de proteção, o conteúdo de nitrogênio estabiliza em torno de 300 ppm. Observa-se pela Figura 7, que o conteúdo de oxigênio absorvido pelo metal de solda é significativamente menor do que o do nitrogênio.

Na soldagem de aço inoxidável do tipo 316, Shirwaikar et al. (1981), reportaram que purgando com nitrogênio ao invés do argônio, o conteúdo de nitrogênio no metal de solda não foi afetado significativamente e que a quantidade de nitrogênio na raiz do cordão era independente se nitrogênio ou argônio eram purgado.

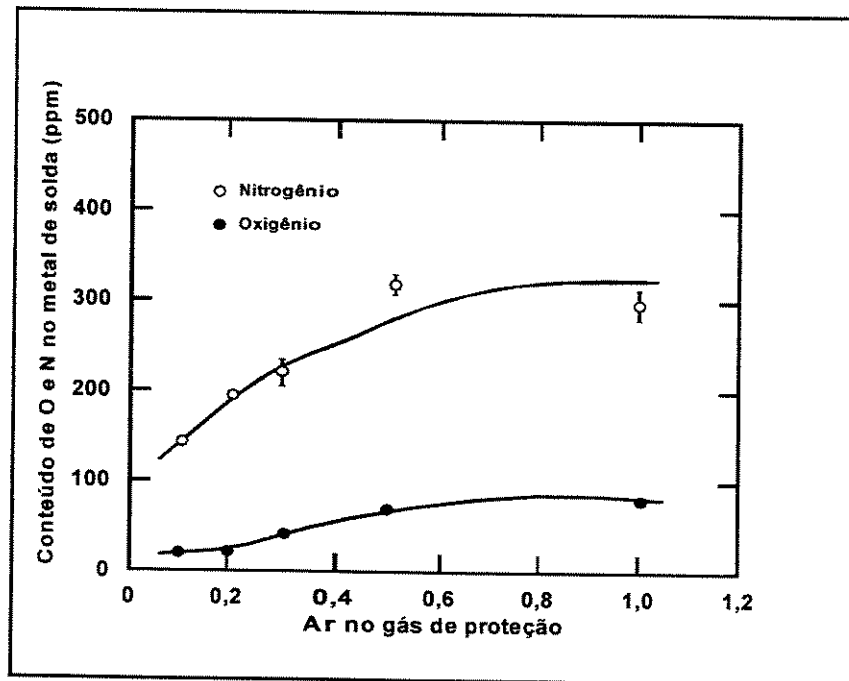


Figura 7 – Relação entre os conteúdos de oxigênio e nitrogênio no metal de solda e o conteúdo de ar no gás de proteção (Ikawa et al., 1980).

Ogawa et al. (1982), também encontraram que a adição de nitrogênio no gás de proteção não produz efeitos significativos no conteúdo de nitrogênio no metal de solda de aço inoxidável do tipo 309, entretanto uma geral tendência foi observada que, com o aumento da quantidade de nitrogênio no gás de proteção, cresceu o conteúdo de nitrogênio no metal de solda.

Uma das razões para a grande disparidade do conteúdo de nitrogênio colocado em aços inoxidáveis é a influência de elementos de liga no aço e a composição do gás de proteção. Em particular, a adição de oxigênio ou um gás oxidante no gás de proteção aumenta significativamente a taxa de decomposição do nitrogênio no metal de solda. Isto está relacionado com a formação de óxido de nitrogênio (NO) que tem uma menor taxa de desordenação quando comparado ao nitrogênio. Resultados similares têm sido reportado por pesquisadores Russos (Pokhodnya et al., 1971) e Japoneses (Kobayashi et al., 1971). A solubilidade do nitrogênio em aço inoxidável é aumentada pela adição de Cr, Ti, Zr, Nb, V,

Mo e Mn, enquanto que C, Si e Ni decrescem a solubilidade (Ogawa et al., 1984). Todos os elementos que aumentam a solubilidade do nitrogênio, exceto o Mn, são estabilizadores da ferrita. Adições de manganês aumentam a solubilidade do nitrogênio no metal de solda. Uma boa correlação foi encontrada entre o conteúdo de Cr e Mn e a quantidade de nitrogênio no metal de solda, mostrada na Figura 8 (Ogawa et al., 1982).

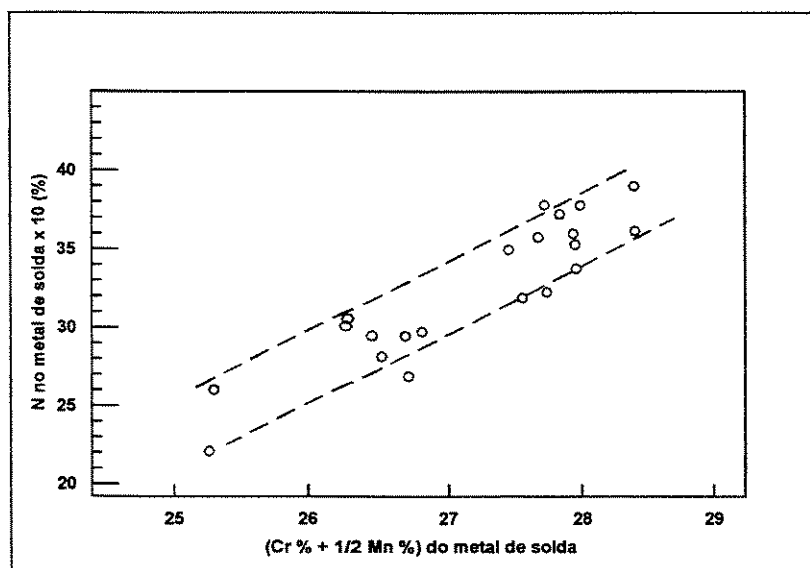


Figura 8 – Relação entre os conteúdos de Cr e Mn com o nitrogênio no metal de solda (Ogawa et al., 1982).

Brooks (1975) reportou que durante o teste “spot-varestraint” em aço inoxidável com alto conteúdo de nitrogênio, um conteúdo maior do que 0,4% no metal de base resulta em erupções na poça de fusão e excessivas irregularidades no cordão de solda. A retenção de nitrogênio no metal de base em soldas autógenas foi também determinada ser dependente do comprimento do arco, ou seja, um grande comprimento de arco diminui o percentual de nitrogênio no cordão de solda. Suutala (1982), estudando aços inoxidáveis com percentual de nitrogênio na faixa de 0,009 a 0,359 %, determinou que o conteúdo de nitrogênio no metal de solda é aproximadamente igual ao do metal de base se uma quantidade alta de manganês estiver presente.

O conteúdo de nitrogênio presente em soldas de aço inoxidável utilizando o processo GTAW depende dos elementos de ligas no metal de base, os quais são governados pelos parâmetros e técnicas de soldagem, composições do metal de adição e de outros fatores externos. Nenhuma tendência consistente de comportamento foi observada e isso requer que, em cada situação de soldagem, uma avaliação individual seja realizada.

2.3.4 – Processo GMAW

O potencial de colocação de nitrogênio em soldas utilizando o processo GMAW é muito maior devido a altas temperaturas geradas no arco em comparação ao processo GTAW. A absorção de nitrogênio em metais de solda é beneficiada pela presença de gases oxidantes no gás de proteção, tal como, o O_2 e o CO_2 . Assim como no processo GTAW, a colocação de nitrogênio é fortemente dependente das técnicas operacionais, modo de transferência da gota e o projeto da junta; uma colocação em torno de 0,04% tem sido sugerida por Long e DeLong (1973). O mau funcionamento do equipamento tem sido reportado por Murray (1969), por causar a colocação de nitrogênio no metal de solda, em passas de raiz, quando da utilização do processo GMAW.

Extensivos e sistemáticos estudos foram realizados por pesquisadores Japoneses (Ikawa et al., 1980, Kobayashi et al., 1966, Masumoto et al., 1975), na absorção de nitrogênio em soldas de aço inoxidável utilizando o processo GMAW. Kobayashi et al. (1966), avaliando o efeito dos parâmetros da soldagem na absorção do nitrogênio, determinaram que com o aumento da corrente de soldagem decresce a quantidade de nitrogênio absorvido no metal de solda, independente do percentual de nitrogênio no gás de proteção. Entretanto, com o aumento da voltagem, o conteúdo de nitrogênio no cordão de solda aumentou significativamente quando do uso de ar como gás de proteção. A natureza do gás de proteção, assim como suas pressões parciais afetam significativamente a absorção de nitrogênio na poça de fusão (Kobayashi et al., 1966). Este fato está mostrado esquematicamente na Figura 9. A absorção irregular do conteúdo de nitrogênio no metal de solda é observada em baixas pressões parciais em atmosfera de nitrogênio. Gases oxidantes, como o O_2 e o CO_2 , aumentam a absorção de nitrogênio, enquanto que, um gás redutor

como o H_2 diminui a quantidade de nitrogênio absorvido pela poça de fusão. Em uma atmosfera de N_2-H_2 , a solubilidade do nitrogênio tende a obedecer à lei de “Sievert’s”. A Figura 9 mostra ainda que um conteúdo de nitrogênio acima de 0,4% pode ser atingido no metal de solda, dependendo da natureza do gás de proteção e da pressão parcial.

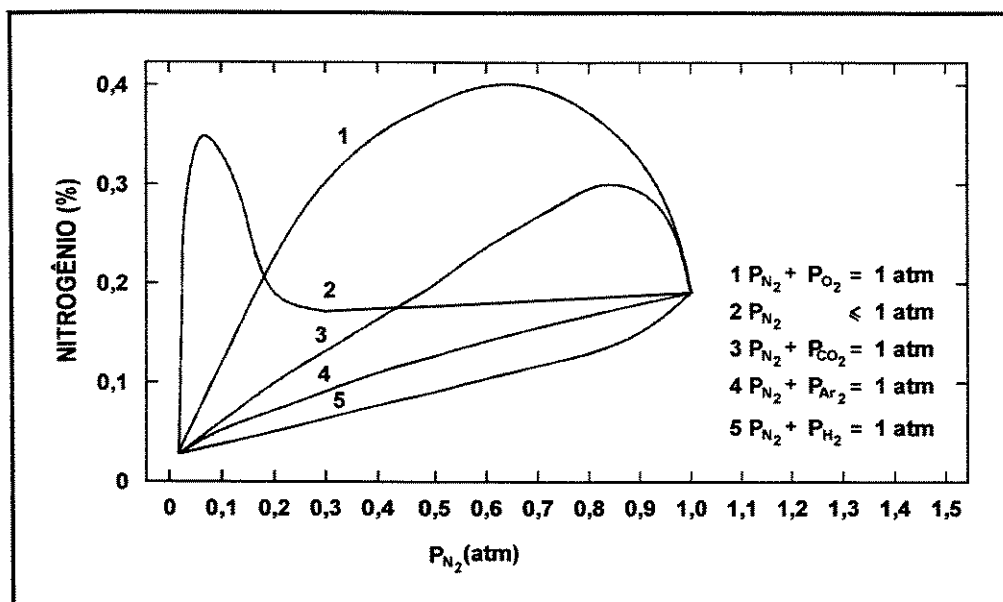


Figura 9 – Relação entre o conteúdo de nitrogênio em soldas de aço inoxidável e a pressão parcial do nitrogênio em várias atmosferas de soldagem (260 A, 24 V, 20 cm/min) (Kobayashi et al., 1966).

Enjo et al. (1982) encontraram em suas pesquisas um conteúdo de nitrogênio de 0,2% em soldas de aço inoxidável do tipo 304 com 100% de nitrogênio no gás de proteção. A Figura 10 mostra os resultados de Enjo et al. (1980). Já Kobayashi et al. (1971) determinaram que adição de gases oxidantes aumenta o conteúdo de nitrogênio no metal de solda. Por esta Figura é observado que, quando da utilização da misturas N_2 e O_2 como gás de proteção, a quantidade de nitrogênio absorvido é maior em relação a outras misturas de gases. Towers e Honeyman (1985) também determinaram um percentual de 0,2 de nitrogênio em soldas de aço inoxidável duplex do tipo 20Cr-9Ni-3Mo. Acima deste nível, extensiva quantidades de poros foram observadas. A baixa solubilidade do nitrogênio em soldas de aços inoxidáveis do tipo ferrítico e duplex, pode ser atribuída ao fato de que estes aços solidificam com ferrita primária que tem menor solubilidade do nitrogênio comparado com a austenita. Em soldas de aço inoxidável do tipo 316 com proteção de Ar- N_2 ,

utilizando as técnicas de transferência da gota do tipo spray e curto-circuito, os níveis de nitrogênio foram observados por Erasmus e Yang (1970), o qual verificaram que a saturação em nitrogênio ocorre na faixa de 0,2 a 0,25%. Determinaram também que, no modo de transferência do tipo spray a quantidade de nitrogênio absorvido era maior do que no tipo curto-circuito.

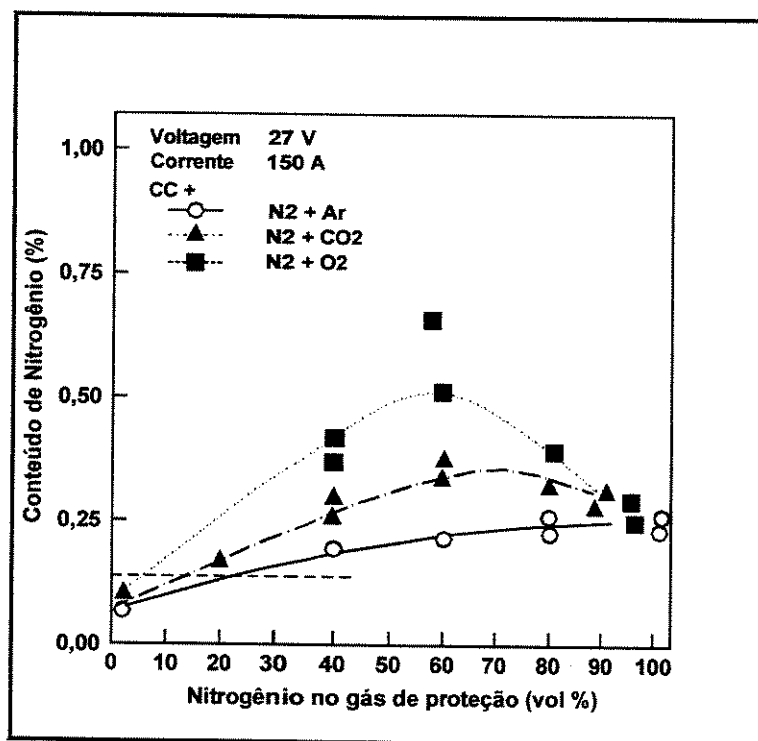


Figura 10 – Relação entre o conteúdo de nitrogênio em soldas de aço inoxidável e o volume de nitrogênio em (%) no gás de proteção (Enjo et al. 1980).

2.3.5 - Processo FCAW

Estudos envolvendo o processo FCAW, comparado com os processos GTAW e GMAW, são restritos quanto à colocação de nitrogênio no metal de solda. Este fato é particularmente devido a que nos processos GTAW e GMAW a introdução e controle da introdução de nitrogênio no cordão de solda é facilitada para a avaliação das trincas de solidificação, propriedades mecânicas e a corrosão.

Kotecki (1978) executou extensivos experimentos para a determinação do conteúdo de nitrogênio no metal de solda utilizando o processo arame tubular. Este pesquisador determinou que com o aumento da tensão do arco, diminuição de corrente de soldagem e diminuição do “stickout” (distância eletrodo peça), a solubilidade do nitrogênio no cordão de solda diminui. Uma relação foi estabelecida entre o nível de nitrogênio e as variáveis operacionais como a corrente, a tensão e o “stickout”. Foram executadas experiências usando aço inoxidável do tipo 308L e 309L e o desvio padrão observado foi de 0,02% de nitrogênio. Uma boa analogia entre os resultados experimentais e calculados foi observada. A Equação representativa é dada por:

$$N_{(\text{no metal de solda})} = 0,138 - (0,04 S - 1,25) - 0,005 (I - 275) + 0,016 (V - 27) \quad (2)$$

Onde:

S = “stickout” (polegada);

I = corrente (A);

V = tensão (U).

De modo geral, nenhuma regra relativa ao conteúdo de nitrogênio em soldas de aço inoxidável pode ser estabelecida. Entretanto, pode ser dito que a adição de nitrogênio feita deliberadamente ou acidentalmente pode provocar aumento ou diminuição do conteúdo de nitrogênio no cordão de solda. Este conteúdo tem sido avaliado para cada processo e situação de soldagem.

2.4 - Efeito do Teor de Nitrogênio sobre a Ferrita- δ e sobre as Trincas de Solidificação

Muitos esforços têm sido realizados para a análise da influência do nitrogênio no metal de solda de aços inoxidáveis, principalmente o efeito sobre a ferrita δ e, conseqüentemente, sobre as trincas de solidificação. Esta avaliação fica crítica devido ao nitrogênio ser um elemento estabilizador da austenita e, ter a capacidade de, potencialmente reduzir bastante os níveis de ferrita δ , causando problemas de trincas de solidificação.

O entendimento da influência do nitrogênio no aço inoxidável começa com o estudo deste no ferro. Nitrogênio, a um nível de 2,4% (Stevens, 1984), baixa a temperatura de transformação do ferro (cúbica de face centrada – CFC para cúbica de corpo centrado – CCC) de 910 para 590°C. Nitrogênio como outros elementos intersticiais no ferro (carbono e hidrogênio) tem alta solubilidade e baixa difusividade no Fe- γ comparado com o Fe- α . Nitrogênio é um forte elemento estabilizador da austenita e esta influência na região de estabilidade da fase γ é mostrada na Figura 11 em um diagrama de fase da liga Fe-Cr-Ni. Esta Figura mostra que a presença de pequenos teores de C e N são suficientes para ampliar o campo austenítico, que pode estender-se para cerca de 26% Cr na presença de combinações de 0,19%C e 0,02%N ou 0,25%N e 0,05%C. Constata-se ainda nesta Figura que a temperatura de transformação α/γ aumenta à medida que os campos γ e $\alpha + \gamma$ são deslocados para teores mais elevados de cromo, atingindo até 1250°C.

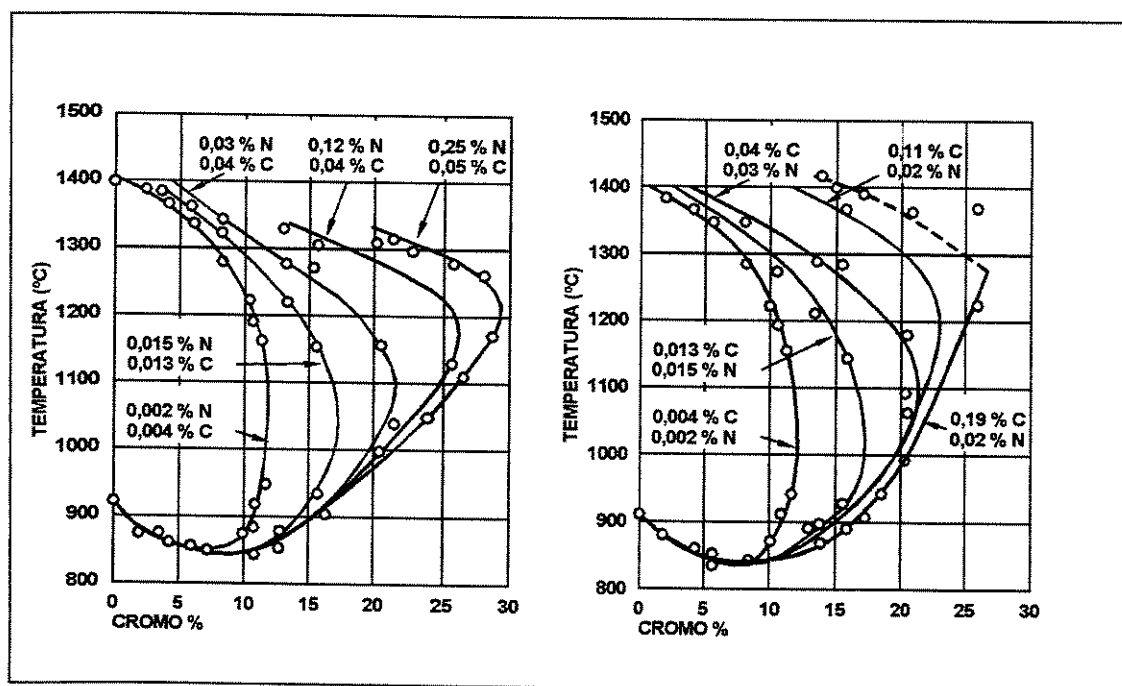


Figura 11- Níveis de concentração da austenita no sistema Fe-Cr-Ni com 0,1 e 0,3% de nitrogênio (Folkhard et al., 1984).

Nitrogênio juntamente com o carbono tem uma forte influência na posição da curva de existência da austenita no sistema Fe-Cr como mostra a Figura 11 (Folkhard et al.,

1984). Uma consequência direta deste fato é que o nitrogênio poderá reduzir ou eliminar a ferrita do metal de solda, que é normalmente previsto ter um determinado teor de ferrita para prevenir as trincas de solidificação.

Há pouquíssimas informações da influência do nitrogênio sobre as trincas de solidificação em cordões de solda de aços inoxidável ferrítico, martensítico e duplex, tendo em vista que as trincas de solidificação não são consideradas um problema para estas classes de aço. Colocações acentuadas de nitrogênio no metal de solda têm uma danosa influência sobre as propriedades mecânicas do cordão e principalmente da tenacidade.

2.4.1 - Aço Inoxidável Austenítico

Em quase toda a literatura consultada, independente do processo de soldagem, o aumento do percentual de nitrogênio no metal de solda, causou a diminuição do percentual de ferrita- δ . Isto pode ocorrer com a colocação de nitrogênio no metal de base ou no gás de proteção nos processos GMAW (Enjo et al., 1980, 1982, Klimpel et al., 1979, Bruwier, 1992), GTAW (Windyga, 1979, Lundin e Chou, 1983), SMAW (Tosch e Scharbereiter, 1983, Hojo, 1992) ou FCAW (Kotecki, 1978). Na maioria dos casos, a colocação de nitrogênio tem causado aumento da susceptibilidade a trinca de solidificação. Entretanto, tem sido reportado que em aços inoxidáveis austeníticos, como o 310, a adição de nitrogênio pode aumentar a resistência à trinca de solidificação.

Klimpel et al. (1979) utilizando o processo GMAW para aços inoxidáveis do tipo 304 e 316, determinaram que o nível de nitrogênio de 0,18% no metal de solda reduz a zero a quantidade de ferrita. Zhitnikov (1981) verificou que um aumento no nível de nitrogênio de 0,06 para 0,13-0,20% era necessário para decrescer o conteúdo de ferrita de 4,9-7,0 para 1,8-2,8% e que estes resultados pouco influenciaram na susceptibilidade à trinca de solidificação. Este autor verificou ainda que o nitrogênio poderia diminuir a susceptibilidade a trinca de solidificação se o conteúdo de ferrita fosse mantido pela adição ou aumento de elementos ferritizantes. Lundin et al., (1980) não verificaram nenhum aumento na susceptibilidade à trinca de solidificação com o aumento do conteúdo de

nitrogênio, assim como, com a diminuição do conteúdo de ferrita, quando utilizaram o processo GTAW para soldar o aço inoxidável austenítico do tipo 304. Este fato pode ter ocorrido devido ao baixo conteúdo de enxofre e fósforo encontrado no aço. Resultados similares a de Lundin foram verificados por Bernstein (1971) quando da soldagem do aço do tipo 316L. Arata et al (1974) não verificaram nenhuma mudança na susceptibilidade à trinca de solidificação quando do aumento do conteúdo de nitrogênio em aço do tipo 310. Já Ogawa et al. (1984) determinaram, para o mesmo aço, um aumento na resistência a trinca, quando da adição de nitrogênio no gás de proteção.

É sabido que, pela análise da composição do metal de solda se determinará seu conteúdo de ferrita delta e, conseqüentemente, a relação deste conteúdo com a susceptibilidade à trinca de solidificação. A composição normalmente é normalizada por elementos responsáveis pela estabilização da ferrita, isto é, o cromo equivalente (Cr_{eq}) e por elementos responsáveis pela estabilização da austenita, o níquel equivalente (Ni_{eq}), conforme as equações 3 e 4, respectivamente. O diagrama de “Schaeffler” é largamente utilizado para prever a quantidade de ferrita que irá se formar na composição. Entretanto, sob condições de soldagem envolvendo a colocação de nitrogênio no metal de solda, esta quantidade de ferrita é seriamente superestimada. Isto é devido à presença de nitrogênio no metal de solda que não é considerada pelo diagrama de “Schaeffler”. O diagrama de “Delong”, do qual inclui um fator 30 para o nitrogênio na expressão do Ni_{eq} foi proposto baseado em extensivos testes utilizando os processos GTAW e GMAW. Bons resultados foram verificados por Kotecki (1978) no uso do diagrama de “Delong” para a avaliação do conteúdo de ferrita quando da colocação de nitrogênio no metal de solda de aços 308L e 309L, utilizando o processo FCAW.

Kotecki e Siewert (1992) propuseram modificações no diagrama “Welding Research Council” de 1988 (WRC – 1988), construindo o diagrama WRC-1992. Este diagrama é o mais novo diagrama concebido, mostrando uma maior precisão entre os valores medidos e calculados para a ferrita delta, assim como, a predição do modo de solidificação do metal de solda dos aços inoxidáveis da série 300, baseados em novas expressões para o Cr_{eq} e Ni_{eq} (AWS A5. 22 – 1995). A Figura 12 ilustra este diagrama.

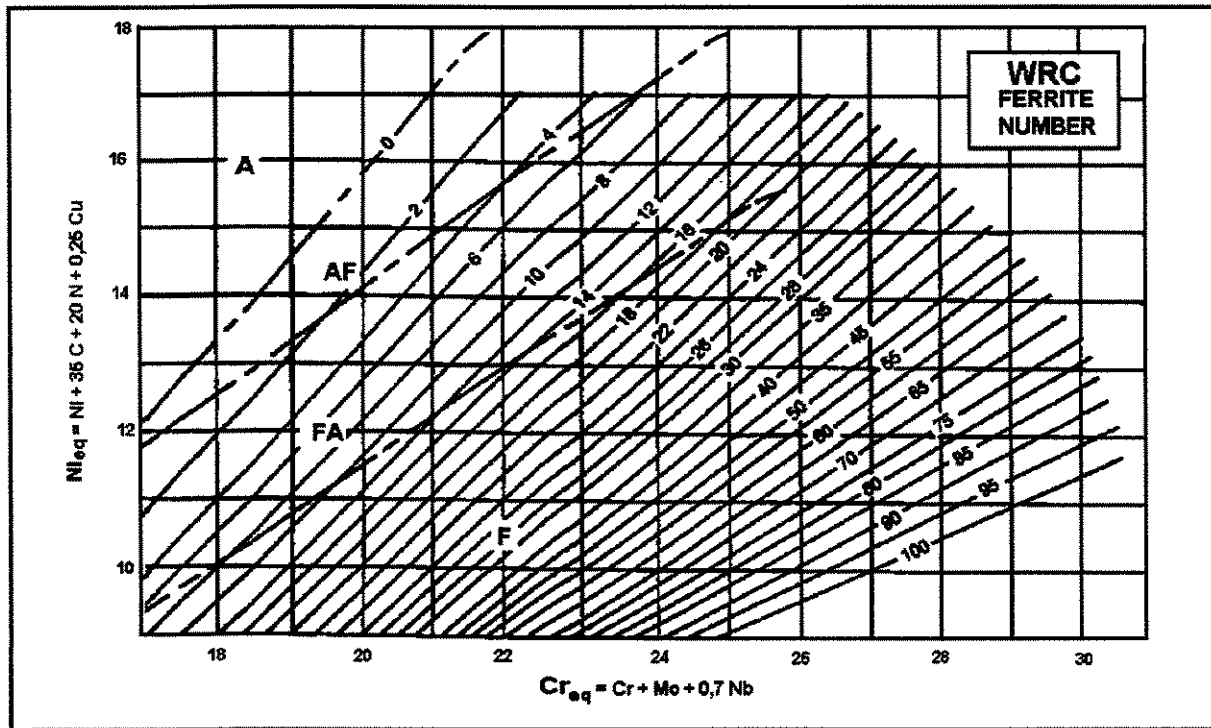


Figura 12 - Constituição do diagrama da WRC - 1992 para soldas de aço inoxidável (AWS A5. 22-1995).

$$Ni_{eq} = \%Ni + 35 \%C + 20 \%N + 0,25 \%Cu \quad (3)$$

$$Cr_{eq} = \%Cr + \%Mo + 0,7 \%Nb \quad (4)$$

Segundo Vitek et al. (1983) a tendência à susceptibilidade ao trincamento deve-se a uma segregação maior de P e S, que promove a formação de constituinte de baixo ponto de fusão, visto que na ferrita existe uma maior tendência à homogeneização da composição química durante a solidificação em relação a austenita. A Figura 13 (Kujanpää et al., 1980) apresenta o efeito da concentração de P + S e dos valores da relação Cr_{eq}/Ni_{eq} sobre a formação de trincas de solidificação. Assim, ligas cuja composição química apresenta relações $Cr_{eq}/Ni_{eq} < 1,5$ teriam a austenita como fase primária de solidificação. Para relações $Cr_{eq}/Ni_{eq} > 1,5$ a solidificação teria início com a formação de ferrita. Para relações Cr_{eq}/Ni_{eq} entre 1,5 e 2,0 haveria a transição para a austenita ainda durante a solidificação e,

para relações superiores a 2,0, a solidificação encerrar-se-ia com a formação de ferrita, exclusivamente, formando-se a austenita apenas no estado sólido.

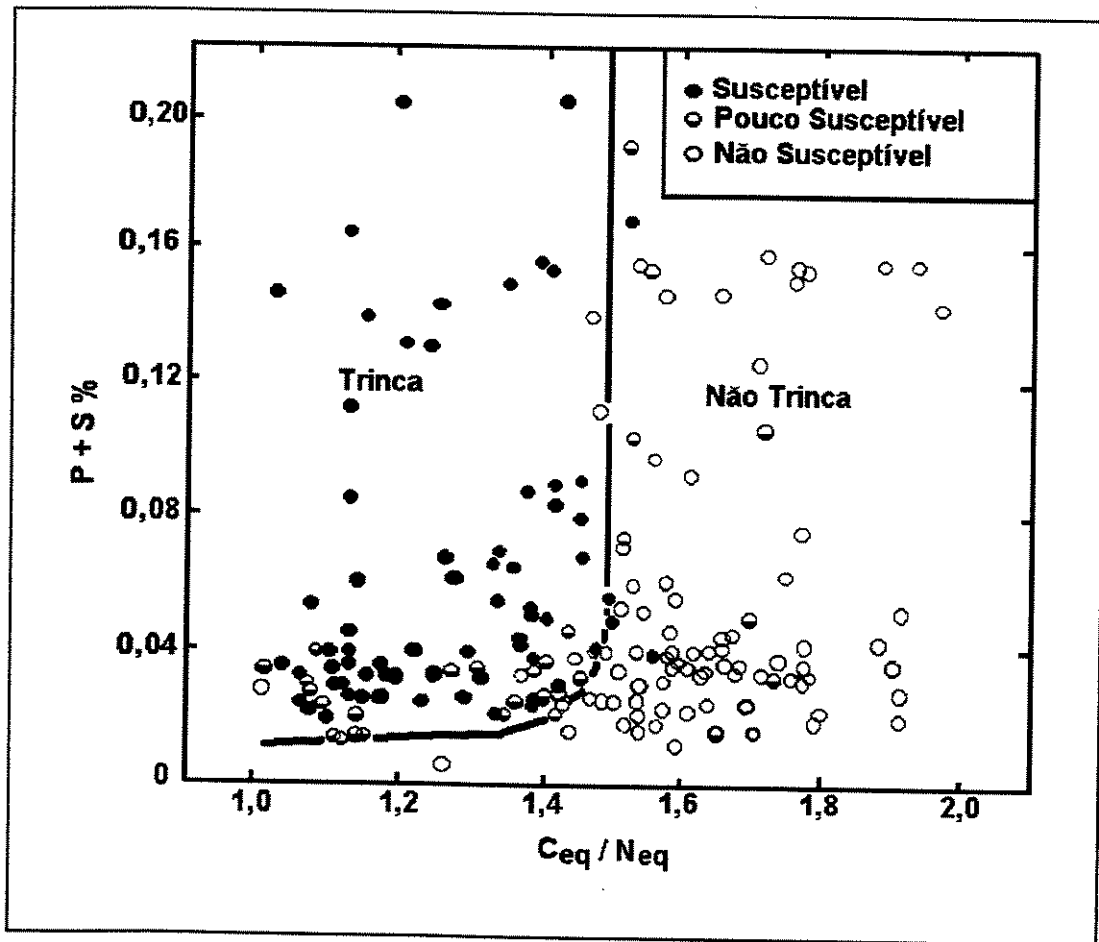


Figura 13 - Resultados do ensaio de susceptibilidade à formação de trincas de solidificação em função da relação Cr_{eq}/Ni_{eq} e dos teores de $P + S$ (Kujanpää et al., 1980).

Deste modo, o nitrogênio nos aços inoxidáveis austeníticos pode ser previsto, assim como sua relação com a susceptibilidade à trinca de solidificação. O nitrogênio pode ser bem tolerado se o equilíbrio for ajustado para assegurar que o modo de solidificação se inicie com a formação da ferrita delta, o que pode resultar em alguma ferrita residual na microestrutura a temperatura ambiente.

De modo geral, a função do nitrogênio em soldas de aço inoxidável austenítico ainda não está claramente entendida. Muitos pesquisadores relataram que este elemento aumenta

a susceptibilidade à trinca de solidificação e outros verificaram exatamente o oposto e, alguns ainda, não determinaram nenhuma influência deste elemento. Este fato abre caminho para a pesquisa em questão, pois pouco ou nada se pesquisou, sobre a influência do nitrogênio na susceptibilidade a trinca de solidificação em aço inoxidável do tipo 316L utilizando o processo FCAW com pulsação da corrente.

2.5 - Testes para Análise da Susceptibilidade ao Trincamento

2.5.1 - Trincas de Solidificação

Existem diversas teorias para explicar o aparecimento de trincas de solidificação (Apblett e Pellini, 1954, Kou, 1987, Bailey, 1994). Uma grande quantidade de ligas apresenta um tipo de trinca que ocorre a altas temperaturas, durante o resfriamento referente ao ciclo térmico na soldagem. Estas trincas podem ocorrer tanto longitudinais (caso mais freqüente) como transversalmente ao cordão de solda, conforme ilustradas na Figura 14, e sua dimensão varia de algumas dezenas de mm (macro-trincas) a alguns décimos de mm (micro-trincas). Este tipo de trinca é intergranular e sua ocorrência está associada a uma ductilidade insuficiente que o metal de solda apresenta em um certo intervalo de temperatura, em suportar tensões trativas que surgem no resfriamento.

Embora não se possa generalizar a todos os sistemas que apresentam este problema, este tipo de trinca está associado à formação de um filme líquido no contorno de grão. Este filme resulta de uma segregação associada a uma segunda fase. Estes fatos explicam a denominação de trincas de solidificação associada a este fenômeno. Pode-se afirmar que estas trincas consistem de um sério problema na soldagem de certas ligas como: ligas de níquel, aços inoxidável austenítico, ligas de alumínio, entre outras. O prejuízo causado por este fenômeno inclui não somente o efeito da formação de trincas tornando o cordão de solda inadequado a sua utilização, como também o efeito que esta trinca causa ao promover a formação de outros defeitos como trincas a frio, fadiga, corrosão sob tensão, fratura frágil, etc (Apblett e Pellini, 1954, Ankara e Ari, 1996, Brooks e Thompson, 1991, Goodwin, 1990).

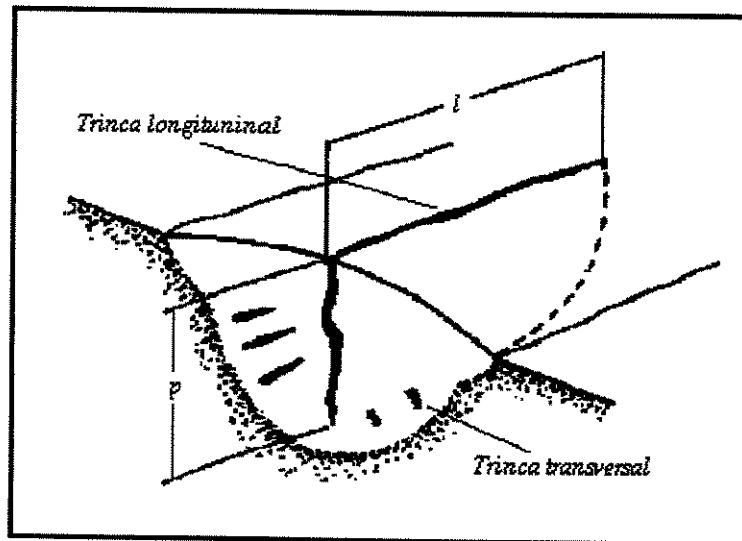


Figura 14 – Esquema representativo de trincas ao longo de um cordão de solda, l = comprimento da trinca; p = profundidade da trinca.

2.5.2 - Testes para a Avaliação das Trincas de Solidificação

Existem grandes quantidades de testes para a avaliação da susceptibilidade das trincas de solidificação em juntas soldadas (Wilken e Kleistner, 1990). Dentre os testes existentes, os mais freqüentemente utilizados em toda a literatura pesquisada são os testes “Varestraint” e o “Houldcroft”. O teste “Varestraint” foi proposto por Savage e Lundin (1965), a partir do qual derivou outro teste, denominado de “Transvarestraint” (Inoue e Ogawa, 1995). Os testes “Varestraint” e “Transvarestraint” consistem do dobramento de um corpo de prova sobre um bloco de curvatura conhecida, previamente calculada, de forma a induzir o surgimento de trincas na solda durante sua solidificação. Estes testes permitem avaliar a soldabilidade do material, como também determinam a influência dos processos de soldagem em conjunto com suas variáveis, sobre a formação da trinca (Savage e Lundin, 1965, 1966). Os testes citados são caracterizados pela possibilidade da variação do grau de restrição na susceptibilidade da trinca, tanto no cordão de solda, como no metal de base (Savage e Lundin, 1965, 1966), assim como o estudo da influência dos parâmetros de soldagem e/ou geometria do cordão de solda sobre a facilidade da ocorrência da trinca.

A solda deve ser examinada logo após o ensaio, utilizando-se uma lupa ou microscópio. Como parâmetros de suscetibilidade têm-se: o “limiar de fissuração”, que é a mínima fissuração necessária para a produção de trincas ou fissuras; o “comprimento total de trincas” sendo a soma de todas as trincas observadas nessa região e o “comprimento máximo de trincas”, que é o comprimento da mais longa trinca observada. Sankar et al. (1998), analisando a susceptibilidade a trinca de solidificação em soldas TIG em aços inoxidáveis austeníticos, utilizando o teste Varestraint, determinou que o comprimento total de trincas - CTT revela ser um o melhor critério de avaliação das trincas que o comprimento máximo de trinca. Em outro trabalho (Sankar et al., 2000), estes mesmos pesquisadores compararam os testes Varestraint e Transvarestraint, utilizando soldagem TIG de aços inoxidáveis, determinaram que os erros na medição do comprimento máximo de trincas, utilizando o teste Transvarestraint, são menores do que na medição do comprimento total de trincas.

O processo mais utilizado empregando o teste “Varestraint” é o processo TIG sem metal de adição. Isso se explica facilmente, pois a tocha TIG serve somente como uma “fonte de calor” a fim de ensaiar o metal de base e o espécime não sofre aumento de altura, mantendo-se então a equação 5 (para uma viga engastada).

Nesse ponto é importantíssimo salientar que não se pode simplesmente depositar um cordão de solda sobre o espécime e, submetê-lo à deformação sobre uma mesma matriz (igual a “R”), estudar como se comporta ante as alterações na corrente e na velocidade de soldagem e outro parâmetro, utilizando a fórmula mencionada para o cálculo da deformação tangencial – Equação 5. Duas razões impedem esse procedimento: a primeira é que o valor da altura do material acrescido sobre a chapa varia e não é desprezível, alterando-se com os diferentes parâmetros de soldagem utilizados; a outra razão é que não mais se estaria na presença de uma “viga simples”, mas sim de uma “viga composta” e, portanto, nova fórmula necessitaria ser desenvolvida para o cálculo da deformação.

O teste “Transvarestraint” é uma versão modificada do teste “Varestraint”, sendo que este teste utiliza uma tensão externa aplicada transversalmente no corpo de prova, diferente

daquela aplicada no teste “Varestraint” que é longitudinal. Esta diferença foi uma forma encontrada para possibilitar o estudo das variáveis do processo com eletrodo consumível (Kou, 1987, Wilken, 1990). Solda-se sem metal de adição (espécime simples, sem chanfro), ou com metal de adição (espécimes duplos, com chanfro desejado). Após soldar cerca de 15 cm, aplica-se a deformação. Medem-se então as trincas formadas para correlacioná-las com os parâmetros de soldagem, geometria do chanfro, etc. Wilken e Keistner (1990) recomendam a aplicação do teste “Transvarestraint” mostrado esquematicamente na Figura 15, para a avaliação da susceptibilidade a trincas em chapas finas.

$$\varepsilon = \frac{e}{2R} \times 100 \quad (5)$$

Onde:

ε = deformação tangencial;

e = espessura do corpo de prova;

R = raio de curvatura da matriz.

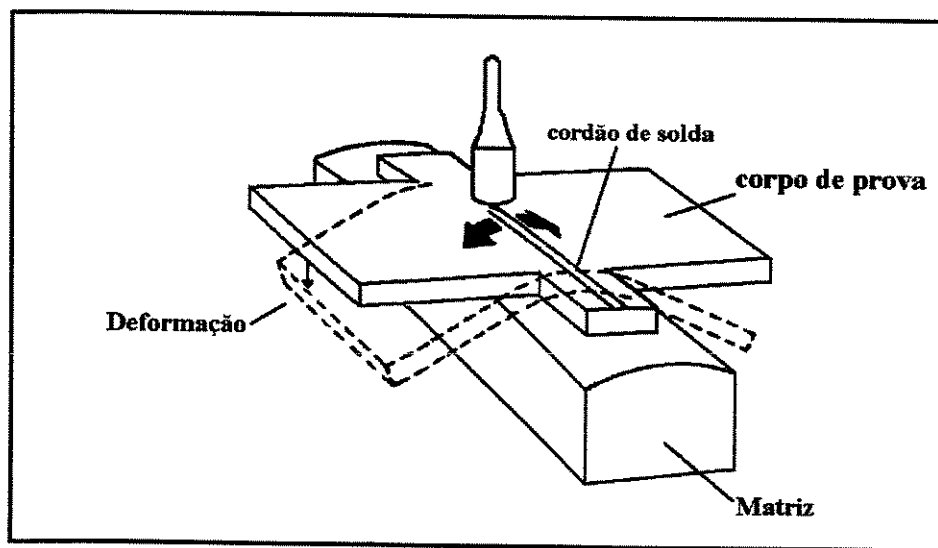


Figura 15 – Esquema representativo do teste “Transvarestraint” (Wilken e Kleistner, 1990).

2.6 - Características da Corrente Pulsada

Para se ter uma soldagem estável é essencial manter o comprimento do arco constante, o qual é conseguido igualando-se a velocidade de alimentação do arame com a taxa de fusão. Uma outra condição é que a transferência do metal para a poça de fusão seja do tipo “spray”, e que o diâmetro das gotas seja aproximadamente igual ao do arame (Norrish, 1992).

Com a operação em corrente contínua, a primeira condição pode ser realizada em toda a faixa de velocidade de alimentação (ou corrente), enquanto a transferência metálica do tipo “spray” só é produzida acima de um valor crítico de velocidade de alimentação de arame (ou corrente). Para uma faixa de corrente menor, a transferência metálica ocorre de maneira inadequada (globular) e, portanto, restringe, por exemplo, a aplicação de baixas correntes as quais são necessárias para se soldar materiais delgados, juntas na posição vertical ou sobre cabeça e as ligas sensíveis ao aporte térmico elevado, inerente à soldagem com transferência em “spray” (Norrish, 1992).

A soldagem em corrente pulsada põe fim às limitações impostas pela transferência globular. Nesta técnica, uma determinada corrente que normalmente proporciona transferência globular é modulada a fim de gerar um formato de onda de corrente que é comutada de um nível alto (corrente de pico) para uma corrente de nível baixo (corrente de base). A corrente de base serve principalmente para manter o arco aberto, mas é insuficiente para fazer com que ocorra a transferência do metal. Já a corrente de pico é estabelecida para exceder o valor crítico, e assim proporcionar a transferência do metal em gotas muito pequenas. Além disso, o seu valor e o seu tempo de duração são tais que a cada pulso ocorre o destacamento de uma gota de diâmetro igual ou menor do que o do eletrodo. A Figura 16 ilustra esquematicamente o comportamento da corrente de pulso em relação à transferência da gota.

Deste modo, a técnica em corrente pulsada produz uma série de gotículas que resulta numa transferência metálica do tipo “spray”, a qual se dá por meio de uma corrente média.

Esta técnica tem como benefícios um maior controle da poça de fusão, a diminuição no insumo de calor e o refino da estrutura bruta de solidificação do cordão de solda, possibilitando a diminuição da ocorrência de trincas de solidificação.

Grãos colunares são sempre mais susceptíveis ao trincamento por solidificação do que finos grãos equiaxiais (Kou, 1987). Isto pode ser porque os grãos refinados podem deformar para acomodar deformações de contração mais facilmente. O enchimento de trincas por líquidos pode ser muito mais efetivo em materiais com grãos mais finos. Adicionalmente, a área do contorno de grão é muito maior em materiais com grãos pequenos e, portanto, elementos segregados com baixo ponto de fusão, estarão muito menos concentrado no contorno de grão.

A corrente média de pulso relacionada é obtida pela equação 6 (Norrish, 1992):

$$I_m = \frac{I_p.T_p + I_b.T_b}{T_p + T_b} \quad (6)$$

Onde:

I_p é a corrente de pico, (A); I_b é a corrente de base, (A); T_p é o tempo de pico, (ms); T_b é o tempo de base, (ms). Assim, $T = T_p + T_b$ é o período do pulso o qual define a frequência do pulso $F = 1/T$.

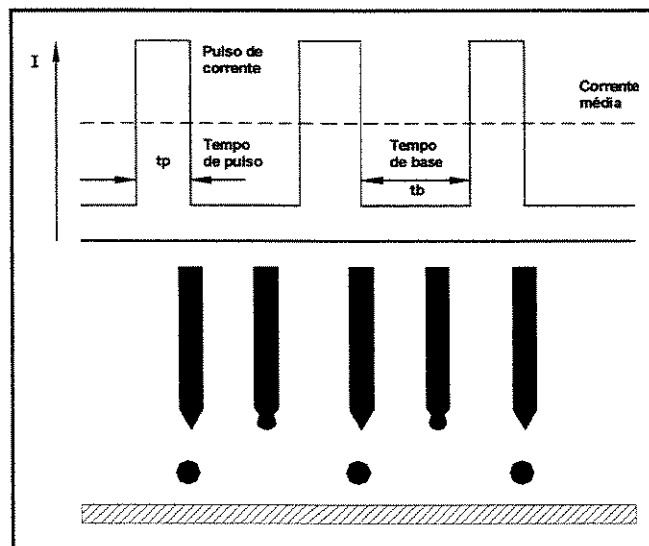


Figura 16 - Corrente contínua pulsada, onde: I_p = Intensidade da corrente de pico, I_b = Intensidade da corrente de base, t_p = tempo de duração da corrente de pico e t_b = tempo de duração da corrente de base.

Atualmente, com o surgimento de fontes de soldagem que utilizam componentes eletrônicos de última geração, tem se tornado possível um maior controle dos parâmetros de soldagem, permitindo a intervenção do operador sobre o processo e seu monitoramento em tempo real. Um dos maiores benefícios trazidos por estas fontes é a possibilidade de se controlar a forma de onda gerada, ou seja, corrente e tensão x tempo. Deste modo, pode-se controlar quase que totalmente o processo, fato que tem chamado a atenção de muitos pesquisadores em todo o mundo. A grande maioria das pesquisas realizadas tem se concentrado nos processos GTAW e GMAW com pulsação do arco (Smatic, 1986, Wang e Li, 1997). Poucos pesquisadores, contudo, tem se dedicado à pesquisa utilizando o processo FCAW com pulsação do arco, e menos ainda a este processo, a influência da adição de nitrogênio no metal de solda relacionada à trinca de solidificação.

Capítulo 3

Projeto, Construção e Aferição do Equipamento de Teste Transvarestraint

3.1 – Introdução

Neste capítulo apresenta-se o projeto, a construção e a aferição do equipamento de teste Transvarestraint. O projeto do equipamento foi baseado na proposta original descrita por Savage e Lundin, 1965, considerando-se o dobramento de forma transversal à linha de execução da soldagem. Na construção, procurou-se utilizar metais de baixo custo e processá-los de maneira a facilitar a operação com o equipamento. Na aferição utilizou-se o teste estatístico R&R que considera a repetibilidade e a reprodutibilidade das medidas. Como o teste Transvarestraint não é normalizado, algumas simplificações foram consideradas para a facilidade de concepção do projeto, da construção, da aferição e da operação do equipamento.

Este equipamento de teste foi constituído basicamente de uma estrutura metálica na qual está acoplado um cilindro pneumático. As matrizes de dobramento (blocos de curvatura) são fixadas na parte superior da estrutura. O cilindro, ao ser acionado, força a flexão do corpo de prova, provocando tensões no cordão de solda, o que deve induzir o aparecimento de trincas, simulando, deste modo, condições de restrições da junta impostas em serviço. Este equipamento é mostrado esquematicamente na Figura 17.

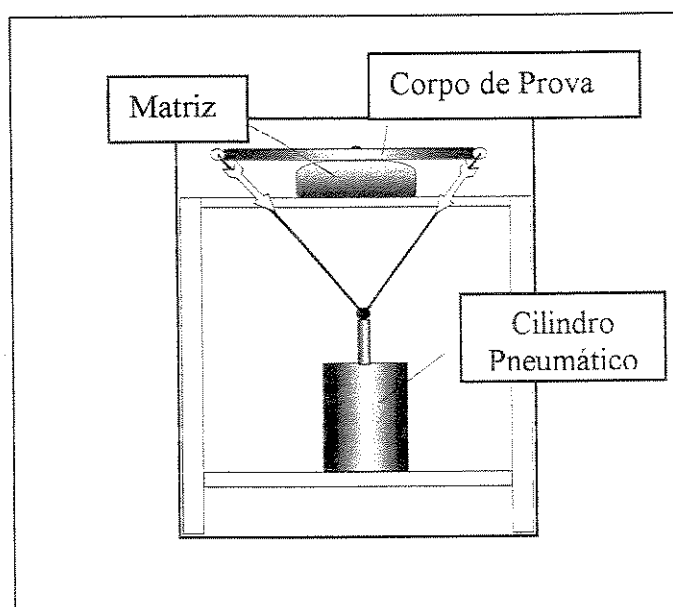


Figura 17 – Esquema representativo do teste Transvarestreint.

3.2 – Projeto

O projeto deste equipamento foi baseado na proposta original do ensaio, conforme informado anteriormente no item 2.5.2 do Capítulo 2. Os corpos de prova utilizados medem 260,0 por 160,0 mm e espessura de 9,5 mm, com chanfro em “U” (raio 5mm) central ao corpo de prova, onde foi depositado o cordão. Estas dimensões do corpo de prova foram utilizadas para facilitar a construção e operacionalidade do equipamento, mas principalmente, para a especificação do cilindro pneumático, principal elemento gerador da força para o dobramento do corpo de prova. Deste modo, todos os elementos estruturais do equipamento de teste Transvarestreint foram calculados a partir destas dimensões. De outra maneira, o desenho e as dimensões do chanfro foram uma forma encontrada para simular a soldagem de espécimes duplos com metal de adição, facilitando assim, a soldagem dos corpos de prova sobre a matriz do equipamento, além de dar suporte para o cálculo e especificação do cilindro pneumático e do diâmetro do arame.

Buscando garantir maior versatilidade ao equipamento, foram projetadas, baseadas nas dimensões do corpo de prova, três (03) matrizes com raios diferentes. Também o

sistema de tração (cilindro, válvula e conexões pneumáticas) foi dimensionado de maneira a garantir ao equipamento, a capacidade para ensaiar ampla faixa de materiais com diferentes espessuras.

O ponto de partida para o projeto das matrizes e de todo o equipamento foi a determinação do raio das matrizes de maneira a impor a tensão tangencial aumentada que se deseje que atue sobre o corpo de prova. Após ampla revisão bibliográfica, constatou-se que as maiores variações na incidência da trinca de solidificação se verificavam na faixa de 1 a 5% de deformação tangencial (ϵ). Portanto, optou-se pelo projeto de três matrizes que cobrissem esta faixa. Para o cálculo dos raios destas matrizes (R) utilizou-se a Equação 5 – Capítulo 2, que foi proposta originalmente pelos idealizadores do teste e tem sido universalmente utilizada (Savage e Lundin, 1965) e transformada para a determinação dos raios das matrizes, Equação 6.

Os valores de ϵ foram escolhidos com 1, 3 e 5 %, de maneira a se obter matrizes com curvaturas cobrindo uniformemente a faixa de 1 a 5% da deformação tangencial, com variações entre os raios das matrizes que permitissem uma boa sensibilidade quanto aos resultados do teste.

Desta maneira obtemos os valores das equações 7, 8 e 9:

$$\epsilon = \frac{e}{2R} \times 100\%$$

$$R = \frac{e}{2\epsilon} \times 100 \quad (5)$$

Para $\epsilon = 1\%$:

$$R = \frac{9,5 \times 100}{2} = 475mm \quad (7)$$

Para $\epsilon = 3\%$:

$$R = \frac{50 \times 9,5}{3} = 158,3mm \quad (8)$$

Para $\epsilon = 5\%$:

$$R = \frac{50 \times 9,5}{5} = 95mm \quad (9)$$

No Anexo I (Projeto completo do equipamento de teste Transvarestraint) é mostrado o projeto das matrizes, em vistas frontal e superior, onde se pode ver que o projeto das matrizes prevê sua fixação por parafusos na face inferior. Estes parafusos fazem a fixação entre as matrizes e a placa base ou base, que é onde os suportes (pernas) do equipamento são fixados, que por sua vez são fixados entre si e com o cilindro pneumático. Na base também é fixada a válvula de alavanca, de acionamento manual, que comanda o cilindro pneumático. A base, por conseguinte, é um elemento central do equipamento ficando na parte superior, e sua concepção teve que visar o aproveitamento total do equipamento na realização do teste.

Os projetos da base e das matrizes foram feitos de tal maneira que as matrizes, ao serem fixados à base, ficassem sustentados pelos suportes (pernas) da estrutura. Desta maneira, as espessuras das matrizes se somariam à espessura da base, que descarregariam os esforços sobre os suportes do equipamento. Por este motivo, optou-se pela colocação de suportes laterais e centrais sob a base para que esta não fletisse no momento do dobramento. Estes detalhes estão mostrados no anexo I.

Foi observado que, devido ao dobramento, as pernas da estrutura estariam sujeitas a esforços de tração, compressão e flexão. Devido a este fato e a questões de segurança, facilidade de montagem, manuseio e estética, optou-se por perfis metálicos de seção em “U” soldados uns aos outros. Estes suportes, ligados entre si, suportariam, além do seu peso próprio, a base, a matriz, o cilindro pneumático e todo o sistema de engate e dobramento do corpo de prova (guia, garra, pinos móveis, braço, posicionador, centralizador e conjunto soldado). Por este fato, adotou-se perfis com espessura de parede igual a 3/16”.

Para o dimensionamento do cilindro pneumático, componente responsável pela força de dobramento, foi necessário o cálculo da força necessária para fletir o corpo de prova na condição de máxima deformação. Para este cálculo foi utilizada a equação 10 abaixo (Shigley, 1988):

$$y_{\max} = \frac{-Fl^3}{3EI} \quad (10)$$

Onde,

$y_{\max}$ = flecha máxima, ou seja, a flexão máxima sofrida pelo elemento (mm);

F = força atuante sobre o elemento estrutural (N);

l = comprimento do elemento estrutural (cm);

E = módulo de elasticidade do material (Gpa);

I = momento de inércia do elemento estrutural (mm^4).

O sinal negativo refere-se ao sentido de flexão da chapa, não tendo importância para este caso. A flexão máxima que o corpo de prova atingiria foi estimada por meio de desenho feito em escala, medindo-se a distância entre o ponto onde o corpo de prova estaria no início do ensaio e o ponto onde estaria ao final do ensaio (após o dobramento), utilizando-se o bloco de menor raio de curvatura, ou seja, com o maior dobramento. Esta distância foi medida em 170 mm.

O momento de inércia foi calculado pela expressão 11(Shigley, 1988):

$$I = \frac{bh^3}{12} \quad (11)$$

Onde:

b = medida da base do corpo de prova (mm);

h = medida da altura do corpo de prova (mm).

Desta maneira, temos:

$$I = \frac{260 \times 4,5^3}{12} = 1974,4 \text{ mm}^4 \quad (12)$$

O valor de 4,5 mm refere-se à diferença entre a espessura do corpo de prova (9,5 mm) e a profundidade do chanfro (5,0 mm).

O valor do módulo de elasticidade do material foi obtido em livros texto de engenharia, que definem um valor médio para aço inoxidável austenítico, igual a 193 Gpa. O comprimento l medido foi de 160 mm, ou 16 cm, e a força necessária para se obter à flexão do corpo de prova é obtida pelo desenvolvimento da Equação 10, substituindo os valores:

$$F = \frac{-3y_{\max} EI}{l^3}$$
$$F = \frac{-3 \times 170 \times 193 \times 1974,4}{16^3} = -47446,3 \text{ N} \quad (13)$$

Observa-se, contudo, no cálculo acima, que este valor da flexão (F) serve apenas como referência, uma vez que o módulo de elasticidade do material diminui com o aumento da temperatura, e o corpo de prova será ensaiado durante a soldagem, conseqüentemente em estado aquecido. O cilindro escolhido para o equipamento, conforme manual do fabricante, fornece 54.895 N a 7 bar de pressão de trabalho, ou seja, força suficiente para o funcionamento do equipamento. Esta força deverá ser aplicada no retorno do cilindro, conforme projeto do equipamento demonstrado no Anexo I.

3.3 - Construção

Uma vez concluído o projeto do equipamento, passou-se à construção. Na aquisição do material para a estrutura e para as matrizes, buscou-se trabalhar com metal de baixo

custo, porém com boa resistência mecânica (princípios fundamentais da engenharia), que pudesse ser facilmente usinado e/ou soldado. Baseado neste fundamento optou-se pelo aço ABNT 1020.

Os suportes do equipamento, feitos em perfil “U”, foram cortados e adaptados para a fixação. Esta adaptação constituiu da união, por soldagem, e fechamento das extremidades de cada suporte e que, na parte inferior, foram previamente furados no centro e rosqueados por macho para a fixação de sapatas do tipo “vibra-stop”. Estas sapatas têm como objetivo conferir ao equipamento, maior estabilidade e equilíbrio à estrutura, além de corrigir eventuais desníveis.

A placa base foi adquirida já cortada, assim como a base para o cilindro. Após a fixação da placa base, da base do cilindro e das barras de fixação aos suportes, procedeu-se à colocação do vibra-stop, do cilindro pneumático e posteriormente do localizador (placa de sustentação do cilindro localizada na sua parte superior). A fixação do conjunto soldado ao cilindro foi realizada através de uma porca rosqueada na parte superior da haste do cilindro. Esta estrutura tem como finalidade à união articulada ao braço e como batente ao limitador.

O sistema de articulação, fixação e dobramento do corpo de prova, compreendido pelos pinos, braços, garras e guias, foi a última parte a ser montada. As matrizes foram usinadas por terceiros, devido à necessidade de precisão. Depois de recebidas e inspecionadas, foram pintadas para prevenir contra a oxidação, assim como toda a estrutura do equipamento. A Figura 18 mostra os detalhes do corpo de prova preso às garras e sobre a matriz.

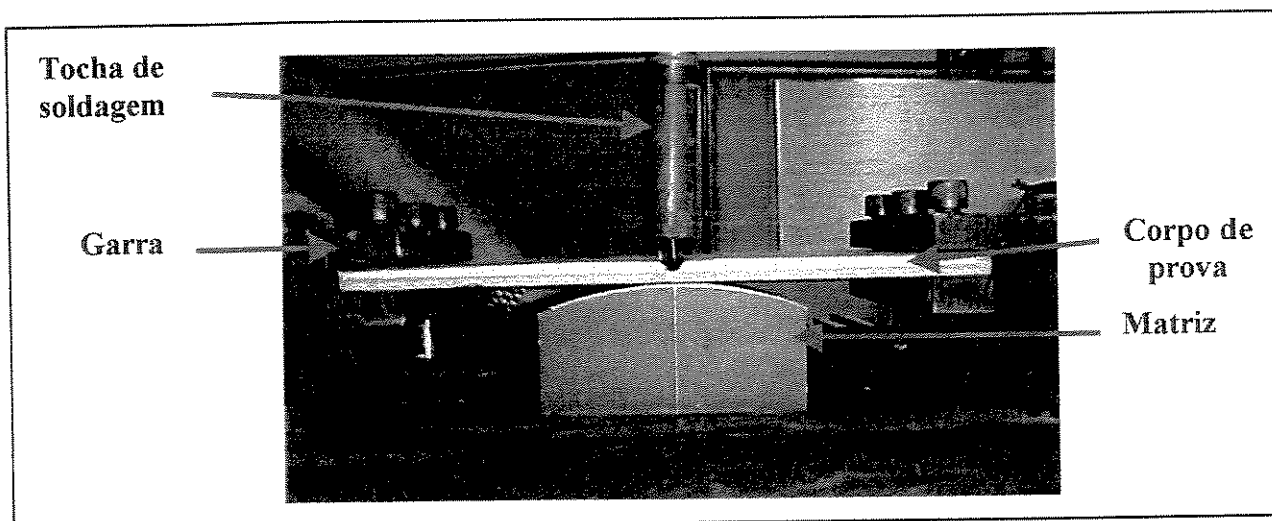


Figura 18 – Detalhe do corpo de prova preso às garras e sobre a matriz.

Na Figura 19, observa-se o equipamento de teste Transvarestraint totalmente construído, onde se pode ver o cilindro pneumático, de proporção suficiente para a aplicação da força de dobramento, controlado por uma válvula do tipo alavanca, de acionamento manual. Esta válvula tem três(3) posições, avanço, retorno e neutra.

Foi calculado e adaptado, na haste do cilindro, três tubos de aço (limitadores), um para cada matriz, de modo a funcionar como batente (obstáculo) ao retorno. Deste modo, ao utilizar-se matrizes de raio de curvatura diferente, previne-se o dobramento excessivo do corpo de prova e, conseqüentemente, a imposição de deformações tangenciais maiores que as desejadas, o que certamente produziria resultados errôneos. A Figura 20 mostra as matrizes e seus respectivos limitadores.

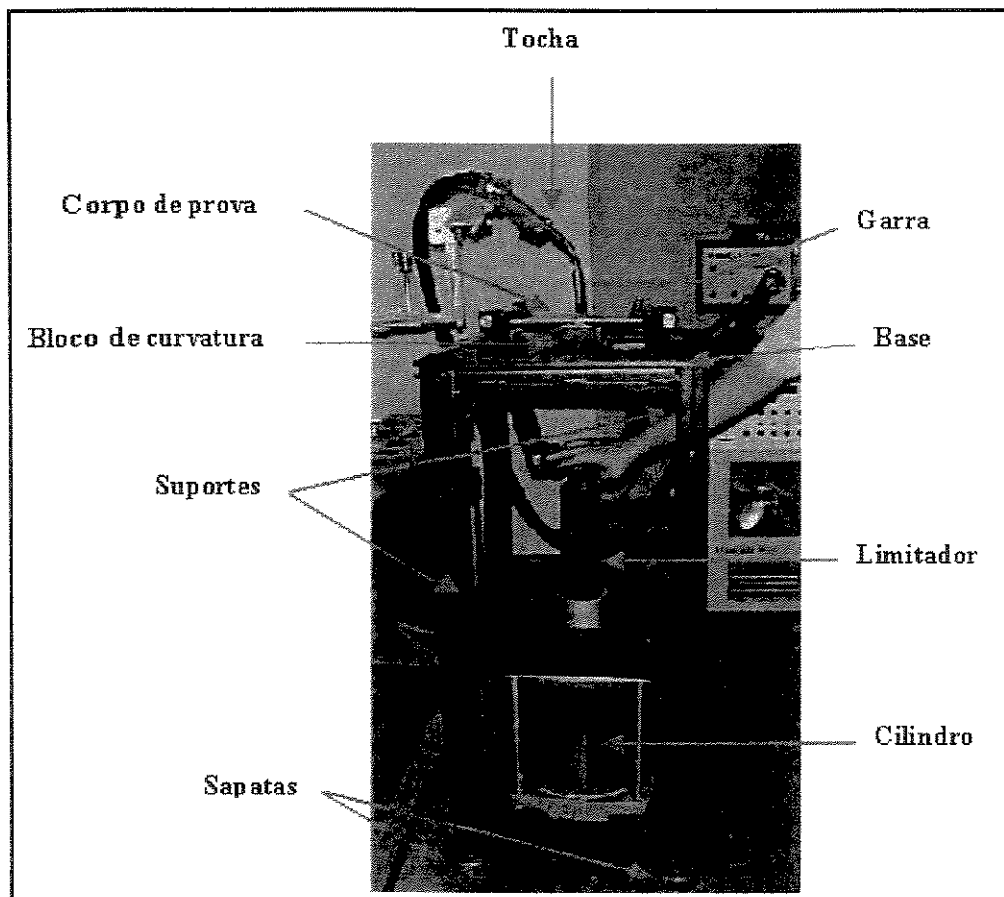
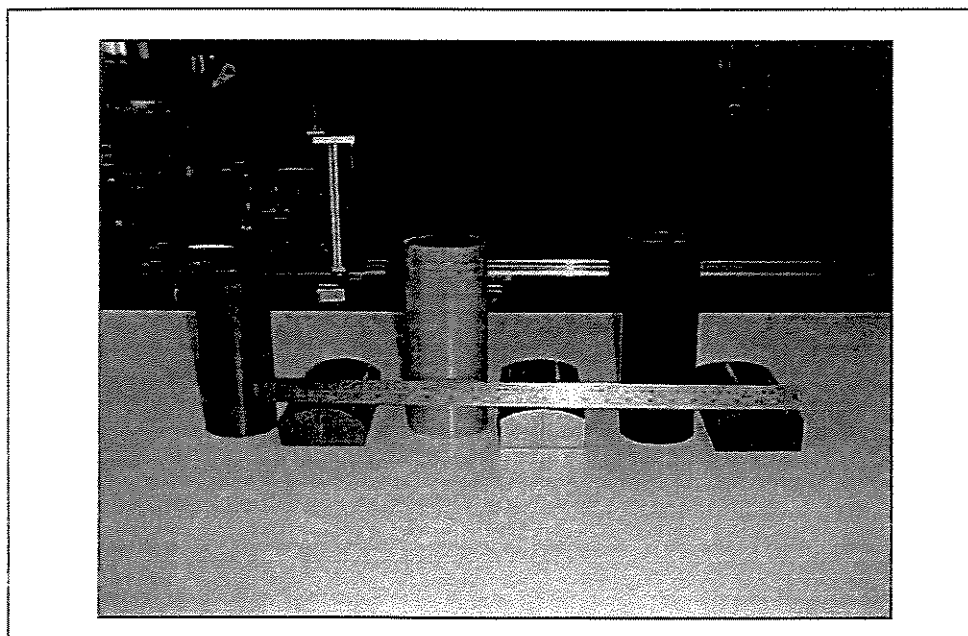


Figura 19 – Equipamento de teste Transvarestraint totalmente construído.



Figuras 20 – Matrizes com seus respectivos limitadores.

O equipamento de teste “Transvarestraint” trabalhou em conjunto com uma fonte de soldagem e um sistema de monitoramento e controle, mostrados na Figura 21, permitindo a aquisição dos valores da corrente e tensão do arco elétrico durante os ensaios, para posterior processamento e análise.

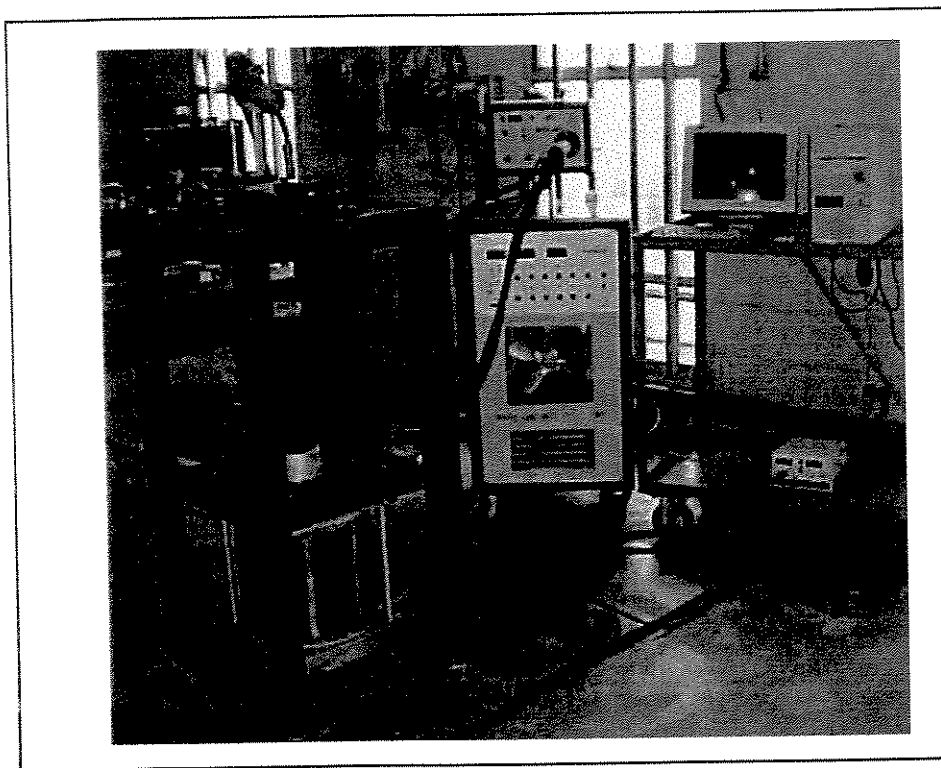


Figura 21 – Vista geral do sistema de ensaio, monitoramento e controle.

3.4 - Aferição do Equipamento de Teste Transvarestraint

O objetivo da aferição do equipamento foi de verificar se a principal variável de influência, pressão de tração do cilindro, é capaz de produzir resultados coerentes com a variável de resposta (comprimento total de trincas – CTT) e quais os valores limites de CTT para que dados provenientes de variações causais possam ser identificados e determinados os motivos destas variações não serem aleatórias.

A opção escolhida para a medição das trincas foi através do comprimento total de trincas, conforme já informado no Capítulo 2, página 31, que foi obtido pela soma dos comprimentos de todas as trincas observadas na zona fundida da solda.

A análise estatística do equipamento mostrou que sua variabilidade é dependente de fatores relacionados com a concepção do projeto, tolerâncias, equipamentos auxiliares entre outros. No estudo da variabilidade intrínseca, determinam-se os limites naturais de variação do equipamento, compara-se o intervalo ou faixa de tolerância (limite de tolerância) e, baseado nestes limites, calcula-se um índice de capacidade (Grant, 1987, Montgomery e Runger, 1996).

3.4.1- Limites Naturais de Variação

A partir do cálculo do desvio padrão (σ) obtido das amostras, e considerando-se 6 (seis) vezes o valor deste desvio, pode-se concluir que, estatisticamente, deveremos encontrar 99,7% dos valores amostrais dentro destes limites. Se agora, aumentarmos para 8 (oito) vezes o valor do desvio padrão, a faixa é ampliada para 99,994% (Grant, 1987, Montgomery e Runger, 1996). A Figura 22 mostra este comportamento.

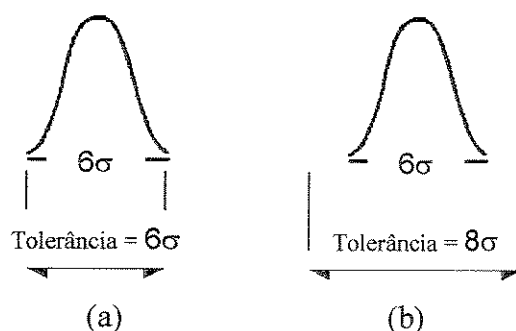


Figura 22 - Limites naturais de variação, (a) com 99,74% e (b) com 99,994%.

3.4.2- Limites de Tolerância

São determinados, basicamente, através de normas aplicadas a equipamentos de produção seriada ou para condições de projeto para equipamentos específicos utilizados em pesquisa. Os valores limites são denominados de limite superior de tolerância (LST) e limite inferior de tolerância (LIT). Para o nosso caso, trata-se de equipamento de pesquisa e a faixa de pressão de trabalho do cilindro é de 7 bar, com LIT igual a 4 bar e LST igual a 10 bar.

3.4.3 - Materiais e Métodos para a Aferição

Quando as conclusões de uma pesquisa são baseadas em um conjunto de dados amostrais que dependem intrinsecamente dos valores medidos, é fundamental que estes sejam absolutamente confiáveis. Outro ponto importante é a possibilidade de repetir o experimento e, para tal, os parâmetros utilizados devem estar perfeitamente definidos.

Baseado no exposto acima, alguns cuidados foram considerados preliminarmente, sendo os principais:

- A avaliação do meio de medição;
- A caracterização das constantes de regulação do equipamento;
- A definição dos critérios adotados na medição das trincas.

3.4.3.1 - A Avaliação do Meio de Medição

O meio de medição é o conjunto formado pelo analista e o equipamento ou instrumento. Para obtermos dados confiáveis, o equipamento deve estar em perfeita condição de uso, permitir leituras de pelo menos um décimo da tolerância e operado por pessoa habilitada. Para este trabalho, foi utilizado o teste R&R que considera a repetibilidade e a reprodutibilidade das medidas. A repetibilidade é a variação observada, quando um analista usa o mesmo meio para medir as mesmas características. Já a reprodutibilidade é a variação das médias das medidas quando realizadas por diferentes

analistas usando o mesmo equipamento. Este teste quando usado completamente permite separar os efeitos do equipamento dos efeitos do analista (Grant, 1987, Montgomery e Runger, 1996).

Quando a variabilidade total não ultrapassar um valor limite, geralmente, de 10% da tolerância, pode-se concluir que o meio de medição é bom e conseqüentemente as medidas são confiáveis.

3.4.3.2 - A Caracterização das Constantes de Regulagem do Equipamento

Utilizou-se o aço inoxidável austenítico AISI 316L em chapas de 260 x 160 x 9,5 mm (largura x comprimento x espessura) com um chanfro em “U” central a chapa, onde foi depositado o cordão. Para a realização da soldagem foi usado o processo FCAW (Flux Cored Arc Welding) com polaridade inversa (CC+) e como metal de adição o arame da classe AWS E316LT1-1 (AWS A5.22 – 1995) com diâmetro de 1,6 mm. O gás de proteção utilizado foi o CO₂, e os corpos de prova foram soldados na posição plana, com uma fonte de soldagem multiprocessos com a aquisição dos dados instantâneos da corrente e da tensão de soldagem. Durante a soldagem, os corpos de prova foram submetidos ao equipamento de teste “Transvarestraint”, com a utilização do bloco de curvatura com 1% de deformação (como o objetivo é avaliar a reprodutividade e a repetibilidade do equipamento de teste, entendemos que ao aferirmos o equipamento para uma deformação tangencial de 1%, estaríamos aferindo para qualquer outro valor de deformação tangencial) e examinados quanto ao comprimento total de trincas (CTT) com o auxílio de um microscópio ótico em aumento de 10 vezes. Os parâmetros do processo de soldagem otimizados experimentalmente são apresentados na Tabela 1.

Tabela 1 – Constantes de regulagem mantidas no equipamento de soldagem.

Corrente de soldagem (A)	200
Distância bico de contato peça (mm)	20
Tensão do arco (V)	30
Velocidade do arame (m/min)	4,0
Gás de proteção	CO2
Vazão do gás (l/min)	15
Velocidade de soldagem (mm/min)	200

Os valores mostrados na Tabela 1 foram baseados nos dados fornecidos pelo fabricante do eletrodo, através de certificado e otimizados para se adequarem às condições do ensaio. Para tanto, os valores da corrente e tensão foram aquisitados em tempo real, permitindo o controle e variação destes parâmetros para posterior comparação com os exames sonoros e visuais verificados durante a soldagem e na junta soldada respectivamente, buscando adequar parâmetros de soldagem com qualidade da solda com o preenchimento total do chanfro.

Foram considerados dois intervalos limites de pressão do equipamento para a análise, mostrados na Tabela 2. Devido à limitação do manômetro de pressão, só foi possível escalonar a variação de pressão de 0,2 em 0,2 bar para o limite inferior de tolerância. No limite superior, os corpos de prova foram obtidos com pressão de dobramento de 9,0 e 10,0 bar.

Tabela 2 – Limites de pressão utilizados no equipamento

	<u>Limite inferior:</u>	<u>Limite superior:</u>
Intervalo de pressão	4,0 – 5,0 bar	9,0 – 10,0 bar
Número de amostras	12	10
Variação	0,2 bar	Aleatória

A ordem de execução dos ensaios dos corpos de prova, mostrados na Tabela 3, foi totalmente aleatória (princípio básico do estudo estatístico em questão) para o limite

inferior de pressão do cilindro. Estes corpos de prova estão numerados de 1 a 12 e identificados quanto à respectiva pressão de dobramento.

Tabela 3 – Identificação da pressão de dobramento para os corpos de prova.

CP n °	Pressão (bar)	CP n °	Pressão (bar)
2	4,0	1	4,6
4	4,0	3	4,6
8	4,2	11	4,8
10	4,2	12	4,8
5	4,4	7	5,0
6	4,4	9	5,0

Antes da soldagem, todos os corpos de prova foram escovados para a retirada de possíveis elementos contaminantes ao cordão de solda. Foi verificado o alinhamento da tocha de soldagem em relação ao chanfro, conforme a Figura 18, quando da fixação do corpo de prova nas garras do equipamento. Este fato mantém o mais constante possível a espessura do cordão e, conseqüentemente, diminuição de influências na formação da trinca.

Com o intuito de evitar a perda de rendimento do cilindro e, com isso, a modificação dos resultados dos ensaios, houve a necessidade de se purgar o filtro de ar diariamente, uma vez que os ensaios foram realizados em meses chuvosos onde a umidade relativa do ar é alta. A cada purgada uma quantidade considerável de água foi retirada da linha de ar.

No início dos ensaios, observou-se que uma nova fonte de variação ocorreria em função do aumento da temperatura no bloco de curvatura. Este foi resfriado, após cada ensaio, para que as condições iniciais fossem mantidas.

Após a soldagem, os corpos de prova foram cortados longitudinalmente na região próxima ao cordão e jateados para a retirada da escória remanescente, facilitando com isso, a observação das trincas formadas. A Figura 23 mostra a região do corpo de prova onde foi efetuado o corte.

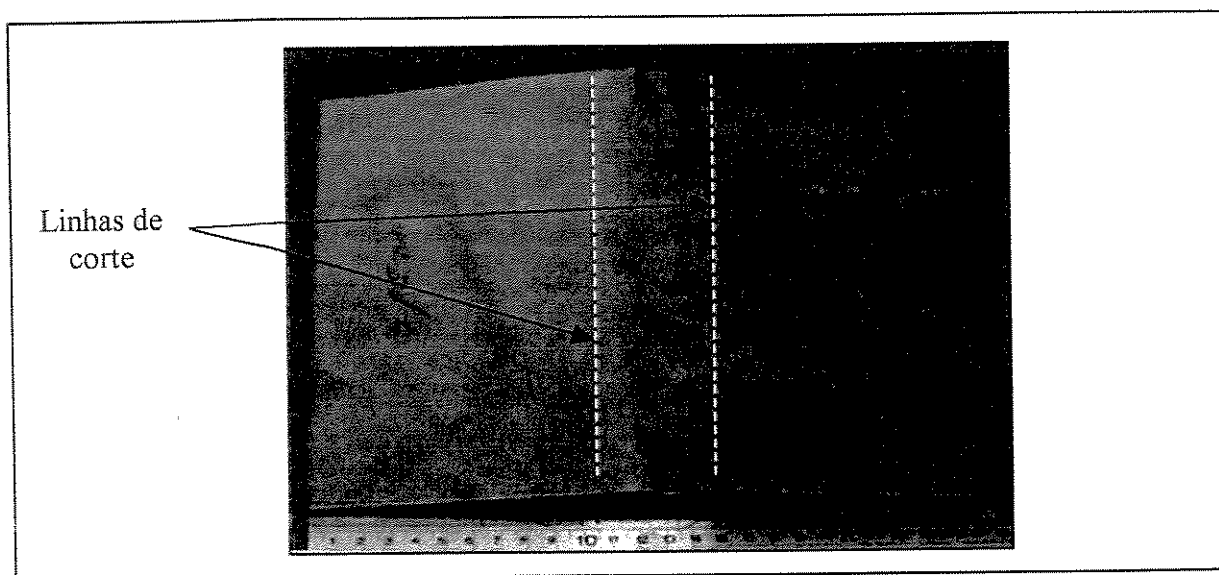


Figura 23 – Regiões onde os corpos de prova foram cortados.

As condições ambientais (temperatura e umidade relativa do ar) não foram controladas embora, em média, os seus valores tenham se mantido em torno de: 22 °C e 76 % respectivamente.

3.4.3.3 - Critério Adotado para a Medição das Trincas

As trincas ocorreram somente na zona fundida do cordão solda e foram analisadas através da observação em microscópio ótico com aumento de 10x. Foram medidas, em cada corpo de prova, no sentido longitudinal a solda, e posteriormente somadas para a obtenção do comprimento total de trincas – CTT como citado no item 2.5.2 do capítulo 2. A Figura 24 mostra o comprimento da trinca medido no sentido longitudinal.

Uma dificuldade encontrada foi a medição das trincas formadas. Primeiramente tentou-se observá-las no microscópio ótico, como ensaiadas. Neste ponto deparou-se com imagens sem nitidez e contraste causando dificuldade na sua medição. No mesmo momento, tentou-se modificar a magnitude do microscópio tentando melhorar a imagem, mas não houve resposta. Foi experimentada a técnica de líquidos penetrantes e o problema continuava se verificando. Por último experimentou-se um procedimento mais simples: jateou-se a amostra com microesferas de vidro, o que causou um contraste cinza escuro na

superfície da amostra, obtendo-se posteriormente uma imagem, em aumento de 10 vezes, com excelente qualidade para a medida das trincas.

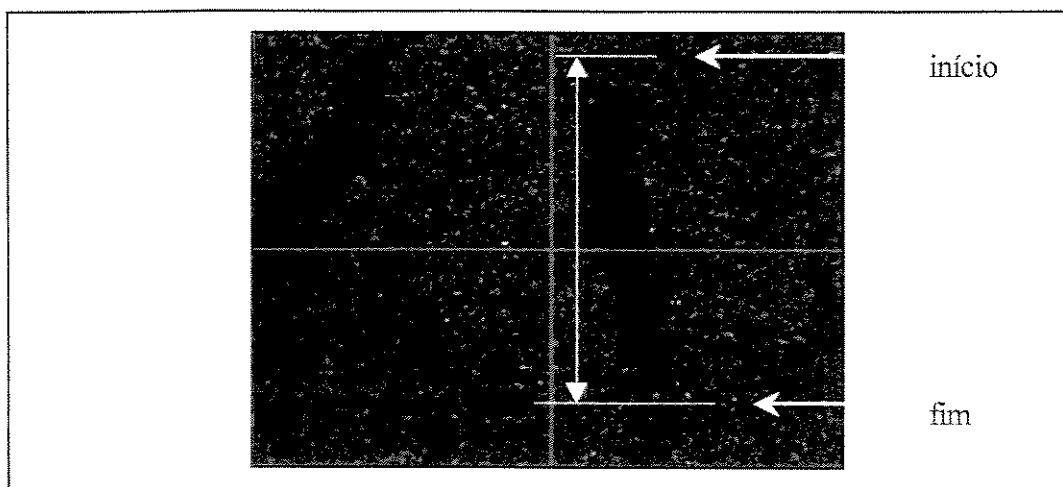


Figura 24 - Comprimento da trinca medido longitudinalmente ao cordão. Aumento 10x.

Os valores dos CTTs, obtidos no limite inferior, estão apresentados na Tabela 4, os quais foram utilizados no teste R&R. Com os corpos de prova numerados, dois operadores qualificados realizaram, aleatoriamente, os ensaios, para comparação e análise de suas medidas.

Tabela 4 – Valores da trinca para seus respectivos corpos de prova – limite inferior

Operador A			Operador B		
CP	1ª medida	2ª medida	CP	1ª medida	2ª medida
1	2,9	2,9	1	2,8	2,9
2	11,5	11,8	2	11,9	11,7
3	14,7	15,7	3	16,2	16,9
4	7,7	6,4	4	7,5	7,0
5	7,8	7,5	5	7,6	7,5
6	2,9	2,9	6	3,0	3,1
7	18,0	18,7	7	18,4	18,8
8	21,1	22,5	8	22,2	22,9
9	3,9	3,7	9	4,0	4,1
10	12,5	12,2	10	12,0	12,8
11	6,1	6,0	11	5,9	6,2
12	4,7	4,6	12	4,1	4,3

Para o limite superior foi obtido um único conjunto de medidas apresentadas na Tabela 5.

Tabela 5 – Valores do comprimento de trincas para o limite superior.

CP	CTT (mm)	CP	CTT (mm)
1	26,4	6	24,2
2	11,1	7	41,3
3	20,9	8	33,7
4	28,4	9	19,4
5	14,2	10	17,8

Com os dados da Tabela 4 foi realizado o teste R&R mostrado a seguir na Tabela 6.

Tabela 6 – Teste de R&R do meio de medição

Operador A				Operador B			
CP	1ª med	2ª med	R	CP	1ª med	2ª med	R
1	2,9	2,9	0,0	1	2,8	2,9	0,1
2	11,5	11,8	0,3	2	11,9	11,7	0,2
3	14,7	15,7	1,0	3	16,2	16,9	0,7
4	7,7	6,4	1,3	4	7,5	7,0	0,5
5	7,8	7,5	0,3	5	7,6	7,5	0,1
6	2,9	2,9	0,0	6	3,0	3,1	0,1
7	18,0	18,7	0,7	7	18,4	18,8	0,4
8	21,1	22,5	1,4	8	22,2	22,9	0,7
9	3,9	3,7	0,2	9	4,0	4,1	0,1
10	12,5	12,2	0,3	10	12,0	12,8	0,8
XA	10,4			XB	10,7		
RA	0,6			RB	0,4		

Baseado, nos dados da Tabela 6, foram calculados os seguintes valores:

$$R_m = 0,5$$

$$R_X = 0,3$$

$$LSC = 1,5 \quad (\text{Nenhuma amplitude ultrapassou o LSC})$$

$$VE = 2,1$$

$$VO = 1,2$$

$$R\&R = 2,4$$

$$DP = 6,5$$

$$8DP = 51,8$$

$$6DP = 38,8$$

$$\text{Tolerância} = 40,0$$

$$\%VE = 5,2\%$$

$$\%VA = 3,0\%$$

$$\%R\&R = 6,0\%$$

Onde:

R = amplitude da amostra

R_m = amplitude média

LSC_r = R_m x 3,27 (limite superior de controle da amplitude)

VE = R_m x 4,56 (variação do equipamento)

VA = [(R_X x 3,65)² - (VE)² / (n.r)]^{1/2} (variação dos analistas)

n = número de CPs

r = número de repetições

R&R = [(VE)² + (VA)²]^{1/2}

% VE = [(VE) / (Tolerância)] x 100 (percentagem de variação do equipamento em relação à tolerância)

% VA = [(VA) / (Tolerância)] x 100 (percentagem de variação dos analistas em relação à tolerância)

% R&R = [(% VE)² + (% VA)²]^{1/2}

Referência: R&R ≤ 10%

Obs: Os cálculos foram baseados em $5,15 \sigma$ (correspondente a 99,0% da área sob a curva normal)

A avaliação dos resultados da Tabela 6 leva em consideração que o teste R&R confronta medidas amostrais contra faixa de tolerância. No estudo, a faixa foi calculada a partir de 6σ das amostras. Os valores %VE = 5,2% e %VA = 3,0% indicam que há uma influência ligeiramente maior do equipamento do que dos analistas. No entanto são menores que 10 % e perfeitamente aceitáveis.

A combinação de R&R = 6,0% também é aceitável. Portanto, pode-se concluir que as medidas são confiáveis dentro do intervalo estatístico definido.

Combinando-se os dados da Tabela 3 e a média das medidas obtidas, na Tabela 6, pelo operador A, que apresentou maior dispersão (RA = 0,6 mm), construiu-se a Tabela 7 para a verificação de ocorrência de correlação entre Pressão e CTT.

Tabela 7 – Correlação Pressão X CTT

CP	P (bar)	1ª med	2ª med	Média	P (bar)	CTT med
1	4,6	2,9	2,9	2,9	4,0	7,1
2	4,0	11,5	11,8	11,7	4,0	11,7
3	4,6	14,7	16,7	15,7	4,2	12,4
4	4,0	7,7	6,4	7,1	4,2	22,4
5	4,4	7,8	7,5	7,7	4,4	2,9
6	4,4	2,9	2,9	2,9	4,4	7,7
7	5,0	18,0	18,7	18,4	4,6	2,9
8	4,2	21,1	23,7	22,4	4,6	7,1
9	5,0	3,9	3,7	3,8	4,8	4,7
10	4,2	12,5	12,2	12,4	4,8	6,1
11	4,8	6,1	6,0	6,1	5,0	3,8
12	4,8	4,7	4,6	4,7	5,0	18,4

Os cálculos do LST e LIT foram obtidos a partir da Tabela 8, considerando o CTT médio para o limite inferior e limite superior.

$$\text{LIT} = \bar{X} (i) - 3\sigma (i)$$

$$\text{LST} = \bar{X} (s) + 3\sigma (s)$$

Tabela 8 – Limites de tolerância

	L Inf	L Sup
CP	CTT (mm)	CTT (mm)
1	2,9	26,4
2	11,7	11,1
3	15,7	20,9
4	7,1	28,4
5	7,7	14,2
6	2,9	24,2
7	18,4	41,3
8	22,4	33,7
9	3,8	19,4
10	12,4	17,8
11	6,1	-
12	4,7	-
	LI [CTT (mm)]	LS [CTT (mm)]
Média	$\bar{X} (i) = 9,7$	$\bar{X} (s) = 23,7$
DP	$\sigma (i) = 6,5$	$\sigma (s) = 9,1$

Substituindo os valores:

$$\text{LIT} = 9,7 - 19,4 < 0 \quad (\text{considerar ZERO}) \quad \text{e}$$

$$\text{LST} = 23,7 + 27,3 = 51,0$$

Calculando a tolerância a partir dos limites temos $T = \text{LST} - \text{LIT}$, portanto $T = 51,0$ mm.

Uma relação linear entre os pares de valores, média e desvio de LI e LS é dada pela equação $P = 5,38 \sigma - 25,3$.

A representação esquemática é mostrada na Figura 25.

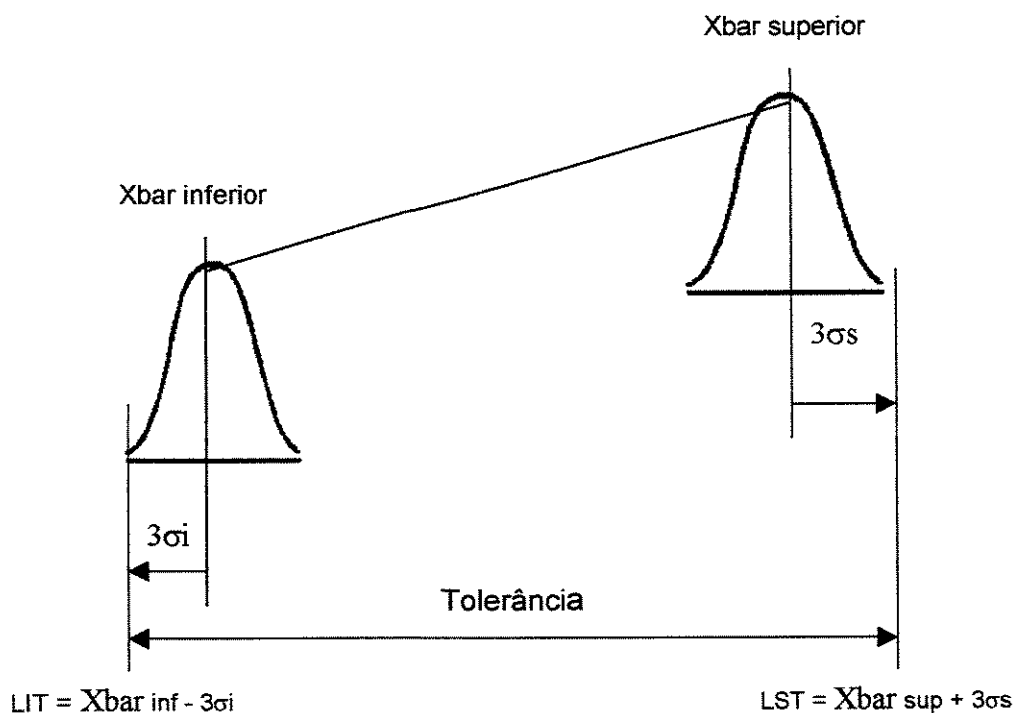


Figura 25 – Representação esquemática dos Limites de Tolerância

Com a aferição concluída algumas observações foram feitas. A realização destes ensaios serviu para a determinação dos níveis das variáveis de influência escolhidas para os ensaios propriamente ditos, que foram posteriormente combinados por meio de um planejamento fatorial com o objetivo de comparar o efeito das técnicas de arco pulsado e não pulsado, dos teores de nitrogênio no gás de proteção e da variação da deformação tangencial sobre a ocorrência da trinca de solidificação, verificando a minimização ou não do problema.

Baseado no teste R&R, a repetibilidade dos ensaios mostrou-se satisfatória e, além de comprovar a funcionalidade do equipamento, serviu também para determinar a média e o

desvio padrão dos resultados, determinando assim, o número de réplicas para cada experimento. Do mesmo modo, causou o aprendizado na operação do equipamento de teste juntamente com a fonte de soldagem e o sistema de monitoramento do processo. Este aprendizado consumiu uma grande quantidade de tempo e perseverança.

3.5 - Conclusões

Baseado nos resultados experimentais obtidos e na análise estatística efetuada neste estudo as seguintes conclusões foram estabelecidas:

- Dentro da faixa de pressão de trabalho (4 a 10 bar) e deformação tangencial de 1%, o equipamento Transvarestraint produziu comprimento total de trincas – CTT variando entre 0 e 51 mm. Acima deste valor há probabilidade de ocorrência de causas especiais de variação, como por exemplo: equipamento não aferido, operador não habilitado e etc.
- O método estatístico aplicado mostrou que o equipamento construído tem confiabilidade dos resultados de 99%.
- O equipamento de teste mostrou-se eficaz na determinação das trincas de solidificação devido a facilidade na operação e, principalmente, pela boa revelação do fenômeno.
- A temperatura da matriz do equipamento de teste deve ser mantida constante e próxima da temperatura ambiente durante a execução dos ensaios. Caso contrário, pode causar mudanças estruturais no cordão de solda e, com isso, induzir a erros.

Capítulo 4

Planejamento e Técnicas Experimentais

Neste capítulo são apresentadas as descrições dos materiais e métodos utilizados para o desenvolvimento e análise deste trabalho. Baseado na literatura buscou-se trabalhar com metodologias simples, porém eficazes tentando, desta maneira, otimizar os procedimentos experimentais para uma boa realização e avaliação desta investigação. Neste sentido, utilizou-se um equipamento de teste para o trincamento totalmente projetado, construído e aferido como mostrado no capítulo 3.

Neste capítulo apresenta-se também um planejamento matemático estatístico visando a verificação do número de amostras, assim como a análise e interações das variáveis de influências sobre a variável de resposta.

4.1 – Materiais Utilizados

4.1.1 – Metal de Base

Como metal de base, utilizou-se o aço inoxidável austenítico do tipo AISI 316L em chapas de 260 x 160 x 9,5 mm (largura x comprimento x espessura), com a realização das soldas paralelas ao sentido de laminação do material, com um chanfro em “U”, central a chapa, onde foi depositado o cordão. A Figura 26 mostra o esquema representativo do corpo de prova com detalhe do chanfro. Este material foi obtido por doação da empresa ACESITA, recebido na forma de chapas já nas dimensões do corpo de prova.

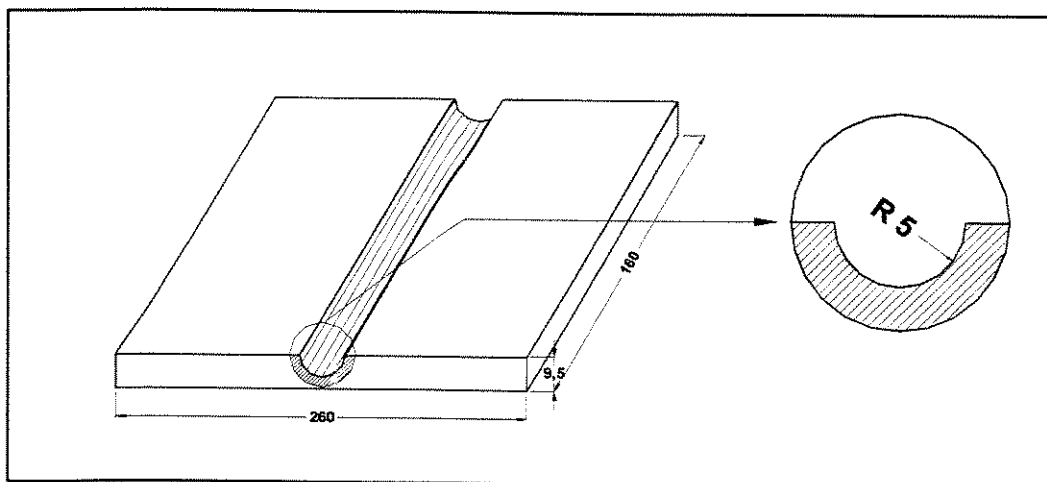


Figura 26 – Esquema representativo do corpo de prova com detalhe do chanfro.

Desenho fora de escala, dimensões em mm.

A análise química do metal de base foi realizada pelo Centro de Tecnologia da Unicamp visando à confirmação do tipo de aço inoxidável austenítico AISI 316L. Para esta análise, utilizou-se um Analisador de C e S da marca LECO e um Espectrômetro de fluorescência de Raios-X da marca PHILIPS. Foi analisado também, no metal de base, o teor de nitrogênio com a finalidade de obter o seu quantitativo para o cálculo final deste elemento no cordão de solda. Conforme o resultado da análise química apresentada na Tabela 9, confirmou-se o tipo de aço inoxidável.

Tabela 9 - Análise química do metal de base.

Elementos	C	S	Mn	Si	P	Ni	Cr	Cu	Mo
Teor (%)	0,026	0,008	1,35	0,26	0,021	13,5	17,6	0,07	1,94

A Figura 27 mostra uma macroestrutura representativa do metal de base obtida em microscopia ótica em aumento de 125 vezes. Observa-se, por esta Figura, que o material apresenta uma estrutura de grãos heterogêneos, mostrando uma variação na sua granulometria. Esta heterogeneidade na granulometria poderá ter influência no surgimento de grãos epitaxiais grosseiros na zona fundida, principalmente dos grãos maiores, podendo, deste modo, ocasionar uma maior susceptibilidade à trinca de solidificação.

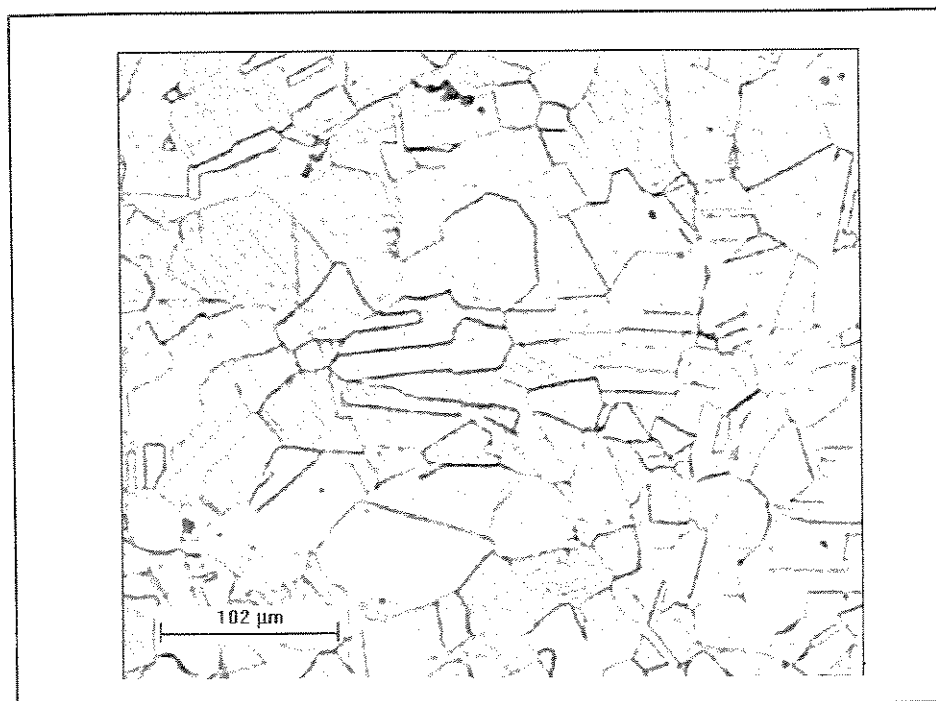


Figura 27 – Macroestrutura representativa do metal de base AISI 316L – Ataque eletrolítico com ácido oxálico. Aumento 125 vezes.

4.1.2 – Metal de Adição

Para o desenvolvimento deste trabalho utilizou-se, como metal de adição, o arame da classe AWS E316LT1-1, com diâmetro de 1,6 mm. Segundo a norma AWS A5. 22 (1995), este consumível de baixo carbono é adequado para a soldagem em corrente contínua polaridade positiva (CC+), possibilitando a obtenção de resistência à corrosão intergranular provocada pela precipitação de carbonetos. A composição química nominal e as propriedades mecânicas do metal depositado, conforme estabelecido pela norma, são apresentadas respectivamente nas Tabelas 10 e 11, segundo a norma AWS A5. 22-95.

Tabela 10 – Composição química nominal do metal depositado não diluído.

Elemento químico (%). Valores máximos									
C	Cr	Ni	Mo	Mn	Si	P	S	Fe	Cu
0,04	17,0-20,0	11,0-14,0	2,0-3,0	0,5-2,5	1,0	0,04	0,03	restante	0,5

Tabela 11 – Propriedades mecânicas nominais do metal depositado (AWS A5. 22-95).

Resistência à tração mínima (Mpa)	Alongamento mínimo (%)
485	30

O gás de proteção utilizado foi o CO₂ (gás recomendado pela norma para o metal de adição especificado acima), com quatro níveis de percentuais de nitrogênio – 0, 5, 10 e 15%. Este procedimento visou a inclusão deste elemento na composição do metal de solda. Estes gases foram adquiridos, sob encomenda, no comércio local em cilindros portáteis.

4.2 – Equipamentos

Para a realização das soldagens, utilizou-se uma bancada de ensaios constituída por uma fonte de soldagem multiprocesso e por um sistema computadorizado de aquisição de dados da tensão e corrente de soldagem. A Figura 28 mostra uma visão da bancada de ensaios utilizada durante a realização dos cordões de solda. Descrevem-se, a seguir, as principais características dos componentes da bancada de ensaios.

1 – Central de soldagem multiprocesso

Tipo: Fonte eletrônica inversora chaveada no secundário

Modelo: Inversal 450

Fabricante: IML/LABSOLDA – UFSC

Corrente: Contínua ou alternada (constante ou pulsada)

Corrente nominal: 450 A

Tensão de entrada: 220, 380 ou 440 V trifásica.

Tensão em vazio: 56V

1.1 – Acessórios

Tocha refrigerada à água

Modelo: MB 501D

Diâmetro utilizável: 1 a 2,4 mm

Fabricante: Binzel

Carro motriz (tartaruga)

Modelo: 5302

Fabricante: BUG-O SYSTEM (Figura 28)

2 – Sistema de medição

Sistema de alimentação do arame

Modelo: STA-20 / digital

Fabricante: IML/LABSOLDA – UFSC

Placa de aquisição dos dados

Modelo: INTERDATA I

Fabricante: IML/LABSOLDA – UFSC

Frequência máxima de aquisição (microcomputador 486/ 100mHz)

Em 8 bits: 43 kHz

Em 12 bits: 28 kHz

Faixa de leitura: -10 a +10V

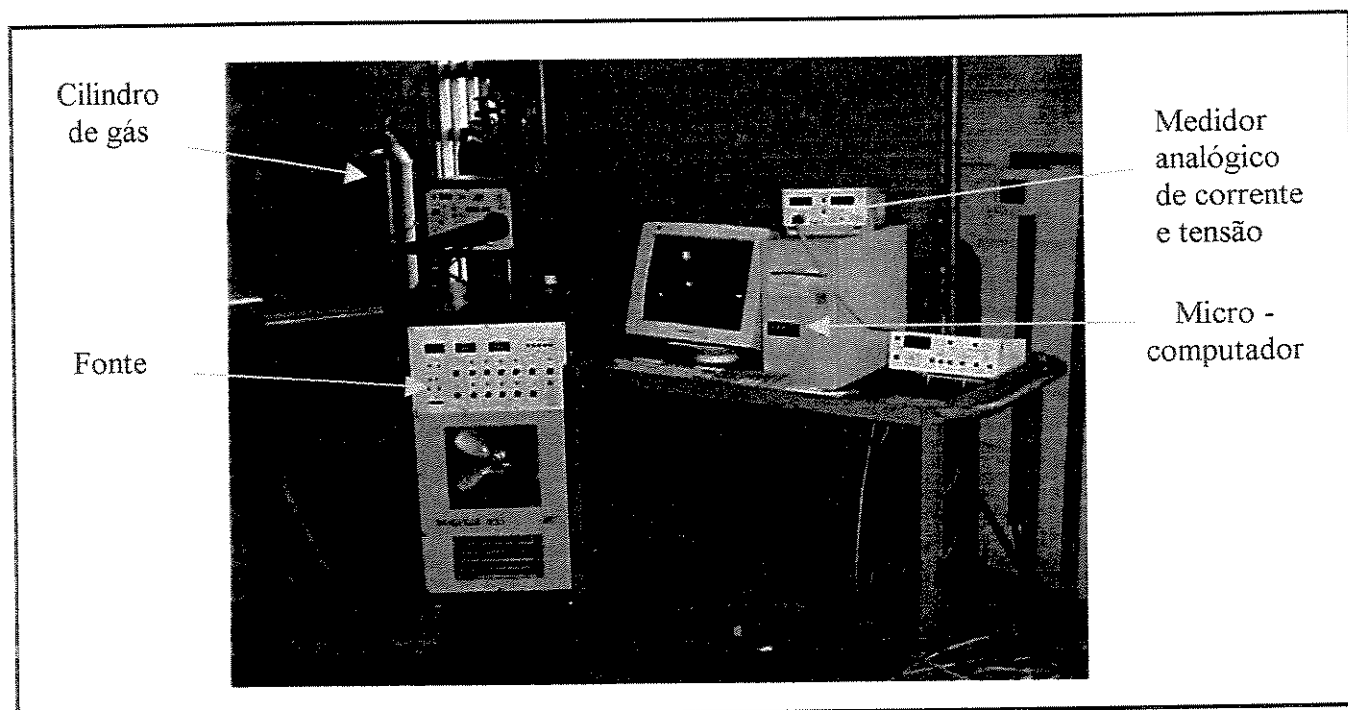


Figura 28 – Vista geral da bancada de ensaios.

Para o controle da velocidade de soldagem e da distância do bico de contato a peça, utilizou-se um sistema eletromecânico (“BUG-O”), o qual se mostra na Figura 29. Esta Figura mostra também o posicionamento da tocha sobre o chanfro do corpo de prova.

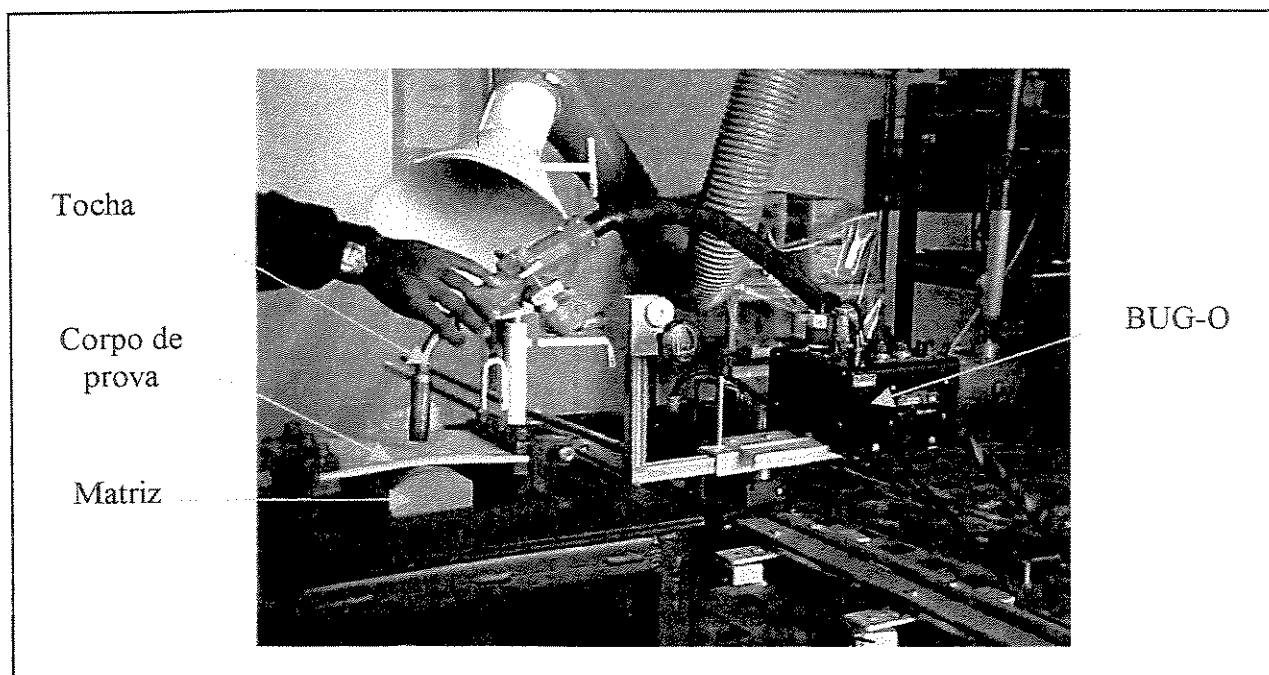


Figura 29 - Sistema eletromecânico “BUG-O”, que garante a regulação e controle da velocidade de soldagem e do “stickout” no processo de soldagem FCAW.

Visando a indução na formação das trincas, foi utilizado um equipamento de teste Transvarestraint. Este equipamento foi projetado, construído e aferido no laboratório de soldagem da UNICAMP, conforme já mostrado no Capítulo 3 deste trabalho.

Para a retirada de elementos contaminantes dos corpos de prova, óxidos, óleo, gordura, pó e etc. antes da soldagem e da escória após a soldagem, utilizou-se um jateador de marca Nortof – Modelo SV-600, com microesferas de vidro com granulometria de 105-210 μ m.

Para a medição da quantidade de ferrita delta no cordão de solda, foi utilizado um Ferritoscópio MP3 da marca Fischer, com precisão de +/- 2%. Estas medições, foram

realizadas no Departamento de Materiais da USP de São Carlos. Este aparelho fornece, além da medida da ferrita, a média dos resultados, o número de medidas, o desvio padrão, o coeficiente de variação e as leituras mínima e máxima. Cada corpo de prova foi medido 11 vezes, incluindo o metal de base, com o intuito de diminuir os erros de medição. Inicialmente, o aparelho foi calibrado através de três padrões do equipamento, para a realização das medidas em termos de porcentagem de ferrita.

Para a determinação dos constituintes de interesse do cordão de solda para esta pesquisa (C, S, N, Cr, Mn, Mo, Ni, Si, Cu e P), foi realizada a dissolução ácida das amostras do cordão que foram analisadas por espectrometria de emissão atômica com plasma induzido. Exceções este procedimento para o C e S que foram determinados por combustão direta e o N que foi determinado por diferença de termocondutividade. Os equipamentos utilizados foram: Espectrômetro de emissão atômica modelo VISTA da marca VARIAN; Determinador de C e S CS-444 da LECO Corporation e Determinador de O e N TC-436DR da LECO Corporation. Estas análises foram realizadas pelo Centro de Caracterização e Desenvolvimento de Materiais da Universidade Federal de São Carlos – UFSCar.

A microscopia ótica (MO) foi adotada como técnica para a identificação dos microconstituintes do metal de solda. Foram utilizados, um microscópio ótico Neophot 32 e o programa analisador de imagem Leica Quantimet 500 MC, do laboratório de caracterização da FEM – UNICAMP. A microscopia ótica oferece subsídios regulares para estabelecer relações entre microestrutura e propriedades mecânicas. Entretanto, a limitação desta técnica exige que seja necessário empregar, de maneira complementar, a microscopia eletrônica de varredura (MEV) para se revelar detalhes microestruturais mais finos, como microfases ou inclusões não metálicas. Para tanto, utilizou-se também este equipamento.

4.3 – Procedimento para Tratamento de Dados

A análise de um determinado fenômeno pode ser realizada experimentalmente pela variação de um ou mais de seus fatores. Desta forma, pode-se estudar a relação entre a causa e o efeito produzido pelas variações pertinentes. Para melhor entendimento do fenômeno em questão, pode-se abordá-lo pelo estudo da interação entre as diversas causas e suas influências nos efeitos obtidos (Bethea et al., 1995, Montgomery e Runger, 1996).

Neste trabalho, ao pretender-se analisar os efeitos do teor de nitrogênio sobre a susceptibilidade ao trincamento no metal de solda, faz-se necessário considerar, por exemplo, também, o percentual de nitrogênio no gás de proteção, a deformação tangencial, os valores e tipo de corrente. Neste caso, percebe-se que a variação na formação da trinca pode não ser igual, por exemplo, para as diferentes combinações dos valores da corrente ou para os diferentes níveis da deformação tangencial ou também para os valores dos teores de nitrogênio no cordão de solda. Assim, o teor de nitrogênio ótimo para uma dada combinação pode não sê-lo para uma outra. Isto ocorre quando existe interação entre os fatores envolvidos. Desta forma, deve-se utilizar uma experimentação multifatorial para se estimar e testar todas as possíveis interações (Bethea et al., 1995, Montgomery e Runger, 1996).

O delineamento fatorial é um dos métodos mais empregados para a análise de experimentos multifatoriais. Neste método, os tratamentos consistem de dois ou mais fatores, cada um variando em dois ou mais níveis. As combinações se processam de modo que cada nível de um fator ocorre conjuntamente com cada nível dos outros fatores. O número total de tratamentos é o produto entre o número de níveis de todos os fatores (Bethea et al., 1995, Montgomery e Runger, 1996).

4.3.1 - Modelamento Matemático

Para simplificar o entendimento do processamento estatístico dos resultados aqui obtidos, apresenta-se a seguir, um modelo para a análise de experimentos com apenas um

fator fixo. O objetivo é verificar a influência dos (k) níveis desse fator sobre uma variável dependente X em estudo. Isto pode ser feito através de comparação entre as médias populacionais da variável X sob efeito dos k tratamentos. O modelamento matemático associado a um fator fixo é:

$$X_{ij} = \mu + \delta_i + e_{ij} \quad (10)$$

Onde:

X_{ij} é a observação correspondente a j-ésima repetição submetida ao i-ésimo nível do fator;

μ É a média geral comum a todas as observações, dada por,

$$\mu = \frac{1}{n} \left[\sum_{i=1}^k n_i \cdot \mu_i \right] \quad (11)$$

μ_i é a média populacional de X no i-ésimo tratamento;

δ_i é o efeito do i-ésimo nível do fator variável dependente e mede o afastamento da média μ_i em relação à μ , e é dado por,

$$\delta_i = \mu_i - \mu \quad (12)$$

e_{ij} é o erro casual associado à observação X_{ij}

As suposições usualmente associadas aos componentes deste modelo (equação 10), são que os erros e_{ij} são variáveis aleatórias independentes e identicamente distribuídas com distribuição $N(0, \sigma^2)$. Como X_{ij} são funções lineares de e_{ij} , das suposições sobre o erro pode-se escrever resumidamente que:

$$X_{ij} \approx (\mu_i, \sigma^2), \text{ independentes} \quad (13).$$

Portanto, neste caso supõe-se que as observações do experimento a ser analisado, correspondem a amostras aleatórias de k populações normais com a mesma variância e que podem ou não ter médias diferentes.

- **As hipóteses fundamentais**

A análise de variância se destaca como um poderoso método utilizado para se verificar diferenças entre médias populacionais devidas a várias causas, atuando simultaneamente sobre os elementos de uma população. Neste caso, considera-se que k amostras de tamanho n , são retiradas de k populações cujas médias μ_i ($i = 1, 2, 3, \dots, k$) deseja-se comparar. Uma hipótese do problema, a ser testada é:

$$H_0: \mu_1 = \mu_2 = \mu_3 = \dots = \mu_k \quad (14)$$

Esta hipótese deve ser confrontada com a alternativa de, pelo menos, uma das médias populacionais ser diferente. Desta forma, se as médias μ_i são consideradas sob a forma de $\mu + \delta_i$ ($i = 1, 2, 3, \dots, k$), pode-se então formular, alternativamente:

$$H_0: \delta_1 = \delta_2 = \delta_3 = \dots = \delta_k = 0 \quad (15)$$

Neste estudo estatístico, adota-se a notação segundo a qual X_{ij} ($i = 1, 2, 3, \dots, k$; $j = 1, 2, 3, \dots, n$) é o j -ésimo valor da i -ésima amostra de n elementos, e:

T_i – é a soma dos valores da i -ésima amostra, dada por,

$$T_i = \sum_{j=1}^{n_i} X_{ij} \quad (16)$$

Q_i – é a soma dos quadrados dos valores da i -ésima amostra, dada por,

$$Q_i = \sum_{j=1}^n X_{ij}^2 \quad (17)$$

T_i – é a soma total dos valores, dada por,

$$T = \sum_{i=1}^k T_i = \sum_{i=1}^k \sum_{j=1}^n X_{ij} \quad (18)$$

Q – é a soma total dos quadrados, dada por,

$$Q = \sum_{i=1}^k Q_i = \sum_{i=1}^k \sum_{j=1}^n X_{ij}^2 \quad (19)$$

$\bar{X}_i$ – é a média da i-ésima amostra, dada por,

$$\bar{X}_i = T_i / n \quad (20)$$

$\bar{X}$ – é a média de todos os valores, dada por,

$$\bar{X} = T / nk \quad (21)$$

Assumida a veracidade da hipótese H_0 , a estimativa da variância populacional σ^2 , comum implicitamente a todas as populações, pode ser conduzida através do cálculo dos quadrados médios segundo três critérios da análise de variância: a estimativa total, S_T^2 , a estimativa entre amostras, S_E^2 e a estimativa dentro da amostra residual, S_R^2 .

Estimativa Total

A estimativa total é obtida considerando-se as amostras reunidas em uma só, cuja variância S_T^2 é calculada. Por este critério, a estimativa de σ^2 é válida se e somente se a

hipótese H_0 ($\mu_1 = \mu_2 = \mu_3 = \dots = \mu_n$) for verdadeira, pois assim todas as populações serão identicamente distribuídas, o que justifica a fusão das amostras k em uma só. A estimativa total de σ^2 é então expressa por:

$$S_T^2 = \frac{Q - [T^2 / (nk)]}{nk - 1} = \frac{SQT}{nk - 1} \quad (22)$$

Onde:

SQT é a Soma de Quadrados Total;

$(nk - 1)$ são os graus de liberdade.

Estimativa entre Amostras

A estimativa entre amostras S_E^2 é também válida se a hipótese H_0 for verdadeira e, é baseada no mesmo critério anterior. Nestas condições, pode-se considerar as médias $\bar{X}_i$ das k amostras como uma amostra de k valores retirados da população dos possíveis valores de $\bar{X}$, que sabemos ser normalmente distribuída com variância σ^2/n . Desta forma, a variância da amostra formada pelos k valores $\bar{X}_i$ estima σ^2/n e, é expressa como se segue:

$$S_E^2 = \frac{\sum_{i=1}^k (T_i^2 / n) - T^2 / nk}{k - 1} = \frac{SQE}{k - 1} \quad (23)$$

Onde:

SQE é a Soma dos Quadrados entre amostras;

$(k - 1)$ são os graus de liberdade.

Estimativa Residual

Para a estimativa residual S_R^2 considera-se que a variância populacional comum, σ^2 , pode ser também estimada individualmente (S_i^2) a partir dos elementos de cada uma das k amostras disponíveis, ou seja, dentro de cada amostra. Desta forma, as k estimativas individuais de σ^2 , disponíveis, seriam todas válidas independentes da veracidade ou não de H_0 . Neste sentido, cada uma amostra individual fornecerá uma estimativa, σ^2 , dada por:

$$S_i^2 = \frac{Q_i - [T_i^2 / n]}{n - 1} \quad (24)$$

Sendo as amostras do mesmo tamanho, a estimativa resultante para o conjunto de amostras será a média aritmética das k estimativas individuais, expressa por:

$$S_R^2 = \frac{Q - \sum_{i=1}^k T_i^2 / n}{k(n - 1)} = \frac{SQR}{k(n - 1)} \quad (25)$$

Onde:

SQR é a Soma dos Quadrados Residual;

$k(n - 1)$ são os graus de liberdade.

A teoria estatística define ser S_R^2 sempre um estimador não tendencioso de σ^2 , enquanto que S_E^2 o será somente se a hipótese de nulidade, H_0 , for verdadeira. Nesta condição, estes estimadores serão independentes e, portanto, pode-se compará-los mediante a distribuição de Fisher-Snedecor, conhecido como teste F, isto é:

$$F = \frac{S_E^2}{S_R^2} \quad (26)$$

Através da teoria estatística demonstra-se que a hipótese original de nulidade H_0 pode então ser substituída pelo teste de comparação F, conduzido com $(k - 1)$ graus de liberdade no numerador e $k(n - 1)$ graus de liberdade no denominador. Isto significa que H_0 será rejeitada se:

$$F > F_{k-1, k(n-1), \alpha} \quad (27)$$

Onde, $F_{k-1, k(n-1), \alpha}$, é o quantil de ordem $(1 - \alpha)$ da distribuição de Fisher-Snedecor e α é o nível de significância escolhido e que representa a região crítica para o teste ou a probabilidade de se rejeitar H_0 , sendo esta hipótese verdadeira. A faixa restante constitui a região de aceitação. Rejeitando-se H_0 , pode-se concluir que há diferenças significativas, ao nível de significância α , entre as médias dos diferentes níveis de “T”. O procedimento de teste será sempre unilateral, pois, sendo H_0 falsa, F tenderá sempre a crescer. Do modelo fixo de análise de variância, pode-se mostrar que independente de H_0 , S_E^2 estimará sempre:

$$\sigma_E^2 = \sigma^2 + \frac{n \sum \delta_i^2}{k - 1} \quad (28)$$

Esta expressão mostra que se H_0 for verdadeira tanto S_E^2 como S_R^2 estimarão σ^2 , ao passo que, se H_0 for falsa, S_E^2 estimará $\sigma_E^2 > \sigma^2$. Se obtivermos $F < 1$, tal fato somente poderá ser atribuído ao acaso, e a hipótese H_0 deverá ser automaticamente aceita. Os valores usualmente adotados para o nível de significância são $\alpha = 5,0\%$ e $\alpha = 1,0\%$. Por ser um trabalho exploratório, todas as tendências relatadas em relação aos resultados obtidos serão comprovadas pelo método estatístico de análise de variância para um nível de significância $\alpha = 5,0\%$.

Na análise dos resultados, além dos cálculos de média e do desvio padrão, algumas ferramentas tem se mostrado bastante eficazes. Uma delas foi a distribuição *t* de Student, que objetiva o cálculo do número de réplicas (n_c – número de réplicas). Como a distribuição *t* depende do tamanho da amostra (n), o valor de *t* pode ser usado para estimar n de tal forma que se obtenha uma estimativa da média da amostra para uma dada confiança. Se o intervalo de confiança for definido como 2σ e usar-se a expressão para S_y^2 , tem-se a seguinte relação:

$$n_c = \left(t \frac{S}{\sigma} \right)^2 \quad (29)$$

$$\sigma = (\mu \times y)$$

Onde: t = *t* de Student (valores tabelados)

S = desvio padrão

σ = intervalo de confiança = precisão $\times$ média

n_c = número de réplicas

μ = média das amostras

y = precisão da estimativa

Com o valor de n_c calculado, compara-se com o n proposto inicialmente. Se n for igual à n_c , então convergiu, portanto o número de réplicas é suficiente. Para o caso de n ser diferente de n_c , então se repetem os ensaios preliminares com outro valor de n , e assim sucessivamente, até convergir.

4.3.2 – Fatores e Níveis Selecionados

Os fatores envolvidos em uma pesquisa representam as variáveis independentes, enquanto os níveis indicam as suas variações. Os fatores variáveis, listados na Tabela 12, foram o percentual de nitrogênio no gás de proteção, a corrente média de soldagem e a

deformação tangencial, todos em três níveis. Sendo assim, o planejamento experimental adotado foi o do tipo fatorial completo, com três fatores e três níveis, totalizando 27 ensaios. Como o número de réplicas calculado, pela distribuição t de Student, foi igual a duas, o total de ensaios foi 54. Foram ainda realizados ensaios com CO₂ puro, como gás de proteção, de modo a compor um referencial para a comparação com os outros três tipos de gases de proteção utilizados, assim como no modo pulsado, também com o intuito de comparação com o modo convencional. Realizaram-se, então, 9 ensaios com duas réplicas, perfazendo um total de 18 ensaios. Portanto, foram realizados, no total 72 ensaios.

O tratamento estatístico dos resultados obtidos foi realizado pelo método de análise de variância (ANOVA) com o auxílio de um “software” comercial, considerando-se um nível de significância (α) igual a 5%. Portanto, com confiabilidade dos resultados de 95%.

Tabela 12 – Fatores e níveis selecionados para este trabalho.

Fatores	Nome	Níveis			
		1	2	3	4
Gás de proteção	G	CO ₂ + 0%N ₂	CO ₂ + 5%N ₂	CO ₂ + 10%N ₂	CO ₂ + 15%N ₂
Corrente média (A)	I	150	200	250	-
Deformação tangencial (%)	ε	1,0	3,0	5,0	-

4.4 – Procedimento Experimental

Os corpos de prova foram soldados na posição plana utilizando uma fonte de soldagem multiprocesso com a aquisição dos dados instantâneos da corrente e da tensão de soldagem numa frequência de 10 khz/canal, em 12 Bits. A tocha de soldagem permaneceu perpendicular ao corpo de prova, conforme foi mostrado na Figura 18 do Capítulo 3. Foram mantidos constantes os valores da tensão em 30 V, do “stickout” (distância bico de contato peça) em 20 mm, da velocidade de soldagem em 200 mm/min, da vazão de gás em 15 l/min e da pressão de dobramento, no equipamento de teste Transvarestraint, em 7 bar.

Todas as soldagens foram automatizadas com o uso do processo FCAW (Soldagem a Arco com Eletrodo Tubular) no modo pulsado e convencional em polaridade inversa (CC+) e como metal de adição o arame da classe AWS E316LT1-1. Os parâmetros do processo de soldagem utilizados na forma pulsada e convencional foram baseados nos parâmetros indicados pelo fabricante do arame, de tal forma que se obtivesse um cordão que preenchesse todo o chanfro com uma boa aparência do cordão, para todas as condições de soldagem preestabelecidas para este trabalho. Estes parâmetros são apresentados nas Tabelas 13 e 14, respectivamente.

Tabela 13 – Os parâmetros selecionados para o modo pulsado.

Parâmetros	Valores		
	1	2	3
Corrente de base – Ib (A)	110	170	220
Corrente de pico – Ip (A)	350		
Tempo de pico – Tp (ms)	5		
Tempo de base – Tb (ms)	25		
Stickout – S (mm)	20		
Gás de proteção	*		
Vazão de gás (l/min)	15		
Tensão – U (V)	30		
Veloc. sold. – Vs (mm/min)	200		
Pressão de dobramento (bar)	7		

* Valores na Tabela 12.

Tabela 14 – Parâmetros selecionados para o modo convencional.

Parâmetros	Valores		
	1	2	3
Corrente (A)	150	200	250
Stickout – S (mm)	20		
Gás de proteção	*		
Vazão de gás (l/min)	15		
Tensão – U (V)	30		
Veloc. sold. – Vs (mm/min)	200		
Pressão de dobramento (bar)	7		

* Valores na Tabela 12.

Antes e depois da soldagem, as amostras foram jateadas com microesferas de vidro, pois a forma esférica não angular, associada à dureza e densidade do vidro, removem contaminações e realizam acabamentos superfícies com rapidez e eficiência, sem remover quantidades significativas de material, assegurando assim a ausência de contaminação superficial nas chapas.

Durante a soldagem, os corpos de prova foram submetidos ao equipamento de teste “Transvarestraint”, projetado, construído e aferido no LABSOLDA - UNICAMP, conforme apresentado e discutido no Capítulo 3 deste trabalho e ilustrado na Figura 19. Para que o dobramento ocorresse sempre em uma mesma posição, os corpos de prova foram marcados transversalmente ao chanfro e, durante a passagem do arco por este ponto, o equipamento Transvarestraint foi acionado. Este procedimento visou a análise da formação das trincas em três regiões distintas do cordão de solda – sólida, pastosa e líquida. Foram feitas, de acordo com o planejamento do item 4.3 deste capítulo, duas réplicas para cada ensaio, com três repetições nas medições do comprimento total de trincas - CTT.

Após a realização das soldagens, os corpos de prova foram cortados no sentido longitudinal ao cordão de solda para a retirada de excesso de material, facilitando assim o seu manuseio e análise. Estes cortes estão mostrados na Figura 23 do Capítulo 3.

Posteriormente, os corpos de prova, foram jateados para a facilidade de visualização da formação das trincas e, em seguida, examinados quanto ao comprimento total de trincas (CTT) com o auxílio de um microscópio ótico em aumento de 10 vezes. A Figura 24 do Capítulo 3 ilustra esse procedimento.

4.5 – Preparação e Análise Metalográfica

Como o objetivo de observar a morfologia e formação de grãos, espaçamento dentrítico e microconstituintes dos cordões de solda e compará-los com os parâmetros de soldagem e com o teor de nitrogênio absorvido na solda, procedeu-se à análise metalográfica após a realização dos ensaios. Os cortes para a retirada das amostras foram feitos a 5mm do início da formação das trincas de cada cordão, em corte transversal, conforme ilustra a Figura 30.

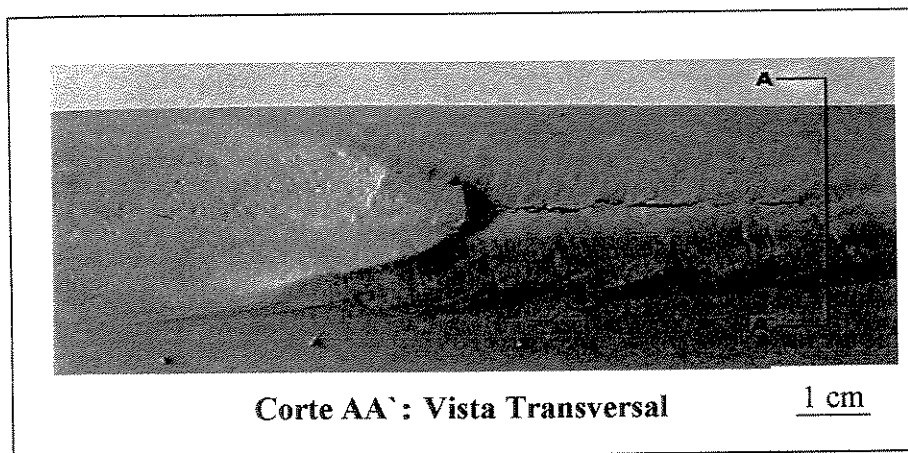


Figura 30 - Corte realizado no corpo de prova para a análise metalográfica

Para retirar as amostras dos corpos de prova, utilizou-se um equipamento cut-off. Posteriormente, as amostras obtidas foram embutidas em baquelite e preparadas através de um lixamento numa politriz padrão, utilizando-se lixas de óxido de alumínio de granulometria gradativamente menores (220 - 320 - 400 - 600 - 800 - 1200 mesh). O acabamento final foi realizado com feltro e pasta de diamante nas granulometria de 6, 3, 1 e

0,5 micron. Foi utilizado para a observação metalográfica, um ataque eletrolítico a base de ácido oxálico a 10%, com tensão de 2,0 V e tempo de imersão de 15 – 30 segundos. Esse ataque mostrou-se excelente na identificação das microestruturas de interesse.

A medida do tamanho de grão foi realizada pelo método de interceptação de Heyn, que ao invés de investigar o número de grãos por unidade de área, são contados os grãos interceptados por uma linha teórica na superfície da amostra. O número de contornos de grãos interceptados por unidade de comprimento de uma linha teste (N_L) pode ser contado, através da expressão: $N_L = m \times \text{intersecções observadas}$, onde m é o aumento da micrografia.

Os valores do espaçamento dendrítico secundário (λ_2) foram calculados pela média da distância entre os ramos laterais na seção longitudinal de uma dendrita primária, medidos no mínimo 15 vezes, como pode ser visto na Figura 31 (Çadirli et al., 2000). Tal procedimento constou da média das medidas de 15 a 20 vezes em cada espécime analisado. Foram utilizados para medir o espaçamento dendrítico secundário, o microscópio ótico Neophot 32 e o programa analisador de imagem Leica Quantimet 500 MC.

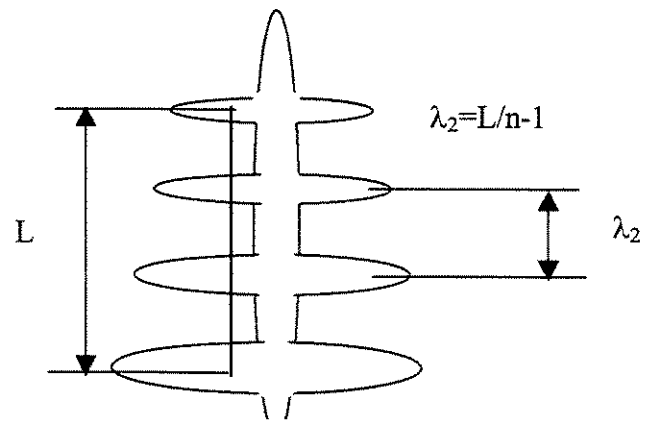


Figura 31 - Representação esquemática do método utilizado para a medição do espaçamento dendrítico secundário(Çadirli et al., 2000).

Capítulo 5

Resultados e Discussões

Neste capítulo são apresentados, analisados e discutidos os resultados obtidos durante o desenvolvimento experimental. Mediu-se o comprimento total de trincas que foram correlacionados com os valores da corrente média de soldagem nos modos convencional e pulsado, com os teores de nitrogênio introduzidos através do gás de proteção e com os valores da deformação tangencial através do equipamento de teste Transvarestraint. Buscando avaliar, discutir e interpretar melhor os resultados da influência do teor de nitrogênio e os elementos de interesse na formação da trinca, os cordões de solda foram analisados quanto à composição química, o teor de ferrita delta, a macro e microestrutura, assim como, a medida do tamanho de grão e espaçamento dendrítico secundário.

5.1 – Valores do Comprimento Total de Trincas – CTT

As soldagens foram realizadas conforme os parâmetros do processo apresentadas nas Tabelas 13, 14 e 15 do Capítulo 4. Os parâmetros do processo (corrente e tensão) foram otimizados objetivando o preenchimento total do chanfro com uma boa qualidade no aspecto do cordão de solda e que, quando do uso da corrente no modo pulsado, a transferência da gota ocorresse para cada pulsação do arco elétrico. Para tal, vários cordões de solda foram realizados variando-se um dos parâmetros e mantendo-se o outro constante, com simultânea aquisição dos dados em tempo real para o controle do modo de transferência da gota. Após a otimização dos resultados passou-se a realização dos ensaios

propriamente ditos, agora com a inclusão das variáveis do gás de proteção e utilização do equipamento de teste Transvarestraint.

Após a realização dos ensaios no equipamento de teste Transvarestraint visando verificar como a ocorrência das trincas se comportava perante a atuação das variáveis de influência escolhidas, efetuou-se a medição das trincas nos corpos de prova. Os valores médios de cada ensaio foram tabulados e tratados estatisticamente visando determinar a influência das variáveis adotadas e suas influências sobre as trincas.

Na Tabela 15 estão expressos todos os resultados obtidos para o Comprimento Total de Trincas da liga do aço inoxidável estudada – AISI 316L. Nas primeiras três colunas estão listadas as variáveis de influência que, para o nosso caso são o teor de nitrogênio no gás de proteção, a corrente média de soldagem e a deformação tangencial. As colunas CTT – pulsado e CTT – convencional listam os valores médios do Comprimento Total de Trincas para a soldagem utilizando a corrente pulsada e convencional, respectivamente.

Os valores do CTT foram submetidos à análise de variância, cujos resultados são mostrados nas Tabelas 16, 17 e 18. Para efeito de cálculo, levou-se em consideração o efeito isolado de cada variável.

Observa-se na Tabela 15 que os valores mínimos e máximos alcançados para o CTT foram de 14,25 mm e 70,65 mm, respectivamente, quando da soldagem no modo convencional, usando 0 % de teor de nitrogênio no gás e corrente média de soldagem de 250 A para o valor mínimo e 0 % no teor de nitrogênio no gás de proteção e corrente média de soldagem de 150 A para o valor máximo e 7,95 mm e 68,32 mm respectivamente quando da soldagem no modo pulsado usando os mesmos valores para o teor de gás de proteção e corrente média de soldagem do modo convencional tanto para o valor mínimo quanto para o valor máximo. O aumento da corrente média de soldagem proporcionou a diminuição do Comprimento Total de Trincas, para todos os níveis de composição dos gases de proteção e deformação tangencial estudados, tanto no modo pulsado, quanto no modo convencional, mas, com uma incidência maior do fenômeno para o modo

convencional. Do mesmo modo, nota-se o crescimento do CTT com o aumento da deformação aplicada. Tal resultado é justificável, pois a deformação tangencial simula a influência dos fatores mecânicos que concorrem para a ocorrência da trinca, e quanto mais severa for a solicitação na junta, maior será a incidência de trincas no cordão de solda (Braga e Trevisan, 2001).

Com o objetivo de uma melhor visualização dos resultados da Tabela 15, foram isoladas as variáveis de influência, teor de nitrogênio no gás de proteção, corrente média de soldagem e a deformação tangencial sobre a ocorrência de trincas de solidificação, construindo-se as Figuras 32, 33 e 34 buscando relacionar estas grandezas de maneira gráfica.

A Figura 32 relaciona o teor de nitrogênio no gás de proteção com o Comprimento Total de Trincas usando a corrente média de soldagem de 200 A e deformação tangencial de 3 %. Esta Figura apresenta as curvas representativas das condições de ensaio em que se variou apenas o teor de nitrogênio no gás de proteção, mantendo-se fixos as outras variáveis de influências. Observa-se a tendência de diminuição na incidência das trincas com o aumento do teor de nitrogênio no gás. Porém, ao analisarmos a Tabela 16 (ANOVA), verificamos que nenhuma influência foi constatada, significando que o teor de nitrogênio no gás de proteção, dentro da faixa de valores estudada, não influenciou a formação das trincas de solidificação. De outro modo, observa-se uma significativa variação, no comprimento da trinca, entre os tipos de corrente utilizados, mostrando-se que, com o uso da corrente pulsada este fenômeno é menor.

Tabela 15 - Valores para o Comprimento Total de Trincas – CTT.

Deformação tangencial (%)	Teor de N ₂ no gás de proteção (%)	Corrente média (A)	CTT – pulsado (mm)	CTT – convencional (mm)
1	0	150	26,25	30,30
		200	18,86	25,75
		250	7,95	14,25
	5	150	32,21	35,78
		200	23,95	28,60
		250	10,23	14,55
	10	150	30,39	34,69
		200	20,70	25,36
		250	5,36	14,87
	15	150	34,16	39,58
		200	22,93	27,54
		250	8,86	12,56
3	0	150	40,03	43,87
		200	35,44	39,54
		250	21,51	24,26
	5	150	43,93	47,68
		200	32,67	35,91
		250	22,66	28,23
	10	150	38,85	45,36
		200	31,92	36,51
		250	13,96	17,65
	15	150	35,92	39,14
		200	30,43	36,45
		250	16,10	19,54
5	0	150	68,32	70,65
		200	63,14	69,45
		250	55,57	58,23
	5	150	62,88	65,21
		200	58,30	61,33
		250	50,69	54,36
	10	150	63,40	67,35
		200	55,13	59,36
		250	49,74	54,58
	15	150	58,63	65,47
		200	51,52	56,36
		250	44,22	47,13

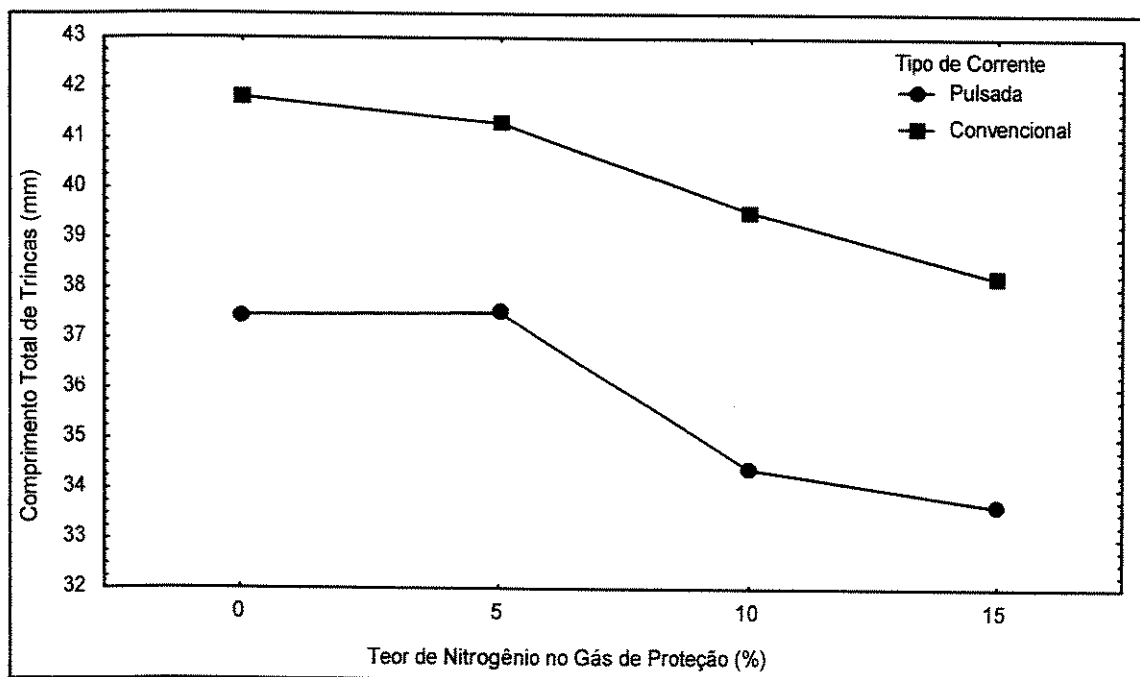


Figura 32 – Efeito do teor de nitrogênio no gás de proteção sobre o CTT. Corrente média de soldagem em 200 A e deformação de 3 %.

Tabela 16 - Resultado da ANOVA – Comprimento Total de Trincas.

Im (A)	Deformação (%)	Fator (%)	CTT	
			Pulsado	Convencional
150	1	Teor de N ₂ no gás	94,91	98,27
	3	Teor de N ₂ no gás	89,22	92,76
	5	Teor de N ₂ no gás	32,63	45,74
200	1	Teor de N ₂ no gás	93,25	90,07
	3	Teor de N ₂ no gás	75,69	87,33
	5	Teor de N ₂ no gás	25,01	34,87
250	1	Teor de N ₂ no gás	43,44	38,12
	3	Teor de N ₂ no gás	25,15	32,14
	5	Teor de N ₂ no gás	17,10	21,22

Nível de significância $\alpha = 5 \%$.

A Figura 33 mostra o efeito da corrente média de soldagem sobre a formação das trincas. Por esta Figura 33 pode-se notar que o aumento da corrente de soldagem provocou

a diminuição na formação das trincas. Estes dados são confirmados pela análise da Tabela 17 (ANOVA) onde se observa que a corrente média de soldagem tem efeito significativo sobre a incidência das trincas de solidificação, em todos os níveis avaliados. Martins (2000) estudando a susceptibilidade ao trincamento em ligas de alumínio 5052, verificou que o aumento da potência do arco ($I \times V$) é inversamente proporcional à ocorrência das trincas. E que este fato pode ser explicado, pela existência de grande quantidade de líquido no cordão de solda no momento da aplicação da deformação, e com o surgimento das trincas, essas seriam parcialmente ou totalmente preenchidas pela fase líquida presente, diminuindo a incidência das mesmas. Como neste trabalho manteve-se constante o valor da tensão de soldagem em 30V e variou-se a corrente média de soldagem, ou seja, variou-se a potência do arco, o comportamento do fenômeno foi o mesmo, ficando, deste modo, de acordo com esta teoria.

Observa-se ainda pela Figura 33 que ocorreu uma menor formação das trincas de solidificação com o uso da corrente média de soldagem no modo pulsado em comparação ao modo convencional. Este fato pode estar provavelmente relacionado com a mudança do modo de solidificação do aço inoxidável de austenítico-ferrítico para ferrítico-austenítico e ou a diminuição do tamanho de grão resultante pelo emprego da corrente pulsada (Braga e Trevisan, 2001).

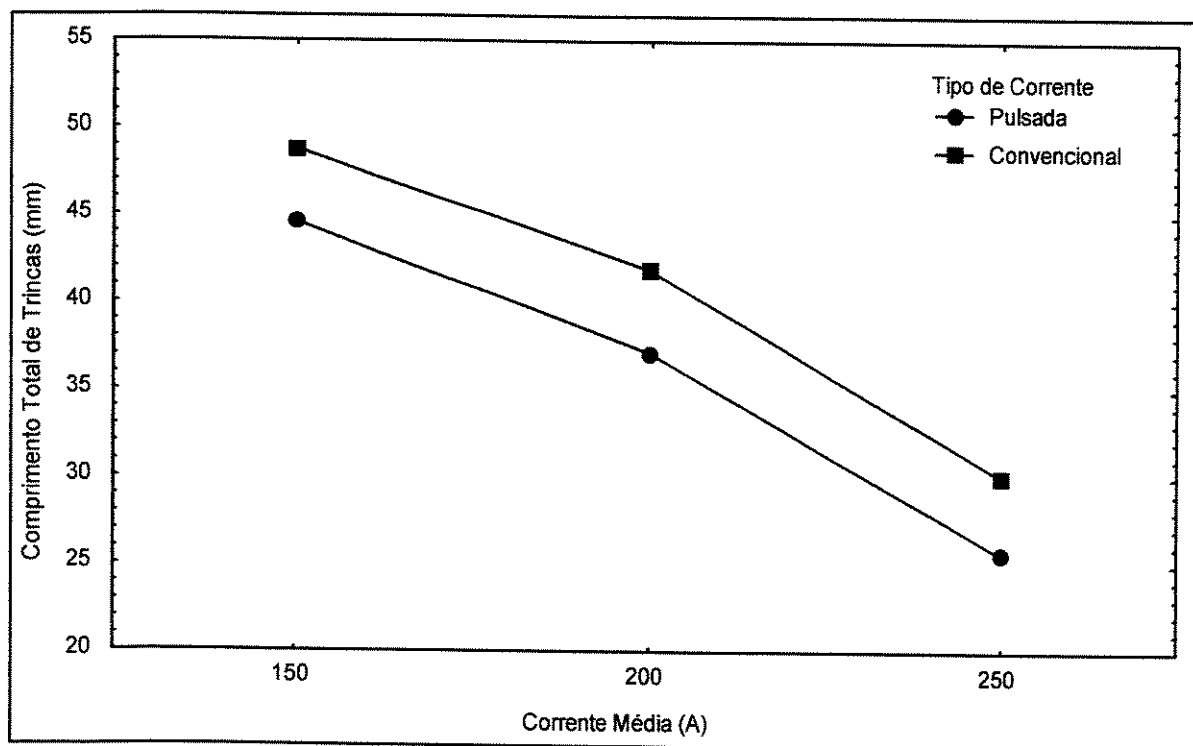


Figura 33 – Efeito da corrente média de soldagem sobre o CTT.

Tabela 17 - Resultado da ANOVA – Comprimento Total de Trincas.

Teor de N ₂ no gás (%)	Deformação (%)	Fator (A)	CTT	
			Pulsado	Convencional
0	1	Corrente média	0,00	0,00
	3	Corrente média	0,00	0,00
	5	Corrente média	0,83	0,61
5	1	Corrente média	0,00	0,00
	3	Corrente média	0,33	0,27
	5	Corrente média	1,80	0,46
10	1	Corrente média	0,01	0,03
	3	Corrente média	0,87	0,44
	5	Corrente média	0,31	0,55
15	1	Corrente média	0,00	0,00
	3	Corrente média	0,25	0,44
	5	Corrente média	0,33	1,01

Nível de significância $\alpha = 5 \%$.

A Figura 34 mostra o efeito da deformação tangencial sobre o comprimento total de trincas. Pela variação apresentada pelos valores 1, 3 e 5%, verifica-se que os níveis de intensidade escolhidos para a deformação tangencial ficaram suficientes distantes um do outro para que, com isso, uma boa avaliação do comportamento do fenômeno pudesse ser realizada.

Observa-se na Figura 34, que o aumento da deformação tangencial proporcionou o crescimento no Comprimento Total de Trincas. De fato, ao analisarmos os resultados da ANOVA para este parâmetro de influência (Tabela 18), verifica-se que a deformação tangencial afetou significativamente o comprimento total de trincas, para todos os níveis estudados. Este mesmo comportamento foi verificado por Shankar et al. (1998, 2000).

Observa-se também, pela distribuição dos pontos médios nos ensaios com corrente pulsada, que com o uso desta corrente foi menor a incidência das trincas de solidificação em relação ao modo convencional. Confirma-se este fato, ao analisarmos a Tabela 15, onde se nota que os valores médios para o comprimento total de trincas, utilizando-se a corrente no modo pulsado, foram inferiores aos obtidos com o uso no modo convencional. Como já discutido anteriormente, este fato pode estar provavelmente relacionado com a mudança do modo de solidificação do aço inoxidável de austenítico-ferrítico para ferrítico-austenítico o que possivelmente aumenta a solubilização de elementos segregações tornando o aço menos susceptível ao trincamento e ou a diminuição do tamanho de grão resultante do emprego da corrente pulsada, dificultando a propagação das trincas e, com isso, diminuindo a susceptibilidade ao trincamento (Braga e Trevisan, 2001).

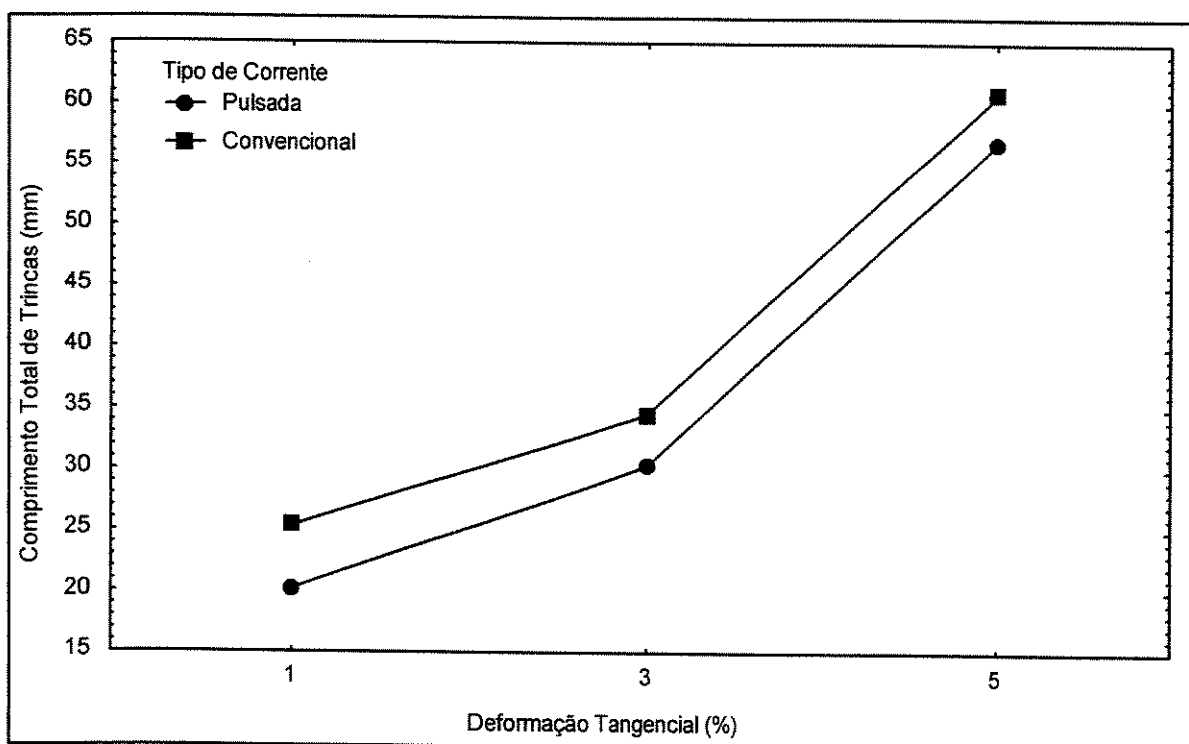


Figura 34 – Efeito da deformação tangencial sobre o CTT.

Tabela 18 - Resultado da ANOVA – Comprimento Total de Trincas.

Im (A)	Teor de N ₂ no gás (%)	Fator (%)	CTT	
			Pulsado	Convencional
150	0	Deformação	0,00	0,00
	5	Deformação	0,00	0,00
	10	Deformação	0,00	0,00
	15	Deformação	0,00	0,00
200	0	Deformação	0,00	0,00
	5	Deformação	0,00	0,00
	10	Deformação	0,00	0,00
	15	Deformação	0,00	0,00
250	0	Deformação	0,00	0,00
	5	Deformação	0,00	0,00
	10	Deformação	0,00	0,00
	15	Deformação	0,00	0,00

Nível de significância $\alpha = 5 \%$.

5.2 - Caracterização das Trincas

Com o objetivo de garantir que o fenômeno estudado fosse realmente o da trinca de solidificação e não outro tipo de trinca, realizou-se a caracterização da superfície da trinca. Para tanto, fratógrafias foram realizadas das superfícies das trincas em microscopia eletrônica de varredura – MEV.

A Figura 35 mostra três fratógrafias obtidas em microscopia eletrônica de varredura (MEV) de amostras retiradas de corpos de prova soldadas em corrente pulsada de 200 A, deformação de 5 % e teor de nitrogênio no gás de proteção de 15 % em aumento de vinte vezes. A Figura 35 (A) mostra uma vista panorâmica da superfície do corpo de prova e a superfície da trinca formada. Nesta Figura observa-se a presença de uma inclusão (Ic) em formato esferoidal identificada na Figura.

A Figura 35 (B) mostra a fratógrafia do início da trinca. Observa-se uma superfície alveolar (“dimples”) intergranular que, conforme Varol et al. (1997), pode ocorrer devido à concentração de microvazios (precipitados e segregados). A fratura ocorre quando os vazios coalescem fraturando os ligamentos entre os mesmos devido a tensões de tração. Este rompimento era de se esperar, devido à formação de filmes líquido de baixo ponto de fusão nos contornos dos grãos da austenita e ou ferrita juntamente com o dobramento imposto pelo teste, revelando ser o início de uma trinca de solidificação. Microanálise utilizando EDS (energia dispersiva no MEV) não revelou enriquecimento de elementos de liga na superfície da trinca.

A Figura 35 (C) mostra a fratógrafia do final da trinca. A análise do micromecanismo desta fratura revela a formação de alvéolos (“dimples”) alongados que, muito provavelmente, formaram-se devido a tensões de tração/rasgamento imposto ao cordão de solda originados de um dobramento brusco e violento causado pelo efeito da aplicação do teste nos momentos finais. Esta fratógrafia não revelou ser característico de uma trinca de solidificação.

A Figura 36 mostra a macrografia representativa de um cordão de solda, em tamanho original, realizado com corrente média de soldagem de 250 A no modo convencional, 0% de teor de nitrogênio no gás de proteção e 1% de deformação tangencial, submetido ao teste Transvarestraint. Como o teste é realizado durante a execução da soldagem, é possível analisar a formação das trincas em três regiões do corpo de prova que são a região sólida, a pastosa e a líquida. Observa-se por esta figura que as trincas formadas ocorrem longitudinalmente ao cordão e ocorreram totalmente na da região central do cordão de solda, preferencialmente na região pastosa do cordão. Não foram encontradas trincas em outras regiões da junta soldada como na zona de transição ou na zona termicamente afetada. Este comportamento morfológico apresentado é outra forma de caracterizar o fenômeno metalúrgico – trinca de solidificação (Neves et al., 1993).

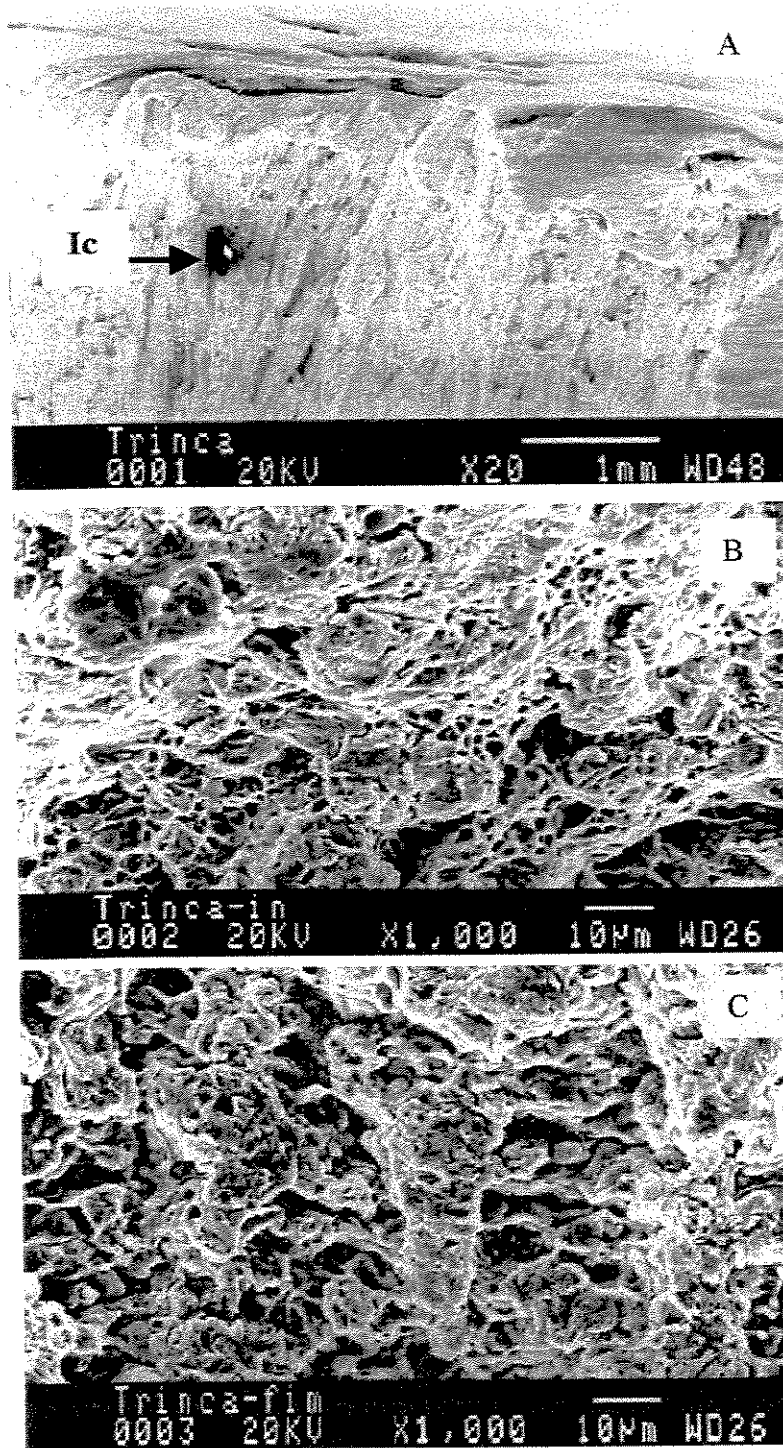


Figura 35 – Fratografia da superfície da trinca de solidificação (MEV). Amostra soldada com corrente pulsada de 200 A, 5% de deformação e 15% de N_2 no gás de proteção. (A) Vista panorâmica da superfície da trinca. (B) Vista da superfície da trinca próximo à superfície da amostra. (C) Vista da superfície da trinca em região final da amostra.

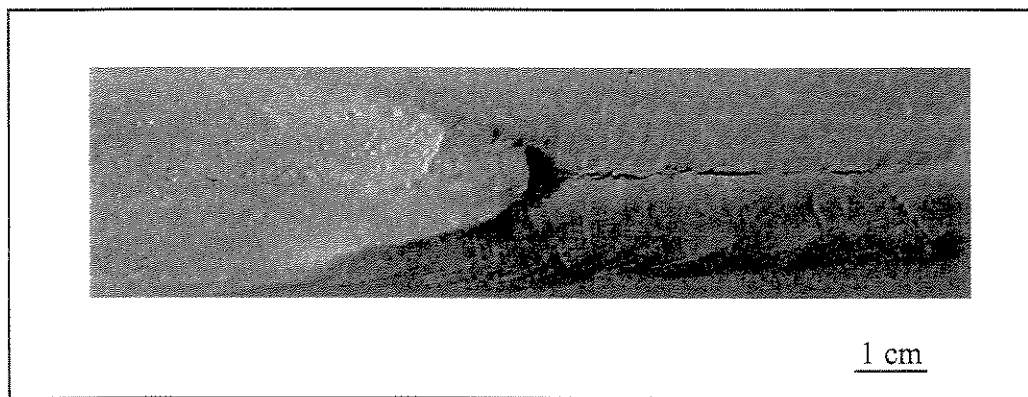


Figura 36 - Macrografia das trincas de solidificação em um cordão de solda. Corrente 250 A (modo convencional), 0% de nitrogênio no gás de proteção e 1% de deformação.

5.3 – Análise Química

5.3.1 – Cordão de Solda

Na Tabela 19 mostram-se os resultados da análise química realizada no cordão de solda. Observa-se nesta Tabela que houve crescimento do teor de nitrogênio no cordão de solda com o aumento do teor deste elemento no gás de proteção. De outro modo, os demais elementos investigados não apresentaram mudanças significativas nos seus percentuais com a variação do percentual de nitrogênio no gás de proteção e da corrente média de soldagem.

Outra observação importante é o valor mínimo e máximo obtido para o teor de nitrogênio absorvido na solda, que foram no mínimo de 0,0165% para 0% de nitrogênio no gás de proteção e corrente de soldagem de 250 A e no máximo de 0,0697% para 15% de nitrogênio no gás de proteção e corrente de 150 A, para o modo convencional. Para o modo pulsado, obteve-se no mínimo de 0,0183% para 0% de nitrogênio no gás de proteção e corrente de soldagem de 250 A e no máximo de 0,0746% para 15% de nitrogênio no gás de proteção e corrente de 150 A. Estes dados mostram que mesmo soldando-se sem nenhum percentual de nitrogênio no gás de proteção, este elemento foi absorvido do ar atmosférico. Isto pode ser devido à falha na proteção gasosa durante a execução da soldagem. Este mesmo fenômeno foi constatado também, por Long et al. (1973) quando da soldagem com GTAW com 100% de argônio no gás de proteção.

Verifica-se também, na Tabela 19, o decréscimo do teor de nitrogênio no cordão solda com o aumento da corrente média de soldagem, independente do teor de nitrogênio no gás de proteção, tanto para o modo convencional quanto para o pulsado. Este fato pode ser explicado devido ao aumento do insumo de calor, provocado pelo aumento da corrente de soldagem, ocasionando, com isso, uma menor solubilidade do nitrogênio no metal de solda. Conforme Wada e Pehlke apud Stevens (1992), pesquisando a solubilidade do nitrogênio em aços inoxidáveis comerciais – 18Cr8Ni, determinaram que a dependência da temperatura na solubilidade do nitrogênio no metal líquido a 1600°C é negativa, ou seja, a solubilidade do nitrogênio decresce com o aumento da temperatura. Deste modo, este fato justifica os resultados encontrados, baseados na relação direta entre a corrente de soldagem, a temperatura no arco elétrico e o insumo de calor.

Outra possibilidade para justificar o decréscimo no teor de nitrogênio absorvido no metal de solda com o aumento da corrente de soldagem seria que, a alta corrente de soldagem requer uma alta velocidade de alimentação de arame para que seja mantida uma relação estável. Com isso, uma quantidade maior de metal fundido passa através do arco elétrico por unidade de tempo. Deste modo, o percentual de nitrogênio absorvido é diluído em uma quantidade maior de metal ocasionando o seu decréscimo, considerando este fato para uma mesma vazão de gás de proteção.

Uma outra observação verificada é o aumento do teor de nitrogênio absorvido no cordão de solda com a mudança do tipo de corrente utilizada, do modo convencional para o pulsado. Este comportamento também pode ser explicado utilizando os mesmos fundamentos apresentados nos dois parágrafos anteriores, ou seja, com o aumento do insumo de calor ou da temperatura do arco, já reconhecido ser maior quando do uso do modo convencional em relação ao modo pulsado, ocorreu a diminuição do teor de nitrogênio na solda.

Tabela 19 - Análise química do cordão de solda.

% N ₂ no gás	Im (A)	Elementos (%)										
		C	S	N (c)	N (p)	Cr	Mn	Mo	Ni	Si	Cu	P
0	150	0,0354	0,0038	0,0213	0,0224	17,90	1,23	2,35	12,36	0,60	0,036	0,034
	200	0,0367	0,0038	0,0172	0,0192	18,16	1,31	2,38	12,45	0,61	0,036	0,037
	250	0,0296	0,0039	0,0165	0,0183	18,23	1,35	2,37	12,36	0,59	0,036	0,036
5	150	0,0361	0,0041	0,0389	0,0411	17,97	1,29	2,35	12,27	0,60	0,036	0,034
	200	0,0346	0,0037	0,0343	0,0360	18,25	1,34	2,43	12,44	0,32	0,036	0,036
	250	0,0362	0,0041	0,0339	0,0363	17,84	1,33	2,35	12,11	0,46	0,036	0,035
10	150	0,0321	0,0046	0,0580	0,0602	17,90	1,29	2,40	12,26	0,38	0,036	0,035
	200	0,0385	0,004	0,0405	0,0484	18,27	1,35	2,31	12,36	0,59	0,037	0,033
	250	0,0362	0,0043	0,0381	0,0410	18,10	1,36	2,40	12,24	0,46	0,035	0,033
15	150	0,0311	0,0046	0,0697	0,0746	17,81	1,28	2,30	12,10	0,58	0,038	0,033
	200	0,0329	0,0037	0,0545	0,0638	17,93	1,31	2,34	12,09	0,40	0,036	0,034
	250	0,0322	0,003	0,0385	0,0484	18,33	1,39	2,37	12,35	0,36	0,038	0,031

(c) Soldado no modo convencional, (p) Soldado no modo pulsado.

Para uma melhor visualização dos valores da Tabela 19 construíram-se as Figuras 37 e 38 que ilustram o efeito do teor de nitrogênio no gás de proteção e da corrente média de soldagem sobre o teor de nitrogênio no metal de solda, respectivamente. A Figura 37 é representativa de uma soldagem realizada com corrente média de 200 A. Por esta Figura percebe-se que o aumento do teor de nitrogênio no gás de proteção provocou o aumento significativo (Tabela 20 – ANOVA) no teor de nitrogênio no metal de solda, independente do tipo de corrente média de soldagem. Este aumento não influenciou na susceptibilidade ao trincamento como pode ser visto na Figura 32. Este comportamento provavelmente pode ter ocorrido pela manutenção dos níveis de ferrita delta, assim como, pelo modo de solidificação do cordão de solda em ferrítico-austenítico.

A Figura 38 mostra o efeito da corrente média de soldagem sobre o teor de nitrogênio no cordão de solda. Observa-se uma diminuição significativa (Tabela 21 – ANOVA) na absorção de nitrogênio pelo cordão de solda com o aumento da corrente média de

soldagem, independente do percentual de nitrogênio no gás de proteção. Estes resultados estão de acordo com os dados verificados por Kobayashi et al. (1966). Este aumento da corrente média de soldagem proporcionou também, a diminuição no Comprimento Total de Trincas, conforme foi verificado na Figura 33. Este fato pode ter ocorrido pelo aumento do teor de ferrita delta no cordão com a diminuição do percentual de nitrogênio, já que este elemento é conhecido por estabilizar a austenita.

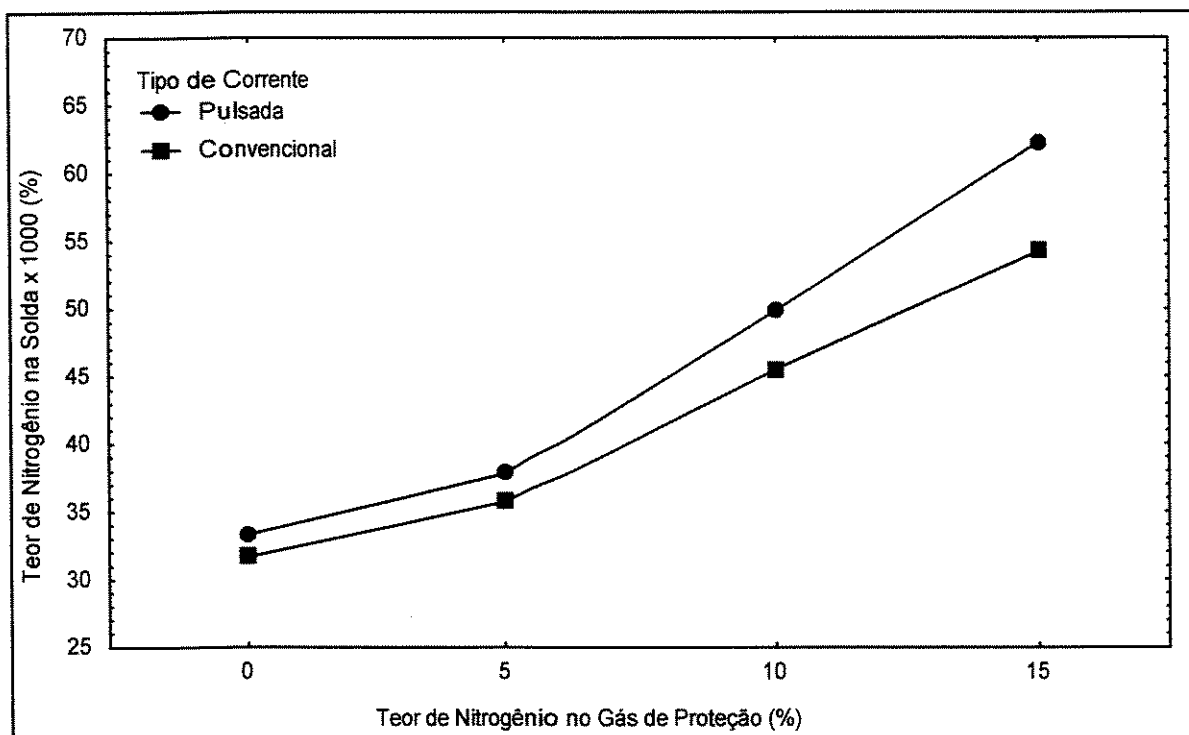


Figura 37 – Efeito do teor de nitrogênio no gás de proteção sobre o teor de nitrogênio no metal de solda. Corrente média de 200 A.

Tabela 20 - Resultado da ANOVA – Percentagem de nitrogênio no cordão de solda.

Im (A)	Fator (%)	Teor de N na solda	
		Conv.	Pulsado
150	Teor de nitrogênio no gás	0,13	0,00
200	Teor de nitrogênio no gás	0,00	0,21
250	Teor de nitrogênio no gás	0,80	0,75

Nível de significância $\alpha = 5 \%$.

Confirma-se também, através das Figuras 37 e 38, um pequeno aumento no teor de nitrogênio no cordão de solda, quando do uso da corrente pulsada em relação à soldagem no modo convencional. Este aumento é discreto, porém ele existe. Valor este, mais expressivos para 15% de nitrogênio no gás de proteção, mostrado na Figura 37 e nas correntes de soldagem de 200 e 250 A, mostrado na Figura 38. Uma explicação para este fato pode ser analisada pela comparação com os resultados obtidos por Erasmus e Yang (1970) que verificaram uma maior absorção de nitrogênio pelo cordão de solda quando o modo de transferência da gota foi por “spray” em relação ao modo curto-circuito. Este raciocínio é perfeitamente aplicado aos nossos experimentos, baseado no fato do modo pulsado ser considerado o modo “spray” controlado.

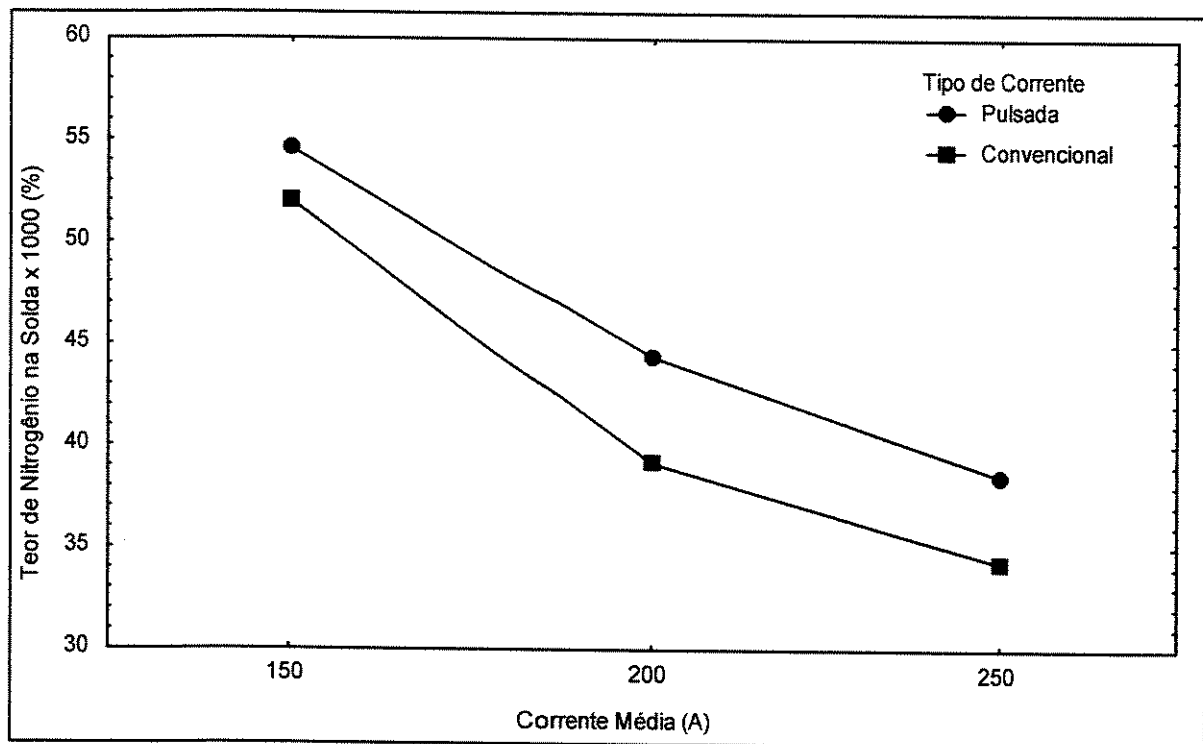


Figura 38 – Efeito da corrente média sobre o teor de nitrogênio no metal de solda.

Tabela 21 - Resultado ANOVA – Percentagem de nitrogênio no cordão de solda.

Teor de N ₂ no gás (%)	Fator (A)	Teor de N na solda	
		Conv.	Pulsado
0	Corrente média	3,30	2,56
5	Corrente média	2,30	1,70
10	Corrente média	0,58	1,08
15	Corrente média	0,44	0,67

Nível de significância $\alpha = 5 \%$.

5.4 – Efeito do Cr_{eq}, Ni_{eq} e Concentrações de S e P sobre as Trincas de Solidificação.

Na literatura consultada vários pesquisadores (Vitek et al., 1983, Kujanpää et al., 1980) utilizam as expressões do Cr_{eq} e do Ni_{eq} para prever o modo de solidificação de soldas dos aços inoxidáveis, assim como, dos percentuais de ferrita delta, buscando correlacioná-los com concentrações de elementos segregados, como o enxofre (S) e o fósforo (P) que causam a formação de constituintes de baixo ponto de fusão (sulfetos e fosfetos) e com a susceptibilidade ao trincamento, visto que, na fase ferrita delta, existe uma maior solubilidade, destes elementos segregados, durante a solidificação em relação a austenita. Deste modo, calculou-se as expressões do Cr_{eq} e do Ni_{eq} formuladas por Kotecki e Siewert (1992) que foram relacionadas com a concentração de S e P e com o diagrama WRC-1992 que prediz o modo de solidificação do cordão de solda, assim como, o percentual de ferrita delta.

Para se obter uma tendência à redução das trincas de solidificação em cordões de solda de aço inoxidável austenítico, uma combinação do conteúdo da concentração de P + S e a relação Cr_{eq}/Ni_{eq} foi sugerida por Li e Messler (1999), em qual a concentração de P + S seja menor que 0,01% e a relação Cr_{eq}/Ni_{eq} seja maior que 1,5, ou seja, $P + S < 0,01\%$ e $Cr_{eq}/Ni_{eq} > 1,5$.

Baseado nos valores das Tabelas 9 e 19 e utilizando as Equações 3 e 4, calculou-se a relação Cr_{eq}/Ni_{eq}, e a concentração de S + P, do cordão de solda, para os vários parâmetros utilizados neste trabalho, as quais são apresentadas na Tabela 22.

Pela Tabela 22 observa-se uma variação nos valores da relação Cr_{eq}/Ni_{eq} de 1,38 a 1,50, tanto para o modo convencional quanto para o modo pulsado e nas concentrações de S + P de 0,0340 a 0,0408%. Para uma melhor visualização dos resultados da Tabela 22, construiu-se a Figura 39. Esta Figura mostra os valores da relação do Cr_{eq}/Ni_{eq} com as concentrações de S + P, plotados na Figura 13 do Capítulo 2, sugerida por Kujanpää et al., (1980).

Tabela 22 - Valores para Cr_{eq}/Ni_{eq} e S +P para o cordão de solda.

Teor de N_2 no gás (%)	Im (A)	Cr_{eq}/Ni_{eq}		S + P (%)
		Convencional	Pulsado	
0	150	1,44	1,44	0,0378
	200	1,46	1,45	0,0408
	250	1,50	1,50	0,0399
5	150	1,41	1,41	0,0381
	200	1,44	1,43	0,0397
	250	1,43	1,43	0,0391
10	150	1,39	1,39	0,0396
	200	1,41	1,40	0,0370
	250	1,43	1,43	0,0373
15	150	1,38	1,38	0,0376
	200	1,41	1,39	0,0377
	250	1,45	1,43	0,0340

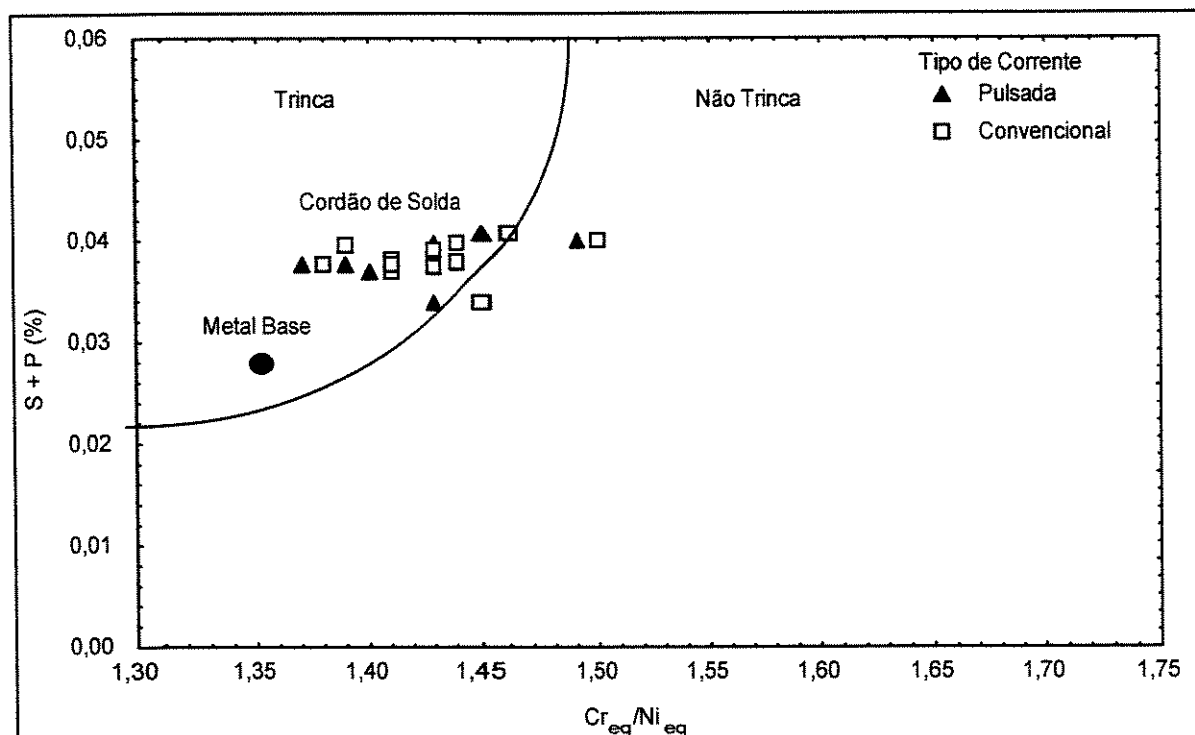


Figura 39 - Relação entre Cr_{eq}/Ni_{eq} e os teores de S + P para o metal de solda no modo convencional e pulsado e para o metal de base. Baseada nos dados de Kujanpää (1980).

Comparando-se a Figura 39 com a Figura 13 do Capítulo 2 (Kujanpää et al. 1980), observa-se que a relação Cr_{eq}/Ni_{eq} e as concentrações de S + P para o metal base (MB) e para o cordão de solda, estão menores do que 1,5 e maiores que 0,02% respectivamente, e assim encontram-se na região da Figura 39 onde o trincamento ocorre, ou seja, susceptível ao fenômeno de trinca de solidificação. Kujanpää et al. (1980) determinaram também que, quando o valor da relação Cr_{eq}/Ni_{eq} é menor de 1,5, ocorre a formação de austenita na fase primária de solidificação. Conforme a Figura 39, os valores da relação Cr_{eq}/Ni_{eq} , para o cordão de solda, ficaram abaixo de 1,5.

Comparando-se os resultados obtidos neste trabalho com a relação sugerida por Li e Messler (1999), ou seja, $P + S < 0,01\%$ e $Cr_{eq}/Ni_{eq} > 1,5$ que relaciona estes dados com a tendência à diminuição da formação das trincas de solidificação, verificou-se que para a concentração de P + S ficaram acima do valor sugerido, ou seja, de no mínimo 0,0340%, e para a relação Cr_{eq}/Ni_{eq} ficaram abaixo, ou seja, no mínimo de 1,38. Ficando deste modo,

os cordões de solda realizados neste trabalho, são susceptível à formação das trincas de solidificação.

Baseado nas teorias de Kujanpää et al., (1980) e Li e Messler, (1999) acima apresentadas, pode-se concluir que as soldas realizadas com o aço AISI 316L, utilizando o processo FCAW com ou sem pulsação do arco e adições variáveis do percentual de nitrogênio no gás de proteção, propostas para este trabalho, são susceptíveis à trinca de solidificação e que, muito provavelmente, o modo de solidificação ocorrido seja austenítico-ferrítico.

De outro modo, ao plotar os valores do Cr_{eq} e do Ni_{eq} para o cordão de solda no WRC – 1992 Diagrama, mostrado na Figura 12 do Capítulo 2, verificou-se que estes valores localizaram-se na região em que o modo de solidificação predito é ferrítico-austenítico – FA. Este diagrama prediz também, o número de ferrita delta para o metal de solda, que para os resultados obtidos, ficou na faixa de 2 a 6. Este comportamento está visualizado na Figura 40, e como forma comparativa colocou-se o ponto onde o metal de base está localizado no diagrama.

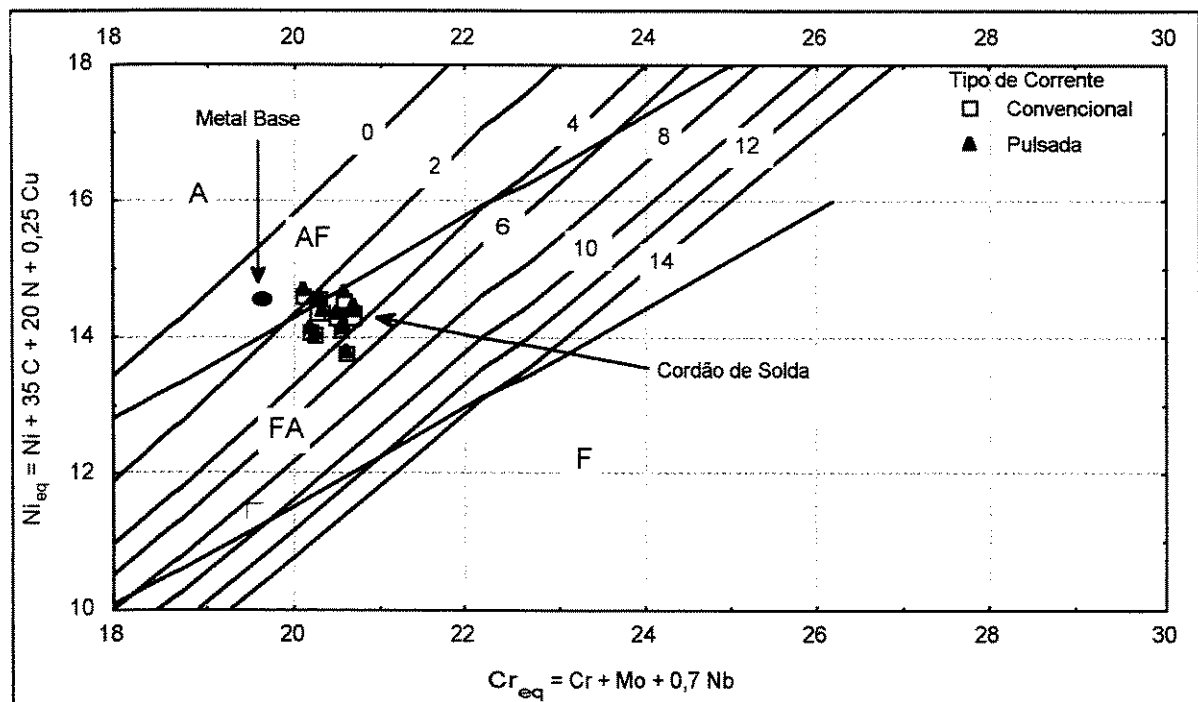


Figura 40 - Valores do Cr_{eq} e do Ni_{eq} para o metal base e cordão de solda plotados no WRC – 1992 Diagrama (Norma AWS A5.22-1995).

Deste modo, os resultados obtidos neste trabalho e plotados no Diagrama WRC – 1992 conforme a Figura 40, não se comportaram conforme reportou Kujanpää et al. (1980) em sua teoria, em relação ao modo de solidificação. Mostrando que com os valores da relação Cr_{eq}/Ni_{eq} menores que 1,5, ou seja, de 1,38, o modo de solidificação predito pelo referido diagrama foi ferrítico-austenítico e não austenítico-ferrítico conforme verificou Kujanpää. Sendo assim, verificou-se que tendo os cordões de solda iniciado a solidificação com a formação da fase ferrita delta, muito provavelmente estes cordões ficaram menos susceptíveis à presença de trincas. Esta explicação fica de acordo com a teoria de Vitek et al., (1983).

5.5 – Efeito do Teor de Nitrogênio e da Corrente de Soldagem sobre a Ferrita Delta

5.5.1 – Valores para a Ferrita Delta

É conhecido que as ligas que solidificam com uma certa quantidade de ferrita delta são consideravelmente menos susceptíveis às trincas de solidificação que outras que são completamente austeníticas. Atualmente, sabe-se que não é a quantidade de ferrita delta que governa a extensão do fenômeno trinca de solidificação e sim o tipo de solidificação primária que se apresenta. Metais de solda que solidificam em fase ferrítica primária e posteriormente se transformam em austenita são menos susceptíveis ou totalmente isentos da formação de trincas do que aqueles que tem a austenita como modo primário de solidificação. Isto tem gerado o desenvolvimento de diagramas empíricos para prever o conteúdo de ferrita, em função da composição química da liga e onde os modos primários de solidificação estão presentes. Atualmente o diagrama da WRC - 1992 para o metal de solda de aço inoxidável mostrado na Figura 12 do Capítulo 2 é o recomendado pela norma AWS A5.22 – 1995.

A Tabela 23 mostra os valores do teor de ferrita delta para o metal de base. Observa-se, pelas medidas realizadas, um teor de 2,0 %, ou seja, o metal de base possui uma determinada quantidade desta fase. Este dado pode ser comprovado também, pela Figura 40 que mostra através do diagrama da WRC-1992, que o metal de base se encontra entre as linhas 0 e 2 de predição do percentual de ferrita delta. Estes dados podem influenciar no teor de ferrita delta no cordão de solda.

A Tabela 24 apresenta os valores da ferrita delta para o cordão de solda. Por esta Tabela, verifica-se que, para todas as condições de soldagem, ocorreu a presença da fase ferrita delta, constituindo-se uma microestrutura duplex (austenita + ferrita). Verifica-se também, que com a diminuição da corrente média de soldagem e aumento do teor de nitrogênio no gás de proteção o teor de ferrita delta no cordão diminuiu. Os valores máximos para a ferrita delta foram alcançados quando se soldou com corrente média de soldagem de 250 A e 0 % de teor de nitrogênio no gás de proteção para o modo pulsado e

200 A e 0% de teor de nitrogênio no gás de proteção para o modo convencional e os valores mínimos foram de 150 A e 15 % tanto para o modo pulsado quanto para o modo convencional.

Tabela 23 - Valor médio da ferrita δ para o metal de base.

Teor de Ferrita δ (%)
$2,0 \pm 0,31$

Tabela 24 - Valores médios da ferrita δ para o cordão de solda.

Im (A)	Teor de N ₂ no gás (%)	Teor de Ferrita δ (%)	
		Convencional	Pulsado
150	0	$7,4 \pm 0,20$	$7,1 \pm 0,43$
	5	$5,6 \pm 0,27$	$5,4 \pm 0,15$
	10	$4,6 \pm 0,21$	$4,5 \pm 0,20$
	15	$3,7 \pm 0,19$	$3,4 \pm 0,24$
200	0	$7,8 \pm 0,25$	$7,3 \pm 0,22$
	5	$6,3 \pm 0,36$	$6,1 \pm 0,16$
	10	$5,1 \pm 0,24$	$5,3 \pm 0,18$
	15	$4,4 \pm 0,22$	$4,3 \pm 0,19$
250	0	$7,6 \pm 0,33$	$7,5 \pm 0,45$
	5	$6,8 \pm 0,39$	$6,8 \pm 0,29$
	10	$5,9 \pm 0,37$	$5,7 \pm 0,22$
	15	$5,3 \pm 0,25$	$5,1 \pm 0,26$

5.5.2 - Efeito do Teor de Nitrogênio

Para análise e discussão do comportamento do nitrogênio em relação a ferrita delta e conseqüentemente na formação das trincas de solidificação, relacionou-se os teores de ferrita delta em função dos teores de nitrogênio no gás de proteção Para uma visualização dos resultados da Tabela 24 o gráfico da Figura 41 foi construído.

Conforme exposto anteriormente no item 2.4 do Capítulo 2, vários pesquisadores (Enjo et al., 1980, 1982, Klimpel et al., 1979, Bruwier, 1992, Windyga, 1979, Lundin e Chou, 1983, Tosch e Scharbereiter, 1983, Hojo, 1992, Kotecki, 1978) determinaram que o aumento do teor de nitrogênio no metal de solda causa a diminuição no percentual de ferrita delta, independente do tipo de processo empregado. Este fato é justificado devido ao nitrogênio ter uma forte influência nas curvas de existência da austenita, ou seja, ser um elemento gamagênio. Deste modo, pode causar a redução ou até a eliminação da ferrita delta no metal de solda. De fato, ao analisarmos a Figura 41 e Tabela 25 - (ANOVA), verifica-se que o teor de ferrita delta decresce significativamente com o aumento do teor de nitrogênio no gás de proteção e, conseqüentemente, no teor de nitrogênio absorvido pelo cordão de solda, em todos os níveis e tipos de correntes utilizadas. Hertzman (2001) utilizando o processo TIG para a soldagem de aços inoxidáveis duplex e austenítico com adições de nitrogênio no gás de proteção determinou resultados similares.

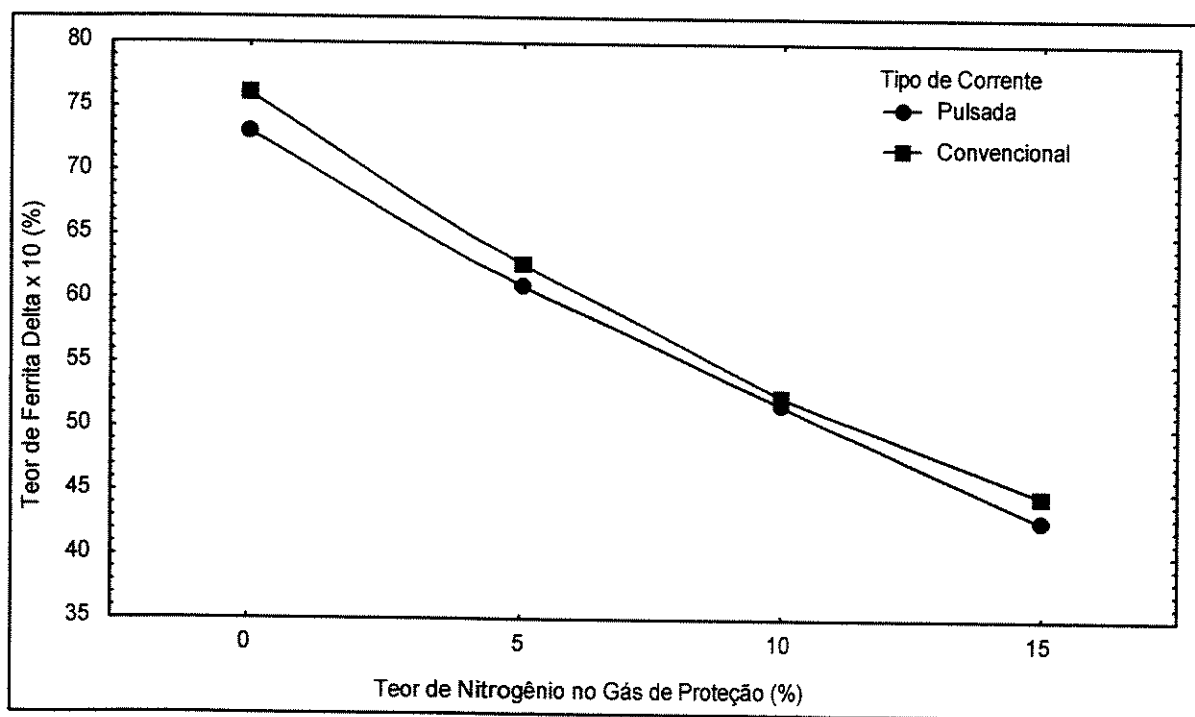


Figura 41 - Efeito do teor de nitrogênio no gás de proteção sobre o teor de ferrita delta no cordão de solda.

Tabela 25 - Resultado da ANOVA – Teor de ferrita delta no cordão de solda.

Im (A)	Fator (%)	Teor de Ferrita δ na Solda(%)	
		Conv.	Pulsado
150	Teor de nitrogênio no gás	0,11	0,22
200	Teor de nitrogênio no gás	0,32	0,27
250	Teor de nitrogênio no gás	0,53	0,47

Nível de significância $\alpha = 5\%$

Ao correlacionar o efeito do teor de nitrogênio no gás de proteção sobre a ferrita delta e sobre o comprimento total de trincas, mostrado na Figura 42, verifica-se que o aumento do teor de nitrogênio no gás de proteção diminuiu o teor de ferrita delta, mas, não afetou o comprimento total de trincas, o qual, estatisticamente, não se alterou. Este fato pode ser explicado pelas quantidades de nitrogênio absorvida no cordão de solda que foram insuficientes para diminuir os percentuais de ferrita delta a níveis críticos (abaixo de 2%, Folkhard, 1988), ou seja, mesmo adicionando nitrogênio no metal de solda, a nível máximo de 0,0746% (ver Tabela 19) a susceptibilidade ao trincamento não foi alterada, o que está de acordo com os resultados de Ludin et al. (1980). Outra possibilidade seria que mesmo com a diminuição do conteúdo de ferrita, os níveis de enxofre e fósforo encontrados no aço foram baixos e, deste modo, podem não ter influenciado na susceptibilidade a trinca de solidificação.

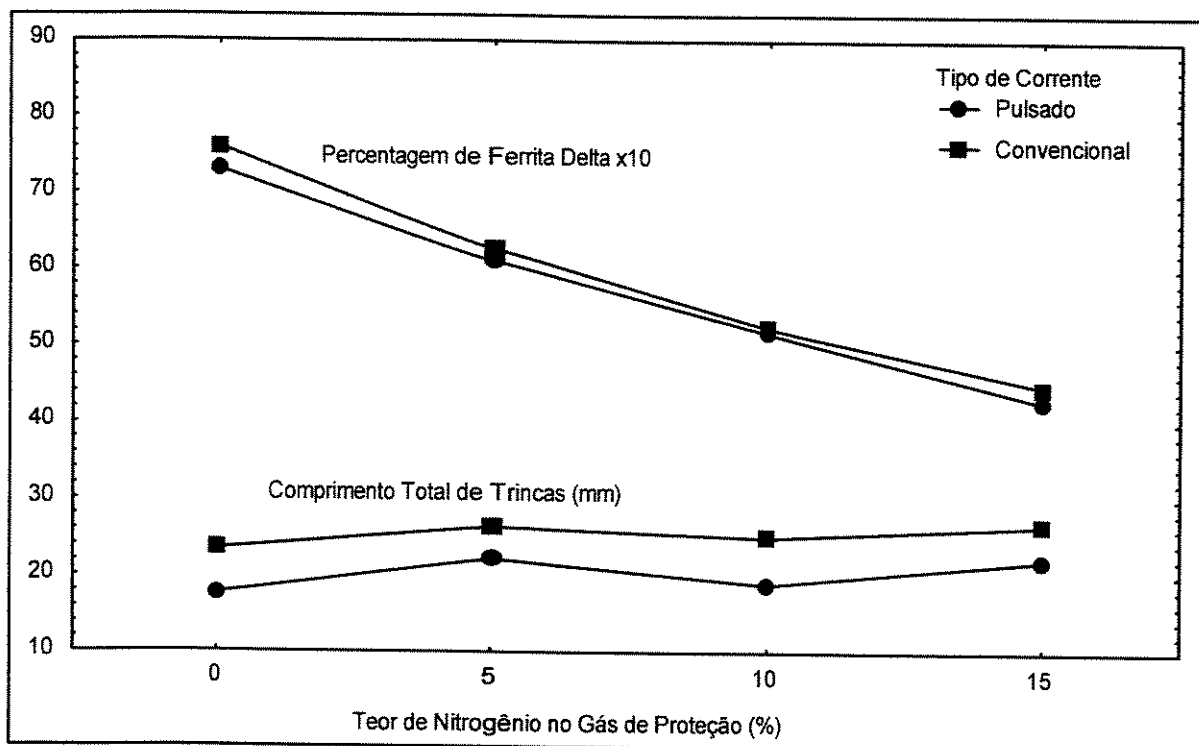


Figura 42 - Efeito do teor de nitrogênio no gás de proteção sobre o comprimento total de trincas e o teor de ferrita delta no cordão de solda.

5.5.3 - Efeito da Corrente de Soldagem

A Figura 43 mostra o efeito da corrente média de soldagem sobre o teor de ferrita delta no cordão de solda. Observa-se, por esta Figura, que o teor de ferrita delta cresce com o aumento da corrente média e que este crescimento não foi significativo conforme análise dos resultados da Tabela 26 (ANOVA). Acredita-se que estes resultados estão relacionados com a redução da taxa de resfriamento do cordão de solda o que proporcionou um maior tempo para a formação da fase ferrita delta. Associado a este fato, está a diminuição do teor de nitrogênio absorvido pelo cordão de solda pelo aumento da corrente média de soldagem (ver Figura 38). Como o nitrogênio é um elemento estabilizador da austenita, isto pode também ter contribuído para a maior formação da ferrita.

Ao plotar a Figura 33 com a Figura 43 obteve-se a Figura 44. Esta Figura mostra que com o aumento da corrente média de soldagem o teor de ferrita delta cresceu, como já exposto no parágrafo anterior, e o Comprimento Total de Trincas diminuiu. Este fato pode

ter ocorrido, segundo Vitek et al. (1983), pela maior tendência à solubilização dos elementos segregados (fósforo e enxofre) pela ferrita, que promovem a formação de constituintes de baixo ponto de fusão, em relação a austenita. Com isso a susceptibilidade ao trincamento, através do comprimento total de trincas, diminuiu.

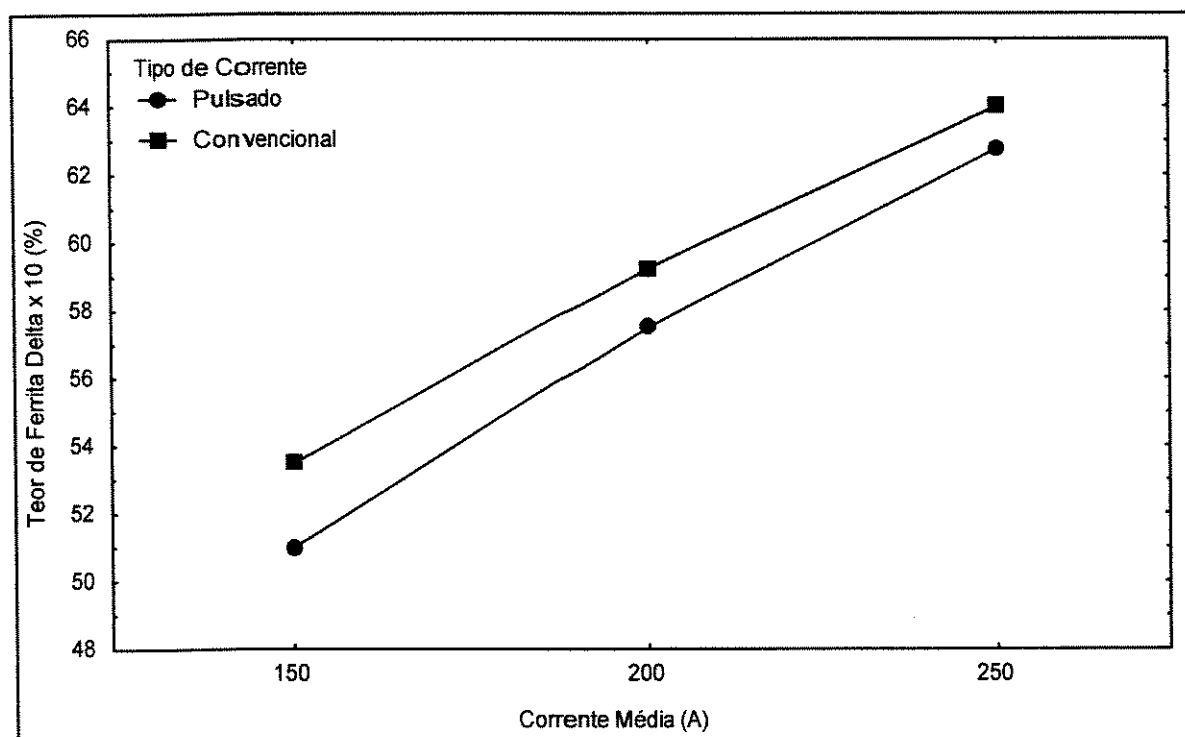


Figura 43 - Efeito da corrente média sobre o teor de ferrita delta no cordão de solda.

Tabela 26 - Resultado da ANOVA – Teor de ferrita delta no cordão de solda.

Teor de N ₂ no gás (%)	Fator (A)	Teor de Ferrita δ na Solda(%)	
		Conv.	Pulsado
0	Corrente média	33,30	42,57
5	Corrente média	58,05	31,30
10	Corrente média	30,88	48,03
15	Corrente média	50,41	20,67

Nível de significância $\alpha = 5\%$.

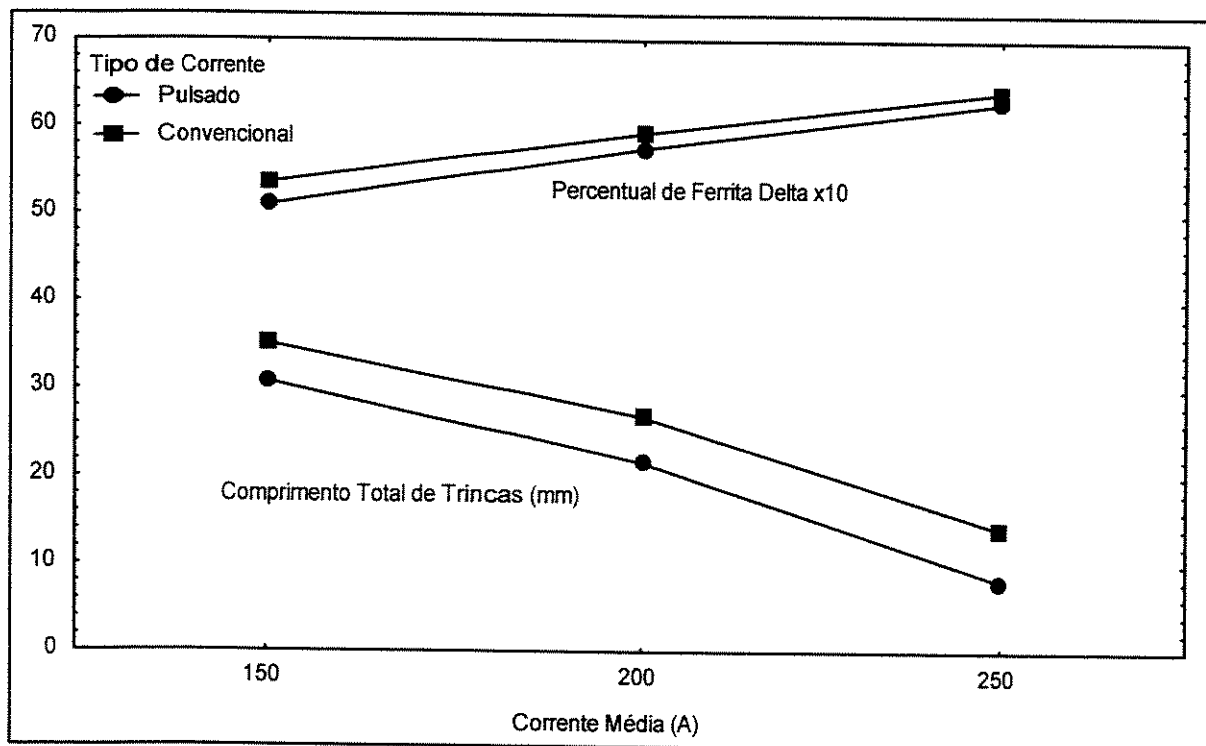


Figura 44 - Efeito da corrente média de soldagem sobre o comprimento total de trincas e o percentual de ferrita delta no cordão de solda.

5.6 – Análise Metalográfica do Metal de Solda

Visando verificar as alterações microestruturais na zona fundida das soldas, assim como, o tamanho de grão e o espaçamento dendrítico secundário decorrentes da variação dos parâmetros do processo, relacionando-as com a maior ou menor ocorrência da trinca de solidificação, realizou-se a análise metalográfica. A deformação tangencial não foi considerada, por ser um fator mecânico e não metalúrgico e, com isso, não promove nenhuma alteração estrutural no cordão de solda.

Para estas análises, retiraram-se amostras das seções transversais das juntas soldadas e a seleção destas amostras baseou-se em comparar as microestruturas, os tamanhos de grãos e os espaçamentos dendríticos secundários entre os maiores e menores teores de nitrogênio no gás de proteção, assim como, os tipos de corrente média de soldagem. Para isso, retiraram-se seis amostras, duas para cada variável.

Ao observar as microestruturas das amostras, em microscopia ótica em aumento de 400 vezes, verificou-se que não houve diferenças perceptíveis que pudessem ser visualizadas. Deste modo, apresentou-se uma microestrutura representativa das amostras, soldada com corrente média de 200 A e gás de proteção o CO₂, em aumento de 400 vezes, com aumento de 1000 vezes para a zona fundida do cordão de solda, conforme mostra a Figura 45.

Por esta Figura observa-se a interface entre o metal de base e a zona fundida do cordão de solda. Nota-se a formação de uma estrutura duplex – ferrita (escura) e austenita (clara), com a presença da fase ferrita delta em forma vermicular. Conforme o diagrama da WRC – 1992 (AWS A 5.22, 1995), para os percentuais de ferrita delta encontrados nos cordões (de 3,4 a 7,4%), o modo de solidificação predito para o aço austenítico estudado foi ferrítico-austenítico (ver Figura 40). Deste modo, conforme Folkhard (1988), muito provavelmente, a ferrita se localizou no seio das dendritas que solidificaram no modo ferrítico primário e que logo experimentaram a transformação no estado sólido de ~~ferrita~~ para austenita.

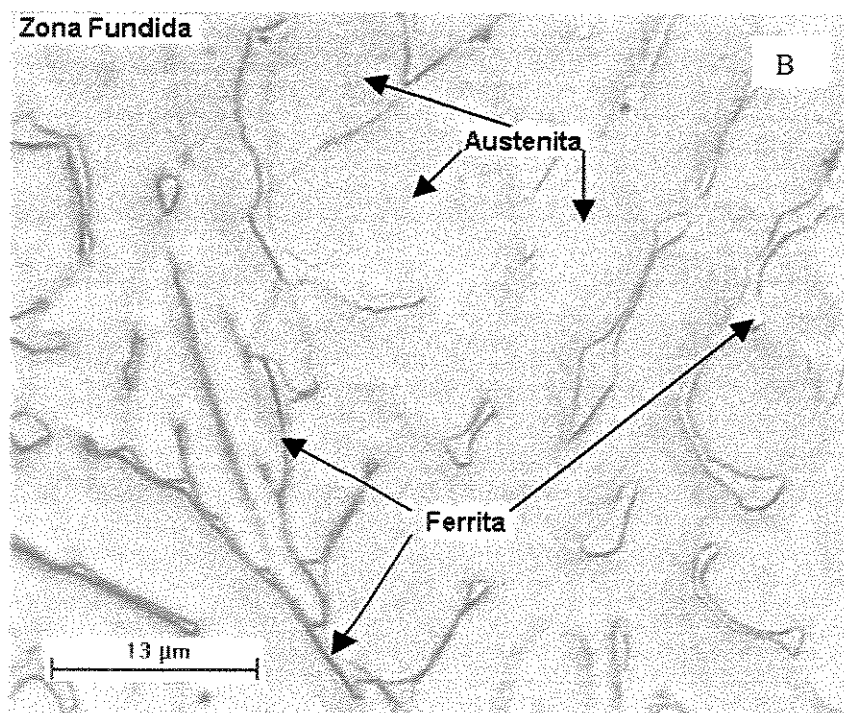
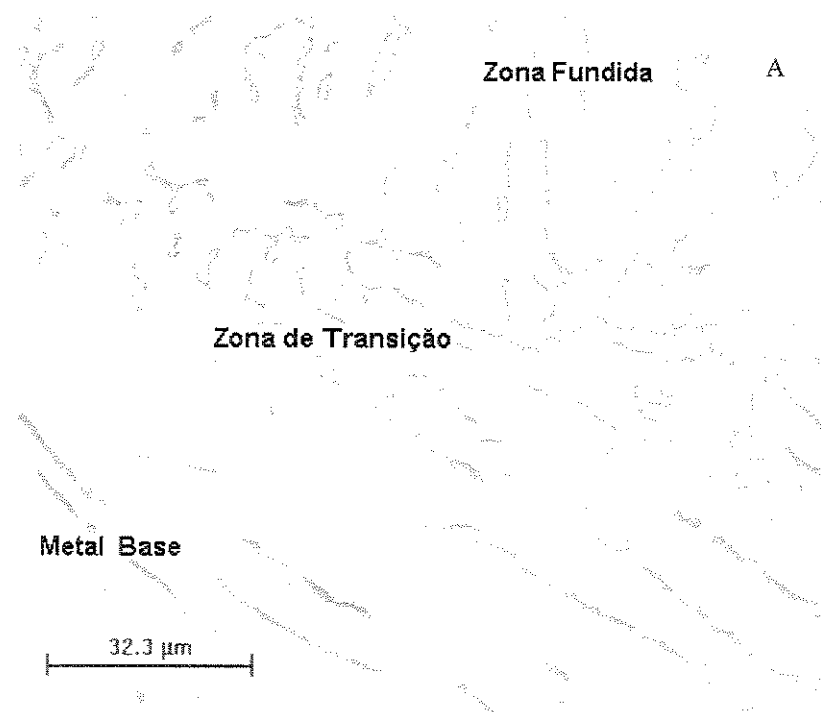


Figura 45 – Micrografia representativa de uma solda obtida com corrente média de 200 A e gás de proteção CO₂ puro. Ataque eletrolítico com ácido oxálico. A) Aumento 400x; B) Aumento 1000x.

A análise das medidas do tamanho de grão – TG e do espaçamento dendrítico secundário – EDS, objetivou quantificar estas variáveis na zona fundida do cordão de solda, visando correlacionar com a maior ou menor ocorrência das trincas de solidificação.

As Tabelas 27 e 28 mostram os resultados do TG e do EDS, em função do tipo e valores de corrente média de soldagem e em função do teor de nitrogênio no gás e proteção, respectivamente.

Observa-se pela Tabela 27 que, ao compararmos o CP1 com o CP2 e o CP3 com o CP4, a mudança do tipo de corrente média de soldagem, de convencional para pulsada, proporcionou a diminuição dos valores de TG e do EDS, mas não significativamente conforme análise dos desvios padrões. Deste modo, estes dados podem ter influenciado na susceptibilidade ao trincamento. Assim, as várias discussões realizadas anteriormente justificando o decréscimo do comprimento total de trincas com o uso da corrente média de soldagem no modo pulsado, podem ser esclarecidas através da realização deste estudo, confirmando que com o uso da corrente no modo pulsado, houve a quebra das dentritas promovendo o refino dos grãos e conseqüentemente menor susceptibilidade ao trincamento.

De outro modo, ao analisarmos a Tabela 28 que mostra os valores de TG e EDS quando da mudança do gás de proteção, de CO₂ puro para CO₂ com 15% de N₂, observa-se um discreto aumento nos valores do TG e do EDS com o uso do gás de proteção CO₂ com 15% de nitrogênio. Ao analisarmos estatisticamente a mudança no gás de proteção de CO₂ para CO₂ com 15% de N₂ vê-se que isto não influenciou no TG e no EDS.

Tabela 27 - Resultados do TG e do EDS em função do tipo e valores da corrente média.

	Condições de Soldagem		TG	EDS
CP 1	Corrente Gás	150 A - Pulsado CO ₂	73 ± 9,3	7,24 ± 0,83
CP 2	Corrente Gás	150 A – Conv. CO ₂	85 ± 13,0	8,47 ± 1,38
CP 3	Corrente Gás	250 A - Pulsado CO ₂ + 15%N ₂	99 ± 9,5	9,83 ± 0,95
CP 4	Corrente Gás	250 A – Conv. CO ₂ + 15%N ₂	116 ± 11,2	9,2 ± 1,27

CP – corpo de prova.

Tabela 28 - Resultados do TG e do EDS em função do teor de N₂ no gás de proteção.

	Condições de Soldagem		TG	EDS
CP 1	Corrente Gás	150 A - Pulsado CO ₂	73 ± 9,3	7,24 ± 0,83
CP 5	Corrente Gás	150 A – Pulsado. CO ₂ + 15%N ₂	76 ± 5,3	7,35 ± 0,44
CP 6	Corrente Gás	250 A – Conv. CO ₂	96 ± 7,2	7,66 ± 0,60
CP 4	Corrente Gás	250 A – Conv. CO ₂ + 15%N ₂	116 ± 11,2	9,2 ± 1,27

CP – corpo de prova.

5.7 – Avaliação Geral

Neste item foi feita uma compilação de todos os resultados obtidos para um melhor entendimento e interpretação, pelo fato das variáveis de influência estarem muito interrelacionados com as variáveis de resposta.

Uma visualização geral da influência da corrente média de soldagem e do teor de nitrogênio no gás de proteção sobre o teor de ferrita delta e o teor de nitrogênio no cordão de solda é mostrado na Figura 46. Deste modo, confirma-se o decréscimo do teor de ferrita delta com o aumento do teor de nitrogênio no cordão de solda, independente da corrente média utilizada. Outra observação é o decréscimo do teor de nitrogênio na solda e o aumento do teor de ferrita delta com o aumento da corrente média de soldagem, independente do tipo de corrente utilizada, se convencional ou pulsada.

Um fato que chama a atenção é o decréscimo do teor de nitrogênio na solda quando do aumento no teor de nitrogênio no gás de proteção, de 0% para 5% na corrente média de 150 A. Este fato provavelmente pode ter ocorrido devido a uma falha acentuada na proteção gasosa quando se soldou com 100% de CO₂ no gás de proteção. Deste modo, uma grande quantidade de nitrogênio do ar atmosférico foi absorvida, elevando o teor. Este fato, não causou mudança de comportamento nas curvas representativas da ferrita delta, para este nível.

Outras avaliações importantes também foram feitas ao correlacionar as medidas do comprimento total de trincas com o percentual da fase ferrita delta em função do tipo e valor da corrente e do teor de nitrogênio no cordão de solda. Deste modo, observa-se claramente na Figura 45 que existe uma forte dependência do percentual de ferrita delta formado e a corrente média, significando que, para ambos os tipos de correntes empregadas nos experimentos com o aumento dos seus valores médios obteve-se um incremento do percentual de ferrita delta, aspecto que está coerente com os resultados obtidos por Lothongkum et al., (2001) e confirma-se que sempre que se aumenta o valor da corrente média de soldagem aumenta-se o aporte térmico de energia ao metal de solda e, portanto, a

fase ferrita delta tende a se formar em maior quantidade. Esta maior formação de ferrita delta absorveria uma quantidade maior de enxofre e fósforo, como isso, diminuiria a formação de constituintes de baixo ponto de fusão nos contornos de grão, proporcionando, deste modo, a diminuição da susceptibilidade ao trincamento.

Os resultados analisados anteriormente justificam os valores de CTT obtidos experimentalmente para cada valor e tipo de corrente, isto é, os maiores comprimentos de trincas foram alcançados com menores valores de correntes (Figuras 29, 47, 48 e 49), que correspondem a uma menor presença de ferrita delta no metal de solda (Figuras 40 e 47).

Estudos da bibliografia indicam que com a solidificação primária do metal de solda em ferrita delta, a susceptibilidade ao trincamento é menor em relação à formação primária da austenita. Pelos valores encontrados para o Cr_{eq} e para Ni_{eq} e plotados no diagrama da WRC de 1992, confirmou-se o início da solidificação do cordão de solda em ferrita delta com posterior formação da austenita. Mesmo com adições de nitrogênio no cordão de solda a susceptibilidade ao trincamento não sofreu nenhuma alteração, tendo uma tendência ao decréscimo.

Já o efeito do tipo de corrente e do teor de nitrogênio sobre o tamanho de grão e sobre o espaçamento dendrítico secundário, não foi significativo estatisticamente, porém, ocorreu uma pequena diminuição destes fatores com a mudança da corrente de soldagem de convencional para pulsada e com a diminuição do teor de nitrogênio no gás de proteção. Esta pequena diminuição no tamanho de grão e no espaçamento dendrítico secundário pode ter sido suficiente para diminuir a susceptibilidade a trinca de solidificação.

Por outro lado, é muito importante salientar que em todos os experimentos realizados foi observado que, para todos os valores da corrente média usada, na medida que se aumentou o percentual de nitrogênio no gás de proteção, a concentração deste elemento no metal depositado foi maior, como pode ser comprovado pelas curvas da Figura 46.

Pela Figura 46, observa-se também que os valores de concentração de nitrogênio no metal depositado dependem fortemente do valor da corrente média, comportando-se de forma inversa, ou seja, para os maiores valores de corrente obteve-se menores concentrações de nitrogênio, independente da concentração deste elemento no gás de proteção. Este resultado está relacionado diretamente com o aporte de calor no material durante o processo de soldagem, podendo se explicar pelos maiores intervalos de tempo em altas temperaturas que alcança a união soldada quando são usados altos aportes de calor, consequentemente permitindo maior difusão do nitrogênio para o interior do material e perdas deste para a atmosfera em forma molecular, diminuindo desta forma a quantidade residual em suas diferentes combinações no metal depositado (Trevisan et al., 2002), além das observações já discutidas anteriormente neste capítulo.

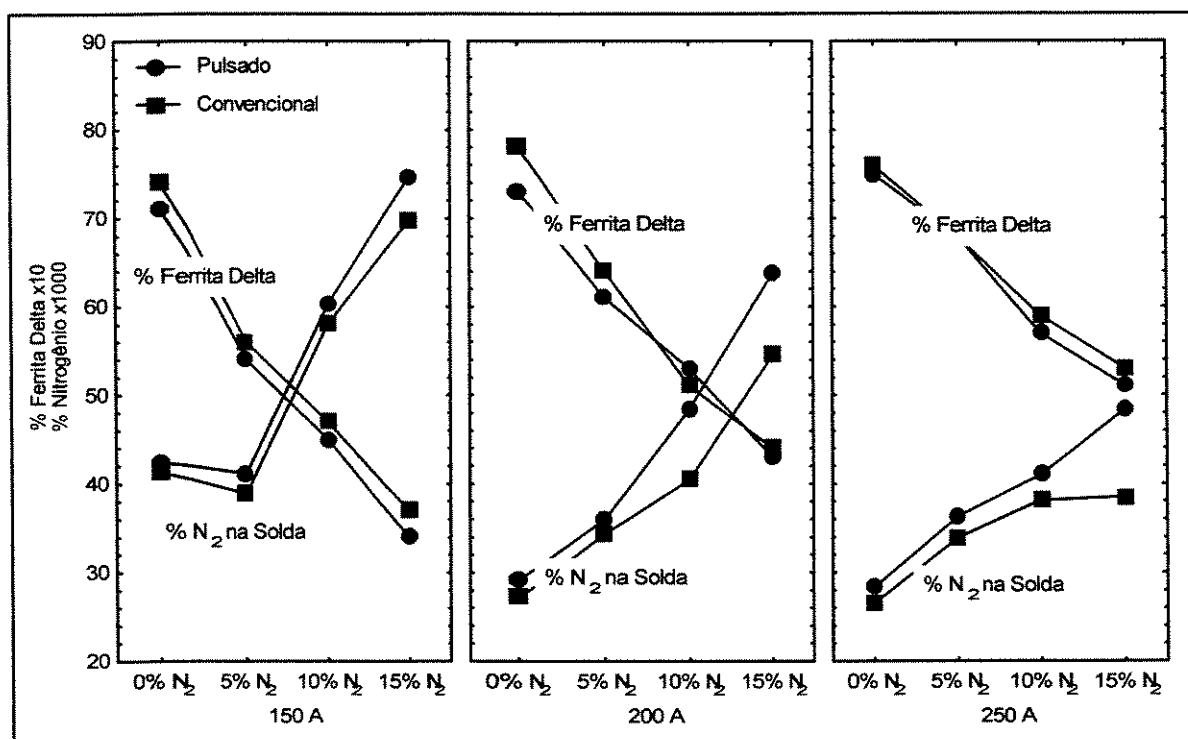


Figura 46 – Comportamento geral da influência da corrente média e do teor de nitrogênio no gás de proteção sobre a ferrita delta e o teor de nitrogênio na solda.

As Figuras 47, 48 e 49 mostram uma visão geral do comportamento das curvas representativas do Comprimento Total de Trincas – CTT em função da variação da corrente média de soldagem, do teor de nitrogênio no gás de proteção e da deformação tangencial.

Estas curvas mostram o decréscimo do CTT com o aumento da corrente média, independente da deformação tangencial aplicada. Estas Figuras confirmam a não influência do aumento do teor de nitrogênio no gás sobre o CTT, independente dos valores da corrente média. Observa-se uma tendência de decréscimo do CTT com o aumento do teor de nitrogênio no gás, principalmente com o uso das deformações tangenciais de 3 e 5%. Já com o uso da deformação de 1%, observa-se um perfil horizontal das curvas, exceto para a corrente média de 150 A que ocorre uma pequena tendência ao crescimento.

A deformação tangencial aplicada no teste Transvarestraint teve uma influência importante nos resultados, pois quando a mesma foi aumentada constatou-se um aumento significativo do comprimento total de trincas, para ambos os tipos de corrente média. Observa-se também, que o aumento do CTT foi muito relevante nos ensaios realizados com 5% de deformação, como constatado na Tabela 15 e Figura 49 em relação às deformações de 1 e 3% apresentadas nas Figuras 47 e 48 respectivamente. Isto mostra que o nível de deformação é uma variável do teste que deve ser bem definida, para não haver prejuízo na análise com outras variáveis, ou seja, para evitar resultados mal interpretados e conclusões erradas sobre a influência de outros fatores na susceptibilidade à formação das trincas de solidificação (Fals et al., 2002).

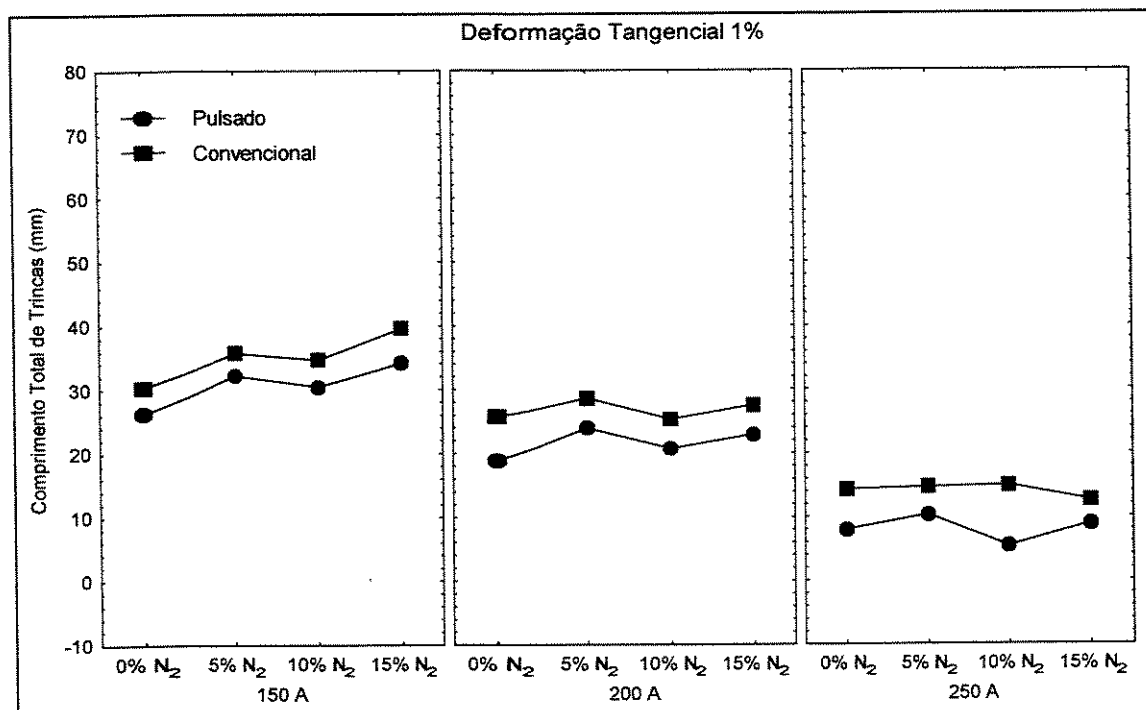


Figura 47 – Efeito da corrente média e do teor de nitrogênio no gás de proteção sobre o CTT. Deformação tangencial de 1%.

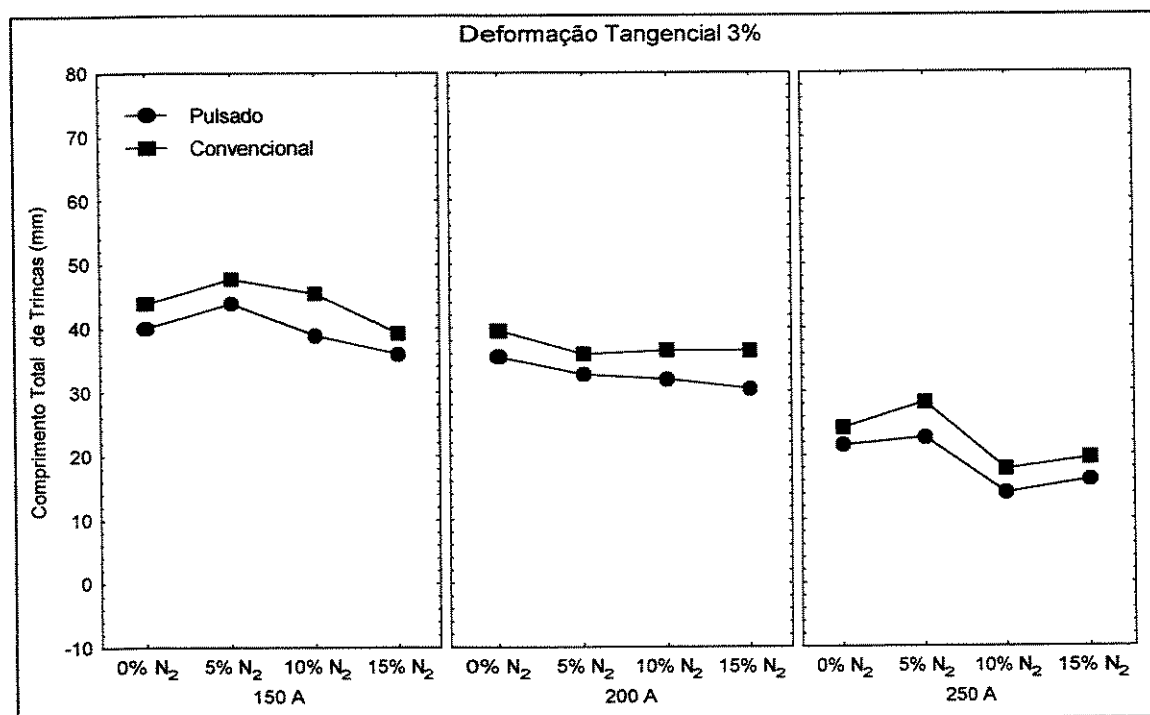


Figura 48 – Efeito da corrente média e do teor de nitrogênio no gás de proteção sobre o CTT. Deformação tangencial de 3%.

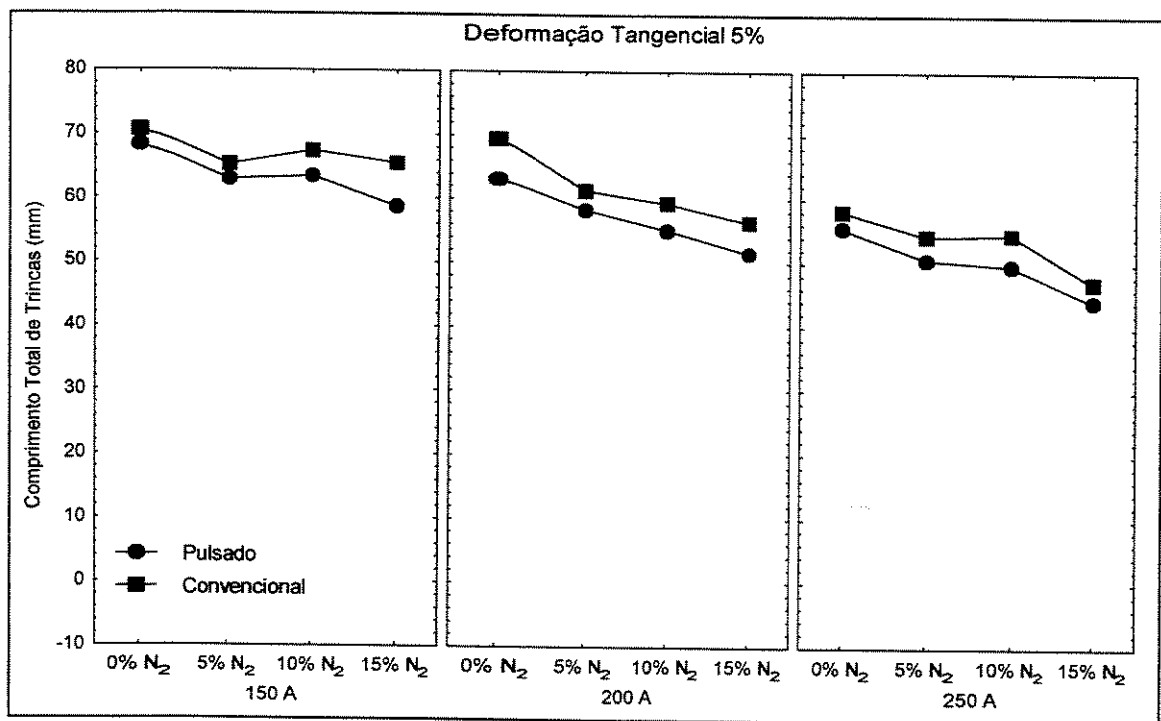


Figura 49 – Efeito da corrente média e do teor de nitrogênio no gás de proteção sobre o CTT. Deformação tangencial de 5%.

Capítulo 6

Conclusões e Recomendações para Trabalhos Futuros

Baseado nos resultados experimentais obtidos e na análise estatística efetuada neste trabalho as seguintes conclusões foram estabelecidas:

6.1 – Conclusão

- Visando minimizar a formação de trincas de solidificação em soldas de aço inoxidável austenítico, propõe-se o uso do arame tubular no modo pulsado com altos valores de corrente de soldagem e introdução de teores de nitrogênio no gás de proteção na ordem de 10 a 15%.

6.2 - Conclusões Específicas

- O processo arame tubular pulsado é mais eficaz na redução da susceptibilidade ao trincamento, principalmente utilizando altas correntes.
- Com o aumento da corrente média de soldagem o teor de nitrogênio absorvido no cordão de solda diminui, independente de seu valor e tipo de corrente.

- Com o uso da corrente média de soldagem no modo pulsado, a quantidade de nitrogênio absorvido pelo cordão de solda é maior do que no modo convencional, independente de seus valores.
- A tensão tangencial é a variável que mais influencia na formação das trincas de solidificação. Tendo uma relação direta com o fenômeno, afetando significativamente a susceptibilidade ao trincamento, independente do seu valor utilizado.
- Com o aumento da corrente média de soldagem o teor de ferrita delta aumenta, tanto no modo convencional quanto no modo pulsado.
- Adições de nitrogênio no metal de solda estimula a precipitação primária da ferrita durante o resfriamento. Deste modo, isto ajuda na efetiva homogeneização da distribuição do cromo nas duas fases presentes – ferrita e austenita, além de minimizar a extensão de microsegregações pelo aumento da solubilidade dos elementos segregados, principalmente na ferrita, promovendo uma tendência a diminuição da susceptibilidade ao trincamento. Portanto esta tendência, é consequência dos baixos conteúdos de enxofre e fósforo e maiores teores de ferrita delta residual encontrados no cordão.
- O tipo de corrente de soldagem e o teor de nitrogênio no gás de proteção não afetam estatisticamente o tamanho de grão e o espaçamento dendrítico secundário. Porém, os valores encontrados para o modo pulsado são ligeiramente inferiores ao modo convencional.

6.2 - Conclusões Gerais

Além das conclusões específicas, podemos extrair ainda as seguintes conclusões sobre o trabalho:

- O equipamento de teste Transvarestraint é de fácil construção, operação e de baixo custo. A realização do ensaio é simples e de curta duração, atendendo perfeitamente as necessidades da pesquisa em questão.
- Em todas as amostras analisadas, verificou-se a presença de ferrita delta em forma dendrítica. Prevalecendo o modo de solidificação ferrítico-austenítico. Deste modo, os estudos de Kujanpää et al. (1980) e Li e Messler (1999) não se aplicam às juntas soldadas realizadas neste trabalho.
- A metodologia estatística aplicada para a medição das trincas de solidificação, através do Comprimento Total de Trincas – CTT, mostrou ter confiabilidade dos resultados de 95%.
- A caracterização da morfologia da trinca analisada por MEV e inspeção visual demonstra ser trincas de solidificação. Havendo também rompimento do cordão de solda por efeito da severidade do dobramento.

6.3 - Recomendações para Trabalhos Futuros

Apresentam-se, a seguir, algumas sugestões que se julga serem úteis para o desenvolvimento de futuros trabalhos, os quais contribuirão para o entendimento melhor da susceptibilidade a trinca de solidificação:

- Verificar a influência do nitrogênio no comportamento das trincas de solidificação em outros tipos de aços inoxidáveis austeníticos, por exemplo, o 304, o 308 e o 310, mantendo-se as mesmas variáveis de influências utilizadas neste trabalho.
- Utilizar o equipamento para a análise das trincas de solidificação em outros cordões de solda de metais susceptíveis a este fenômeno, por exemplo, ligas de alumínio, ligas de titânio.
- Realizar estudos das trincas de solidificação utilizando maiores percentuais de nitrogênio no gás de proteção.
- Estudar o efeito conjunto do carbono e nitrogênio sobre as trincas de solidificação.
- Estudar, através de comparação, o melhor método de medida das trincas, para diferentes testes.
- Estudar o efeito do reforço no resultado do teste, por exemplo: mantendo os mesmos parâmetros de soldagem e variando a profundidade do chanfro.

Capítulo 7

Referências Bibliográficas e Bibliografia Consultada

7.1 – Referências Bibliográficas

American Welding Society – AWS A5.22-95 – Specification for stainless steel eletrodes for flux cored arc welding and stainless steel flux cored rods for gas tungsten arc welding. 1995.

Ankara, A., Ari, H. B. “Determination of hot crack susceptibility in various kinds of steels”, *Materials & Design*, v. 17, n. 5/6, p. 261-265, 1996.

Apblett, W. R., Pellini, W. S. Factors which influence weld hot cracking. *Welding Journal*, v. 33, n.2, p. 83-90, fev. 1954.

Arata, Y., Matsuda, F., Saruwatari, S. Varestreint test for solidification crack susceptibility in weld metal of austenitic stainless steels. *Transactions of JWRI*, v. 3, n.1, 1974.

Backman, A., Lundqvist, B. Properties of a fully austenitic stainless steel weld metal for severe corrosion environments. *Welding Journal*, p. 23s-28s, jan.1977.

Baerlack III, W. A., Savage, W.F., Duquette, D.J. Effect of nitrogen on the microstructure and stress corrosion cracking of stainless steel weld metals. *Welding Journal*, p. 83s-90s, mar. 1979.

- Bailey, N. Weldability of ferritic steels. England: Abington Publishing, 1994, 286 p.
- Bethea, R. M., Duran, B. S., Boullion, T. L. *Statistical Methods for Engineers and Scientists*. 3ª Edição. New York: Marcel Dekker, Inc., 1995. 31-76; 115-286; 463-555.
- Bernstein, A., Areskoug, M. Properties of filler metals of type 316L with increased nitrogen and/or silicon content. *Australian Welding Journal*, p 84-87, set. 1971.
- Blake, P. D. Nitrogen in steel weld metal. *Metal Construction*, p. 169-197, abr. 1979.
- Braga, E.M., Trevisan, R.E. Estudo das trincas de solidificação em soldas de aço inoxidável utilizando o processo FCAW pulsado. In: *Evento de Materiales 2001*, Santiago de Cuba, Cuba, 2001.
- Braga, E.M., Trevisan, R.E. [CD-ROM]. Estudo das trincas de solidificação através do teste Transvarestraint. In: *Congresso Brasileiro de Engenharia Mecânica - COBEM*, Uberlândia, Minas Gerais, Brasil, 2001.
- Braga, E.M., Trevisan, R.E. [CD-ROM]. Projeto, construção e aferição de um equipamento de teste Transvarestraint como indutor de trincas de solidificação. In: *II Congresso Nacional de Engenharia Mecânica - CONEM*, João Pessoa, Pernambuco, Brasil, 2002.
- Brooks, J. A. Weldability of high N, high Mn austenitic stainless steel. *Welding Journal*, v. 54, n. 6, p. 189-195, jun. 1975.
- Brooks, J. A., Thompson, A.W. Microstructural development and solidification cracking susceptibility of austenitic stainless steel welds. *International Materials Reviews*, v. 36, n. 1, p. 16-44, 1991.
- Bruwier, P. Etude bibliographique sur la presence et l'influence de l'azote en soudage MIG MAG (GMAW). *Welding Research Council Bulletin*, n.369, p. 113-120, 1991-1992.

- Cieslak, M. J., Ritter A. M., Savage, W. F. Solidification cracking and analytical electron microscopy of austenitic stainless. *Welding Journal*, v.61, n.1, p. 1s-8s, jan. 1982.
- Çadirli, E., Marasli, N., Bayender, B., Gündüz, M. Dependency of the microstructure parameters on the solidification parameters for camphene. *Materials Research Bulletin*, n.35, p. 985-995, feb. 2000.
- Enjo, T., Kikichi, Y., Kobayashi, T., Kuwana, T. Gas shielded arc welding of high-nitrogen austenitic stainless steel (report 1). *Transactions JWRI*, v. 9, n. 2, p. 31-38, 1980.
- Enjo, T., Kikichi, Y., Nagata, H. Effect of nitrogen content on the low temperature mechanical properties of type 304 austenitic stainless steel weld metals. *Transactions JWRI*, v. 11, n. 2, p. 35-42, 1982.
- Erasmus., L. A., Yang, L.J. Strengthening welds in the warmworked grades of austenitic stainless steel by the addition of nitrogen to the weld metal. *Welding and Metal Fabrication*, p. 269-274, jul. 1970.
- Fals, H.C., Braga, E.M., Trevisan, R.E. Influência do processo de soldagem com arame tubular pulsado na susceptibilidade a trinca de solidificação em aço inoxidável austenítico. *Revista Ciência & Engenharia*, vol. 11, nº 1, p. 97-101, 2002.
- Folkhard, E. *Welding Metallurgy of Stainless Steels*. Springer-Verlag Wien New York, 1988.
- Folkhard, E., Rabensteiner, G., Pertender, E., Schabereiter, H. Metallurgy of welding stainless steel, *Springer Verlag*, Viena, Austria, 1984.
- Fredriksson, H. The solidification sequence in na 18-8 stainless steel, investigated by directional solidification. *Metallurgical Transactions*, v. 3, p. 2989-2997, nov. 1972.

- Goodwin, G. M. Hot cracking: measurement, mechanisms and modeling. *Welding Journal*, v. 69, n. 2, p. 26-31, fev. 1990.
- Goodwin, J. C. Test methods for evaluating hot cracking: Review and perspective. In: *United States-Japan Symposium on Advances in Welding Metallurgy*, San Francisco and Yokohama, Proceedings, s.n.t. p. 59-78, 1990.
- Grant, E.L., 1987, *Statistical Quality Control*, Ed. McGraw-Hill do Brasil, São Paulo, Brasil.
- Hertzman, S. The influence of nitrogen on microstructure and properties of highly alloyed stainless steel welds. *ISI International*, v. 4, n. 6, p. 580-589, june 2001.
- Hojo, I., Nitrogen in submerged-arc weld metal. *Welding Research Council Bulletin*, n.369, p. 121-141, 1991-1992.
- Ikawa, H., Nakao, Y., Nishimoto, K. Embrittlement in the weld metal of high purity 30Cr-2Mo steel, *Transactions JWS*, v. 11, n. 2, p. 115-119, out. 1980.
- Inoque H., Ogawa T., Weld cracking and solidification behavior of titanium alloys, *Welding Journal- Welding Research. Suppl.*, v.74, n. 1, p. 21s-27s, jan. 1995.
- Kearns, J. R. The effect of nitrogen on the corrosion resistance of austenitic stainless alloys containing molybdenum. *Journal of Materials for Energy Systems*, v. 7, n. 1, p. 16-26, jun. 1985.
- Killing, R., Thier, H. Metallurgy for the practical welder – Nitrogen in weld metal. *Der Praktiker*, v.35, n.6, p.269-270, jun. 1983.

- Klimpel, A., Mazur, W., Szymanki, A., The effect of nitrogen in the gas shielding arc on the level of delta-ferrite in the weld metal deposited by the MIG process. *Przegląd Spawalnictwa*, v. 31, n. 6, p. 9-12, jun. 1979.
- Kobayashi, T., Kuwana, T., Kikuchi, Y. Nitrogen content and porosity of stainless steel weld metal. *Journal of the JWS*, v. 35, n. 4, p. 330-338, abr. 1966.
- Kobayashi, T., Kuwana, T., Kikuchi, Y. The nitrogen content of Fe-Cr-Ni weld metals, fundamental study on the nitrogen absorption by Fe-Cr-Ni weld metals (Report 3), *Journal of the JWS*, v. 40, n. 15, p. 448-458, mai. 1971.
- Kotecki, D. J., Siewert, T. A. WRC-1992 constitution diagram for stainless steel weld metals: A modification of the WRC - 1988 diagram, *Welding Journal*, v.71, n.5, p. 171-178, mai. 1992.
- Kotecki, D. J. Welding parameter effects on open-arc stainless steel weld metal ferrite. *Welding Journal*, p. 109s-117s, abr. 1978.
- Kou, S. *Welding Metallurgy*. New York, John Wiley & Sons, 1987. Cap. 11: Solidification cracking of the fusion zone. p. 211-236.
- Li, L., Messler, R. W. The effects of phosphorus and sulfur on susceptibility to weld hot cracking in austenitic stainless steels, *Welding Journal*, v. 78, n. 12, p. 387-396, dez. 1999.
- Long, C. J., DeLong, W. T. The ferrite content of austenitic stainless steel weld metal, *Welding Journal*, v. 52, n. 7, p. 281-297, jul. 1973.
- Lothongkum, G., Viyanit, E., Bhandhubanyong, P. Study on the effects of pulsed TIG welding parameters on delta-ferrite content, shape factor and bead quality in orbital

- welding of AISI 316L stainless steel plate, *Journal of Materials Processing Technology*, v. 110, n. 2, p. 233-238, mar 2001.
- Lundin, C. D., Chou, C. P. D., Hot cracking susceptibility of austenitic stainless steel weld metals, *Welding Research Council Bulletin*, n.289, nov. 1983.
- Lundin, C. D., Chou, C. P. D., Sullivan, C. J. Hot cracking resistance of austenitic stainless steel weld metals, *Welding Journal*, v.59, n.8, p. 226-232, ago. 1980.
- Martins, F. Minimização de trincas de solidificação em liga de alumínio soldada (GMAW) com corrente alternada pulsada. Campinas, SP, 2000. 181p. (Tese, Doutorado em Engenharia Mecânica), Faculdade de Engenharia Mecânica, UNICAMP.
- Masumoto, J., Tamaki, K., Kubo, T. Use of nitrogen in welding atmosphere (report 2). *Journal of the JWS*, v. 44, n. 6, p. 492-498, jun. 1975.
- Matsuda, F., Nakagawa, H., Katayama, S., Arata, Y. Solidification crack susceptibility in weld metals of fully austenitic stainless steel 304 weld metal. *Transactions JWRI*, v. 12, n. 1, p. 89-95, 1983.
- Menon, R., Kotecki, D. J., Literature review-nitrogen in stainless steel weld metal. *Welding Research Council Bulletin*, n.369, p. 142-161, 1991-1992.
- Montgomery, D. C., Runger, G.C., Probabilidade y Estadística Aplicadas a la Ingeniería. McGRAW-HILL Interramericanas Editores, Mexico, 1996.
- Mota, C. A. M. Níquel e manganês como controladores da tenacidade na soldagem com arames tubulares autoprotégidos. Florianópolis, S.C.: Departamento de Engenharia Mecânica, Universidade Federal de Santa Catarina, 1998. 182 p.(Tese, Doutorado em Engenharia Mecânica).

- Murray, J. D., Hague, F. Weldability of hi-proof stainless steel. *Welding and Metal Fabrication*, p. 480-488, dez. 1969.
- Neves, N. Voorwal, H. J. C., Berbare, E. E. Estudo dos mecanismos de nucleação de trincas de solidificação no metal de solda. In: *Encontro Nacional de Tecnologia de Soldagem*, 19, 1993, Águas de São Pedro, SP. *Anais do XIX*. São Paulo: Associação Brasileira de Soldagem, 1993, p.47-64.
- Norrish, J. : *Advanced Welding Processes*. Bristol, Philadelphia and New York. Institute of Physics Publishing, 1992. Cap. 7. Gas Metal Arc Welding. p. 132-173.
- Ogawa, T., Aoki, S., Sakamoto, T., Zaizen, T. The weldability of nitrogen-containing austenitic stainless steel: part 1 – Chloride pitting corrosion resistance. *Welding Journal*, p. 139s-148s, mai. 1982.
- Ogawa, T., Murata, K. A. S., Tsunetone, E. Effect of molybdenum and nitrogen on chloride pitting in austenitic stainless steel weld metal. *Journal of the Japanese Welding Society*, v. 49, n. 3, p.564-571, ago. 1980.
- Ogawa, T., Susuki, K., Zaizen, T. The weldability of nitrogen-containing austenitic stainless steel: Part II- Porosity, cracking and creep properties. *Welding Journal*, v. 63, n. 7, p. 213-223, jul. 1984.
- Okagawa, R. K., Dixon, R. D., Olson, D. L. The influence of nitrogen from welding on stainless steel weld metal microstructures. *Welding Journal*, v. 62, n. 8, p. 204-209, ago. 1983.
- Padilha, A. F., Guedes, L. C. *Aços Inoxidáveis Austeníticos – Microestrutura e Propriedades*. São Paulo, Hemus Editora Ltda, 1994.

- Pokhodnya, I. K., Pal'tsevich, A. P. The part played by oxygen in the absorption of nitrogen by metal during arc welding. *Avtom Svarka*, v. 24, n. 2, p. 8-11, fev. 1971.
- Rabensteiner, G. The welding of austenitic stainless steels and nickel base alloys for seawater applications. *Welding in the World*, v. 23, n. 1-2, p.26-34, 1985.
- Savage, W. F., Ludin C. D., Application of the Varestraint technique to the study of weldability, *Welding Journal* , p. 497s - 503s, nov. 1966.
- Savage, W. F., Ludin C. D.; The Varestraint Test, *Welding Journal*, v. 44, n.10, p. 433-s-422-s, out. 1965.
- Shankar, V., Gill, T. P. S., Mannan, S. L., Sundaresan, S. Evaluation of cracking in nitrogen-bearing and fully austenitic stainless steel weldments, *Welding Journal*, v. 77, n.5, p. 193s-201s, mai. 1998.
- Shankar, V., Gill, T. P. S., Mannan, S. L., Sundaresan, S. Criteria for hot cracking evaluation in austenitic stainless steel welds using longitudinal varestraint and Transvarestraint tests, *Science and Technology of Welding and Joining*, v. 5, n. 2, p. 91-97, 2000.
- Shigley, J. E., 1988, *Elementos de Máquinas*, Rio de Janeiro, Livros Técnicos e Científicos, vol 1.
- Shirwaikar, C. V., Reddy, G. P. Purging with nitrogen in the welding of austenitic stainless steel, *Welding Journal*, p. 72s-78s, abr. 1981.
- Smatic, Z. Automatic pulsed MIG welding. *Metal Construction*, v.18, n.1, p.38R-44R, jan. 1986.

- Stevens, S. M. Nitrogen and oxygen in weld metal - A State of the art review, (Nitrogen in iron and steel-General comments). *IIW Doc. II-A-618*, 1984.
- Stevens, S. M. Nitrogen and oxygen in weld metal – A State of the art review, (Nitrogen in iron and steel-General comments). *IIW Doc. II-A-659*, 1985.
- Stevens, S. M. Nitrogen in iron and steel: part 1 – Physical properties and effects of nitrogen in iron, *Welding Research Council Bulletin*, n.369, p. 3-12, 1991-1992.
- Suutala, N. Effect of manganese and nitrogen on the solidification mode in austenitic stainless steel welds, *Metallurgical Transactions A*, v. 13A, n. 12, p. 2121-2129, dez. 1982.
- Suutala, N., Takalo, T., Moisio, T. Ferritic-austenitic solidification mode in austenitic stainless steel welds, *Metallurgical Transactions A*, v. 11A, n.5, p. 717-725, mai. 1980.
- Suutala, N., Takalo, T., Moiso, T. Single-phase ferritic solidification mode in austenitic-ferritic stainless steel welds, *Metallurgical Transactions A*, v. 10A, p. 1183-1190, ago. 1979.
- Tosch, J., Scharbereiter, H. Influence of welding conditions on the (delta) ferrite content and hot cracking resistance. *Schweisstechnik*, v. 33, n. 8, p. 141-146, 1983.
- Towers, T. A., Honeyman, G. A. Strengthening of 20Cr-9Ni-3Mo weldments by additions of cobalt, silicon and nitrogen. *Proceedings Conference-Stainless Steel '84*, Goterborg, Sweden, Institute of Metals, p. 303-309, 1985.
- Trevisan, R.E., Braga, E.M., Fals, H.C. Efecto del nitrógeno y la corriente media pulsada de soldadura en la formación de grietas de solidificación en aceros inoxidables AISI 316L. *Revista de Metalurgia*, v. 38, p. 241-312, 2002.

Vitek, J. M., Dasgupta, A., David, S. A. Microstructural modification of austenitic stainless steels by rapid solidification. *Metallurgical Transactions A*, v. 14A, p. 1833-1841, set. 1983.

Wang, Q. L., Li, P. J. Arc light sensing of droplet transfer and its analysis in pulsed GMAW process. *Welding Journal*, p.458s-469s, nov. 1997.

Wilken, K., Kleistner H., The classification and evaluation of hot cracking tests for weldments, *Welding in the World*, v. 28, n. 7/8, p. 127-143, 1990.

Windyga, A. Control of (δ) ferrite content in austenitic steel welds by means of nitrogen. *Przegląd Spawalnictwa*, v. 31, n. 6, p. 9-12, jun. 1979.

Zhitnikov, N. P. The hot cracking resistance of austenitic CrNi weld metal and weld zone in relation to nitrogen content. *Welding Production*, v. 28, n. 3, p. 15-17, mar. 1981.

7.2 - Bibliografia Consultada

Abraham, M. , Kutsuna, M., Hosoi, Y. Effect of alloying elements on hot cracking susceptibility of Fe-Cr-Mn alloys, *Transactions of the Japan Welding Society*, v. 22, n.1, p. 29-33, abr. 1991.

Abraham, M. , Kutsuna, M. , Hosoi, Y. Weldability of 12%Cr- 15%Mn austenitic stainless steel, *Transactions of the Japan Welding Society*, v.23, n. 2, p. 33-37, out. 1992.

Amin, M. Synergic pulse MIG welding. *Metal Construction*, v. 13, nº. 6, p. 349-353, 1981.

Arata, Y., Matsuda, F., Saruwatari, S. Varcstraint test for solidification crack susceptibility in weld metal of austenitic stainless steels. *Transactions of JWRI*, v. 3, n.1, 1974.

ASME Boiler and Pressure Vessel Code / Instituto Brasileiro de Petróleo. Especificações de Materiais, Seção II, parte C, 1996.

Baerlack III, W. A., Lata, W. P., West, S. L. A study of heat-affected zone and weld metal liquation cracking in alloy 903. *Welding Journal*, v. 67, n. 4, , p. 77-87, 1988.

Bench, F. K., Ellison, G. W. Welding of 304L stainless steel with cold wire feed. *Welding Journal*, v.53, n. 12, p. 763-766, dez. 1974.

Bennett, W. S., Mills, G. S. GTA weldability studies on high manganese stainless steel. *Welding Journal*, v. 53, n. 12, p. 548-553, dez. 1974.

Berry, W. E. Procedures for quantitative removal of oxide scales formed in high temperature water and steam. *Materials Protection*, v. 6, n. 7, p. 69-72, jul. 1967.

Borland, J. C. Younger, R. N. Some aspects of cracking in welded Cr-Ni austenitic steels. *British Welding Journal*, v. 7, n. 1, p. 22-59, 1960.

Borland, J. C. Generalized of super-solidus cracking in welds (and casting). *British Welding Journal*, v.7, p. 508-512, ago. 1960.

Borland, J. C. Suggested explanation of hot cracking in mild and low alloy steel welds. *British Welding Journal*, v.8, p. 526-540, 1961.

Borland, J. C. Fundamentals of solidification cracking in welds. Part 1. *Weld and Metal Fabrication*, p. 19-29, jan./fev. 1979.

Borland, J. C. Fundamentals of solidification cracking in welds. Part 2. *Weld and Metal Fabrication*, p. 99-105, mar. 1979.

- Bosworth, M. R. Effective heat input in pulsed current gas metal arc welding with solid wire electrodes. *Welding Journal*, v. 70, n. 5, p. 111- 117, mai 1991.
- Brandi, S. D., Rigo, O. D., Patinetti Filho, E. , Efeito dos Parâmetros de Soldagem do Processo TIG Autógeno no Aparecimento de Trincas de Solidificação em Liga Alumínio Tipo 6063, *Soldagem & Materiais*, 1992, n. 4 (3), p. 27-31.
- Brandi, S. D., Lippold, C. J. Considerações sobre a metalurgia da soldagem de aços inoxidáveis duplex e superduplex, *Metalurgia & Materiais*, p. 141- 146, mar. 1997.
- Brandon, E. D. Applying the metric system to welding. *Welding Journal*, v. 53, n.12, p. 759-762, dez. 1974.
- Bratukhin, A. G. Metallurgical principles of making permanent joints in high-strength stainless steels and lower-density aluminium composition aluminium alloys for high quality and reliability and long service life aircraft. *Welding in the World/ Le Soudage Dans Le Monde*, v. 33, n. 6, p. 308-400, 1993.
- Brooks, J. A., Thompson, A. W. Microstructural development and solidification cracking susceptibility of austenitic stainless steel welds, *International Materials Reviews*, v.36, n. 1, p. 16-44, 1975.
- Brooks, J. A., Williams, J. C., Thompson, A. W. Microstructural origin of the skeletal ferrite morphology of austenitic stainless steel welds. *Metallurgical Transactions A*, v. 14 A, p. 1271-1281, jul. 1983.
- Brooks, J. A., Garrison, W. M. Weld microstructure development and properties of precipitation- strengthened martensitic stainless steels, *Welding Journal*, v. 78, n. 8, p. 280-291, ago. 1999.

Burgardt, P., Heiple, C. R. Interaction between impurities and welding variables in determining GTA weld shape. *Welding Journal*, v.42, n.6, p.150-155, jun. 1986.

Button, S. T. *Planejamento Experimental, Análise de Resultados e Instrumentação*. Nota de aula da disciplina Metodologia para Planejamento Experimental e Análise de Resultados, oferecida no curso de pós-graduação em Engenharia Mecânica da UNICAMP. ago. 1999.

Castelli, F., Kiss, J. F. Ensaio da susceptibilidade a trincas a quente em soldas. *Metalurgia-ABM*, v. 37, n. 285, ago. 1981.

Cavalcanti, J. R. S., Fajardo, L. A. Soldagem MIG-alumínio na construção naval, *Anais XIV Encontro Nacional de Tecnologia de Soldagem*, Gramado, RS, 6 a 10 de novembro, v. 2, 1998.

Chicco, B., Thorpe, W. R. Experimental determination of the austenite + liquid phase boundaries of the Fe-C system. *Metallurgical Transactions A*, v. 13A, n. 7, p. 1293-1297, jul. 1982.

Chou C-P., Lee C-H., The evaluation of hot crack susceptibility of Fe-30 Mg- 10 Al- XC weld metal by using Varestraint Test, *Scripta Metallurgica*, v. 23, n.7, p. 1109- 1114, jul. 1989.

Chou C-P., Lee C-H., Weld metal characteristics of duplex Fe-30wt.%Mn-10wt.%Al-xC alloys, *Materials Science & Engineering A*, v. A118, n. A118, p. 137-146, out 1989.

Cieslak. M. J., Hedley T. J., Kollie T., and Romig A. D., Jr, A Melting and Solidification Study of Alloy 625, *Metallurgical Transactions A*, v. 19A, n. 9, p. 2319-2331, set 1988.

- Clyne, T. W., Wolf, M., Kurz, W. The effect of melt composition on solidification cracking of steel, with particular reference to continuous casting. *Metallurgical Transactions B*, v. 13B, n.2, p. 259-266, jun. 1982.
- Coetzee, M., Pistorius, P. G. H., The Welding of Experimental Low- Nickel Cr-Mn-N Stainless Steels Containing Copper, *The Journal of the South African Institute of Mining and Metallurgy*, p. 99-108, mai/jun. 1996.
- Cook, G.E., Levick, P.C. Narrow Gap Welding with the Hot Wire GTA Process, *Welding Journal*, p. 27-31, ago 1985.
- Crnkovic, O. R. Canale, L. C. F., Santos, H. M. Análise da reprodutibilidade de uma máquina de ensaios de abrasão do tipo pino sobre disco. In: *Congresso Anual da Associação Brasileira de Materiais*, v. 4, n.46, p. 467-478, 1991.
- Danyluk, S., Wolke, I. Low temperature impact properties of phosphorus and sulfur doped and sensitized type 304 stainless steel. *Metallurgical Transactions A*, v.17A, n.4, p. 663-668, abr. 1986.
- David, S. A., Vitek, J. M. "Correlation between Solidification Parameters and Weld Microstructures", *International Materials Reviews*, v. 34, n. 5, p. 213-245, 1989.
- David, S. A., Vitek, J. M., Keiser, J. R., Oliver, W. C. "Nanoindentation Microhardness Study of Low-Temperature Ferrite Decomposition in Austenitic stainless Steel Welds", *Welding Journal*, v. 66, n. 8, p 235-240, ago. 1987.
- David, S. A. , Vitek, J. M., Rappas, M., Boatner, L. A. "Microstructure of Stainless Steel Single-Crystal Electron Beam Welds". *Metallurgical Transaction A*, v. 21A, p. 1753-1766, jun. 1990.

- Davies, G. J., Garland, J. G. "Solidification Structures and Properties of Fusion Welds", *International Metallurgical Reviews*, Review 196, v. 20, p. 83-106, 1975.
- Delong, W. T. Ferrite in austenitic stainless steel weld metal, *Welding Journal*, v. 51, n. 7, p. 273-286, jul. 1974.
- Delong, W. T., Ostrom, G. A., Szumachowski, E. R. Measurement and calculation of ferrite in stainless-steel weld metal, *Welding Journal*, n. 12, p. 521-528, 1956.
- Dixon, B. F., Phillips, R. H., Ritter, J. C. Cracking in the transverse restraint test, part 1, *Metal Construction*, v.16, n. 2, p.86-90, feb. 1984.
- Dixon, B. F., Phillips, R. H., Ritter, J. C. Cracking in the transverse restraint test, Part 2. *Metal Construction*, v.16, n. 3, p.154-160, mar. 1984.
- Dudas, J. H., Collins, F. R. Preventing weld cracks in high-strength aluminium alloys. *Welding Journal*, v. 45, n. 6, p. 241-249, jun. 1966.
- Dupont, J. N. Microstructural development and solidification cracking susceptibility of a stabilized stainless steel. *Welding Journal*, v. 78, n. 7, p. 253-263, jul. 1999.
- Dvornak, M. J., Frost, R. H., Olson, D. L. The weldability and grain refinement of Al- 2.2 Li - 2.7 Cu, *Welding Journal*, v. 68, n. 8, p. 327-335, ago. 1989.
- Ernest, S. C., Baeslack III, W.A., Lippold, J. C. Weldability of high- strength, low-expansion superalloys, *Welding Journal*, v.68, n.10, p.418s-430s, out. 1989.
- Ganaha, T. Pearce, B. C., Kerr, H. W. Grain structures in aluminum alloy GTA welds. *Metallurgical Transactions A*, v. 11A, p. 1351-1359, ago 1980.

- Gooch, T. G., Honeycombe, J. Welding variables and microfissuring in austenitic stainless steel weld metal, *Welding Journal*, v.59, n.8, p. 233-241, ago 1980.
- Goodwin, G. M. Development of a new hot-cracking test – the Sigmejig. *Welding Journal*, v.66, n. 2, p. 33-38, fev. 1987.
- Goodwin, G. M. The effects of heat input and weld process on hot cracking in stainless steel. *Welding Journal*, v. 67, n. 4, p. 88-94, abr. 1988.
- Goodwin G. M., Cole N. C.; Slaughter G. M., A study of ferrite morphology in austenitic stainless steel weldments, *Welding Journal-Welding Research. Suppl.*, p. 425s-436s, set. 1972.
- Hahn, G. T., Bruscatto, R. M. Discussion on the measurement of crack arrest fracture toughness in welded 9% nickel steels used in cryogenic store tanks, *Welding Journal*, v. 61, n. 3, p. 94-96, mar. 1982.
- Hammar, O, Svensson, U. Influence of steel composition on segregation and microstructure during solidification of austenitic stainless steels, *Solidification and Casting of Metals*, p. 401-410, 1979.
- Heushkel, J. Time-temperature dependence of austenitic stainless-steel welded joint components. *Welding Journal*, n. 12, p. 569-581, 1956.
- Hilton, D. Shielding gases for gas metal arc welding. *Welding & Metal Fabrication*, p. 332-336, jul. 1990.
- Hilton, D., Norrish, J. Shielding gases for arc welding. *Welding & Metal Fabrication*, mai/jun. 1988.

Houldcroft, P. T. A simple cracking test for use with argon-arc welding. British, *Welding Journal*, v. 1, p. 471-475, out. 1955

Hull, F. C. Delta ferrite and martensite formation in stainless steels. *Welding Journal*, v. 52, n. 5, p. 193-203, mai 1973.

Irving, B. Welding the four most popular aluminum alloys. *Welding Journal*, v. 73, n.2, p. 51-55, fev. 1994.

Irving, B. Why corrosion-resistant alloys are worth the investment, *Welding Journal*, v. 77, n. 11, p. 33-39, nov. 1998.

James, L. A., Mills, W. J. Fatigue crack propagation behavior of type 316 (16-8-2) weldments at elevated temperatures, *Welding Journal*, v. 66, n.8, p.229-234, ago.1987.

Janaki R.A.M, G. D., Mitra, T. K., Raju, M. K., Sundaresan, S. Use of inoculants to refine weld solidification structure and improve weldability in type 2090 Al-Li alloy, *Materials Science & Engineering*, A276, p.48-57, 2000.

Jones, P. W. A investigation of hot cracking in low-alloy steel welds. *British Welding Journal*, v. 6, n.6, p. 282-290, 1959.

Katoh, M., Kerr, H. W. Investigation of heat-affected zone cracking of GTA welds of Al-Mg-Si alloys using the Varestraint Test. *Welding Journal*, v. 66, n. 12, p.360s-368s, dez. 1987.

Kerr, H. W., Katoh, M.. Investigation of heat-affected zone cracking of GTA welds of Al-Mg-Si alloys using the Varestraint Test. *Welding Journal*, v. 66, n.9, p.251-259, set. 1987.

- Key, J. C. Anode/cathode geometry and shielding gas interrelationship in GTAW. *Welding Journal*, v. 59, n. 12, p. 364-370, dez. 1980.
- Khallaf, M. E., Ibrahim, M. A., El-Mahallawy, N. A., Taha, M. A. On crack susceptibility in the submerged arc welding of medium-carbon steel plates. *Journal Materials Processing Technology*, v. 68, p. 43-49, 1997.
- Kim, H. T, Nam, S. W. Solidification Cracking Susceptibility of High Strength Aluminum Alloy Weldment. *Scripta Materialia*, v. 34, n.7, p. 1139-1145, abr. 1996.
- Kim, H. T, Nam, S. W., Hwang, S. H. Study on the solidification cracking behaviour of high strength aluminum alloy welds: Effects of alloying elements and solidification behaviours. *Journal of Materials Science*, v. 31, p. 2859-2864, 1996.
- Konosu, S. Hashimoto, A., Mashiba, H., Tkeshima, M., Ohtsuka, T. Creep crack growth properties of type 308 austenitic stainless steel weld metals, *Welding Journal*, v. 77, n. 8, p. 322-327, ago. 1998.
- Kraus, H. G. "Experimental measurement of thin plate 304 stainless steel GTA weld pool surface temperatures, *Welding Journal*, vol. 66, n.12, p. 353s-359s, dez. 1987.
- Koch, J. B., Hill, K. A. "Failure analysis of type 330 welds by scanning electron microscopy", *Welding Journal*, vol. 59, n. 8, p. 242-244, ago. 1980.
- Kotecki, D.J., Ensuring the stamina of stainless steel. *Welding Journal*, v. 77, n. 11, p. 41-45, nov. 1998.
- Kou, S, Le, Y. The effect of quenching on the solidification structure and transformation behavior of stainless steel welds. *Metallurgical Transactions A*, v. 13A, p.1141-1152, jul. 1982.

Kou, S., Le, Y. Welding parameters and the grain structure of weld metal- A thermodynamic consideration. *Metallurgical Transactions A*, v. 19A, p. 1075-1082, abr. 1988.

Kou, S., Le, Y. Alternating grain orientation and weld solidification cracking. *Metallurgical Transactions A*, v. 16A, p. 1985-1896, out. 1985.

Kujanpää, V. P., David, S. A., White, C. L. Characterization of heat-affected zone cracking in austenitic stainless steel welds, *Welding Journal*, vol. 66, n.8, p. 221-228, ago. 1987.

Kujanpää, V. P., David, S. A., White, C. L. Formation of hot cracks in austenitic stainless steel welds – solidification cracking, *Welding Journal*, v. 65, n.8, p. 203-212, ago. 1986.

Kujanpää, V., Suuola, N., Takalo, T., Moisio, T. Correlation between solidification cracking and microstructure in austenitic and austenitic-ferritic stainless steel welds. *Welding Research International*, v. 9, n. 2, p. 55-76, 1979.

Leitnaker, J. M. Prevention of chi and sigma phases formation in 16-8-2 weld metal *Welding Journal*, v.61, n.1, p. 9-s-12-s, jan. 1982.

Leone, G. L., Kerr, H. W. The ferrite to austenite transformation in stainless steels. *Welding Journal*, v. 61, n. 1, p. 13-s-21-s, jan. 1982.

Lin, X., Huang, W., Feng, J., Li, T., Zhou, Y. History-dependent selection of primary cellular/dendritic spacing during unidirectional solidification in aluminum alloys. *Acta Metallurgica Inc.*, v. 47, n. 11, p. 3271-3280, 1999.

Lin, W. A model for heat-affected zone liquation cracking, *Welding in the World/ Le Soudage dans le Monde*, vol. 30, n. 9/10, p. 236-242, 1992.

- Lin, W., Lippold, J. C., Baeslack III, W. A. An evaluation of heat-affected zone liquation cracking susceptibility, Part I : Development of a method for quantification, *Welding Journal*, v. 72, n. 4, p. 135s-153s, abr. 1993.
- Lingenfelter, A. C. Vareststraint testing of nickel alloys, *Welding Journal*, v. 51, n. 9, p. 430-436, set. 1972.
- Lippold, J. C. Solidification behavior and cracking susceptibility of pulsed-laser welds in austenitic stainless steels. *Welding Journal*, v. 73, n. 6, p. 129-139, jun. 1994.
- Lippold, J. C., Baeslack III, W. A., Varol, I. Heat-affected zone liquation cracking in austenitic and duplex stainless steels, *Welding Journal*, v.71, n.1, p. 1s-14s, jan. 1992.
- Lippold, J. C., Nippes, E. F., Savage, W. F. An investigation of hot cracking in 5083- O aluminum alloy weldments. *Welding Journal*, v. 56, n. 6, p.171-178, 1977.
- Lippold, J. C., Shademan, S. S., Baeslack III, W. A. The effect of specimen strength and thickness on cracking susceptibility during the sigma jig weldability test, *Welding Journal*, v. 75, n. 3, p.81-92, 1996.
- Lippold, J. C., Savage, W. F. Solidification of austenitic stainless steel weldments: Part 1- A proposed mechanism, *Welding Journal*, v. 58, n.12, p.362-373, dez. 1979.
- Lippold, J. C., Savage, W. F. Solidification of austenitic stainless steel weldments: Part III- The effect of solidification behavior on hot cracking susceptibility, *Welding Journal*, v.61, n.12, p.388s-396s, dez. 1982.
- Lothongkum, G., Chaumbai, P., Bhandhubanyong, P. TIG pulse welding of 304L austenitic stainless steel in flat, vertical and overhead positions. *Journal of Materials Processing Technology*, v. 89-90, p. 410-414, mai. 1999.

Lorençato, L.A., Braga, E.M., Trevisan, R.E. [CD-ROM]. Influência da potência do arco na susceptibilidade a trinca de solidificação em ligas de alumínio. In: *1º Congresso Brasileiro de Engenharia de Fabricação*, Curitiba, Paraná, Brasil, 2001. Disponível em 1 CD.

Lundin, C. D., Chou, C. P. D. Fissuring in the “Hazard HAZ” region of austenitic stainless steel welds. *Welding Journal*, v. 64, n. 4, p. 113-118, abr. 1985.

Lundin, C. D., Delong, W. T., Spond, D. F. Ferrite-fissuring relationship in austenitic stainless steel weld metals. *Welding Journal*, v.54, n.8, p. 241s-246s, ago. 1975.

Lundin, C. D., Lee, C. H, Qiao, C. Y. P. Evaluation of backfilled solidification cracks in austenitic stainless welds in relationship to evaluation of hot cracking. *Welding Journal*, v. 72, n. 7, p. 321s-328s, jul. 1993.

Lundin, C. D., Lee, C. H, Menon, R. Hot ductility and weldability of free machining austenitic stainless steel, *Welding Journal*, v. 67, n. 6, p. 119s-130s, jun. 1998.

Lundin, C. D., Lee, C. H, Menon, R., Osorio, V. Weldability evaluations of modified 316 and 347 austenitic stainless steels: Part I- Preliminary Results, *Welding Journal*, v. 67, n. 2, p. 35-46, fev.1988.

Lundin, C. D., Lee, C. H, Qiao, C. Y. P. ,Goodwin, G. M., Swindeman, R. W. Haz liquation cracking behavior in newly developed lean 316 stainless steels, *American Society of Mechanical Engineers Pressure Vessels and Piping*, Pup 201, p. 155-163, 1990.

Lundin, C. D., Lingenfelter, A. C., Grotke, G. E., Lessmaann, G. G., Mathews, S. J. The verestraint test. *Welding Research Council*, New York, WRC Bulletin n. 280, 19 p., 1982.

- Lundin, C. D., Spondd. F. The nature and morphology of fissures in austenitic stainless steel weld metals. *Welding Journal*, v. 75, n. 11, 1976.
- Mershall, A. W., Farrar, J. C. M. Effects of residual, impurity and microalloying elements on properties of austenitic stainless steel weld metals. *Metal Construction*, p. 347-353, jun. 1984.
- Matsumoto, T., Shinoda, T., Miyake, H., Matsuzaka, T., and Kanai, H. Effect of low-melting-point eutectic on solidification cracking susceptibility of boron-added AISI 304 stainless steel welds , *Welding Journal*, v.74, n. 12, p. 397-405, dez. 1995.
- Matthews, S. J. Weldability studies on high performance alloys in sheet form. *Welding Journal*, v. 54, n. 9, p. 281-287, set. 1975.
- Mills, K. C., Keene, B. J. Factors affecting variable weld penetration, *International Materials Reviews* , v. 35, n. 4, p. 185-216, 1990.
- Murugan, N. , Parmar, R.S. Effects of MIG process parameters on the geometry of the bead in the automatic surfacing of stainless steel, *Journal of Materials Processing Technology*, v. 41, p. 381-398, 1994.
- Nelson, D. E., Baeslack III, W. A. Characterization of the weld structure in duplex stainless steel using color metallography, *Materials Characterization*, v 39, n 2-5, p. 467-477, ago-nov. 1997.
- Nelson, D. E., Baeslack III, W. A., Lippold, J. C. An investigation of hot cracking in duplex stainles steels, *Welding Journal*, v. 66, n. 8, p. 241-260, ago. 1987.
- Neto, J. C. D. P. A. , Guimarães, A. S. Efeito dos parâmetros de pulso sobre a geometria do cordão de solda em soldagem de chapa fina de aço inox AISI 304 pelo processo TIG pulsado, *Soldagem & Inspeção*, ano 4, nº 6, 1998.

Nippes, E. F., Ball, D. J., "Copper- Contamination cracking: Cracking mechanism and crack inhibitors", *Welding Journal*, v.61, n.3, p. 75-81, mar. 1982.

Norman, A. F., Drazhner, V., Prangnell. Effect of parameters on the solidification microstructure of autogenous TIG welds in na Al-Cu-Mg alloy. *Materials Science & Engineering A*, v.259, p. 53-64, jan. 1999.

Norrish, J., Ooi, C. L. Adaptive asymmetric waveform control in bipolar gas tungsten arc welding of a aluminium. *Welding & Metal Fabrication*, v. 61, n. 5. p. 230-231, jun. 1993.

Ogawa, T., Murata, K.A.S., Tsunetone, E. Effect of molybdenum and nitrogen on chloride pitting in austenitic stainless steel weld metal. *Journal of the Japanese Welding Society*, v. 49, n. 3, p.564-571, ago. 1980.

Ogawa, T. , Tsunetone, E. Hot cracking susceptibility of austenitic stainless steels", *Welding Journal*, vol.61, n. 3, p. 82-93, mar. 1998.

Ogawa, T. Weldability of invar and its large-diameter pipe, *Welding Journal*, v. 65, n.8, p. 213-226, ago. 1986.

Onsøien, M. I., Akselsen, O. M., Grong, Ø. and Kvaale, P. E. "Prediction of cracking resistance in steel weldments", *Welding Journal*, Jan. 1990, p. 45-53.

Okada, O., Nakata, K., Kasahara, S. Effects of thermal sensitization on radiation-induced segregation in type 304 stainless steel irradiated with He-ions. *Journal of Nuclear Materials*, v. 265, ed. 3, p. 232-339, mar. 1999.

Olson, D. L. Prediction of austenitic weld metal microstructure and properties, *Welding Journal*, v. 26, n.10, p. 281-295, 1985.

- Patterson, R. A., Milewski, J. O., GTA weld cracking- Alloy 625 to 304L, *Welding Journal*, p. 227- 231, ago. 1985.
- Pereira, M., Taniguchi, C., Brandi, D. Analysis of solidification cracks in welds of AL-Mg-Si A6351 type alloy welded by high frequency pulsed TIG process. *Quarterly Journal of Japan Welding Society*, v. 12, n. 3, p. 342-350, 1994.
- Pickering, E. R. Welding aluminum. *Advanced Materials & Processes*, v. 52, n. 4, p. 29-30, 1997.
- Pollard, B. The effects of minor elements on the welding characteristics of stainless steel. *Welding Journal*, v. 67, n. 9, p. 202s-213s, set. 1988.
- Poltluri, N. B., Ghosh, P. K., Gupta, P. C., Reddy, Y. S. Studies on weld metal characteristics and their influence on tensile and fatigue properties of pulsed-current GMA welded AL-ZN-Mg alloy, *Welding Journal*, v. 75, n. 2, p. 62-70, fev. 1996.
- Pumphrey, W. I., Moore, D. C. Cracking during and after solidification in some aluminium-copper-magnesium alloys of high purity, *Journal Institute of Metals*, v. 74, p. 439-455, 1948.
- Puzak, P. P., Apblett, W. R., Pellini, W. S. Hot cracking of stainless steel weldments, *Welding Journal*, n. 1, p. 9-17, jan. 1956.
- Rajasekhar, K., Harendranath, C. S., Raman, R., Kulkarni, D. Microstructural evolution during solidification of austenitic steel weld metals: A color metallographic and electron microprobe analysis study, *Materials Characterization*, v. 38, p. 53-65, 1997.

Rebello, J. M. A., Pereira, L. C., Silva, Silva, M. S. M. Análise e tratamento de radiografias digitalizadas através de equipamento de varredura (scanner) e câmara CCD, *Soldagem & Inspeção* – ano 4 - nº 8, 1998.

Ritter, A. M., Henry, M. F., Savage, W. F. High temperature phase chemistries and solidification mode prediction in nitrogen-strengthened austenitic stainless steels. *Metallurgical Transactions A*, v. 15A, n.7, p. 1339-1351, jul. 1984.

Ritter, A. M., Savage, W. F. Solidification and solidification cracking in nitrogen-strengthened austenitic stainless steels. *Metallurgical Transactions A*, v. 17A, n. 4 p. 727-737, abr. 1986.

Robino, C. V., Michael, J. R., Maguire, M. C. The solidification and welding metallurgy of galling-resistant stainless steels. *Welding Journal*, v.77, n.11, p.446s-457s, nov. 1998.

Rogers, P. Synergic MIG welding in perspective. *Metal Construction*, v. 17, n. 9, p. 602-604, 1985.

Rowe, M. D., Nelson, T. W., Lippold, J. C. Hydrogen-induced cracking along the fusion boundary of dissimilar metal welds. *Welding Journal*, v. 77, n. 2, p. 31-37, fev. 1999.

Sadek, A. A.. Effect of new tungsten eletrodes on hot cracking susceptibility, *Materials Letters*, nº 25, p. 229-234, dez. 1995.

Savage, W. F., Nippes, E. F., Ericson, J. S. Solidification mechanisms in fusion welds. *Welding Journal*, v. 55, n. 8, p. 213-221, ago. 1976.

Sharples, R. V., Gooch, T. G. Effect of welding variables on cracking in cobalt-based SMA hardfacing deposits, *Welding Journal*, v. 71, n.5, p. 195-200, mai. 1992.

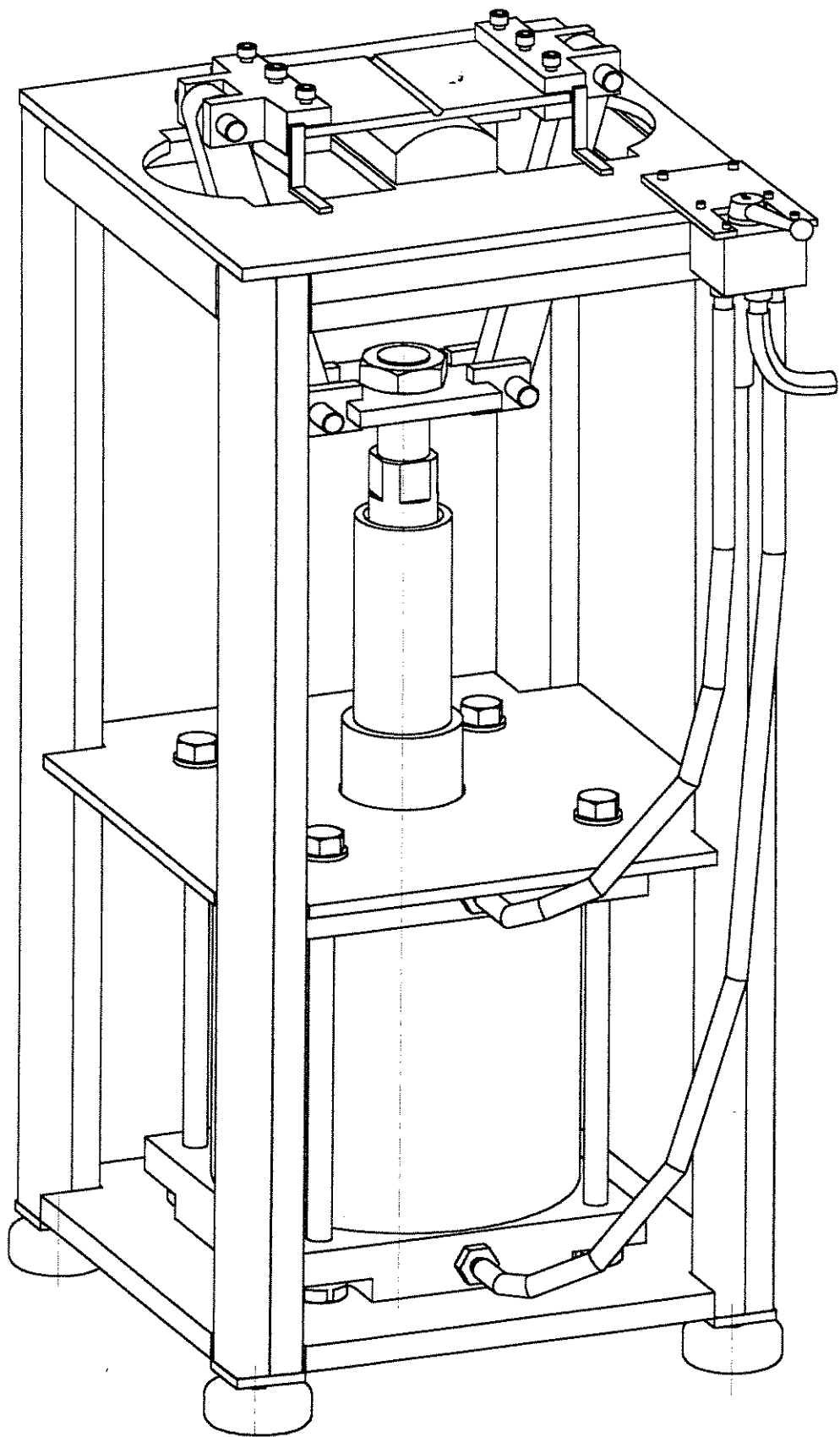
- Shewmon, P., Anderson, P. Void nucleation and cracking at grain boundaries. *Acta Metallurgica Inc*, v. 46, n. 14, p. 4861-4872, 1998.
- Shinoda, T., Ishii, T., Tanaka, R., Mimino, T., Kinoshita, K., Minegishi, I. Effects of some carbide stabilizing elements on creep-rupture strength and microstructural changes of 18-10 austenitic steel, *Metallurgical Transactions*, v. 4, p. 1213-1222, mai. 1973.
- Siewert T. A., McCowam, C. N., Olson, D. L. Ferrite number prediction to 100 FN in stainless steel weld metal. *Welding Journal*, v. 67, n. 12, p. 289-298, dez. 1988.
- Silva, I. C., Kruger, S. E., Farias, R. G., Rebello, J. M. A. Dimensionamento da altura de trincas via técnica do tempo de percurso da onda difratada, *Soldagem & Inspeção*, ano 4, nº 3, 1998.
- Street, J.A. *Pulsed Arc Welding*. Cambridge – England, Woodhead Publishing Ltd. 1990.
- Sun, Z. Solidification crack susceptibility of Nb-bearing austenitic stainless steel, *International Journal Materials and Product Technology*, v. 7, n. 1, p. 89-96, 1992.
- Sun, Z., Han, H.Y. Correlation between solidification cycle hot tension and Transvarestraint tests. *Journal of Materials Science Letters*, v. 10, p. 747-748, 1991.
- Suzuki, T., Kohyama, A., Hirose, T. Narui, M. Evaluation of weld crack susceptibility for neutron irradiated stainless steels, *Journal of Nuclear Materials*, v. 271-272, p. 179-183, mai. 1999.
- Stoop, B. T. J., Luyendijk, T. Ouden, D.G. Structure and properties of GTA welds in aluminium alloys, *Welding & Metal Fabrication*, v. 57, n.8, p.420-423, 1989.

- Thompson, R. G., Mayo, D. E., and Rahakrishnan, B., The Relationship between Carbon Content, Microstructure, and Intergranular Liquation Cracking in Cast Nickel Alloy 718, *Metallurgical Transactions A*, v. 22A, n. 2, p. 557-567, fev. 1991.
- Tretyak, N. G, Ishchenko, A. Ya., Yavorskaya, M. R. Susceptibility of aluminium-lithium alloys to hot cracking in welding. *Welding in the World/ Le Soudage dans le Monde*, v.35, n. 1, p. 44-47, 1995.
- Troyer W., Tomsic M., Barhorst R. Investigation of pulsed wave shapes. *Welding Journal*, v. 56, n.1, p. 26-32, jan. 1977.
- Ueguri, S., Hara, K., Komura, H. Study of metal transfer in pulsed GMA welding, *Welding Journal*, p.242-250, ago. 1985.
- Varol, I., Baeslack III, W. A., Lippold, J. C. Characterization of weld solidification cracking in a duplex stainless steel, *Materials Characterization*, v. 39, n.2-5, p. 555-573, ago./nov. 1997.
- Voort, G. F. V. The metallography of stainless steels. *Jornal of Metal*, p. 6-11, mar. 1989.
- Vishnu, P. R. Modelling microstructural changes in pulsed weldments, *Welding in The World/ Le Soudage dans le Monde*, v. 35, n. 4, p. 214-222, 1995.
- Wahab, M. A., Painter, M. J. Davies, M. H. The prediction of the temperature distribution and weld pool geometry in the gas metal arc welding process. *Journal Materials Processing Technology*, v. 77, p. 233-239, 1988.
- Weite, W., Tsai, C. H. Hot cracking susceptibility of fillers 52 and 82 in alloy 690 welding. *Metallurgical and Materials Transactions A*, v. 30A, n. 2, fev. 1999.

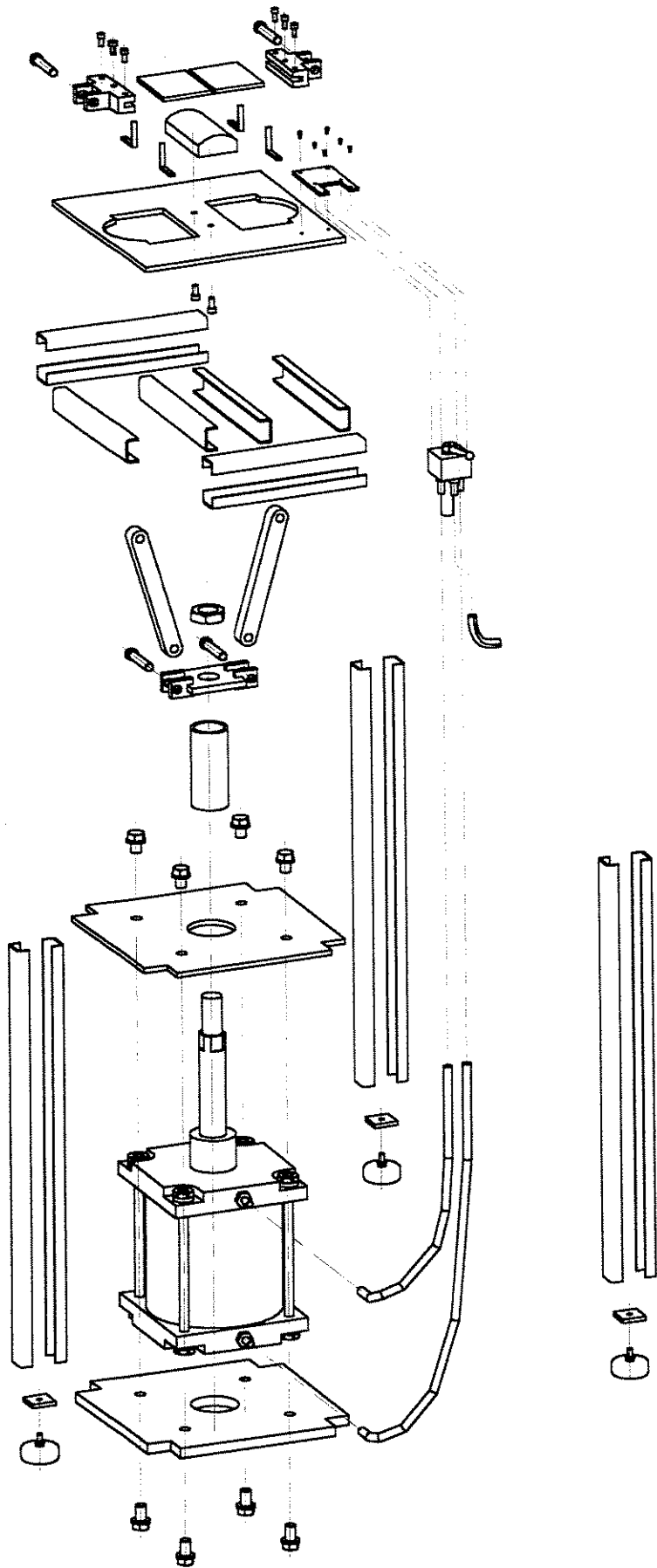
- Werkema, M.C.C. Ferramentas estatísticas básicas para o gerenciamento de processos. 2ª Edição. Belo Horizonte, MG: Fundação Christiano Ottoni, Escola de Engenharia da UFMG, 1995. 404 p.
- Wilken K., Bauer, S. The suitability of MTV and PVR tests for determining susceptibility to microcracking, *Welding & Cutting*, v. 50, n. 3, p. E50-E53, 1998.
- Wyon, G., Weill, F. A new technique for observing the subgrains in hot-worked aluminum with an optical microscope, *Metallography*, p. 289-297, 1980.
- Yang, Y. P.; Dong, P.; Zhang, J.; Tian, X. A hot-cracking mitigation technique for welding high-strength alloy, *Welding Journal*, v. 79, n.1, p. 9-17, jan. 2000.
- Yurioca, N., Suzuki, H. Hydrogen assisted Cracking in C-Mn and Low Alloy Steel Weldments, *International Materials Reviews*, v. 35, n.4, p. 217-249, 1990.
- Zacharia, T. Dynamic stresses in weld metal hot cracking, *Welding Journal*, v. 73, n. 7, p. 164-172, jul. 1994.
- Zagnloul, M. B., Sadek, A. A., Elbatahgy, A. M., Hanafy, M. Effect of welding parameters on hot cracking susceptibility of alloy 800, *Quarterly Journal of Japan Welding Society*, v. 12, n. 3, p. 335-341, 1994.

ANEXO I

PROJETO DO EQUIPAMENTO DE TESTE TRANSVARESTRAINT



UNIVERSITATEA	DEPARTAMENTUL	DISCIPLINA	SEMESTRU	AN
EDUCATECH	MECANICĂ	MATERIE		
CHIMICĂ				
JANUARY				
FACULTATEA DE INGINERIEA MECANICĂ				
DEF - Lab. de Sădăşim		16/11/2000		
Tutorat		1/1		
FEM				



Ficha nº 100000	Descrição	Data	Assinatura	Assinatura	Assinatura
LUMINÁRIAS	FABRIL	FABRIL	FABRIL	FABRIL	FABRIL
Eduardo /	FABRIL	FABRIL	FABRIL	FABRIL	FABRIL
Jurely	FABRIL	FABRIL	FABRIL	FABRIL	FABRIL
FABRIL	FABRIL	FABRIL	FABRIL	FABRIL	FABRIL
FABRIL	FABRIL	FABRIL	FABRIL	FABRIL	FABRIL
FABRIL	FABRIL	FABRIL	FABRIL	FABRIL	FABRIL
FABRIL	FABRIL	FABRIL	FABRIL	FABRIL	FABRIL
FABRIL	FABRIL	FABRIL	FABRIL	FABRIL	FABRIL
FABRIL	FABRIL	FABRIL	FABRIL	FABRIL	FABRIL

FEM

FABRIL DE ENGENHARIA MECANICA

DEF - Lixo de Soldagem

16/11/2000

10/11/2000

10/11/2000

10/11/2000

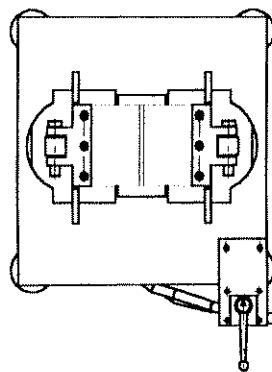
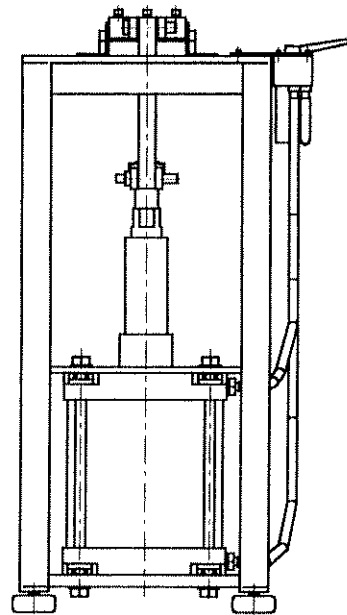
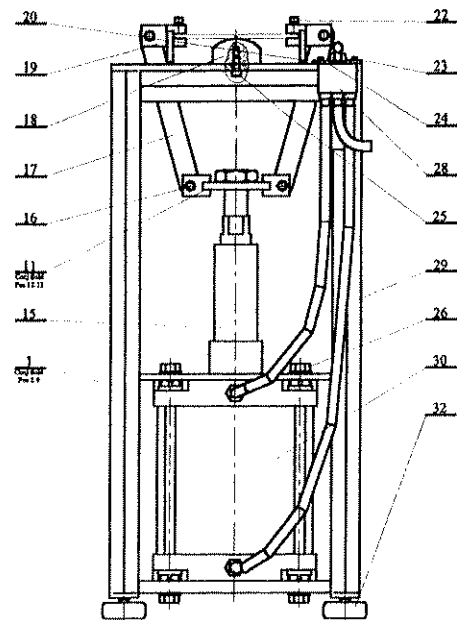
10/11/2000

10/11/2000

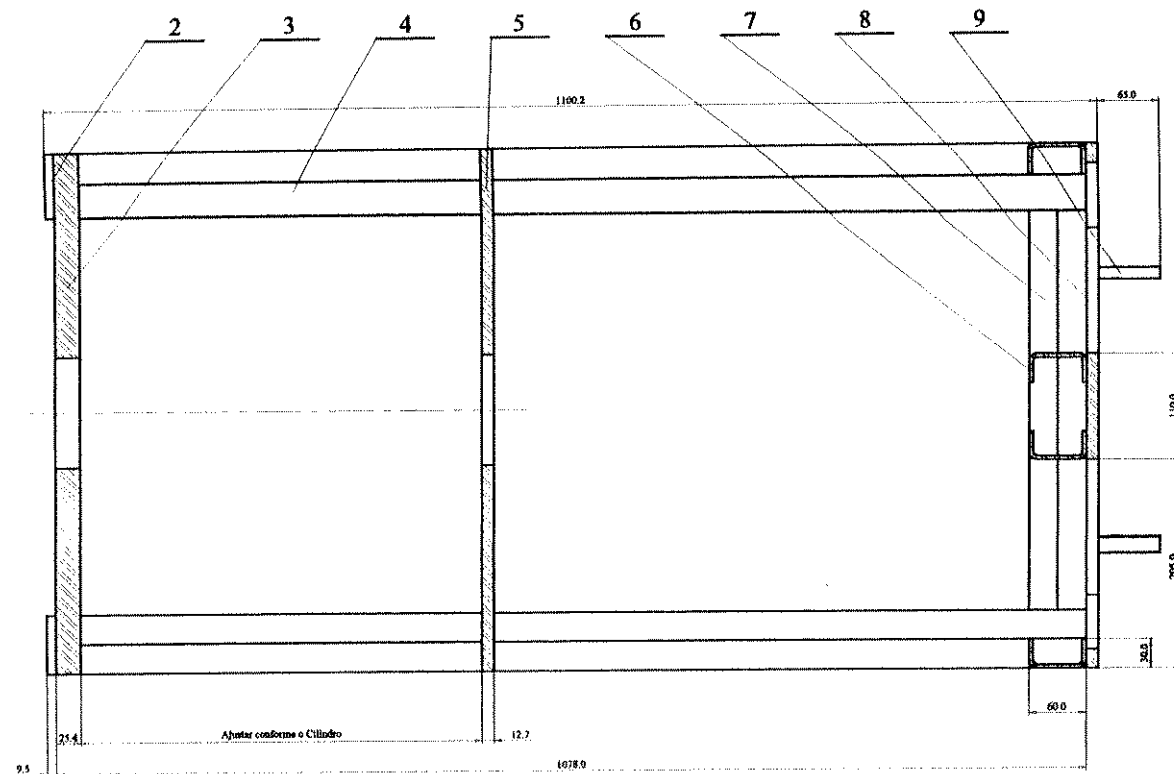
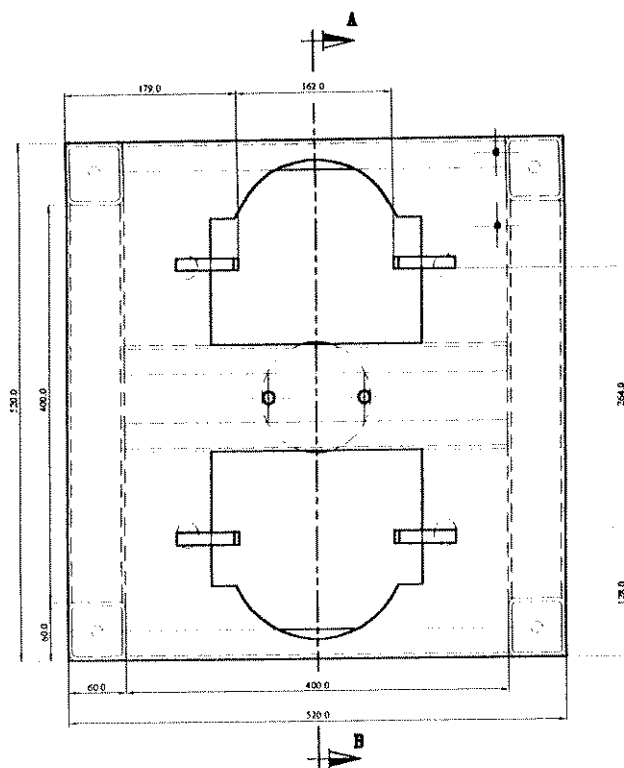
10/11/2000

10/11/2000

10/11/2000



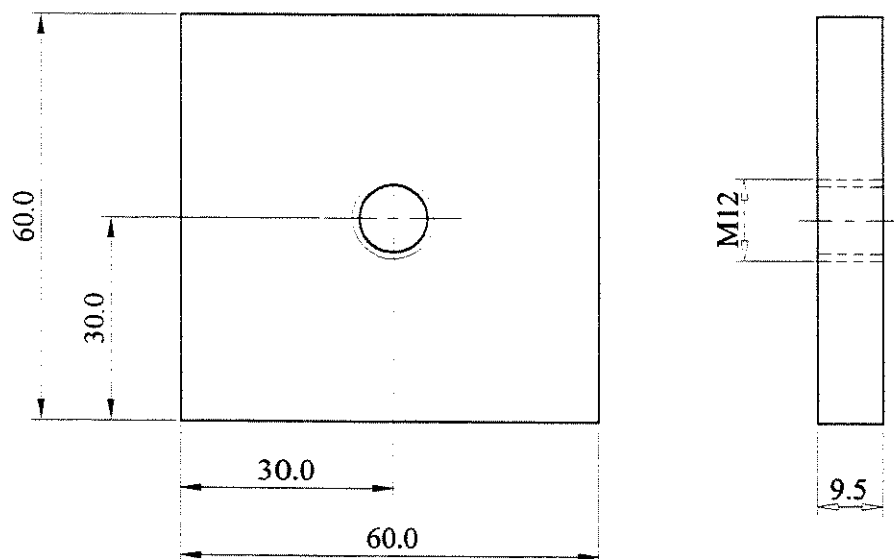
32	04	Vibrador		M17	
21					
20	01	Cilindro Dupla Ação	Pneumática	DMG-330-300 PPM-A	
29	01	Mangueira Arq.	Pneumática	PVN - 13 x Cond. Recondade	
28	01	Válvula Alavanca	Pneumática	HSD - 4/3 - 1/2 E	
27					
26	08	Parafuso Sotavento	Dim 913	M24 x 50	
25	02	Parafuso Allen	Dim 912	M12 x 30	
24	04	Parafuso Allen	Dim 911	M5 x 30	
23	02	Parafuso Allen	Dim 913	M6 x 15	
22	06	Parafuso Allen	Dim 912	M10 x 35	
21					
20	01	Suporte	SAE 1020	# 14" x 100 x 170	Ver FI 12
19	02	Oliva	SAE 1020	# 42 x 92 x 160	Ver FI 09
18	03	Malha	SAE 1020	# 50 x 100 x 200	Ver FI 13
17	02	Braco	SAE 1020	# 32 x 42 x 350	Ver FI 08
16	04	Fino	SAE 1020	# 28 x 110	Ver FI 11
15	03	Lentador	SAE 1020	# 89 x Cond. tabela	Ver FI 13
14					
13	04	Posicionador	SAE 1020	# 50" x 44 x 56	Ver FI 10
12	01	Centralizador	SAE 1020	# 50" x 128 x 140	Ver FI 10
11	01	Conjunto Soldado	SAE 1020	Pos de 12 x 13	Ver FI 10
10					
09	04	Guia	SAE 1020	# 1/2" x 65 x 65	Ver FI 09/07
08	01	Base	SAE 1020	# 1/2" x 520 x 520	Ver FI 02/06
07	04	Suporte	SAE 1020	1/3" 3/16" x 400	Ver FI 02/05
06	04	Suporte	SAE 1020	1/3" 3/16" x 400	Ver FI 02/05
05	01	Localizador	SAE 1020	# 1/2" x 520 x 520	Ver FI 02/04
04	08	Suporte	SAE 1020	1/3" 3/16" x 1078	Ver FI 02/05
03	01	Base Cilindro	SAE 1020	# 1" x 520 x 520	Ver FI 02/04
02	04	Sapata	SAE 1020	# 3/8" x 60 x 60	Ver FI 02/03
01	01	Conjunto Soldado	SAE 1020	Pos de 02 x 09	Ver FI 02
peça	quant	descrição	material	dimensões	obs.
 FEM FACULDADE DE ENGENHARIA MECÂNICA UNIVERSIDADE DE SÃO PAULO DEPARTAMENTO DEF - Lab. de Soldagem 16/11/2000 Eduardo / Claudomiro Juracy Transversal 1:5 1 / 13					

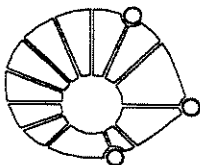


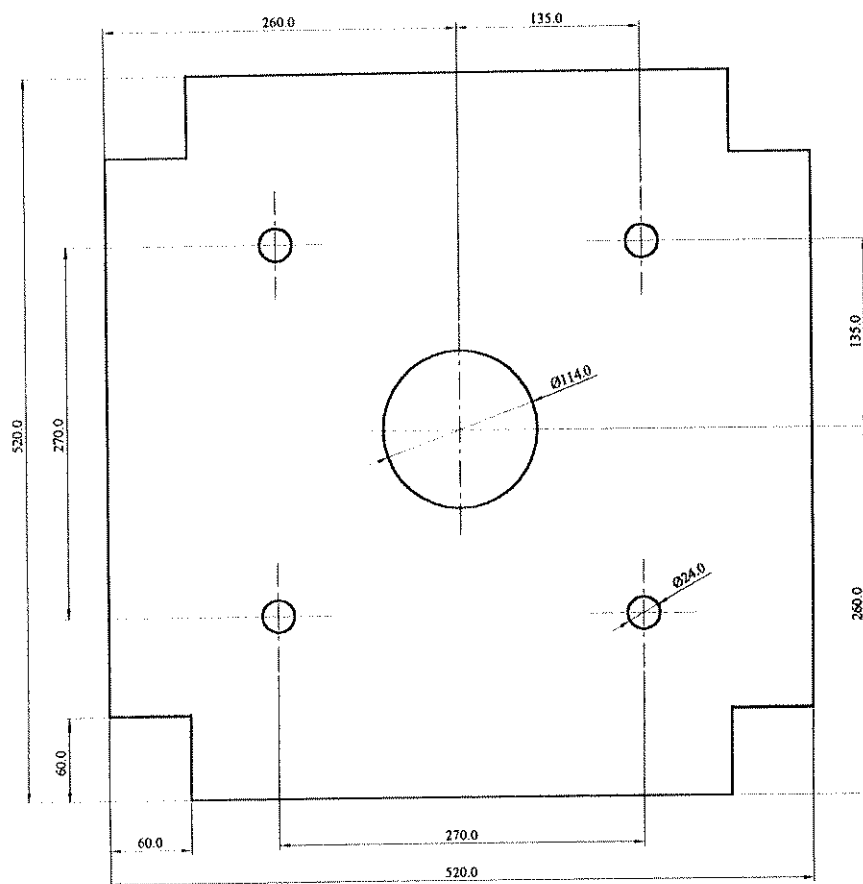
Corte-AR

Item	Quantidade	Descrição	Material	Dimensões	Verificação
01	04	Base	SAE 1020	# 1/2" x 65 x 65	Ver F1 01
02	01	Base	SAE 1020	# 1/2" x 320 x 320	Ver F1 02
03	04	Base	SAE 1020	# 1/2" x 320 x 320	Ver F1 03
04	04	Base	SAE 1020	# 1/2" x 320 x 320	Ver F1 04
05	01	Localizador	SAE 1020	# 1/2" x 520 x 520	Ver F1 05
06	04	Base	SAE 1020	# 1/2" x 320 x 320	Ver F1 06
07	01	Base	SAE 1020	# 1/2" x 320 x 320	Ver F1 07
08	04	Base	SAE 1020	# 1/2" x 320 x 320	Ver F1 08
09	01	Base	SAE 1020	# 1/2" x 320 x 320	Ver F1 09
10	01	Base	SAE 1020	# 1/2" x 320 x 320	Ver F1 10
11	01	Base	SAE 1020	# 1/2" x 320 x 320	Ver F1 11
12	01	Base	SAE 1020	# 1/2" x 320 x 320	Ver F1 12
13	01	Base	SAE 1020	# 1/2" x 320 x 320	Ver F1 13
14	01	Base	SAE 1020	# 1/2" x 320 x 320	Ver F1 14
15	01	Base	SAE 1020	# 1/2" x 320 x 320	Ver F1 15
16	01	Base	SAE 1020	# 1/2" x 320 x 320	Ver F1 16
17	01	Base	SAE 1020	# 1/2" x 320 x 320	Ver F1 17
18	01	Base	SAE 1020	# 1/2" x 320 x 320	Ver F1 18
19	01	Base	SAE 1020	# 1/2" x 320 x 320	Ver F1 19
20	01	Base	SAE 1020	# 1/2" x 320 x 320	Ver F1 20

UNIVERSIDADE	FEM	Faculdade de Engenharia Mecânica
DEF - Lab. de Soldagem	16/11/2000	1: 2.5
Eduardo / Claudemiro	Transvarestraint	2 / 13
Juracy		



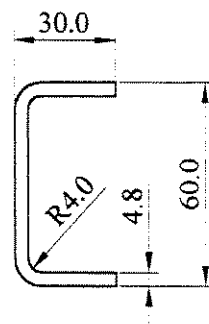
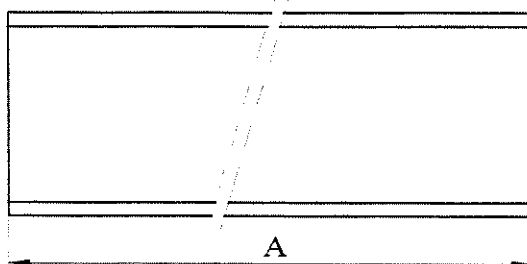
02	04	Sapata	SAE 1020	# 3/8" x 60 x 60	Ver F1 02
PEÇA N°	QUANT.	DENOMINAÇÃO	MATERIAL	DIMENSÕES	OBS.
		FEM FACULDADE DE ENGENHARIA MECÂNICA			
Projeto: Eduardo / Claudomiro Desenho: Juracy		Departamento: DEF - Lab. de Soldagem Denominação: Transvarestraint		Data: 16/11/2000 Escala: 1 : 1 Folha: 3 / 13	

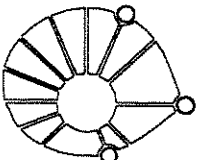


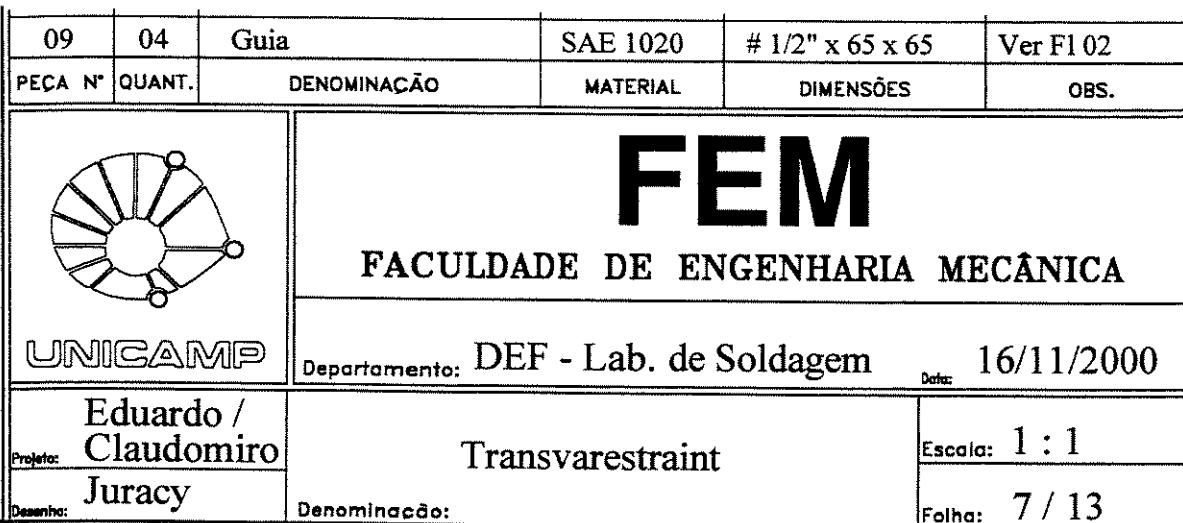
Pos 03 = 25.4 Quant. 01
Pos 05 = 12.7 Quant. 01

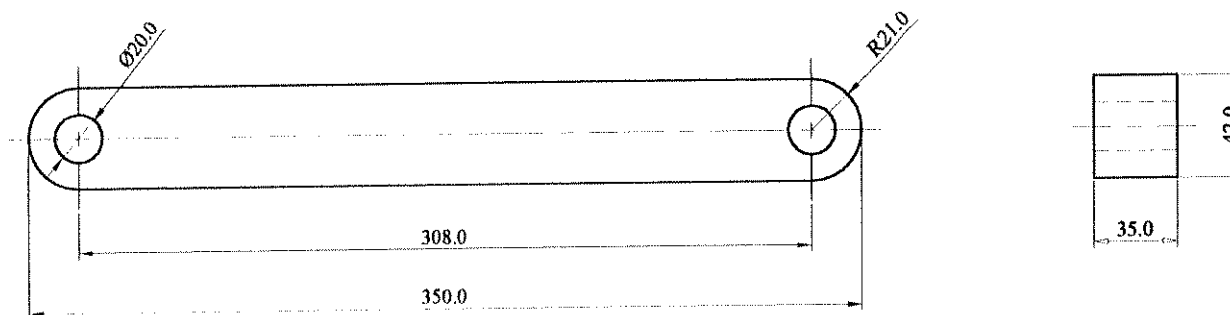
PEÇA Nº	QUANT.	DENOMINAÇÃO	MATERIAL	DIMENSÕES	QNTD.
A	A	Base Cil / Localizador	SAE 1020	# A x 520 x 520	Ver Fl 02
 FEM FACULDADE DE ENGENHARIA MECÂNICA					
Eduardo / Claudomiro		Departamento: DEF - Lab. de Soldagem		Data: 16/11/2000	
Juracy		Transvarestraint		Escala: 1 : 2.5	
Denominação:				Folha: 4 / 13	

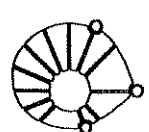
Pos	Compr. - A	Quant.
07	400	04
06	400	04
04	1078	08

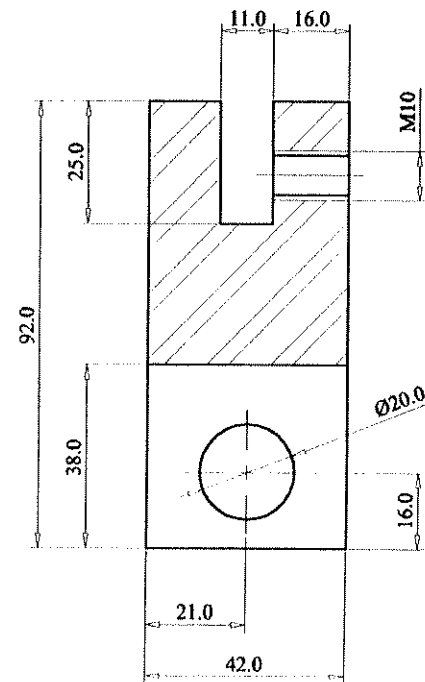
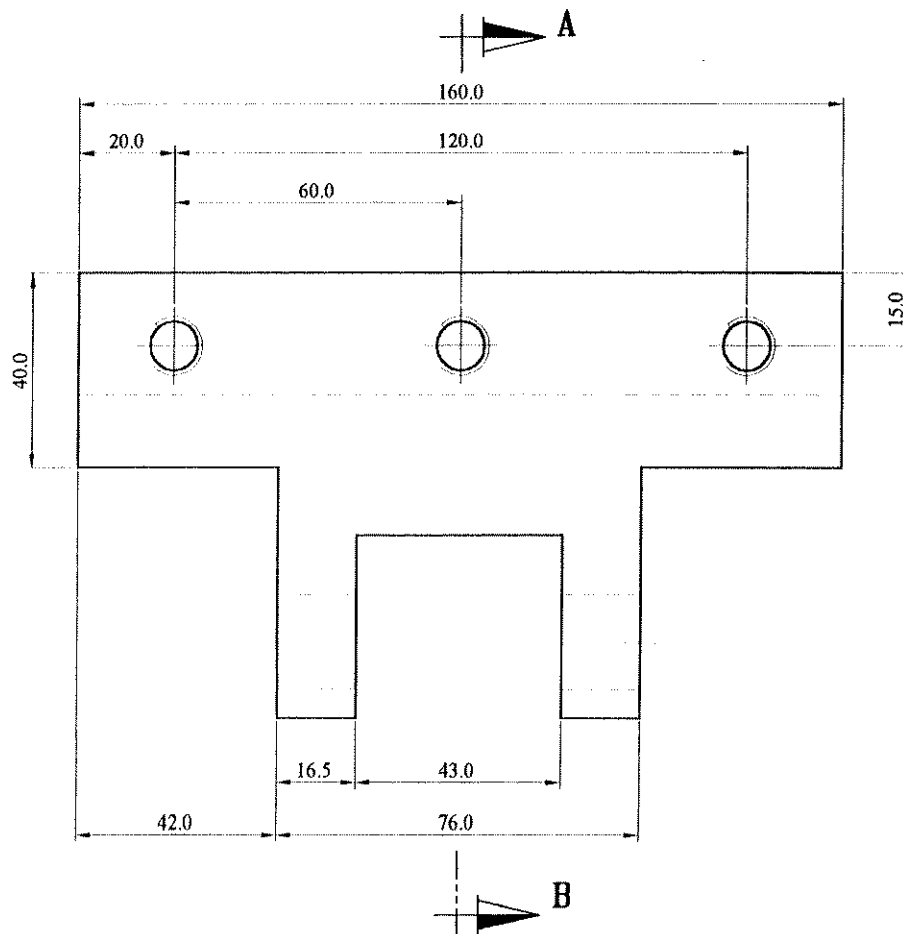


A	A	Suporte	SAE 1020	Perfil "U" 3/16" x A	Ver F1 02
PEÇA N°	QUANT.	DENOMINAÇÃO	MATERIAL	DIMENSÕES	OBS.
 UNICAMP		FEM FACULDADE DE ENGENHARIA MECÂNICA			
		Departamento: DEF - Lab. de Soldagem		Data: 16/11/2000	
Projeto: Eduardo / Claudomiro Desenho: Juracy		Transvarestraint Denominação:		Escala: 1 : 2	
				Folha: 5 / 13	

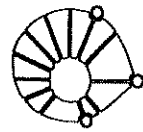




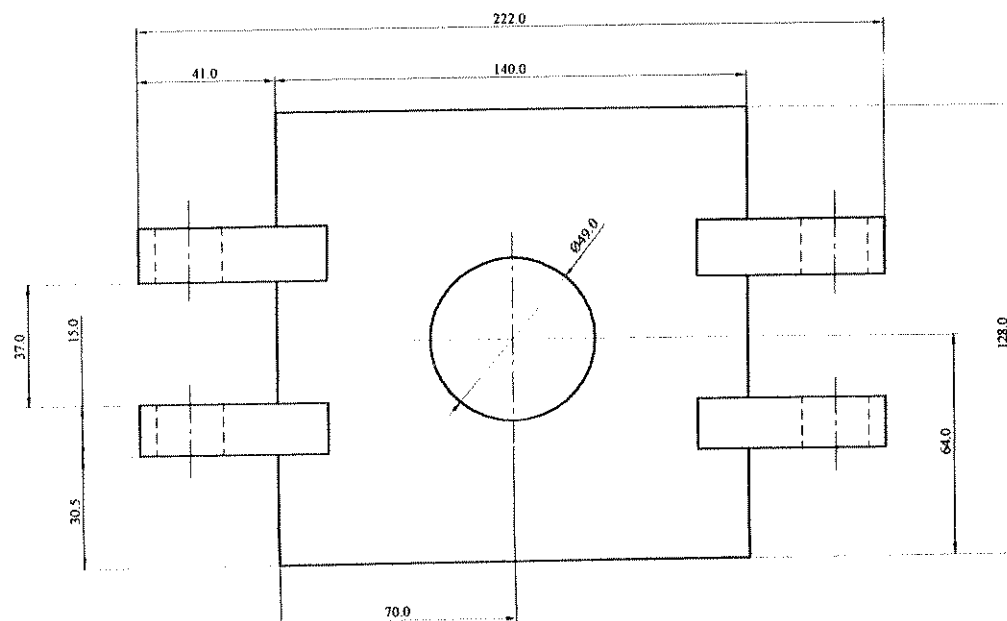
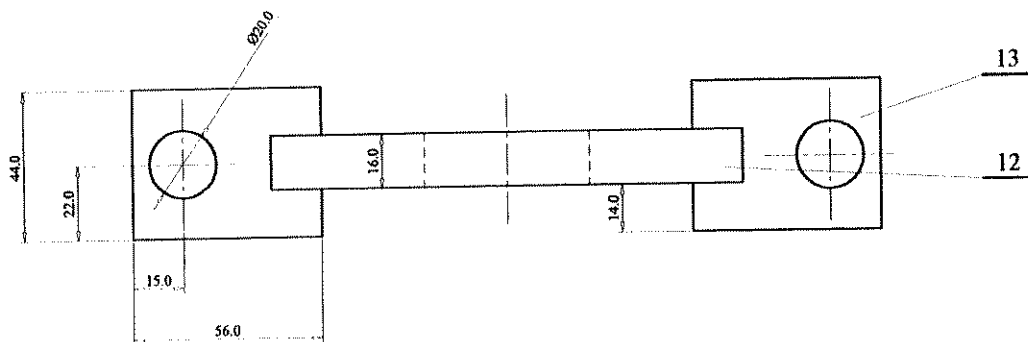
17	02	Braço	SAE 1020	# 35 x 42 x 350	Ver FI 01
PEÇA N°	QUANT.	DENOMINAÇÃO	MATERIAL	DIMENSÕES	OBS.
 UNICAMP		FEM FACULDADE DE ENGENHARIA MECÂNICA			
		Departamento: DEF - Lab. de Soldagem Data: 16/11/2000			
Projeto: Eduardo / Claudomiro Desenho: Juracy		Transvarestreint			Escala: 1 : 2 Folha: 8 / 13



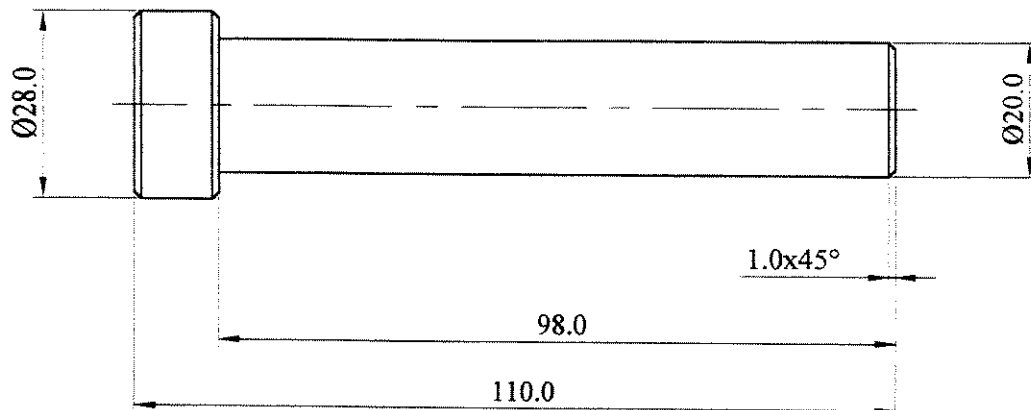
Corte-AB

19	02	Garra	SAE 1020	# 42 x 92 x 160	Ver Fl 01
PEÇA N°	QUANT.	DENOMINAÇÃO	MATERIAL	DIMENSÕES	OBS.
 UNICAMP		FEM FACULDADE DE ENGENHARIA MECÂNICA			
		Departamento: DEF - Lab. de Soldagem Data: 16/11/2000			
Projeto: Eduardo / Claudomiro Desenho: Juracy		Denominação: Transvarestreint			Escala: 1 : 1 Folha: 9 / 13

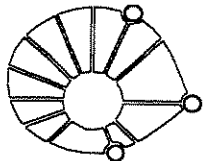
Des. Proj. Mec. 1991-1992 e 1993-1994 e 1995-1996



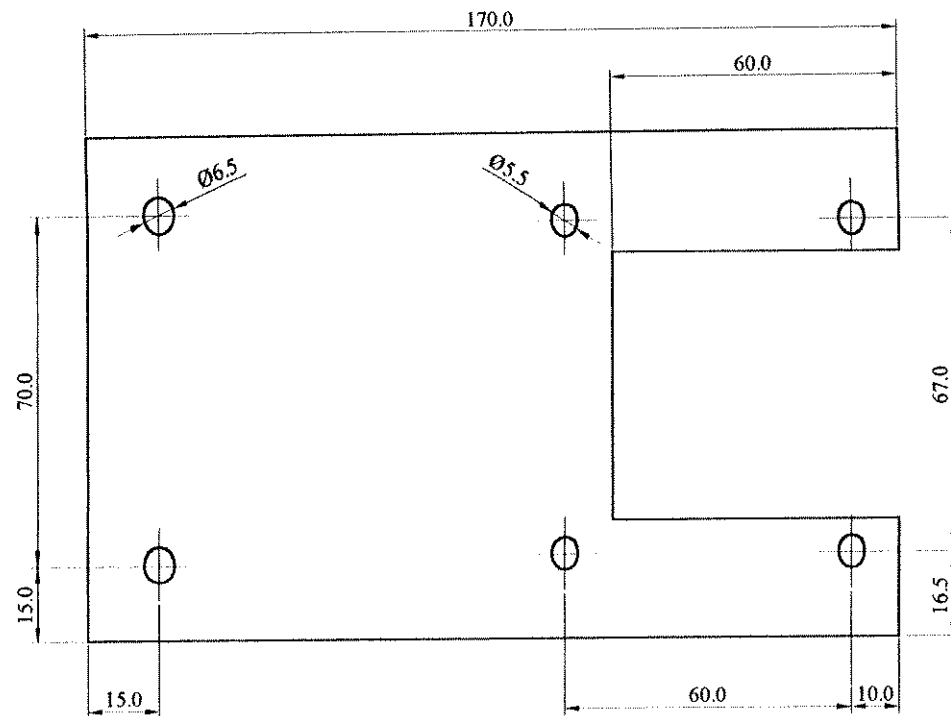
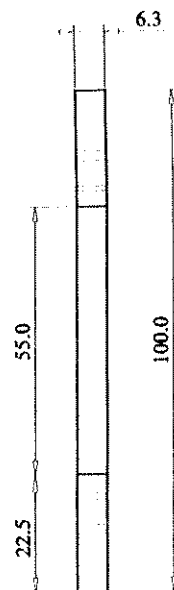
13	04	Posicionador	SAE 1020	# 5/8" x 44 x 56	Ver FI 01
12	01	Centralizador	SAE 1020	# 5/8" x 128 x 140	Ver FI 01
11	01	Conjunto Soldado	SAE 1020	Pos de 12 e 13	Ver FI 01
PEÇA Nº	QUANT.	DENOMINAÇÃO	MATERIAL	DIMENSÕES	Obs.
UNICAMP		FEM			
Eduardo / Claudomiro		Departamento DEF - Lab. de Soldagem		16/11/2000	
Juracy		Transvarestraint		Escala: 1:1	
		Denominação		Folha: 10 / 13	



16	04	Pino	SAE 1020	Ø 28 x 110	Ver Fl 01
PEÇA N°	QUANT.	DENOMINAÇÃO	MATERIAL	DIMENSÕES	OBS.

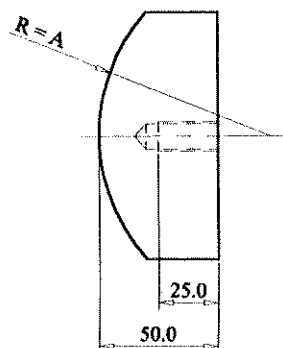
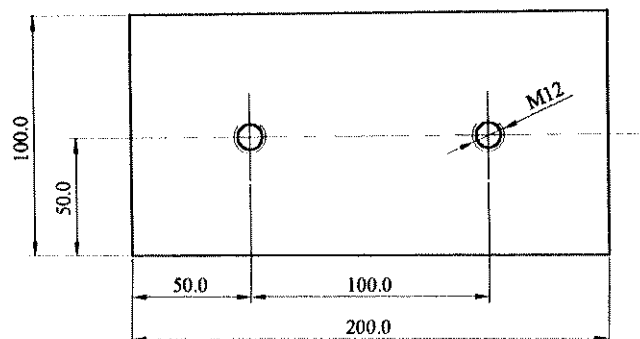
 UNICAMP	FEM FACULDADE DE ENGENHARIA MECÂNICA	
	Departamento: DEF - Lab. de Soldagem	Data: 16/11/2000

Projeto: Eduardo / Claudomiro Desenho: Juracy	Denominação: Transvarestreint	Escala: 1 : 1 Folha: 11 / 13
--	--------------------------------------	---



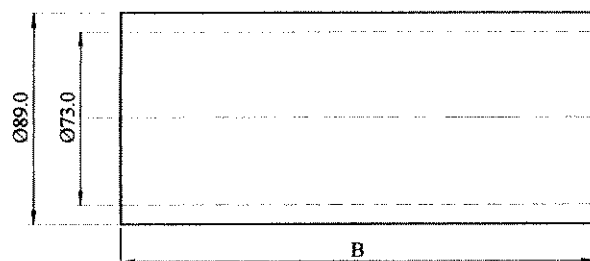
20	01		SAE 1020	# 1/4" x 100 x 170	Ver F101
PEÇA N°	QUANT.	DENOMINAÇÃO	MATERIAL	DIMENSÕES	OBS.
 UNICAMP		FEM FACULDADE DE ENGENHARIA MECÂNICA			
Projeto: Eduardo / Claudomiro Desenho: Juracy		Departamento: DEF - Lab. de Soldagem		Data: 16/11/2000	
		Transvarestreint			Escala: 1 : 1
		Denominação:			Folha: 12 / 13

Pos 18

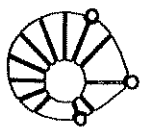


Pos	Compr. - B	Pos	Raio - A
15A	247	18A	316
15B	195	18B	95
15C	238	18C	158

Pos 15



18	03	Matriz	SAE 1020	# 50 x 100 x 200	Ver FI 01
15	03	Limitador	SAE 1020	Ø 89 x Conf. tabela	Ver FI 01
PEÇA N°	QUANT.	DENOMINAÇÃO	MATERIAL	DIMENSÕES	OBS.

 UNICAMP	FEM FACULDADE DE ENGENHARIA MECÂNICA	
	Departamento: DEF - Lab. de Soldagem	Data: 16/11/2000
Projeto: Eduardo / Claudomiro Descrição: Juracy	Transvarestraint	Escala: 1 : 2 Folha: 13 / 13