

ESTE EXEMPLAR CORRESPONDE A REDAÇÃO FINAL DA
TESE DEFENDIDA POR *Luciano Augusto*
Laurençato E APROVADA PELA
COMISSÃO JULGADORA EM *23/06/01*
Roseana da Exaltação
ORIENTADOR

200205507

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

***Estudo da Influência dos Parâmetros do Teste
Varestraint e dos Formatos da Poça de Fusão
nas Trincas de Solidificação***

**Autor : Luciano Augusto Lourençato
Orientadora : Roseana da Exaltação Trevisan**

38/01

**UNICAMP
BIBLIOTECA CENTRAL
SEÇÃO CIRCULANTE**

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

**Estudo da Influência dos Parâmetros do Teste
Varestraint e dos Formatos da Poça de Fusão
nas Trincas de Solidificação**

Autor : Luciano Augusto Lourençato

Orientadora : Roseana da Exaltação Trevisan

Curso: Engenharia Mecânica

Área de Concentração: Fabricação

Dissertação de mestrado apresentada à comissão de Pós Graduação da Faculdade de Engenharia Mecânica, como requisito para a obtenção do título de Mestre em Engenharia Mecânica.

**Campinas, 2001
S.P. – Brasil**

UNIDADE	BC
N.º CHAMADA:	T/UNICAMP
	L934e
V.	Ex
TOMBO BC/	47349
PROC.	837/02
C	<input type="checkbox"/>
D	<input checked="" type="checkbox"/>
PREC.ª	R\$ 11,00
DATA	01-02-02
N.º CPD	

CM00162830-3

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

L934e Lourençato, Luciano Augusto.
Estudo da influência dos parâmetros do teste varestraint e dos formatos da poça de fusão nas trincas de solidificação / Luciano Augusto Lourençato. -- Campinas, SP: [s.n.], 2001.

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

1. Alumínio. 2. Soldagem. 3. Aço inoxidável. 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

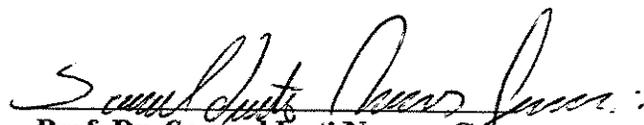
DISSERTAÇÃO DE MESTRADO

**Estudo da Influência dos Parâmetros do Teste
Varestraint e dos Formatos da Poça de Fusão
nas Trincas de Solidificação**

Autor : **Luciano Augusto Lourençato**

Orientadora : **Roseana da Exaltação Trevisan**


Profa. Dra. Roseana da Exaltação Trevisan, Presidente
DEF / FEM - UNICAMP


Prof. Dr. Samuel Irati Novaes Gomes
USP - São Carlos


Prof. Dr. Olívio Novaski
DEF / FEM - UNICAMP

Campinas, 23 de Junho de 2001.

Dedicatória:

Dedico este trabalho à meus pais e irmãos.

Agradecimentos

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

A Prof.^a Dr.^a Roseana da Exaltação Trevisan pela orientação nesta dissertação e, fundamentalmente, pelo apoio, amizade, compreensão e oportunidade dada para a realização do trabalho.

Aos técnicos, por todo apoio oferecido no desenvolvimento do trabalho.

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

Ao grupo de pesquisas Labsolda, da Universidade Federal de Santa Catarina, pelo apoio técnico prestado.

À Villares pela doação do aço inox e à Alcan pela doação do alumínio.

Ao CNPq e FUNCAMP pelo auxílio financeiro.

“ O rio alcança seus objetivos porque aprendeu a contornar os obstáculos. ”

Resumo

LOURENÇATO, Luciano Augusto, Estudo da Influência dos Parâmetros do Teste Varestraint e dos Formatos da Poça de Fusão nas Trincas de Solidificação, Universidade Estadual de Campinas, 2001. 97 p. Dissertação (Mestrado).

Trinca de solidificação é um dos maiores problemas que ocorrem em juntas soldadas, principalmente em ligas de alumínio e aços inoxidáveis. Estas trincas ocorrem de forma intergranular no cordão de solda durante o período de solidificação. Este fenômeno ocorre devido a ductilidade insuficiente que o metal de solda apresenta em suportar tensões trativas que surgem durante o resfriamento do cordão. Muitos testes são recomendados para testar a susceptibilidade ao trincamento dos materiais, porém o mais usado é o teste Varestraint. Apesar de sua importância, existe uma série de variáveis do teste que não são levadas em consideração e podem afetar consideravelmente os resultados. Este trabalho verificou a influência das variáveis do teste: Deformação Tangencial e Força de Aplicação, e da variável do processo de soldagem: Formato da Poça de Fusão, sobre o Comprimento Total de Trincas (CTT). No desenvolvimento experimental foi utilizado o processo de soldagem TIG autógeno em chapas de aço inox austenítico e alumínio 5052. Os resultados mostram que a Deformação Tangencial e o Formato da Poça de Fusão possuem grande influência sobre o CTT. No entanto, a Força de Aplicação mostrou não influenciar no trincamento.

Palavras Chave: Trincas de Solidificação, Variáveis do Teste Varestraint, Formatos da Poça de Fusão.

Abstract

LOURENÇATO, Luciano Augusto, Study of the Influence of Test Vareststraint Parameters and of the Formats of the Puddle of Fusion in the Solidification Cracking, Universidade Estadual de Campinas, 2001. 97 p. Dissertation (Mestrado).

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. Several procedures are recommended for testing cracking susceptibility of metals, the most used being the Vareststraint test. Despite its broad recognition and importance to the industry, there is a series of variables in the test procedure that are not taken into account even though they may affect the results considerably. The present work assesses the influence of test variables such as the tangential strain and the application force, and also the effect of the welding pool geometry, on the cracking total length (CTT). The experimental work was carried out using autogenous TIG process on 5052 Al plates and stainless steel plates. Results show that both the tangential strain and the geometry of the welding pool have a major impact on the CTT. On the other hand, the application force was shown not to affect solidification cracking.

Key Words: Solidification Cracking, Variables of the Vareststraint Test, Formats of the Puddle of Fusion.

Índice

Resumo.....	vi
Abstract.....	vii
Lista de Figuras.....	x
Lista de Tabelas.....	xii
Nomenclatura.....	xiii
Capítulo 1 - Introdução e Objetivos.....	1
1.1 - Introdução.....	1
1.2 - Objetivos.....	2
Capítulo 2 - Revisão da Literatura.....	3
2.1 - Considerações Gerais.....	4
2.2 - Trincas.....	5
2.3 - Trincas de Solidificação.....	8
2.4 - Soldabilidade do Alumínio e suas Ligas.....	13
2.4.1 - Camada de Óxido.....	15
2.4.2 - Fatores que podem Influenciar sobre a Susceptibilidade de Trincas de Solidificação em Al.....	18
2.5 - Testes para Avaliação quanto a Susceptibilidade a Trinca de Solidificação.....	21
2.6 - Teste Varestraint.....	25
2.7 - Determinação do Número de Réplicas.....	30

Capítulo 3 - Técnicas Experimentais	32
3.1 - Materiais.....	32
3.2 - Equipamento de Teste Varestraint.....	35
3.2.1 - Procedimento de Teste Varestraint.....	37
3.3 - Procedimento de Soldagem.....	41
3.4 - Soldagem do Inox.....	43
3.5 - Soldagem com Alumínio.....	45
3.6 - Planejamento dos Experimentos.....	47
3.7 - Medição das Trincas.....	49
3.8 - Metalografia.....	51
Capítulo 4 - Resultados e Discussões	53
4.1 - Resultados e Discussões com Aço Inox.....	53
4.2 - Resultados e Discussões com Al.....	56
4.2.1 - Introdução.....	56
4.2.2 - Obtenção dos Cordões com Diferentes Formatos de Poça de Fusão.....	56
4.2.3 - Caracterização Metalográfica dos Cordões de Solda.....	60
4.2.4 - Caracterização da Morfologia dos Cordões de Solda.....	63
4.2.5 - Caracterização das Trincas.....	65
4.2.6 - Estudo da Influência do Formato da Poça sobre o CTT.....	67
4.2.7 - Estudo da Influência das Variáveis do Teste Varestraint sobre o CTT.....	72
4.2.8 - Visualização Geral dos Resultados através das Superfícies de Resposta.....	75
Capítulo 5 - Conclusões	78
5.1 - Conclusões Específicas.....	78
5.2 - Conclusões Gerais.....	80
Capítulo 6 - Referências Bibliográficas e Bibliografia Consultada	81
6.1 - Referências Bibliográficas.....	81
6.2 - Bibliografia Consultada.....	90

Lista de Figuras

Figura 2.1 - Aspecto das trincas de solidificação intergranularmente na morfologia do cordão de uma liga de alumínio 5052.....	8
Figura 2.2 - Fractografia da trinca de solidificação de uma liga de Al.....	9
Figura 2.3 - Efeito das características constitucionais na susceptibilidade à trinca em sistemas binários (Borland, 1960).....	11
Figura 2.4 - Teoria de Deformação (Borland, 1979).....	12
Figura 2.5 - Susceptibilidade das ligas de alumínio à trinca de solidificação em função do principal elemento de liga (Pumprey et al., 1948).....	19
Figura 2.6 - Número de trabalhos por teste, 1938 - 1989 (Goodwin, 1990).....	23
Figura 2.7 - Origem dos trabalhos publicados (Goodwin, 1990).....	24
Figura 2.8 - Número de trabalhos por tipo de material (Goodwin, 1990).....	24
Figura 2.9 - Esquema do equipamento varestraint (Ludin et al., 1982).....	26
Figura 3.1 - Microestrutura do aço inox do tipo 304L.....	34
Figura 3.2 - Microestrutura do metal de base da liga de Al-Mg do tipo 5052.....	35
Figura 3.3 - Equipamento de teste Varestraint.....	36
Figura 3.4 - Pontos de marcação no corpo de prova Varestraint	38
Figura 3.5 - Fixação do corpo de prova e das barras auxiliares no equipamento de ensaio.....	39
Figura 3.6 - Conjunto de equipamentos utilizados para realização do experimental.....	42
Figura 3.7 - Gráfico de corrente com onda retangular desequilibrada.....	46
Figura 3.8 - Representação esquemática do planejamento experimental adotado no trabalho..	47
Figura 3.9 - Esquema do gabarito geométrico apresentado na lente objetiva da máquina de medir ZKM 01-250C.....	50

Figura 4.1 - Histograma de corrente com a onda do tipo retangular.....	57
Figura 4.2 - Formatos da poça de fusão para diferentes níveis de parâmetros de soldagem.....	60
Figura 4.3 - Macroestrutura da poça no formato elíptico.....	62
Figura 4.4 - Macroestrutura da poça no formato em gota.....	62
Figura 4.5 - Macroestrutura da poça no formato intermediário.....	63
Figura 4.6 - Morfologia dos cordões. A) - Poça no formato em gota. B) - Poça no formato elíptico.....	65
Figura 4.7 - Fractografias da superfície da trinca. A) - Borda superior do cordão de solda. B)- Centro do cordão de solda.....	66
Figura 4.8 - Trincas de solidificação intergranulares.....	67
Figura 4.9 - Corpos de prova obtidos no ensaio realizado com uma ϵ_t constante de 4%. A)- Formato em Gota. B)- Formato Elíptico.....	69
Figura 4.10 - Gráfico do efeito da alteração do formato da poça sobre o CTT.....	70
Figura 4.11 - Efeito da variação da Deformação Tangencial e Força de Aplicação sobre o CTT com Formato da Poça em Gota.....	73
Figura 4.12 - Histograma da Influência da F no CTT.....	75
Figura 4.13 - Superfície de resposta da influência da Força e do Formato da Poça sobre o CTT	76
Figura 4.14 - Superfície de resposta da influência da ϵ_t e do Formato da poça sobre o CTT....	77

Lista de Tabelas

Tabela 2.1 - Comparação entre as definições de trincas de acordo com normas DIN 8524 e AWS B1.0 (Wainer et al., 1992).....	7
Tabela 2.2 - Classificação das trincas intergranulares e em temperatura elevada (Hemosworth et al., 1967).....	7
Tabela 3.1 - Composição química do aço inoxidável tipo 304L.....	33
Tabela 3.2 - Composição química e propriedades mecânicas da liga de Al do tipo 5052.....	34
Tabela 3.3 - Valores de F para as respectivas P adotadas.....	41
Tabela 3.4 - Parâmetros para a execução da soldagem nos corpos de prova de aço inox	44
Tabela 3.5 - Valores dos parâmetros utilizados para soldagem MIG.....	44
Tabela 3.6 - Condições empregadas para execução do teste.....	45
Tabela 3.7 - Parâmetros adotados para soldagem em alumínio.....	46
Tabela 3.8 - Fatores dos níveis estabelecidos no planejamento experimental.....	48
Tabela 3.9 - Número de réplicas necessárias para a execução do experimental.....	49
Tabela 4.1 - Parâmetros de soldagem variados.....	58
Tabela 4.2 - Valor da Potência do Arco e do Insumo de Calor.....	58
Tabela 4.3 - CTT resultante dos ensaios realizados com o ensaio varestraint.....	68
Tabela 4.4 - Níveis estabelecidos para cada variável.....	72

Nomenclaturas

Letras Latinas

F - Força

y - Precisão da estimativa

S - Desvio padrão

s - Segundos

A - Ampères

Hz - Hertz

p - Pressão

R - Atrito

W - Potência do Arco

l - Litros

J - Joules

Letras Gregas

ε_t - Deformação tangencial

μ - Média das amostras

δ - Intervalo de confiança

$^\circ$ - Graus

π - Pi

α - Precisão

Abreviações

I_e - Intensidade de corrente eficaz

I_c - Intensidade de corrente

V_s - Velocidade de soldagem

n_c - Número de réplicas

Al - Alumínio

Mg - Magnésio

Cu - Cobre

Si - Silício

R.T.F - Temperatura frágil do material

TIG - Tungstênio Inerte Gás

MIG - Metal Inert Gás

CA - Corrente alternada

CCEN - Corrente contínua de polaridade direta (semi ciclo negativo)

CCEP - Corrente contínua de polaridade reversa (semi ciclo positivo)

I_{pos} - Intensidade de corrente no semi ciclo positivo

I_{neg} - Intensidade de corrente no semi ciclo negativo

°C - Graus Celsius

Kg - Quilograma

min - Minutos

cm - Centímetros

pol. - Polegada

L/P - Largura pela penetração do cordão de solda

P/L - Penetração pela largura do cordão de solda

CTT - Comprimento total de trinca

e - Espessura do corpo de prova

R - Raio de curvatura da matriz

t_{pos} - Tempo na polaridade positiva

tneg - 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

Al₂O₃ - Óxido de alumínio

AWS - American Welding Society

IIW - Institute of Welding

DIN - Deutsches Institut für Normung

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

Capítulo 1

Introdução e Objetivos

1.1 - Introdução

Desde a segunda guerra mundial até a atualidade, inúmeros trabalhos de pesquisa foram desenvolvidos com o objetivo de solucionar, ou ao menos minimizar a ocorrência das trincas de solidificação em juntas soldadas. Pellini, já em 1954, estudou os fatores que influenciavam a formação das trincas de solidificação, enfatizando a importância de seu conhecimento.

Savage e Ludin, em 1965, após terem constatado a necessidade de estudar, de maneira sistemática, a susceptibilidade de materiais à ocorrência de trincas de solidificação, desenvolveram o teste Varestraint. Desde então, este teste têm sido o mais utilizado, para os mais diversos tipos de materiais (Goodwin, 1990). Dentre os materiais avaliados pelo teste Varestraint, os que mais se destacam são as ligas de aço inox e as ligas de alumínio. Porém, apesar de sua ampla utilização, não há uma normalização ou padronização, em relação aos parâmetros do teste a ser adotado.

Apesar da trinca de solidificação ser um fenômeno amplamente estudado, ainda sua ocorrência em juntas soldadas continua sendo um tema de grande importância para os pesquisadores, motivados por sua ocorrência em novos materiais, e pela tentativa de aperfeiçoamento dos processos de soldagem com o objetivo de minimizar o trincamento. Conhecendo-se a composição do material, a macroestrutura e a morfologia do cordão, o processo de soldagem, é possível minimizar ou evitar a formação de trincas de solidificação em uma junta soldada.

1.2 - Objetivos

Neste trabalho estuda-se a influência do Formato da Poça de Fusão e dos Parâmetros do Teste Varestraint sobre a susceptibilidade à trinca de solidificação em aço inox austenítico e liga de alumínio magnésio 5052. Com relação a poça de fusão, foram utilizados três formatos distintos, isto é, Elíptico, Gota e Intermediário. Como variáveis de influência ligadas ao teste adotou-se a Força de Aplicação (F) e a Deformação Tangencial (ϵ_t). Como Variável de Resposta, foi utilizado o Comprimento Total de Trinca (CTT), obtido através da somatória de todas as trincas presentes no corpo de prova.

Capítulo 2

Revisão da Literatura

O objetivo deste capítulo foi apresentar e comentar as publicações mais recentes sobre trincas de solidificação e do teste Varestraint, utilizado para avaliar a susceptibilidade do material a esse tipo de trinca. Para tanto, foi realizada uma revisão bibliográfica nas seguintes bases de dados referenciais: Compendex Web, Metadex, Probe e Web Science, entre os anos 1987 e 2001. Pela Internet também foi possível pesquisar as bases de importantes organizações vinculadas à área de soldagem - International Institute of Welding (IIW), American Welding Society (AWS), entre outras.

Tal revisão bibliográfica permitiu correlacionar os diferentes aspectos da pesquisa: trincas em soldagem, trincas de solidificação, soldabilidade do alumínio e suas ligas, testes para avaliação de trincas de solidificação, solidificação da poça de fusão, planejamento fatorial.

2.1 - Considerações Gerais

Desde antes da Segunda Guerra Mundial até a atualidade, inúmeros trabalhos de pesquisa têm sido realizados com o objetivo de desenvolver e aperfeiçoar os processos de soldagem. Taniguchi et al. (1982) relata alguns fatos históricos que salientaram o desenvolvimento da soldagem em meados dos anos 20. Em 1921, o primeiro navio oceânico inteiramente soldado foi lançado na Inglaterra. Em 1927, uma gigantesca ponte ferroviária soldada foi edificada em Turtle Creeck, na Pensilvânia, nos Estados Unidos. Naquele mesmo ano, também foi construído nos Estados Unidos o edifício Sharon, o primeiro arranha-céu inteiramente soldado da história. Porém, o grande desenvolvimento veio mesmo com a Segunda Guerra Mundial, devido a necessidade de suprir forças militares com suprimentos de guerra.

A tecnologia de soldagem vem se desenvolvendo intensamente até hoje, através do interesse em transformar as descobertas, invenções e inovações desenvolvidas nos laboratórios científicos, em ferramentas de uso contínuo.

A soldagem é, nos dias de hoje, aplicada das mais diversas formas, seja ela na construção de estruturas metálicas à equipamentos para diversos afins, como também amplamente utilizada para revestimento de superfícies metálicas.

A soldagem proporcionou um conjunto de benefícios no campo das construções metálicas, como também introduziu novos problemas, principalmente relacionados ao comportamento do material quando soldado.

Para a execução do processo de soldagem por fusão (um dos processos mais conhecidos) é necessário o emprego de uma fonte de energia térmica, que induz o processo a diversos e complexos fenômenos. Assim sendo, o material utilizado é amplamente exposto aos ciclos térmicos e transformações metalúrgicas complexas, bem como a indução de deformações e tensões residuais.

Todos esses fenômenos possuem forte relação com a estrutura metalúrgica e propriedades mecânicas do material, as quais podem contribuir para o surgimento de certa falta de homogeneidade na junta soldada. Se esta falta de homogeneidade é acima de certas grandezas, ela

pode não ser tolerada, e assim chamadas de defeito. Há um amplo número de defeitos que ocorrem durante o processo de soldagem, devido ao uso de material inadequado ou ao processo de soldagem utilizado. Existem tanto defeitos internos como externos. Os defeitos são detectados geralmente por meio de métodos de exames não destrutivos, como: raio X, testes por ultrason, líquido penetrante, ou partícula magnética. Dependendo da solicitação sobre a solda, alguns defeitos podem ser aceitos durante a produção da soldagem. Defeitos como poros podem ser aceitos em alguns casos, embora eles mostrem uma redução na resistência da secção do cordão. Já, defeitos como trincas nunca podem ser aceitos, por causarem concentração de tensões, que definitivamente podem induzir a uma fratura.

Dentre os diferentes defeitos que podem ocorrer em juntas soldadas por processos de soldagem por fusão, as trincas são consideradas as mais importantes, por causarem danos catastróficos.

2.2 - Trincas

Devido ao grande número de possíveis tipos de trincas e causas para sua formação, a compreensão da formação das trincas em processos de soldagem é complexa. Existem diferentes tipos de trincas, onde sua formação está ligada à diferentes fenômenos e a várias causas. A ocorrência da trinca depende muito do material utilizado, dos severos ciclos térmicos, das transformações metalúrgicas, da indução de deformações e tensões residuais, envolvidos na execução do processo de soldagem.

As trincas podem ocorrer tanto em ligas não ferrosas, como em ferrosas. As trincas em soldas podem ser divididas em duas categorias segundo Easterling (1983): as atribuídas ao processo de soldagem e as ocorrentes durante o serviço.

As ocorrentes durante o serviço é devido à fatores externos, que degradam a solda e causam o trincamento, tal como o efeito do ambiente, vibração ou ciclo térmico.

Bailey (1994) relaciona que entre a grande maioria dos tipos de trinca existentes, apenas quatro tipos devem ser considerados como associados ao processo de soldagem:

1. Trinca Lamelar.
2. Trinca de Reaquecimento.
3. Trinca por Hidrogênio.
4. Trincas a Quente.

Alguns tipos de trinca ocorrem unicamente em um determinado tipo de material, assim como há certos tipos de trinca que são de difícil ocorrência. Como por exemplo, as trincas de solidificação que possuem uma grande possibilidade de ocorrer nas ligas de alumínio, assim como em ligas de aço inoxidável austenítico. Por sua vez, as trincas por hidrogênio possuem grande ocorrência em aços microligados, assim como em aço inox martensítico.

Existe na literatura metalúrgica internacional uma grande confusão no que se refere à terminologias de trincas que ocorrem em temperatura elevada. A tendência em usar a expressão trinca a quente pode levar a conceitos imprecisos, já que uma trinca a quente pode ser causada por um filme líquido, ou por uma diminuição da ductilidade do material a quente. Por isso, é importante diferenciar um tipo de trinca a quente do outro.

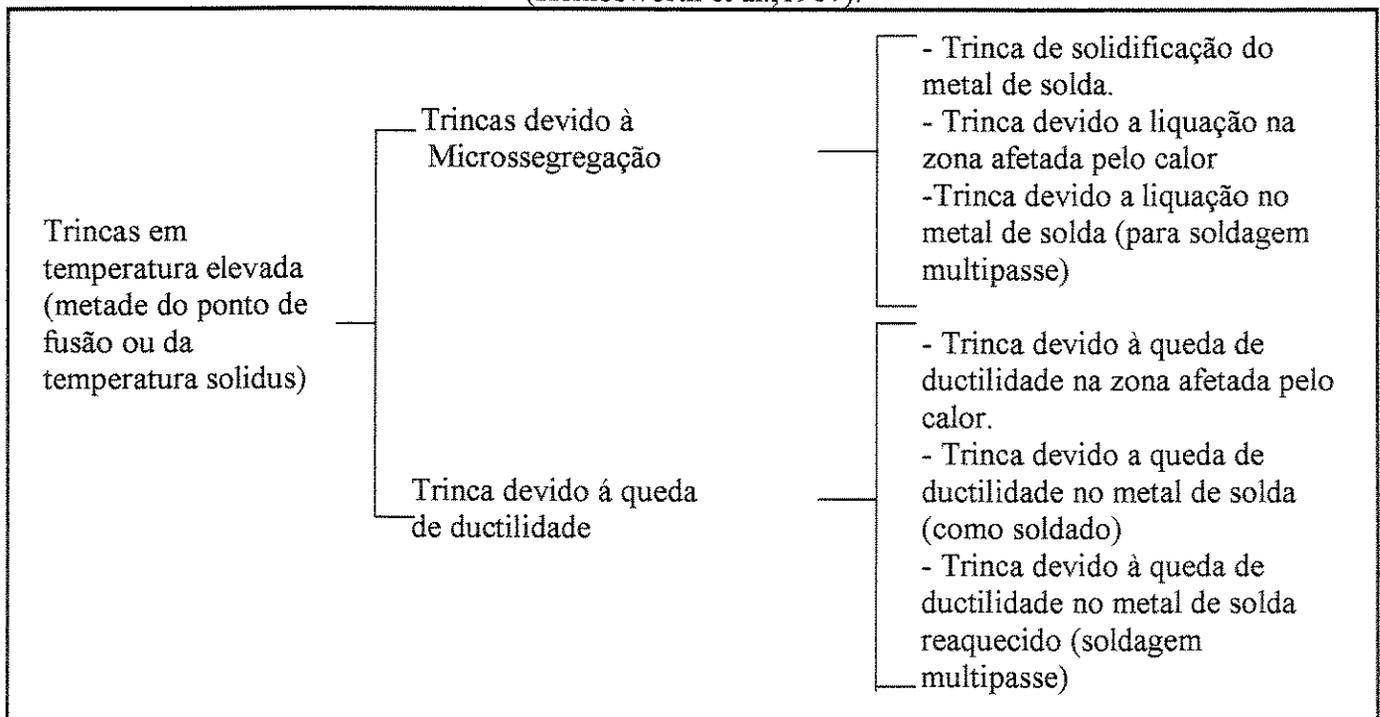
Para mostrar os diferentes conceitos empregados nessa terminologia, Wainer et al. (1992) compara as normas DIN 8524 e a AWS B 1.0, relacionadas com a conceituação dos defeitos nas juntas soldadas. A comparação realizada por Wainer et al.(1992) é apresentada na tabela 2.1. A análise desta tabela mostra que algumas definições não são corretas. Na norma DIN, por exemplo, a trinca, devido à queda de ductilidade, é classificada como trinca frio, quando realmente ela ocorre em temperaturas próxima à metade da temperatura do ponto de fusão do metal.

Com o objetivo de padronizar a terminologia, Hemosworth et al.(1967) propuseram uma classificação para trincas que ocorrem em temperaturas acima da metade do ponto de fusão, ou da temperatura solidus, conforme o metal ou liga metálica, respectivamente. Essas trincas são geralmente intergranulares. Este tipo de trinca pode ser à microsegregação ou à queda de ductilidade. A primeira tem por origem um filme líquido de uma fase de baixo ponto de fusão; a segunda ocorre no estado sólido e próximo a temperatura de recristalização da liga. Essa classificação é mostrada na tabela 2.2.

Tabela 2.1 - Comparação entre as definições de trincas de acordo com normas DIN 8524 e AWS B 1.0 (Wainer et al., 1992).

DIN 8524	AWS B 1.0
<ul style="list-style-type: none"> - Trinca a quente: associada com a presença de um filme líquido. - Trinca de solidificação (cratera). - Trinca de liquação (fusão no contorno de grão). - Trinca a frio: ocorre com o material no estado totalmente sólido. - Trinca devido a queda de ductilidade. - Trinca devido à contração de solidificação. - Trinca induzida por hidrogênio. - Trinca lamelar, etc. 	<ul style="list-style-type: none"> - Trinca a quente: ocorre em temperatura elevada, próximo ao ponto de fusão e durante a solidificação da solda. - Trinca a frio: ocorre após a solidificação da solda e é geralmente associada à presença de hidrogênio
	- Trinca lamelar

Tabela 2.2 - Classificação das trincas intergranulares e em temperatura elevada (Hemosworth et al., 1967).



2.3 - Trincas de Solidificação

Vários autores e pesquisadores, tais como Kou (1987), Folkhard (1988), Bailey (1994), Lundin et al. (1993), entre outros, relatam que a formação das trincas de solidificação está relacionada metalurgicamente pela formação de fases de baixo ponto de fusão, as quais durante a solidificação em um curto intervalo de tempo permanecem em forma de filmes líquidos nos contornos de grão dos primários cristais solidificados. Consequentemente, durante a solidificação da poça de fusão ou no resfriamento subsequente, há o surgimento de tensões decorrentes da contração metálica. Estas tensões são capazes de provocar a ruptura dos filmes líquidos intergranulares, e desta maneira originar a trinca de solidificação. A figura 2.1 ilustra os aspectos das trincas de solidificação intergranular na morfologia do cordão de uma liga de alumínio do tipo 5052. Por sua vez, a superfície de ruptura da fratura de uma trinca de solidificação exibe a morfologia dendrítica no estágio final da solidificação (Kou, 1987). A figura 2.2 ilustra um exemplo da fractografia da superfície interna de uma trinca de solidificação.

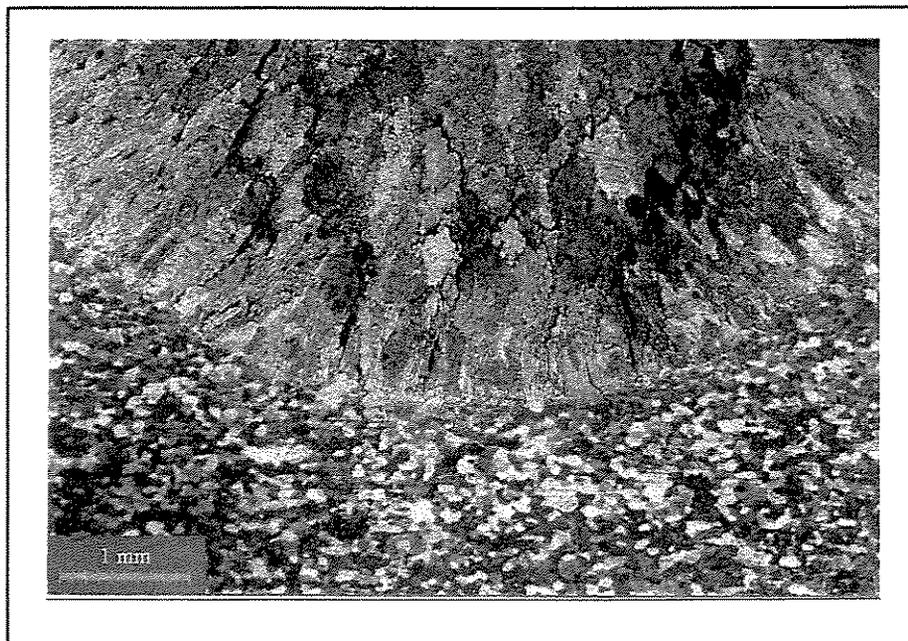


Figura 2.1- Aspecto das trincas de solidificação intergranularmente na morfologia do cordão de uma liga de alumínio 5052.

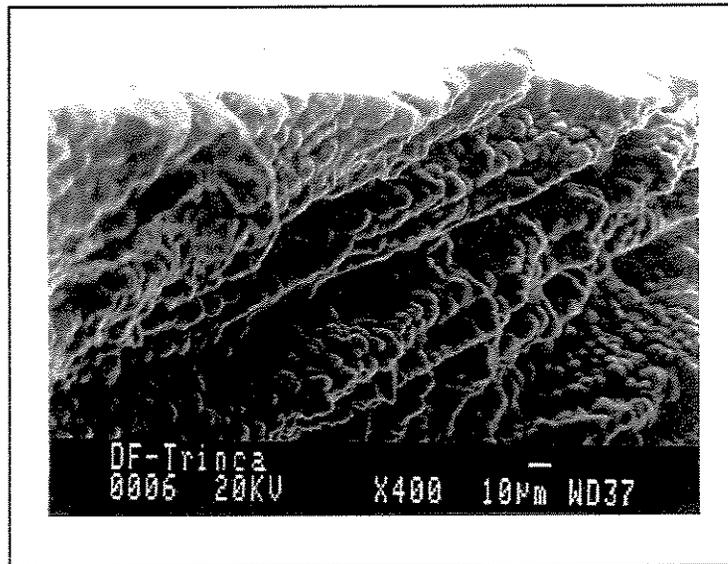


Figura 2.2 - Fractografia da trinca de solidificação de uma liga de Al.

Em geral, as trincas de solidificação possuem uma maior ocorrência perpendicularmente a direção da tensão de contração. Dependendo da resistência à contração da estrutura, do tipo de solda e tipo de cristalização da estrutura, a trinca pode se apresentar sob a forma paralela, transversal ou diagonal à direção de soldagem. A trinca de solidificação, quando atinge a superfície da solda, não possui um aspecto metálico brilhante, e sim um aspecto descolorado devido a formação de óxidos resultante propriamente da exibição de sua superfície para a atmosfera (Folkhard, 1988).

As trincas de solidificação são tidas como um dos mais problemáticos tipos de defeito ocorrentes na soldagem. A trinca de solidificação ocorre durante a fusão da poça de solda na Zona de Fusão (ZF). A trinca de solidificação tem sua ocorrência em vários tipos de materiais, sendo os que apresentam este tipo de problema são as ligas de alumínio, ligas de níquel, ligas de titânio e aços inoxidáveis austeníticos. O material que possui o maior número de trabalhos publicados sobre trincas de solidificação e considerado um dos mais problemáticos a este tipo de defeito é a liga de aço inox austeníticos (Goodwin, 1990).

Para a formação da trinca de solidificação, é necessário que haja uma potencial deformação localizada no material em questão. Inicialmente pode surgir uma trinca, sendo que sua extensão e propagação, dependente do nível de tensão imposto no material e da potencial deformação do material na ponta da trinca. A trinca de solidificação se associa com as operações de soldagem, considerando que, durante o resfriamento após a execução da soldagem, há uma mudança muito

brusca na temperatura, passando rapidamente do ponto de fusão para a temperatura ambiente, havendo uma deformação potencial e forçada no material pela contínua mudança da tensão de contração presente. A formação da trinca também é influenciada pela rigidez da soldagem. Se a rigidez é baixa, isto é, soldagem de chapa fina, a deformação transfere-se do metal de solda para o metal de base, podendo ser severamente distorcido. Desta forma, há uma deformação no metal de solda de forma reduzida. No caso de chapas grossas e componente rígidos, isto não é possível. A deformação pela contração é mais ou menos limitada pelo metal de solda, onde há possivelmente um grande risco de formação da trinca. Para se produzir soldagens livre de trincas, deve ser grande o potencial de deformação no metal de solda em toda fase de resfriamento, quando há também a total deformação forçada no material, pela tensão de contração (Folkhard, 1988).

Para se entender melhor a ocorrência do fenômeno da trinca de solidificação é necessário conhecer as várias teorias que relacionam os efeitos metalúrgicos e os fatores mecânicos provenientes da solidificação da poça de fusão em uma solda.

Existe um amplo número de teorias sobre a ocorrência da trinca de solidificação, sejam elas ocorrentes em ligas binárias ou não. Matsuda (1990) indica aproximadamente sete teorias que explicam a ocorrência de trincas de solidificação e seus correspondentes autores, como sendo a Teoria da Fragilização Devido a Contração de Solidificação ("Shrinkage Brittleness Theory"), desenvolvida por Pumphrey e Jennings (1948), a Teoria da Deformação ("Strain Theory") por Aplett e Pellini (1954), a Teoria do Filme Líquido ("Liquid Film Theory") por Saveiko apud Borland (1979) e Matsuda (1990), a Teoria Generalizada ("Generalized Theory") por Borland (1960), a Teoria da Velocidade Crítica ("Critical Speed Theory") por Smolyanitskii apud Matsuda (1990) e a Teoria do preenchimento Líquido da Trinca ("Liquid Filled Crack Theory") por Stoloff apud Matsuda (1990) e a Teoria do Escorregamento de Grão ("Grain Boundary Sliding Theory") por Masubushi, Blumm e Prokhorov apud Matsuda (1990), individualmente.

Segundo Matsuda (1990), Borland (1960) e Wainer et al. (1987) as teorias que melhor explicam qualitativamente o fenômeno da trinca de solidificação são: a Teoria da Fragilização Devido a Contração de Solidificação, a Teoria da Deformação e a Teoria Generalizada. Estas teorias geralmente são utilizadas para sistemas de ligas binárias de materiais ferrosos e não ferrosos.

A Teoria de Fragilização devido a Contração de Solidificação, foi desenvolvida principalmente para estudos de ligas de alumínio fundidas ou soldadas. Esta teoria foi inicialmente proposta por um pesquisador russo no final da década 40, a qual postula que o trincamento ocorre na região de temperatura frágil do material (R.T F.). Esta teoria propõe que durante a solidificação existem quatro estágios diferentes, como pode ser visto na figura 2.3 (Borland, 1960).

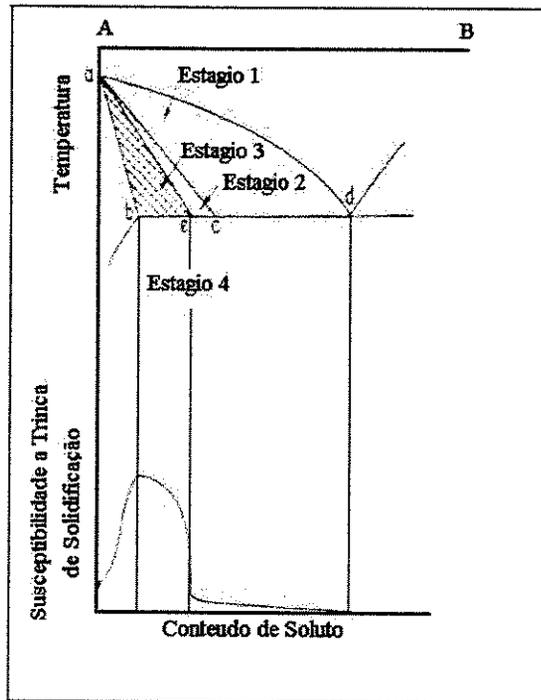


Figura 2.3 - Efeito das características constitucionais na susceptibilidade à trinca em sistemas binários (Borland, 1960).

Conforme a figura 2.3, no estágio 1, as dendritas estão dispersas no líquido. No estágio 2, elas começam a se tocar; caso haja a formação da trinca, esta pode ser preenchida pelo líquido presente, dependendo das propriedades físico-químicas desse líquido. No estágio 3, o líquido presente não tem condição de preencher a trinca, já não existe interligação entre as regiões com o líquido; nesse estágio a susceptibilidade à trinca de solidificação é maior. Entretanto, ao redor e abaixo da temperatura coerente, deformações podem se desenvolver devido às ligações contínuas sólido/sólido não poderem se mover livremente, não há acomodação de contração. Portanto cada dendrita é contraída pela outra a que está ligada. Este estágio é chamado de estágio pastoso ("Mushy Stage") e afirma-se que uma deformação significativa pode desenvolver-se, e se uma tensão crítica é excedida, há a ocorrência de uma trinca de solidificação para aliviar a tensão (Pereira, 1992). Na fase pastosa

de solidificação o metal tem baixa resistência e não possui ductilidade nesta região e intervalo de temperatura. No estágio 4, o metal está completamente no estado sólido, não havendo portanto a ocorrência da trinca de solidificação. Esta teoria é bastante utilizada para o alumínio e suas ligas.

A teoria de deformação (Strain Theory) desenvolvida por Pellini e Apblett (Borland, 1979) nos Estados Unidos, no início dos anos 50, sugere que o trincamento é causado por deformações localizadas, geradas por gradientes térmicos que tendem a separar massas sólidas que estão separadas umas das outras essencialmente por um filme contínuo líquido, isto é, a trinca não ocorreria nos estágios finais de solidificação. Segundo esta teoria, o trincamento não ocorre na fase pastosa de solidificação, como sugere a teoria da fragilização devido a contração de solidificação, desde que as tensões de contração estejam uniformemente distribuídas. O trincamento acontece quando atinge o estágio do filme líquido e há tensões localizadas excessivamente altas. A figura 2.4 ilustra a teoria de deformação. Esta teoria não focaliza a importância da faixa total de temperatura de solidificação, e ao contrário, postula que o trincamento ocorrerá somente sobre uma restrita faixa de temperaturas.

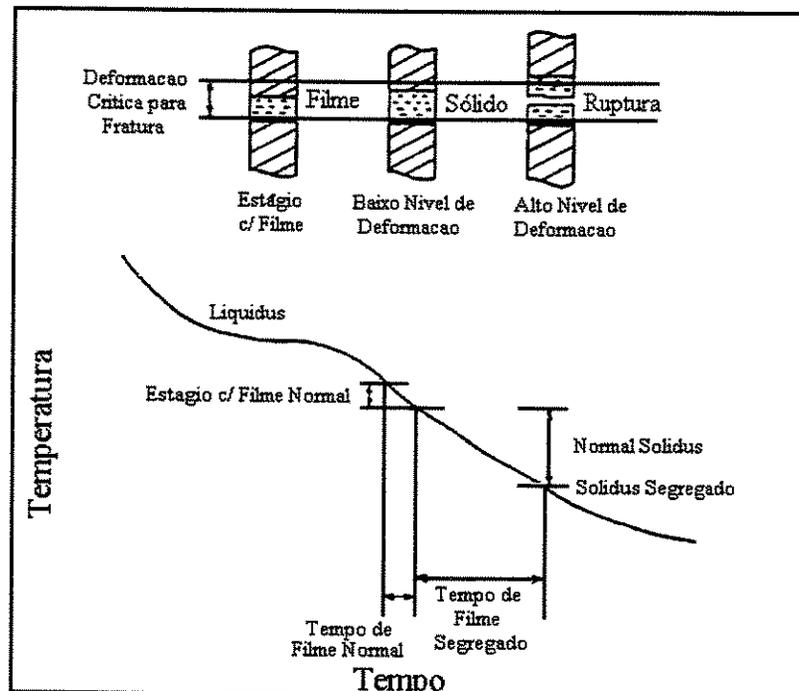


Figura 2.4 - Teoria de Deformação (Borland, 1979).

A teoria generalizada de Borland (1979) tenta englobar as duas teorias anteriores, sugerindo que o trincamento pode ocorrer em regiões onde se tem o desenvolvimento de altas tensões intergranulares ou através da falta de repressões na superfície livre da separação da fase líquida resultante do desenvolvimento também de altas tensões localizadas. De acordo com esta teoria, as trincas podem ocorrer em três situações diferentes:

- No estreitamento dos filmes líquidos ao redor dos contornos de grão;
- Nos contornos de grão onde existam filmes líquidos muito finos, insuficientes para selar as trincas, sem pontos de contato entre os grãos;
- Quando já existem uniões entre os contornos de grão em alguns pontos, chamados de pontes sólidas ou uniões sólido-sólido, e a fração líquida remanescente existe em quantidade suficiente para que as tensões atuantes recaiam apenas sobre os pontos de união sólido-sólido. É o tipo de consideração mais comum em situações de soldagem industriais.

2.4 - Soldabilidade do Alumínio e suas Ligas

O alumínio e suas ligas são, historicamente, considerados materiais de difícil soldabilidade. Na realidade, o alumínio como tantos outros metais de aplicação em engenharia, apresenta algumas dificuldades a serem vencidas durante a operação de soldagem, o que exige certos cuidados especiais para soldá-los com alta qualidade.

Dentre os processos de soldagem, o processo de soldagem TIG é o mais utilizado para minimizar as dificuldades da soldagem do alumínio e suas ligas, fornecendo juntas de alta qualidade. Para se soldar com processo TIG, normalmente emprega-se a corrente alternada (CA) de forma a conciliar a perfeita fusão do material, a minimização do desgaste do eletrodo de tungstênio e principalmente de promover a limpeza dos óxidos superficiais na poça de fusão (Dutra et al. 1992; Machado, 1996). Desta forma, a CA combina o efeito da penetração da corrente contínua de polaridade direta (CCEN), durante o semi ciclo negativo, com efeito de limpeza da camada de óxidos da corrente contínua de polaridade reversa (CCEP), durante a atuação do semi ciclo positivo (AWS, 1991; Dutra et al. 1991; Quites e Dutra, 1979; Saunders, 1989).

Atualmente, vem se usando CA com onda retangular desbalanceada, ao invés de senoidal para se soldar o alumínio e suas ligas, onde o período no polo positivo seria apenas o suficiente para obter a limpeza da camada de óxido, enquanto que o período maior seria utilizado obtendo a penetração desejada (Reis, 1996). Ainda mostra-se possível, através da CA com onda retangular, desbalancear os níveis da corrente em ambos os pólos, conforme a conveniência.

A CA com onda retangular só é possível ser estabelecida em fontes eletrônicas, como a INVERSAL 300 produzida pela UFSC. Desta forma, estas fontes permitem os ajustes dos tempos e amplitudes em cada uma das polaridades (oferecendo, portanto, corrente desbalanceada), possibilitando que os parâmetros de soldagem sejam modificados independentemente, de acordo com as necessidades da soldagem de cada material, ficando entre a penetração e a limpeza da camada de óxido (Dutra et al., 1991).

A literatura corrente divulga amplamente os procedimentos acima mencionados, entretanto, dados reais destes períodos e dos valores de corrente utilizados em cada polaridade para soldagem do alumínio não são muito comuns (a maioria para soldas de simples deposição) e algumas vezes contraditórios.

Tomisc et al (19--) apud Reis (1996) relatam que para soldar o alumínio por plasma, o nível de corrente no positivo (num curto espaço de tempo) deve ser superior ao negativo para proporcionar uma maior amplitude de limpeza da camada de óxido, mas as variáveis mais importantes são o tempo da corrente no positivo e negativo, ou seja, o ciclo. Estes autores, determinam que o tempo de corrente na polaridade negativa deve ser de 15 à 20 ms e o tempo de corrente na positiva de 2 à 5 ms, com uma comutação contínua entre eles, durante a operação de soldagem. De acordo com a mesma fonte, em tempos inferiores a 2 ms de corrente positiva a solda obtida é de má qualidade com um nível de porosidade inaceitável e em tempos acima de 6 ms ocorre a deterioração do eletrodo de tungstênio e tendências de duplicação do arco, sendo pouca a melhoria na qualidade da solda.

Dutra et al. (1992) relataram que conseguiram uma excelente estabilidade do arco com uma corrente eficaz de 73 A e tempos de 4 ms e 12,6 ms em polaridade positiva e negativa,

respectivamente. Estes autores utilizaram um inversor a trisistores (equipamento desenvolvido por eles) adaptado à um retificador da White Martins para realizar os testes.

Já Norrish e Ooi (1993) citam dados de outros autores referentes a uma efetiva limpeza catódica conseguida com tempo de 20 ms no polo negativo e 4 ms no polo positivo (isto é uma frequência de 41,66 Hz), mas seus próprios experimentos mostraram que só com o balanço de tneg e tpos em torno de 50% com uma frequência de 200 hz, consegue-se arcos estáveis, a menos do uso de um controle adaptativo denominado Controle Dinâmico de Óxido (CDO), com o qual foi possível atingir a estabilidade com 75-90% de tempo no negativo, com a máxima eficiência térmica e mínimo desgaste do eletrodo. Os autores descrevem este controle como aquele que é capaz de suprimir o tempo no positivo caso, na reversão de polaridade de negativo para o positivo, o arco mantenha-se estável, ou seja, no caso onde não se faz necessário a limpeza de óxidos.

As principais dificuldades da soldagem do alumínio são quanto a presença de camada de óxido em sua superfície e a apresentação de defeitos, tais como, a porosidade e principalmente as trincas de solidificação.

2.4.1- Camada de Óxido

A camada de óxido da superfície do alumínio (Al_2O_3) é bastante tenaz e aderente. A camada de óxido se origina da grande afinidade química existente entre o Al e o oxigênio. Esta camada de óxido é responsável pela alta resistência à corrosão apresentada pelo Al e suas ligas, pois após adquirir uma certa espessura esta se torna bastante compacta, impedindo que o oxigênio da atmosfera continue reagindo com o Al que está abaixo desta. Além disso, esta camada apresenta dureza próxima do diamante, o que justifica o uso do óxido de alumínio em afiadores de disco de corte. Apesar destas vantagens, a camada de óxido é, provavelmente, a principal dificuldade a ser transposta para se obter uma solda de qualidade no Al.

A temperatura de fusão da camada de óxido é de aproximadamente 2038°, enquanto que o alumínio se funde a 660°C e suas ligas numa faixa de situada entre 482°C e 660°C. Este fato provoca grandes problemas na soldagem do Al, porque o metal abaixo desta camada se transforma em

líquido a uma temperatura mais baixa, enquanto que ela ainda continua sólida, impedindo a solubilização necessária entre as partes a serem soldadas para formar o cordão (Saunders, 1989).

Esta camada se forma rapidamente na superfície das peças de Al (em torno de 15 segundos para uma espessura de $1,2 \times 10^{-7}$ cm). Por ser refratária, representa uma barreira para o arco, tendo como consequência imediata uma redução de sua estabilidade; ela dificulta a passagem de elétrons no sentido eletrodo (catodo)-peça. Esta camada também pode ser fonte de contaminação de poros no cordão, pois sua superfície é "esponjosa" podendo facilmente reter umidade ou contaminantes. Isto é especialmente verdadeiro em ligas que contêm magnésio, pois o óxido de magnésio ou de Al-magnésio pode facilmente ser hidratado (Saunders et al, 1989).

O óxido de alumínio é relativamente estável e inerte quimicamente e, de acordo com a maioria da literatura corrente, deve ser removida da superfície da peça, antes do início da operação de soldagem. Norrish e Ooi (1993) afirmam que uma fina camada de óxido é sempre necessária para estabilizar o arco e, a excessiva limpeza desta camada pode levar uma certa instabilidade do arco. Já acreditam que somente alguns tipos de alumínio requerem a limpeza da camada de óxido que pode ser feita por meios mecânicos (lixamento, escovamento, etc.) ou químicos (decapagem, etc.). Esta prática torna a operação de soldagem mais demorada, acarretando aumento nos custos. A limpeza desta camada pode ser mais viável economicamente, quando se utiliza o próprio arco de soldagem para fazê-la.

O mecanismo envolvido na retirada da camada superficial não foi ainda determinado com exatidão, mas existem teorias que explicam o fenômeno. Patee et al. (1968) e Tuttle (1991) comentam que quando a corrente elétrica se estabelece no sentido da peça para o eletrodo tem-se um fluxo de elétrons saindo da peça e chocando-se com o eletrodo, e um fluxo de íons positivos saindo do eletrodo e chocando-se com a peça. Os elétrons, de massa desprezível, alcançam velocidades altíssimas ao se chocarem contra um obstáculo, no caso, o eletrodo, transformam sua energia cinética em calor. Por este motivo, o calor da soldagem tende a se concentrar no eletrodo, produzindo soldas com baixa penetração. O fluxo de íons positivos, por sua vez, tem maior massa, alcançando velocidades menores. Ao se chocar com a peça, o fluxo teria uma ação abrasiva, semelhante a um jato de areia, removendo a camada óxido.

Dutra et al. (1992) baseiam-se no conceito de que óxidos em geral tem maior facilidade para emitir elétrons do que metais puros ou ligas, sendo responsável pela manutenção do arco de soldagem durante o ciclo positivo. Ocorre que, ao liberar elétrons o óxido se aquece devido à sua própria resistividade elétrica, por efeito Joule, além de sua temperatura de decomposição, sendo eliminada. A presença de uma proteção gasosa, caso bastante comum em soldagem a arco elétrico, isola o metal descoberto da atmosfera, evitando a formação de uma nova camada de óxido, e garantindo uma soldagem eficiente.

Pang et al. (1994) propõem um mecanismo, chamado de quebra dielétrica, segundo o qual a camada de óxidos funcionaria como um capacitor durante a soldagem. Quando a diferença de potencial entre o eletrodo e o alumínio sob a camada de óxido atingisse um determinado patamar, esta teria sua resistência ultrapassada e arrancada por meio de uma série de micro explosões na região sob ação do arco elétrico.

Independentemente do mecanismo que atue, o ataque catódico é bastante eficiente para a maioria das ligas de alumínio, contudo, como este processo de retirada da camada de óxido exige o estabelecimento de um arco elétrico entre o eletrodo e a peça, seu uso fica restrito a processos de soldagem que utilizam corrente alternada, onde a polaridade é revertida em curtos intervalos de tempo e propiciando, em parte, a ação da limpeza necessária, e em parte a penetração do fluxo de elétrons na peça a ser soldada, ou corrente contínua com polaridade reversa, onde o fluxo de corrente é mantido permanentemente no sentido peça-eletrodo, proporcionando maior limpeza superficial em prejuízo da eficiência de soldagem, uma vez que a maior parte de energia de soldagem (por volta de 80%) se concentra no eletrodo, enquanto que a peça recebe uma parcela bem menor (por volta de 20%).

A grande aceitabilidade dos processos de soldagem que utilizam gases inerte (TIG e MIG) é exatamente porque estes processos removem a camada óxida pela ação do próprio arco, sem a utilização de fundentes que são normalmente compostos por cloretos e, conseqüentemente, podem apresentar o risco de continuar agindo (provocando corrosão) caso não sejam removidos completamente após a soldagem. Contudo, nestes processos o arco deve ser utilizado corretamente evitando as causas que impedem o arco de remover a camada de óxido, que são:

a) Uso da polaridade errada;

- b) Arco muito largo;
- c) Ambiente de soldagem muito úmido;
- d) Desenho ou preparo incorreto da junta.

2.4.2- Fatores que podem Influenciar na Susceptibilidade à Trincas de Solidificação em Al

A soldagem abrange um amplo número de fatores interrelacionados durante a execução do processo de soldagem, sejam eles, mecânicos, metalúrgicos e até físicos. Dependendo propriamente do material utilizado para a execução de soldagem, o comportamento destes fatores se alteram, possuindo maior ou menor influência.

Inoque e Ogawa (1995) afirmam que o fenômeno trinca de solidificação está intimamente relacionado à condições de desequilíbrio durante a solidificação, que provocam microsegregação. Além disso, conforme o metal esfria, passa a contrair, contração que também ocorre durante a mudança de fase líquido para sólido. Isto se verifica em todos os metais, porém é mais crítico para ligas de alumínio, que tem seu coeficiente de expansão linear e a contração devido a mudança de fases duas vezes maiores que a dos aços.

A quantidade de líquido que circunda os contornos de grão durante a solidificação exerce importante papel na ocorrência da trinca de solidificação (Borland, 1979; Dudas e Collins, 1966). Se o líquido estiver presente em pequena quantidade durante a solidificação, os contornos de grão se unirão rapidamente, gerando uniões sólidas de grande resistência mecânica, diminuindo a possibilidade de ocorrência da trinca. Se, por outro lado, houver grande quantidade de líquido, a resistência da junta será pequena, o que propiciaria o aparecimento de trincas, que contudo, seriam preenchidas pelo metal líquido, prevenindo a ocorrência do problema. A trinca de solidificação ocorre, então, em metais cuja composição química seja tal que permita o aparecimento de um filme líquido entre os grãos parcialmente fundidos, diminuindo a resistência da junta. Nas ligas de alumínio foram determinadas, empiricamente, as faixas de composição química que apresentam a maior susceptibilidade à trinca de solidificação, as quais estão ilustradas na figura 2.5 (Pumphrey et al., 1948).

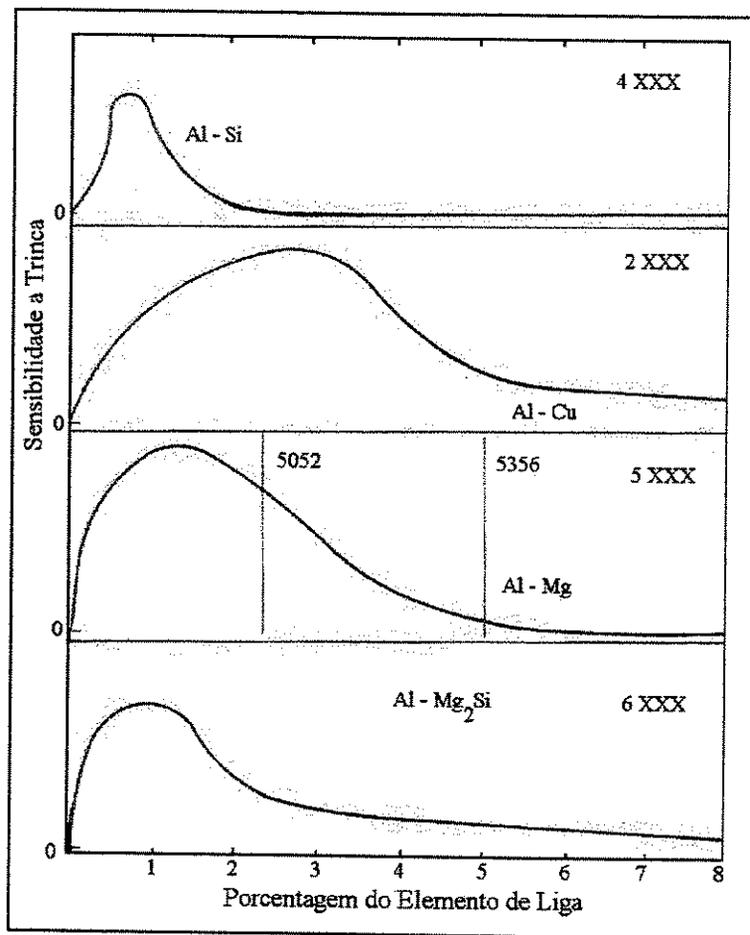


Figura 2.5 - Susceptibilidade das ligas de alumínio à trinca de solidificação em função do principal elemento de liga (Pumphrey et al, 1948).

Nesta figura pode-se observar que a susceptibilidade à trinca de solidificação é máxima para determinadas faixas de concentração do principal elemento de liga. Para a série 5000 a faixa da ocorrência da trinca de solidificação se localiza entre pouco mais 0% (alumínio comercialmente puro) e 5% de magnésio, sendo máxima por volta de 1,4%. Pode-se notar também que a susceptibilidade aumenta até o ponto de máxima susceptibilidade (0 a 1,4%), diminuindo a partir deste ponto.

O processo de soldagem também se mostra importante sobre os fatores que vem a influenciar na susceptibilidade à trincas de solidificação. Como por exemplo, é praticamente raro a ocorrência das trincas de solidificação em processos que envolvam a baixa taxa de diluição, enquanto em processos com alta taxa de diluição como o processo por arco submerso, trincas por solidificação são mais freqüentes (Svensson, 1994). Esta maior diluição está ligada propriamente aos parâmetros

de soldagem estabelecidos, que conforme o nível utilizado estabelece um maior ou menor insumo de calor a junta soldada. Tipicamente, um aumento no insumo de calor aumenta a sensibilidade do material ao trincamento, embora haja outros fatores a serem considerados, incluindo mudanças no modo de solidificação ou efeitos da composição química (Goodwin, 1988, Sadek, 1995, Katoh et al., 1987). Bailey (1994), Brandi et al. (1992) relatam que relação da penetração pela largura (P/L), ou largura pela penetração (L/P) apresentada na morfologia do cordão possui uma grande significância na ocorrência da trinca de solidificação. Porém, não há uma relação fixa estabelecida para P/L ou L/P como sendo ideal para a apresentação de uma menor tendência ao trincamento. Pois, esta relação depende da susceptibilidade do material utilizado, do processo de soldagem utilizado e de outros fatores envolvidos na execução do processo de soldagem. Bailey (1994) relaciona que uma poça de solda profunda e estreita (o que mostra alta relação de P/L) ou larga e rasa, o trincamento se mostra propício neste caso quando a relação P/L é perto de um ponto máximo, ponto que não é discriminado. Em adição, a solidificação da solda com alta relação P/L são mais favoráveis ao trincamento, devido o aumento da relação P/L elevar a severidade de segregação na linha centro da solda. Brandi et al.(1992) relata em seu trabalho realizado sobre trincas de solidificação com uma liga de alumínio do tipo 6063, que o valor ideal em seu experimento da relação L/P para não apresentação das trincas de solidificação, encontrava-se entre 1 a 1,5.

Referente aos parâmetros de soldagem envolvidos na realização de uma junta soldada, constata-se que tanto a variação da corrente de soldagem como da velocidade de soldagem, alteram o insumo de calor na junta. O aumento da intensidade de corrente eleva o insumo de calor e consequentemente a susceptibilidade ao trincamento, independentemente do material utilizado (Lundin et al., 1993; Catelli et al., 1981; Lingenfelter, 1972; Savage et al., 1965). Já por sua vez, o aumento da velocidade de soldagem diminui a susceptibilidade ao trincamento no material, levando-se em consideração a diminuição do insumo de calor (Goodwin, 1988; Lundin et al., 1982). Com o aumento da velocidade de soldagem tem-se uma taxa de resfriamento rápida que resulta em uma micro estrutura refinada, que é menos susceptível à trincas de solidificação (Lincoln Electric, 1973). Por outro lado, o aumento da velocidade de soldagem gera o formato da poça de fusão em forma de gota, favorecendo a formação de segregação na linha de centro do cordão, consequentemente, aumentando a susceptibilidade à trinca de solidificação. Kou (1987); Savage et al (1976); Davies e Garland (1975) referenciam que soldas produzidas com a poça na forma gota são mais susceptíveis ao trincamento na linha de centro do cordão, do que soldas produzidas com a poça de solda na forma

elíptica. A formação de um maior trincamento na linha de centro do cordão em soldas com a poça no formato gota é devido ao fato da formação de uma maior segregação.

O formato da poça de fusão mostra estar ligada mais efetivamente com a velocidade utilizada na soldagem (Easterling, 1983, Kou, 1987, Davies et al., 1975, Folkhard, 1988). A poça de fusão no formato elíptico mostra sua formação em soldagens com baixa velocidade de soldagem. Já a poça no formato em gota mostra sua formação em alta velocidade de soldagem. Porém, Davies et al. (1975) relata também a formação da poça no formato elíptico com alta intensidade de corrente.

Outro fator levado em consideração na literatura, sobre a poça de fusão e quanto ao trincamento, refere-se ao formato dos grãos na poça (Kou, 1987). Poças que apresentam grãos colunares são mais susceptíveis ao trincamento do que a poças que apresentam grãos equiaxiais (Kou, 1987; Davies et al., 1975). Porém, esta formação de grãos colunares está ligada a processos realizados com baixa velocidade de soldagem (Kou, 1987, Davies et al., 1975, Norman et al., 1999). Segundo Kou (1987), o desenvolvimento de grãos equiaxiais no cordão de solda mostram minimizar susceptibilidade à trinca de solidificação. Tseng e Savage (1971) argumentam que um aumento na área de contorno de grão também diminui os elementos de segregação e conseqüentemente diminui a taxa da temperatura de fusão; o que reduz a tendência ao trincamento. De acordo com Pereira (1994), mesmo a estrutura apresentando grãos equiaxiais, dependendo de sua granulometria, a tendência ao trincamento pode ser alta.

Portanto, para um mesmo material, são os parâmetros de soldagem que vão definir o formato da poça de fusão, a formação dos grãos da poça e a relação penetração/largura.

2.5- Testes para Avaliação quanto a Susceptibilidade a Trinca de Solidificação

O histórico desenvolvimento de testes de trinca de solidificação vem sendo traçado desde 1930 até o presente, com categorização dentro de diversos tipos. O número de citações na literatura também vem aumentando com o passar do tempo.

É uma tarefa complexa descrever todos os testes existentes para análise da susceptibilidade das trincas de solidificação, pois existe uma grande variedade de testes que podem ser

recomendados para analisar a susceptibilidade deste tipo de trinca em juntas soldadas. Sobre base internacional, repetitivos esforços tem sido firmados para reduzir o número de testes existentes para trinca.

Dentre vários trabalhos publicados por diversos autores, por Goodwin (1990), Borland (1960), Savage et al. (1965), Wilken et al.(1990), propõem que para um teste ser ideal, deve apresentar as seguintes características essenciais:

- a) Capacidade de mostrar uma correlação direta com os requisitos de fabricação e o comportamento em serviço;
- b) Reprodutibilidade dos resultados, com liberdade para a variação dada devido ao elemento humano;
- c) Sensibilidade para pequenas mudanças nas variáveis do teste;
- d) Preparação econômica do corpo de prova;
- e) Capacidade de mostrar os efeitos de todas as variáveis de soldagem sobre os corpos de provas e procedimento de soldagem;
- f) Aplicabilidade em todos os processos de soldagem;
- g) Simplicidade de execução.

Mas Borland acrescentou também que "tal teste jamais será inventado e isto é provável por causa das muitas diferentes condições encontradas na prática".

Borland (1960) sugere que se separe os tipos de testes de trinca a quente em duas classes: classe A – tipo trinca/tipo não trinca, e classe B – a tendência à trinca é avaliada pela medida do comprimento de trinca, com muitas sub categorias de cada classe.

Já Goodwin (1990) sugere que se classifique os testes em tipo de restrição própria e tipo de restrição aumentada. A principal vantagem do tipo de teste com restrição própria é que este tipo, por sua vez, não requer nenhum aparato para ser realizado. As desvantagens, porém, advém do fato de que estes tipos de testes, de maneira geral, são mais complexos e caros, e como a restrição é invariável, é improvável que o projeto do corpo de prova simples acomode uma larga faixa de materiais e condições de soldagem.

Dos 140 testes existentes até 1989, 95 são do tipo de restrição própria e 45 do tipo de restrição aumentada, sendo que dos 9 mais populares, 5 são do tipo de restrição própria e 4 são do tipo restrição aumentada (Goodwin, 1990).

O teste Varestraint e o Transvarestraint são provavelmente, dentre todos os tipos de testes, os mais frequentemente aplicados para o estudo da trinca de solidificação em juntas soldadas (Wilken et al., 1990). Em seguida, são reproduzidas algumas estatísticas a respeito dos testes mais populares (Goodwin, 1990).

Na figura 2.6, verifica-se que o teste Varestraint, proposto por Savage et al. (1965) é o mais popular dentre todos os testes, sendo do tipo de restrição aumentada, seguido bem mais a distância pelos testes Gleeble e Houldcroft. Pode-se observar também, através da figura 2.7, que somente nos EUA, foram elaborados aproximadamente 1/3 dos textos publicados em todo mundo a respeito das trincas de solidificação. Verifica-se também através da figura 2.8, que o material mais estudado até 1989 era o aço inoxidável, seguido de perto pelos aços carbono e ligas de Al.

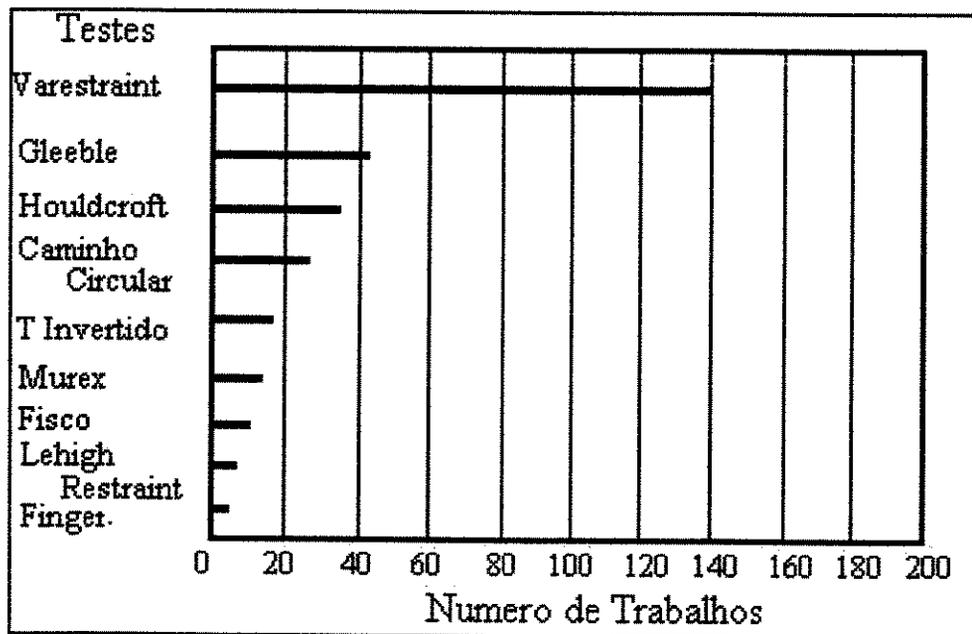


Figura 2.6 - Número de trabalhos por teste, 1938- 1989 (Goodwin, 1990).

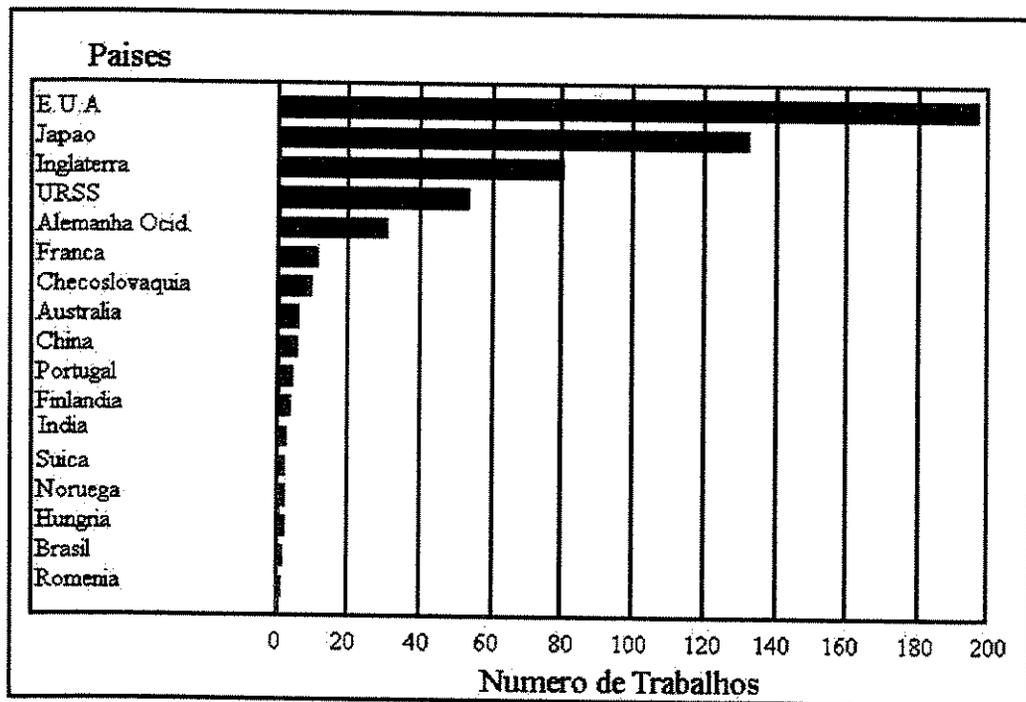


Figura 2.7 - Origem dos trabalhos publicados (Goodwin, 1990).

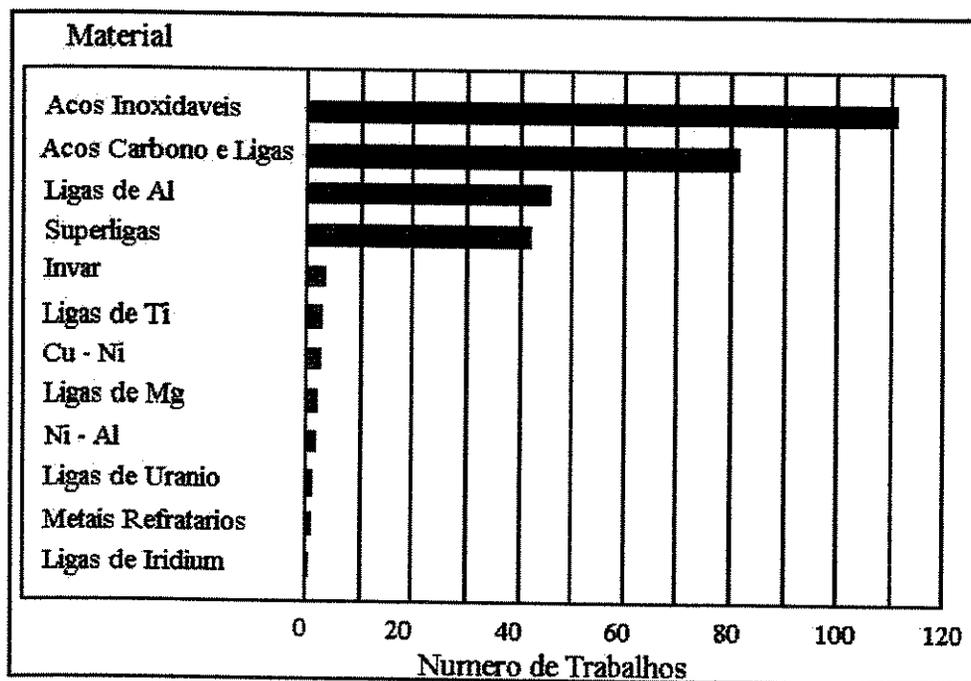


Figura 2.8 - Número de trabalhos por tipo de material (Goodwin, 1990).

Desde o surgimento do teste Vareststraint tem aparecido uma certa quantidade de variantes deste ensaio. O teste, tal como originalmente concebido, propõe a utilização de corpos de prova

medindo 2 polegadas (50,4 mm) de largura por 12 pol. (304,8 mm) de comprimento, com espessuras de 1/4 de polegada (6,35 mm) à 1/2 polegada (12,7 mm), com a realização das soldas longitudinais e paralelas ao sentido de laminação do material. A realização do ensaio com soldagem perpendicular ao sentido de laminação do material é denominada de ensaio Transvarestraint (Inoque e Ogawa, 1995). A aplicação do teste à uma soldagem estacionária é denominada teste Spot-Varestraint (Lundin et al., 1982, Wilken e Kleistner, 1990; Ernest et al., 1977). A aplicação desta mesma variante, porém com a diminuição das dimensões do corpo de prova é chamado de teste TIG-A-MA-JIG (Savage et al., 1977). A simples redução das dimensões do corpo de prova, sem outras alterações no teste Varestraint original é conhecida como mini-Varestraint, ou teste Varestraint em escala reduzida (Varol et al., 1997).

2.6- Teste Varestraint

Dentre os diversos fatores influentes sobre a susceptibilidade à trincas de solidificação, o nível de tensões na solda é o mais difícil de reproduzir e controlar em laboratório. Pois, na maioria dos ensaios, as tensões que provocam a trinca são de origem térmica e próprias do processo, não havendo qualquer controle sobre as mesmas. Este fato motivou o desenvolvimento do ensaio Varestraint por Savage e Lundin ainda em 1965. O intuito deste ensaio é determinar, de maneira relativamente simples, a susceptibilidade à trinca de solidificação no material. No ensaio Varestraint é introduzida uma deformação controlada e reprodutível no corpo de prova, o que indiretamente fornece um maior controle sobre as tensões geradas. Devido a este aspecto, o ensaio é chamado Varestraint (variable restraint) que, traduzido literalmente, significaria "solicitação variável".

O teste "Varestraint" tem mostrado, nos últimos anos, ser o teste mais efetivo para se avaliar a soldabilidade dos materiais em termos da resistência a trinca de solidificação. Este teste consiste no dobramento de um corpo de prova sobre uma matriz de curvatura conhecida, previamente estabelecida, durante a soldagem, de forma a induzir o surgimento de trincas na solda durante a solidificação. Este teste é o único que garante o controle do aumento da deformação aplicada em um tempo pré determinado e também em uma localização pré determinada com respeito ao arco de soldagem. Desta forma, o instante da formação das trincas de solidificação e a localização das trincas de solidificação podem ser pré determinadas pelo controle do ponto de aplicação da

deformação enquanto o cordão é realizado (Savage et al., 1966). A figura 2.9 esquematiza o funcionamento do equipamento utilizado deste ensaio.

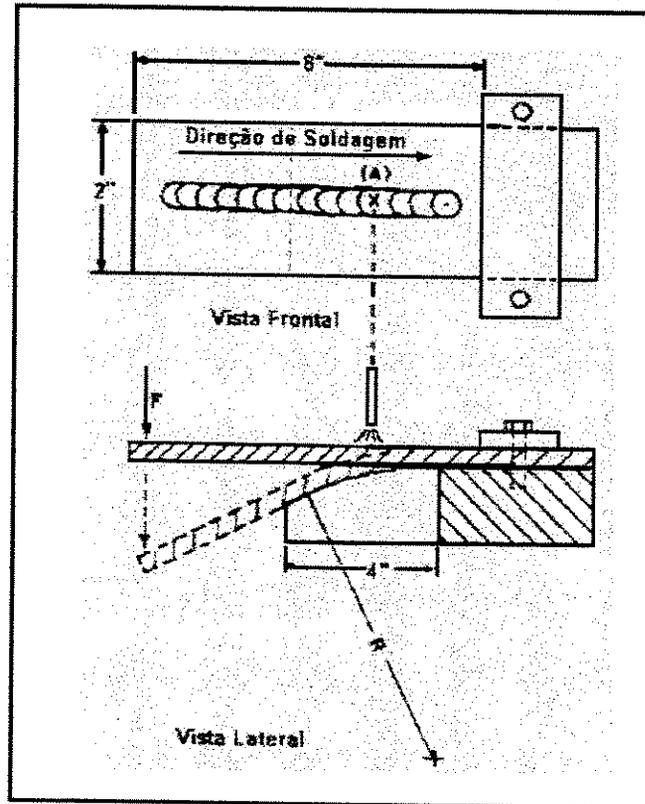


Figura 2.9 - Esquema do Equipamento Varestraint (Ludin et al., 1982).

Como mostra a figura 2.9, o corpo de prova é constituído de uma chapa de material pré determinado, onde tem uma de suas extremidades fixada sobre a matriz e outra fixada ao sistema de tração. A soldagem é realizada da esquerda para a direita, usando os parâmetros de soldagem e o material de interesse. Quando o arco passa pelo ponto A, uma carga súbita (F) é empregada na extremidade do corpo de prova. Esta carga leva o corpo de prova a se conformar conforme a curvatura da matriz B. O arco continua progressivamente, sendo interrompido somente após ter passado totalmente sobre a matriz. Após o dobramento e a extinção do arco, espera-se que o corpo de prova esfrie para retirá-lo do equipamento. A deformação tangencial " ϵ ", aplicada na solda pelo efeito do dobramento é obtida através do raio de curvatura da matriz que garante uma deformação ϵ nas fibras superficiais do corpo de prova, dada pela equação (2.1):

$$\varepsilon = \frac{e}{2R} \times 100 \text{ (\%)}$$

Equação (2.1)

Onde:

e = espessura do corpo de prova;

R = raio de curvatura da matriz;

ε = deformação relativa.

Através da troca da matriz com curvaturas diferentes, é possível alterar o nível de deformação longitudinal imposta na junta soldada. A magnitude da deformação longitudinal aumentada é independente dos parâmetros de soldagem e de seus efeitos no cordão.

Utiliza-se geralmente em conjunto com a execução do teste Vareststraint o processo de soldagem a arco com eletrodo não consumível (TIG) sem metal de adição. Segundo Scotti (1987) o fato da não utilização de processos de soldagem que utilizam metal de adição é devido ao reforço produzido no cordão afetar o nível de deformação. Desta forma, o reforço dificulta a reprodutibilidade de um mesmo nível de deformação com mesmos parâmetros pré estabelecidos, pois o nível de deformação nunca será igual em processos que utilizam metal de adição. Porém, de forma a se possibilitar o estudo da influência do metal adição sobre a susceptibilidade à trincas de solidificação sem que haja a influência do reforço, é possível se utilizar o equipamento vareststraint com processos que utilizam metal de adição adotando a mesma metodologia utilizada por Lippold et al. (1982) e Savage et al. (1966). Esta metodologia consiste em inicialmente se efetuar o depósito dos cordões de solda em um chanfro. Posteriormente é eliminado todo o reforço dos cordões através de um processo de usinagem. E, finalmente, o teste é executado conjuntamente com o processo de soldagem TIG sem metal de adição.

Existe o risco do corpo de prova dobrar-se sem acompanhar o perfil. Por este motivo, Savage e Ludin (1965) sugeriram a utilização de barras de dobramento auxiliares, que são colocadas sobre os corpos de prova, dos dois lados, forçando o corpo de prova a dobrar-se sobre o perfil desejado.

Segundo Savage et al. (1966) e Lingenfelter (1972), os seguintes critérios podem ser utilizados para avaliar os resultados do teste:

1. Comprimento Total de Trinca (CTT) – o total do comprimento de todas as trincas observadas.
2. Máximo Comprimento de Trinca- o comprimento dada extensão da trinca.
3. Média do Comprimento Total de Trinca (CTT) – A média aritmética do comprimento total de trinca de individuais testes com seu particular nível de tensão.
4. Média da porcentagem da tensão aumentada (% tensão) – A aritmética da porcentagem da tensão calculada em um particular raio da matriz.
5. Trincamento Limite (Threshold) – Nível de tensão ou raio da matriz onde a trinca inicia para determinados particulares parâmetros de soldagem, ou seja, o mínimo aumento da tensão requerido para causar a trinca.
6. Média CTT / % Proporção da Tensão - Média aritmética do CTT / % Proporção de valores para um particular nível de Tensão.

Geralmente, o meio mais utilizado para a avaliação dos resultados é através da deformação mínima que leva o surgimento da trinca, ou da comparação dos comprimentos de trinca para uma mesma deformação. Neste último caso, utiliza-se, na maioria das vezes, o “Comprimento Total de Trinca”, que é a somatória das trincas verificadas no metal de solda. Este método para avaliação dos resultados é a melhor análise quantitativa para sensibilidade do material ao trincamento no metal de solda. Similarmente, este método pode ser utilizado como quantitativo índice da sensibilidade do material ao trincamento na zona afetada pelo calor (ou metal de base) para um determinado procedimento de soldagem (Savage et al., 1965). A comparação do comprimento total de trinca também é utilizado para se avaliar tanto o efeito de mudanças no procedimento de soldagem como também no material.

A análise das trincas é realizada visualmente, com o auxílio de uma lupa, mas pode-se também utilizar líquido penetrante ou partícula magnética para auxiliar. Os seguintes fatores devem ser considerados durante a avaliação dos resultados do ensaio (Ludin et al., 1982; Scotti, 1987):

- O comprimento de cada trinca (para ser subsequente totalizado).
- Máximo comprimento de trinca.
- Localização da trincas (solda ou zona afetada pelo calor).
- Número de trincas.

- Aumento de deformação correspondente.
- Composição química do metal de base e de solda.
- Espessura do metal de base.
- As condições metalúrgicas e de superfície do corpo de prova.
- Parâmetros de soldagem, tais como:
 - Processo de soldagem.
 - Tipo e tamanho do eletrodo.
 - Comprimento do arco.
 - Fluxo e tipo de gás de proteção.
 - Corrente e voltagem do arco.
 - Velocidade de soldagem.

Os corpos de prova utilizados no teste Varestraint medem 2 polegadas (50,8 mm) de largura por 12 pol (304,8 mm) de comprimento, com a espessura variando de 0,25 até 0,50 pol (6,4 até 12,7mm).

A análise metalográfica do corpo de prova também é uma ferramenta útil na avaliação da resposta do material ao teste Varestraint, conforme tem mostrado pesquisas recentes tem mostrado (Varol et al., 1989; Lippold et al., 1996), por ajudar a caracterizar fenômenos metalúrgicos tais como segregação e modos de solidificação, que são fatores importantes na solidificação.

O teste varestraint permite o controle da deformação, isolando fatores mecânicos e metalúrgicos que contribuem para a formação da trinca (Lundin, 1982). Desta forma, a deformação tangencial é a única variável ligada ao equipamento de teste utilizada como fator para a análise da susceptibilidade ao trincamento no material. Não há uma normalização, ao menos relativa, a adoção de uma faixa determinada de variação do nível de deformação utilizada nos trabalhos realizados com a utilização do teste varestraint.

A variação do nível de deformação tangencial utilizada de acordo com Scotti deve variar de 0 a 4%. Kim et al. (1996), aplicou em seu trabalho uma faixa mais ampla, até 7%, no entanto as maiores variações no comprimento total de trinca com o aumento das deformações utilizadas, foram

alcançados até 4%. Porém, não há uma padronização, e nem nota-se uma constância nos níveis de deformações utilizadas nos trabalhos analisados.

Lingenfelter (1972) e Savage et al. (1966) referenciam que quando realizada a repetição de ensaios sem alteração de qualquer parâmetro relativo ao processo de soldagem ou variáveis do teste, em menores níveis de deformação, se constata maiores variações nos resultados, do que quando utilizados os maiores níveis de deformação. A melhor reprodutibilidade do ensaio é indicada quando utilizados os maiores níveis de deformação (Ligenfelter, 1972).

Existe uma grande discrepância nos valores referenciados relativos a força de aplicação e a velocidade de deslocamento do embolo, utilizados no teste varestraint. Constata-se que são raros os trabalhos que descrevem os valores referentes a velocidade de deslocamento do pistão e sua força utilizada. Apenas o trabalho de Sadek (1995) cita os valores destas duas variáveis utilizadas, como sendo utilizada uma força de 6600 Kg e uma velocidade de deslocamento no embolo do pistão de 80mm/s. Lin et al. (1993) descreve, nas condições utilizadas para realização de seu trabalho, conjuntamente com o equipamento varestraint, a utilização da pressão do ar no pistão de 80 PSI (5,5 bar) e uma taxa de deformação de 13%/s. Savage et al. (1965) na concepção do teste, indica apenas que na realização do teste Varestraint emprega-se uma carga brusca. Nelson et al.(1997) em seu trabalho, relata unicamente a velocidade de deslocamento do embolo, como sendo 300 mm/s. Como visto pelas poucas referências sobre a velocidade e força de aplicação empregada pelo equipamento, há uma grande variedade em seus valores empregados. Não consta na literatura obtida, nenhum trabalho que envolva o estudo do efeito da variação tanto da velocidade de deslocamento do embolo como da força de aplicação sobre a susceptibilidade à trinca solidificação. Como o teste não é normalizado, fica difícil se estabelecer uma comparação entre resultados através de diferentes trabalhos, visto que os trabalhos publicados não possuem uma constância nos parâmetros utilizados, tanto na realização dos ensaios como nos parâmetros adotados para a execução da soldagem.

2.7- Determinação do Número de Réplicas

Para o cálculo do número de réplicas (n_c - número de amostras) no caso de amostras menores que 20, Dally et al. (1993) indica o uso da distribuição t de Student. Como a distribuição t depende do tamanho de amostra (n), o valor de t pode ser usado para estimar n de tal forma que obtenha-se

uma estimativa da média da amostra para uma dada confiança. Se o comprimento do intervalo de confiança for definido como 2δ e usar-se a expressão para S^2_y , tem-se a seguinte relação:

$$n_c = \left(t \frac{S}{\delta} \right)^2 \quad \text{Equação (2.2)}$$

$$\delta = (\mu \times y) \quad \text{Equação (2.3)}$$

Onde: t = t de Student (tabela)

S = desvio padrão

δ = intervalo de confiança = precisão x 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 dado inicialmente devido a experiências anteriores. Se n for igual, então convergiu, portanto o número de réplicas é suficiente. Para o caso de $n \leq n_c$, então repetem-se os ensaios preliminares com outro n .

Capítulo 3

Técnicas Experimentais

Neste capítulo são apresentados de forma detalhada os materiais e a metodologia utilizada no desenvolvimento do trabalho.

3.1 - Materiais

O material adotado inicialmente para a realização deste trabalho foi aço inox austenítico do tipo 304L. A análise química do aço utilizado no trabalho foi fornecido pelo fabricante (Villares Metals), e é apresentada na tabela 3.1. A tabela 3.1 também apresenta a análise química da mesma liga realizada através de espectrofotometria de fluorescência de raio X, pelo Laboratório do Centro de Tecnologia da UNICAMP (CT). A título de comparação, nesta mesma tabela é apresentada a composição química do aço 304L especificada pela norma AISI (American Iron and Steel Institute) (Metals Handbook, 1990). Observando-se a tabela, conclui-se que o aço estudado está dentro das especificações da norma AISI.

Tabela 3.1 - Composição química do aço inoxidável tipo 304L.

	Elementos Químico (%)							
	C	Mn	Si	Cr	Ni	P	S	Mo
CT	0,025	1,65	0,25	18,11	8,1	0,038	0,022	0,72
Villares	0,02	1,66	0,22	18,2	9,12	0,04	0,025	0,75
AISI	0,03	2	1	18,0 -20,0	8,0 -12,0	0,045	0,03	-

O aço inox utilizado para a realização do experimental foi obtido através de doação da Villares em forma de barras trefiladas. As barras doadas pela Villares possuíam a espessura de 6,4 mm com uma largura de 50,8 mm e com um comprimento de 4000 mm. Para confecção dos corpos de prova foi necessário somente a realização do corte nas barras ao longo de seu comprimento. O comprimento necessário para os corpos de prova, conforme originalmente proposto por Savage (1965), é de 304,8 mm (12 pol.). Desta forma, as dimensões finais apresentadas pelo corpo de prova foram de 6,35 mm de espessura, 304,8 mm de comprimento e 50,8 mm de largura. Efetuada a realização do corte, todos os corpos de prova sofreram jateamento abrasivo, para que se obtivesse uma superfície isenta de óxidos, óleo, gorduras e outros contaminantes, decorrentes do processo de corte, do processo de fabricação ou mesmo oriundos da exposição ao meio ambiente. Para que isto fosse possível, foram utilizadas micro esferas de vidro com granulometria de 105-210 um. Este jateamento abrasivo foi executado num jateador de gabinete NORTOF- Modelo SV-600.

A microestrutura apresentada pelo aço inox do tipo 304L é ilustrada pela figura figura 3.1, onde constata-se os grãos de austenita e a ferrita em coloração mais escura.

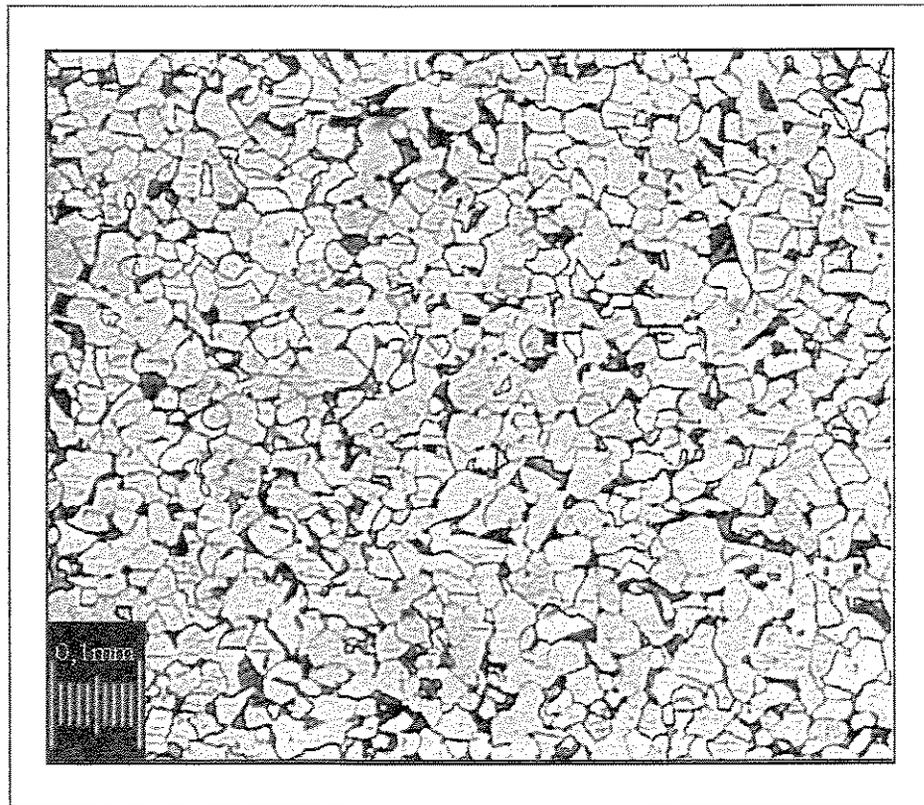


Figura 3.1 - Microestrutura do aço inox do tipo 304L.

O segundo material utilizado na realização deste trabalho, por sua vez definitivo para a realização do trabalho, foi uma liga de alumínio da série 5052. A análise química da liga de Al utilizada, foi fornecida pela Alcan, a qual é apresentada na tabela 3.2.

Tabela 3.2 - Composição química e propriedades mecânicas da liga de Al do tipo 5052.

Elementos Químico (%)								
Al	Cu	Cr	Fe	Mg	Mn	Si	Ti	Zn
99,76	0,007	0,22	0,29	2,6	0,022	0,090	0,005	0,005

O alumínio, foi obtido em forma de chapa com 6,35mm de espessura, 1 metro de largura e 2 metros de comprimento. Para a obtenção das dimensões finais conforme propostas por Savage (1965), foi necessária a utilização de uma guilhotina. Anterior a realização do corte, foi necessária a realização de um análise microestrutural do material, de modo a se observar o sentido de laminação. Isto foi realizado para garantir que todos corpos de prova fossem cortados ao longo de seu

comprimento sentido de laminação do material. De acordo com Lippold (1977), em soldas realizadas no sentido de laminação há uma tendência de minimização da ocorrência das trincas de solidificação.

A figura 3.2 ilustra a microestrutura apresentada na análise microestrutural. Esta figura ilustra a estrutura do material utilizado no decorrer dos ensaios com o teste Varestraint.

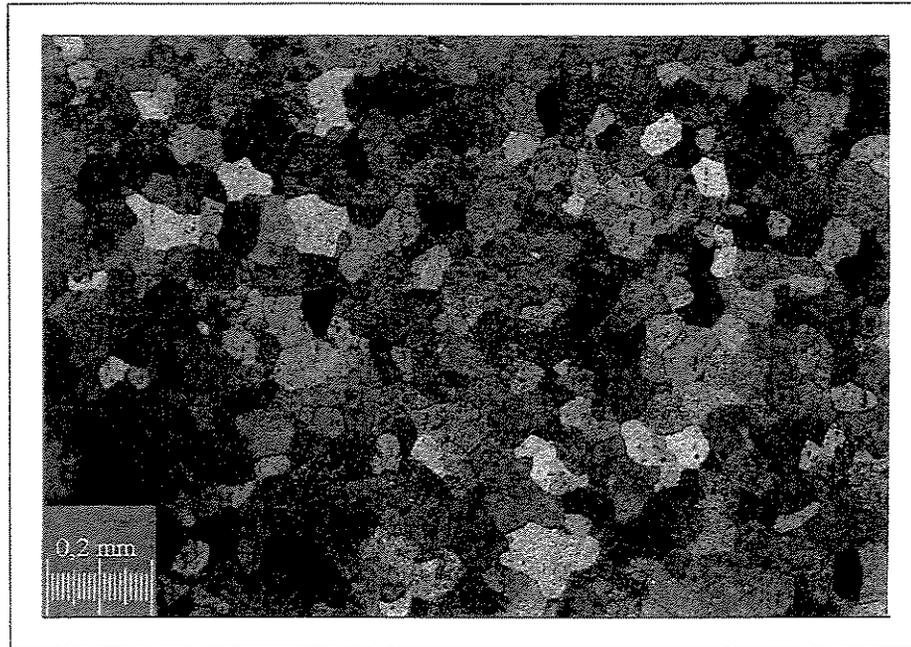


Figura 3.2 - Microestrutura do metal de base da liga de Al -Mg do tipo 5052.

3.2 - Equipamento de Teste Varestraint

O equipamento para o Teste Varestraint usado no trabalho foi projetado, construído, aferido, mostrada a sua repetibilidade e confiabilidade por Martins (2000).

A figura 3.3 apresenta o equipamento de teste Varestraint utilizado, identificando apenas seus componentes mais importantes. Este equipamento é composto por vários componentes interligados:

- Uma estrutura de base do equipamento utilizada para sustentação do equipamento;
- Um cilindro pneumático fixado na estrutura de base, utilizado para fornecer a força de tração necessária para o teste;
- Uma placa de base, utilizada para permitir a fixação da estruturas de base e blocos de curvatura;
- Um bloco de curvatura fixado na placa de base do equipamento (matriz), podendo ser alternado conforme o nível de deformação desejável;
- Uma válvula pneumática de acionamento manual interligada através de conexões pneumáticas ao cilindro e ao filtro de ar da linha;
- Um sistema de fixação para o corpo de prova sobre o equipamento de teste;
- Um garfo, fixado em uma extremidade na haste do pistão e na outra em uma conexão para permitir a fixação no corpo de prova.

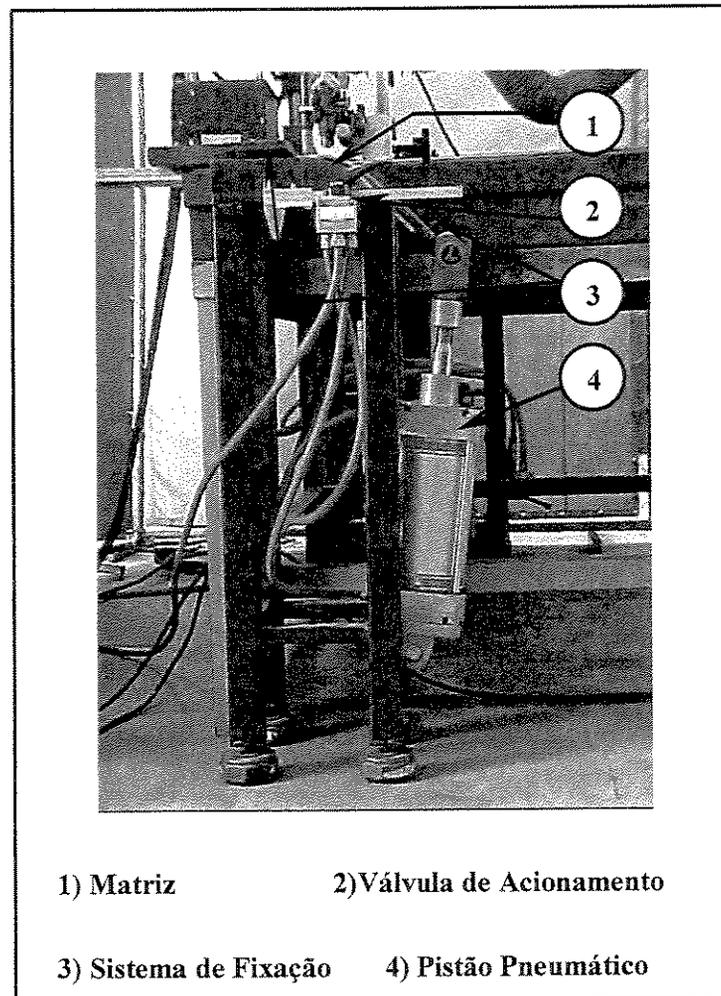


Figura 3.3 - Equipamento de Teste Varestaint.

As características, assim como as especificações mais detalhadas da concepção do equipamento Varestraint utilizado na realização do trabalho podem ser obtidas através da tese de doutorado de Martins (2000).

3.2.1- Procedimento de Teste Varestraint

Todos corpos de prova confeccionados, tanto com o Al como o aço inox, foram devidamente demarcados, de modo a facilitar posteriormente o controle do experimental.

Na realização dos testes, foi utilizada a barra auxiliar de forma a se evitar problemas no momento do dobramento. Anteriormente a realização do teste, a barra auxiliar utilizada também necessitou de limpeza, onde primeiramente foi realizado por um jateamento abrasivo e posteriormente por um algodão embebido com acetona.

Os corpos de prova sofreram uma limpeza superficial antes da realização dos testes. Todos os corpos de prova foram limpos através de um algodão embebido com acetona. Esta limpeza foi realizada com o propósito de fornecer uma superfície para ser soldada, isenta de elementos contaminantes. Anterior à limpeza, foi realizada uma marcação ao longo da sua espessura e, em dois pontos na superfície dos corpos de prova, para possibilitar o controle posterior.

O corpo de prova após a limpeza e marcação passou por um processo de traçagem, com o objetivo de marcar todos os pontos de orientação para a execução do teste e do processo de soldagem. Os pontos traçados no corpo de prova eram: o ponto inicial de deslocamento da tocha (A), o ponto de início aquisição de dados (B), o ponto de aplicação da força (coincidente com a posição da tocha de soldagem) (C), ponto de fixação do corpo de prova (D) e os pontos referentes a retirada das amostras para a medição das trincas (E). A figura 3.4 mostra os respectivos pontos traçados nos corpos de prova. As marcações dos pontos foram realizadas para evitar dispersões nos resultados obtidos pelo teste.

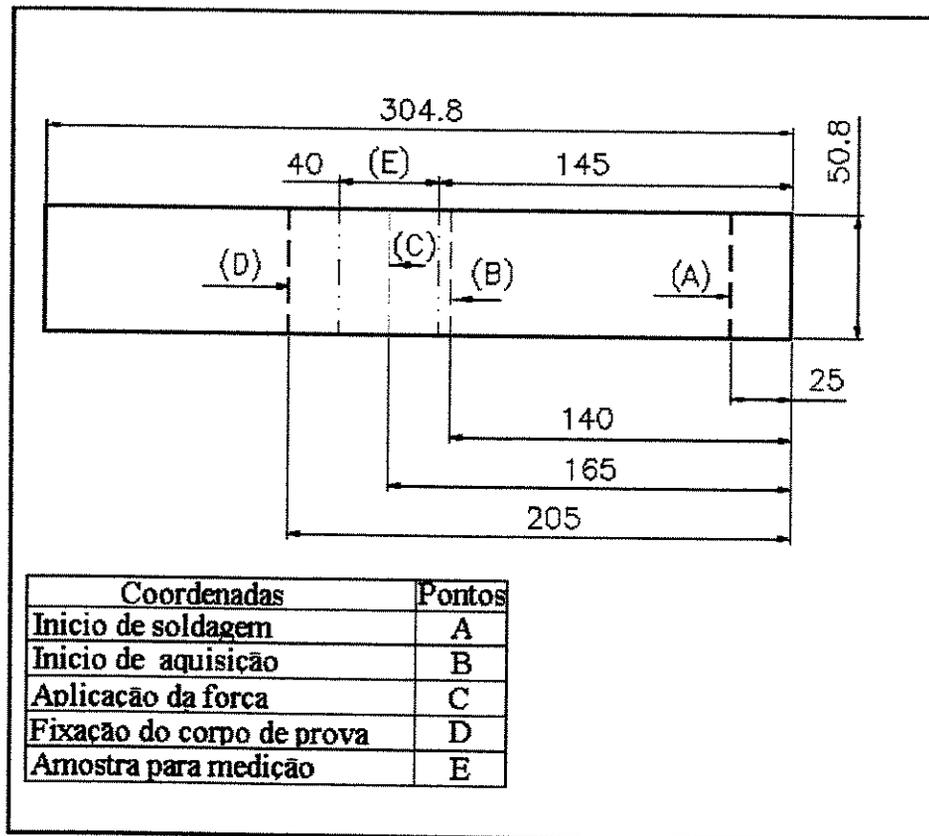


Figura 3.4 - Pontos de marcação no corpo de prova Vrestraint.

Após a traçagem, o corpo de prova e a barra auxiliar foram fixados no equipamento de Teste Vrestraint. O cilindro pneumático do equipamento vrestraint foi acionado de forma a permanecer na condição de avanço, onde a conexão que estava ligada ao garfo da haste do pistão foi fixada na extremidade das barras auxiliares. A figura 3.5 mostra o corpo de prova e as barras auxiliares fixas no equipamento de ensaio.

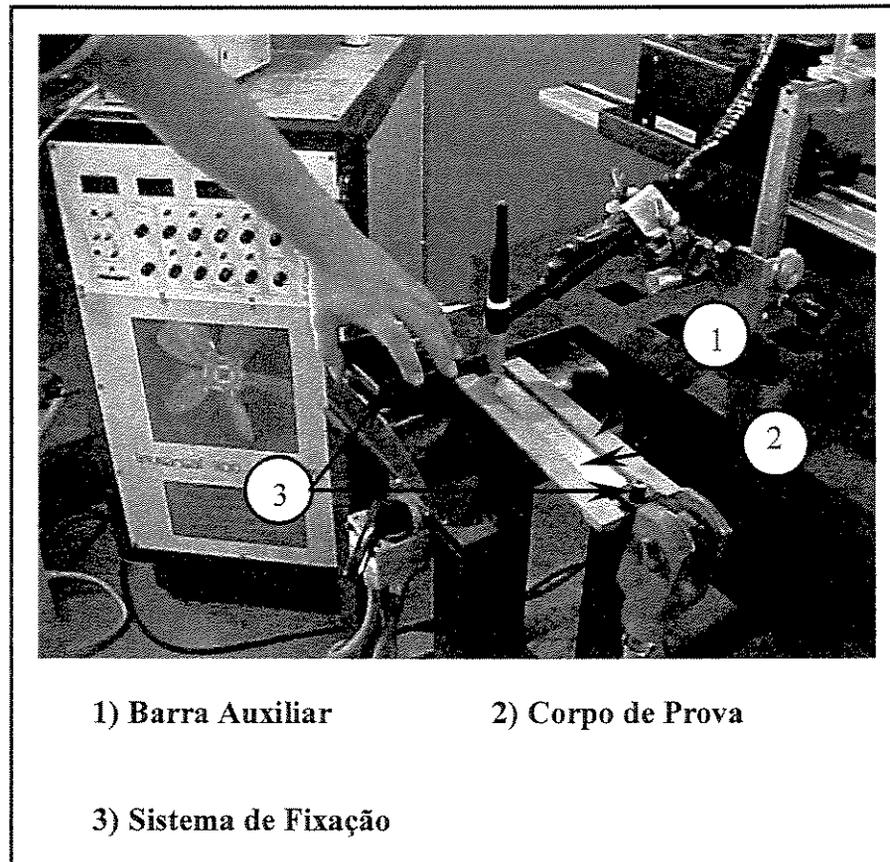


Figura 3.5 - Fixação do corpo de prova e das barras auxiliares no equipamento de ensaio.

O maior problema encontrado ao decorrer do posicionamento, era o de manter a altura do arco constante. Este problema estava ligado à pequena falta de planeza na superfície dos corpos de prova, proveniente do corte realizado na guilhotina, que forneceu uma certa irregularidade na superfície do corpo de prova, como também à grande maleabilidade do alumínio. Desta forma, como os corpos de provas não se apresentavam totalmente planos, ao longo de toda sua superfície a ser soldada, a alternativa encontrada para se manter o comprimento do arco constante foi de realizar um pequeno ajuste através do garfo fixado na ponta da haste do pistão pneumático. Este garfo era fixo na ponta no pistão através de rosca. Alterando a altura desta rosca, este problema era corrigido. Esta correção realizada na ponta da haste do pistão permitiu garantir a altura do arco constante ao longo de toda a superfície do corpo de prova.

Dos dois fatores relativos ao equipamento de ensaio (F , ϵ_t) que foram estudados sua influência sobre o CTT, apenas o referente a F necessitou determinar seus níveis.

Os níveis da ϵ_t já se encontravam estabelecidos de acordo com a espessura do material adotado e as curvaturas do equipamento, segundo o trabalho anterior realizado por Martins(2000). Os níveis de deformação provenientes da espessura do material e da curvatura da matriz do equipamento foram de 1, 2,5 e 4%.

Os níveis de força de aplicação (F) foram determinados através do controle da pressão de entrada de ar no pistão do equipamento Varestaint. Os níveis de F foram delimitados conforme a capacidade apresentada pela rede de ar. A rede de ar do laboratório de soldagem nos limitou em se utilizar uma pressão máxima constante de 7 bar. Acima do valor de 7 bar, como notado nos ensaios preliminares realizados, haveria uma grande flutuação no valor da pressão. Esta flutuação poderia vir à apresentar uma falta de reprodutibilidade e em consequência apresentar resultados errôneos no experimental. Assim sendo, adotou-se as pressões de 5, 6 e 7 bar. Para se garantir que estes níveis de pressões se encontravam nos níveis determinados, foi realizada a aferição do manômetro de controle das pressões, pelo Centro de Tecnologia da UNICAMP, sendo que a incerteza de medição apresentada pelo manômetro foi de 0,2 bar. A incerteza declarada foi baseada em uma incerteza padronizada combinada, multiplicada por um fator de abrangência $K=2$ para um nível de confiança de aproximadamente 95%.

Os níveis de F resultantes das pressões adotadas, foram determinadas teoricamente segundo a seguinte equação (3.1):

$$F = p \cdot \frac{d^2 \cdot \pi \cdot 10}{4} - R \quad (3.1)$$

Onde:

- p** - Pressão (Bar)
- d** - Diâmetro do êmbolo do pistão (cm)
- R** - atritos (=10%)
- F**- Força (N)

Os níveis F estabelecidos para realização dos ensaios, provenientes do cálculo através da equação. 3.1, são apresentados na tabela 3.3.

Tabela 3.3 - Valores de F para as respectivas P adotadas.

Níveis	P	F
Inferior	5 bar	5520N
Médio	6 bar	6630N
Superior	7 bar	7730N

3.3 - Procedimento de Soldagem

Os cordões de solda foram realizados por uma fonte de soldagem inversora microprocessada, INVERSAL 300, desenvolvida e fabricada pelo laboratório de Soldagem e Mecatrônica da Universidade Federal de Santa Catarina (LABSOLDA/UFSC). O número 300 relaciona-se com o valor em ampères da corrente nominal em que a fonte pode operar com um fator de serviço igual a 1. O valor da corrente máxima (transitória) para a fonte é da ordem de 450A. Para soldagem TIG, esta fonte pode fornecer onda em CA retangular. Este tipo de fonte permite ainda, que os níveis de corrente (Ipos e Ineg), bem como os tempos (tpos e tneg) sejam ajustados independentemente, facilitando o estudo de cada variável separadamente.

A fonte de soldagem UNIVERSAL 300 permitiu operar tanto pelo processo TIG como pelo processo MIG. A fonte de soldagem foi utilizada no modo de soldagem MIG durante alguns testes com inox, sendo que na maior parte da realização do trabalho foi operada em CA com onda retangular desequilibrada .

Para se monitorar os sinais elétricos do arco de soldagem, foi utilizado um sistema constituído de um micro computador equipado com uma placa e um "software" para a aquisição e tratamento de sinais. O software utilizado para aquisição de dados foi o MIGMAG (desenvolvido junto com a placa de aquisição, pelo LABSOLDA/UFSC). As grandezas monitoradas por este sistema foram a intensidade de corrente eficaz (Ie), tensão eficaz e potência do arco (W). Através da potência do arco, se determinou o insumo de calor decorrente do processo.

A monitorização dos parâmetros da onda retangular foram todas realizadas com a aquisição de dados em 12 bits, durante 5s.

O conjunto de equipamentos utilizados para realização do experimental são apresentados na figura 3.6.

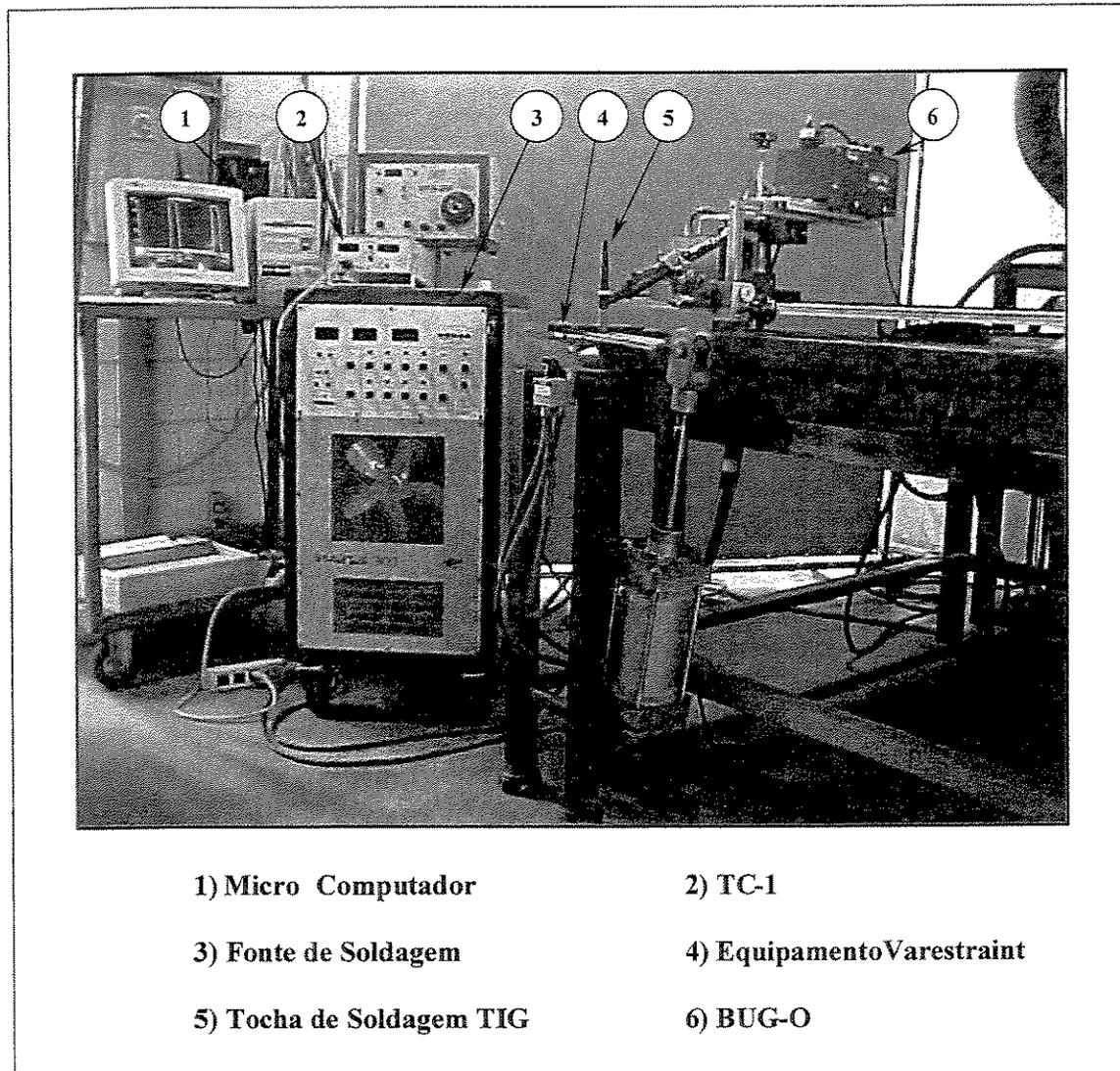


Figura 3.6 - Conjunto de equipamentos utilizados para a realização experimental.

Para se garantir a velocidade de soldagem constante, para cada nível adotado, a tocha de soldagem foi acoplada a um sistema eletromecânico ("BUG-O").

3.4 - Soldagem do Inox

Na soldagem com o aço inox foram determinados três procedimentos diferentes para realização dos ensaios conjuntamente com o equipamento varestraint, onde os parâmetros de soldagem estabelecidos foram totalmente distintos. No primeiro procedimento foi utilizado o processo de soldagem TIG autógeno. Já no segundo procedimento utilizou-se o processo MIG. Por sua vez, o terceiro procedimento utilizou o processo MIG para preparação dos corpos de prova e posteriormente para execução do ensaio com o equipamento varestraint o processo TIG. O metal de base utilizado nos três procedimentos foi o aço inox 304L.

No primeiro procedimento, os níveis referentes ao processo de soldagem foram determinados de tal forma a permitir a obtenção de três formatos diferentes relativos a poça de solidificação. A princípio, para obtenção do diferente formato de solidificação da poça de fusão seria necessário variar apenas a velocidade de soldagem, mas porém, como pretendia-se manter o Insumo de Calor constante, houve a necessidade de variar também a Intensidade da Corrente conjuntamente com a Velocidade de Soldagem utilizada.

Inicialmente, estabeleceu-se um nível intermediário (nível médio) para a execução do processo de soldagem. Os parâmetros referentes ao nível médio do processo de soldagem foram baseados no trabalho realizado por Varol et al. (1997) e Nelson et al. (1997). As únicas alterações realizadas quanto aos parâmetros fixos relativos aos parâmetros de soldagem baseados na literatura, foram quanto ao valor da "altura do arco" passando a ser 3mm e do diâmetro do eletrodo sendo 3,2 mm com um ângulo em sua ponta de 60°. Foi utilizado como gás de proteção o argônio com uma vazão de 17 l/min. Os ângulos referentes ao deslocamento da tocha e o de trabalho utilizados foram de 90° em relação a posição plana de soldagem dos corpos de prova. Tendo-se o nível médio e todos os parâmetros fixos relacionados aos parâmetros de soldagem estabelecidos, partiu-se para a obtenção através de ensaios de um nível superior e um inferior ao médio, onde se alterou apenas os valores referentes a intensidade de corrente e velocidade de soldagem. Para auxiliar a determinação destes níveis utilizou-se ensaios metalográficos. Após uma série de testes e de análises metalográficas para

verificar-se o modo de solidificação da poça de fusão, estabeleceu-se os valores referentes à intensidade de corrente e velocidade de soldagem como sendo os apresentados na tabela 3.4.

Tabela 3.4 - Parâmetros para a execução da soldagem nos corpos de prova de aço inox.

Parâmetros	Nível Inferior	Nível Médio	Nível Superior
Intensidade de Corrente- Ic	150 (A)	180 (A)	205 (A)
Vel. De Soldagem -Vs	120 (mm/min)	150(mm/min)	180 (mm/min)

O segundo procedimento baseou-se na execução do teste Varestraint em conjunto com a deposição de um cordão de solda MIG. Os arames adotados para a deposição sobre o aço inox 304L foram os do tipo 308L e 316L. Os parâmetros de soldagem do processo MIG foram determinados através da literatura (Machado, 1996) e de pré testes para a execução da deposição dos arames. Estabeleceu-se somente um único nível no segundo procedimento, sendo que seus parâmetros são apresentados na tabela 3.5.

Tabela 3.5 -Valores dos parâmetros utilizados para soldagem pelo processo MIG.

Parâmetros do processo MIG	Valores
Diâmetro dos Arames	1,2 mm
Intensidade da Corrente -Ic	250 A
Tensão de Soldagem - V	25 V
Velocidade de Soldagem- Vs	600 (mm/min)
Altura do Bico de Contato	15 (mm)
Ângulo da Tocha	15°
Polaridade	CCEP
Vazão do Gás	15 (l/min)

O terceiro procedimento foi realizado utilizando o mesmo metal de base (o aço 304 L) e os dois arames utilizados anteriormente (308L e 316L). Este segundo procedimento consistia em uma prévia preparação dos corpos de prova, onde se executava inicialmente deposição de dois cordões em um chanfro realizado no corpo de prova. Posteriormente, o corpo de prova passava por um

fresamento para se retirar o reforço. A execução do teste Varestraint era realizado conjuntamente com o processo TIG. Esta forma de realização do teste foi baseado sobre Savage et al. (1966) e Lippold et al. (1982). Os parâmetros utilizados para estes experimentos foram determinados através de pré testes e da literatura (Machado,1996) e são apresentados na tabela 3.6.

Tabela 3.6 - Condições empregadas para execução do teste.

Parâmetros	Processo MIG (Unidade)	Processo TIG (Unidade)
Velocidade de soldagem	600 (mm/min)	130 (mm/min)
Tensão de soldagem	26 (V)	
Intensidade de corrente		200 (A)
Velocidade do arame	11 (m/min)	
Polaridade	CCPD	CCPI
Ângulo e sentido da tocha	15°	
Altura do bico de contato	10 (mm)	4,6 (mm)
Vazão do gás	15 (l/min)	18 (l/min)

3.5 - Soldagem com Alumínio

Para a soldagem do alumínio utilizou-se CA com onda retangular desequilibrada. A Figura 3.7 ilustra através do histograma de corrente uma onda retangular desequilibrada. Os níveis de corrente (Ipos e Ineg), bem como os tempos (tpos e tneg) foram ajustados independentemente, de maneira a melhorar a eficiência do processo. Inicialmente, foram determinados os parâmetros do nível médio, baseados na literatura (Reis, 1996, Fábio, 2000) e em pré testes. Ao decorrer dos pré testes, verificou-se que com a utilização do tempo na polaridade positiva inferior a 4,5 ms, não se efetuava uma ação de limpeza apropriada. Desta forma estabeleceu-se o tpos de 4,5 ms e o tneg de 20 ms conforme abordada pela literatura (Reis, 1996; Norrish e Ooi, 1993). Como um dos objetivos para realização do experimental era obter diferentes formatos de poça com a menor variação possível em termos de insumo de calor, a medida que alterou a velocidade de soldagem houve a necessidade de alterar a intensidade de corrente na polaridade negativa. A intensidade de corrente na polaridade positiva foi mantida constante como sendo de 100 A. O gás utilizado foi o argônio com

uma vazão constante de 16 l/min. Adotou-se para soldagem o eletrodo de tungstênio com um diâmetro de 3,2 mm e um ângulo em sua ponta de 60°. Foi estabelecido o ângulo entre a tocha e a peça de 90° e a distância do eletrodo da peça de 3 mm. Os parâmetros de soldagem que sofreram variação ao decorrer da execução do experimental são apresentados na tabela 3.7. Estes parâmetros foram também determinados com auxílio da literatura e dos pré testes realizados (Machado, 1996; Norrish, 1992; Reis, 1996; Norrish e Ooi, 1993)

Tabela 3.7 - Parâmetros adotados para soldagem em alumínio.

Parâmetros	Nível inferior	Nível médio	Nível superior
Velocidade de soldagem – Vs	120 mm/min	150 mm/min	180 mm/min
Corrente de base na polaridade negativa	-145 A	-165 A	-185 A

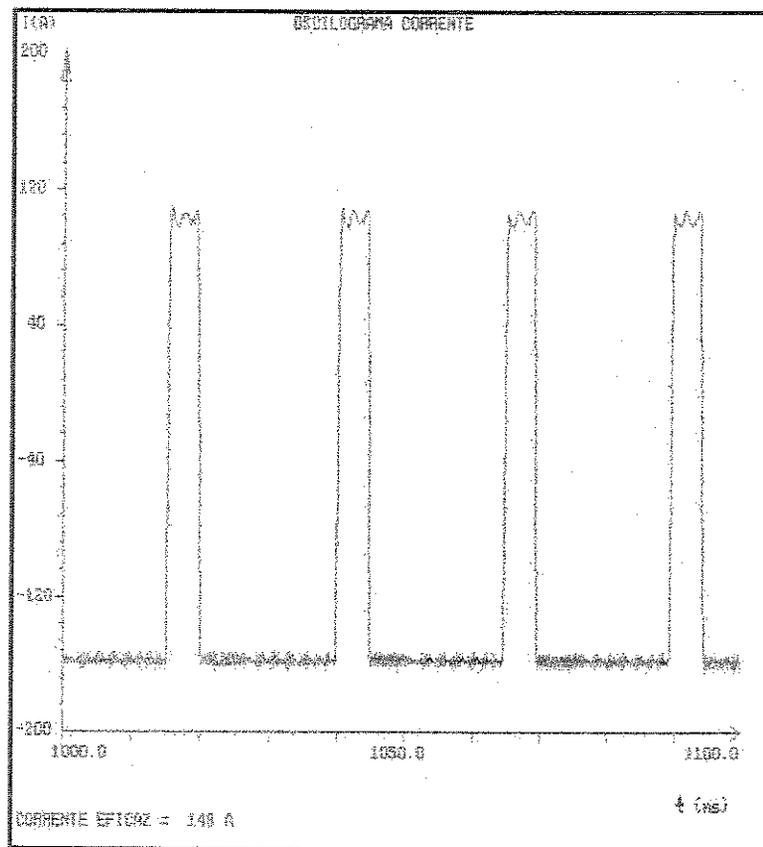


Figura 3.7 - Histograma de corrente com onda retangular desequilibrada.

3.6 - Planejamento dos Experimentos

O planejamento experimental adotado foi o do tipo fatorial completo, com três fatores e três níveis (Montgomey, 1996). Este planejamento fatorial permitiu a realização de uma boa coleta e interpretação destes dados, estabelecendo desta forma conclusões confiáveis à respeito do fenômeno estudado. A figura 3.8 ilustra a representação esquemática do planejamento experimental adotado, onde os fatores de influência adotados foram: força aplicada (F), deformação tangencial aumentada (ϵ) e o formato da poça de solidificação (FP). A variável de resposta utilizada no trabalho foi o comprimento total de trinca (CTT). Os níveis baixo, médio e alto dos fatores são representados pelos números 1, 2 e 3 respectivamente.

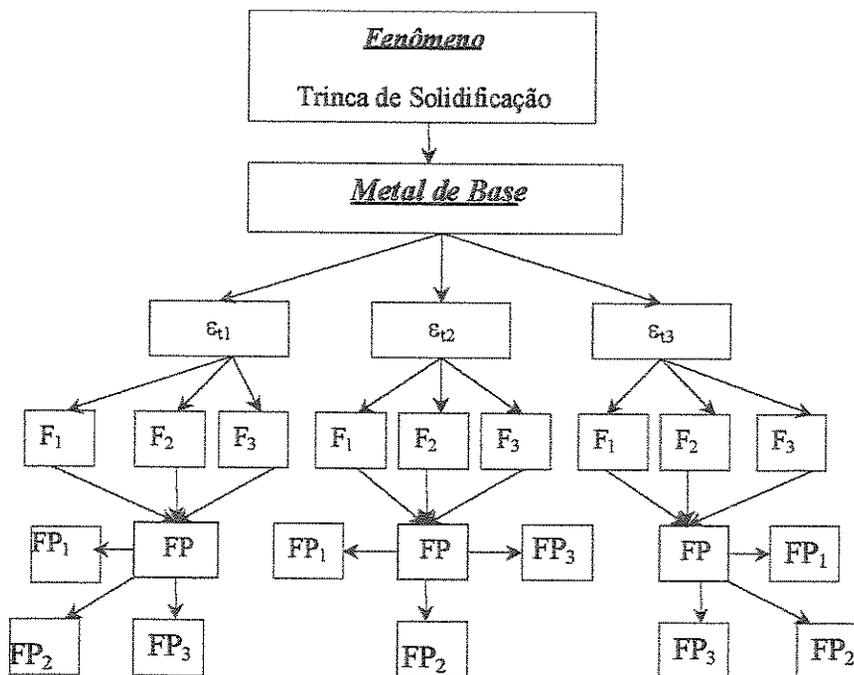


Figura 3.8 - Representação esquemática do planejamento experimental adotado no trabalho.

Os respectivos níveis estabelecidos para cada fator utilizado por definitivo para execução do trabalho com a liga de alumínio, são apresentados na tabela 3.8.

Tabela 3.8 - Fatores dos níveis estabelecidos no planejamento experimental.

Variáveis	Níveis		
	Inferior	Médio	Superior
Formato da poça	Gota	Intermediário	Elíptico
F (N)	5520	6630	7730
ϵ_t (%)	1	2,5	4

Para a determinação do número de amostras necessárias, foram realizadas inicialmente 3 réplicas de todo planejamento fatorial. Contando com a variável de resposta (o CTT), efetuou-se a média e o desvio padrão para cada interação das respectivas variáveis, de modo a se estabelecer o número de amostras necessárias para a realização do experimental através da fórmula de distribuição t de Student (Dally et al., 1993). Baseado em cálculos realizados sobre tamanho da amostra e em resultados de pesquisas que usaram o ensaio Varestaint, este trabalho adotou um nível de confiança equivalente a 95% e a precisão (α) da estimativa da μ como sendo de $\pm 5\%$. Sendo $n=3$, tem-se pela tabela da distribuição t para $GL = 2$ (graus de liberdade) e $\alpha/2 = 0,025$, $t = 4,303$. Através deste cálculo realizado, constatou-se que a necessidade máxima de realização de réplicas era de apenas três. Os resultados do cálculo do número de réplicas necessárias para execução do experimental são apresentados na tabela 3.9. Desta forma, como já havia sido realizada a medição de todos os corpos de prova, adotou-se para o análise de variância um modelo de efeito fixo com 3 réplicas. Assim sendo, o número total de amostras realizadas, decorrente da realização da interação de cada fator e do número de réplica adotada, foi de 81 amostras.

Tabela 3.9 - Número de réplicas necessárias para execução do experimental.

Variáveis de Influência				
ϵ_t (%)	F (N)	Formato da Poça de Fusão		
		Gota	Intermediário	Elíptico
		Número de Réplicas		
1	7730	1	1,3	2,5
1	6630	3	2,4	1,5
1	5520	2,5	2,5	3
2,5	7730	1	1	1
2,5	6630	2,5	3	3
2,5	5520	2	0,5	3
04	7730	0,5	0,5	0,5
4	6630	0,5	1,5	0,5
4	5520	3	2	0,5

3.7 - Medição das Trincas

Foi adotada para a realização das medições da variável de resposta deste experimental uma máquina de medir por coordenadas utilizando o sistema ótico. A máquina utilizada para a medição das trincas nas 81 amostras foi a ZKM 01-250 C de duas coordenadas (X ou Y).

Este tipo de máquina permitiu através de seu sistema ótico a medição do CTT e também da morfologia do cordão (penetração e largura do cordão). Os corpos de provas eram colocados aleatoriamente na base da máquina de medir, posteriormente era focado e posicionado o gabarito geométrico do equipamento sobre uma das extremidades da trinca. O esquema do gabarito geométrico do equipamento é ilustrado na figura 3.9.

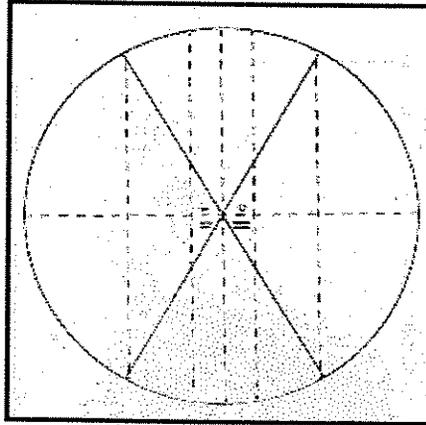


Figura 3.9 - Esquema do gabarito geométrico apresentado na lente objetiva da máquina de medir ZKM 01-250C.

Posicionado o gabarito geométrico, o sistema de leitura digital era zerado e a medição da trinca era realizada através do deslocamento mais conveniente de uma das coordenadas do equipamento. Este processo basicamente era repetido de trinca à trinca. Este equipamento permitiu a leitura do comprimento de cada trinca realizada com um incremento de escala de $0,1\mu\text{m}$. Foram medidas tanto trincas transversais como longitudinais.

O aumento utilizado para a realização da medição do comprimento de trinca foi de 30x. A variável de resposta adotada neste experimental, que trata do comprimento total de trinca, foi obtida através da soma de todas as trincas medidas de cada corpo de prova.

Antes da realização das medições, os corpos de prova obtidos do ensaio passaram por uma preparação. Primeiramente, retirou-se pequenas amostras dos corpos onde continham apenas as trincas. Esta retirada de amostras do corpo de prova foi necessária para delimitar a área da ocorrência das trincas e possibilitar um melhor posicionamento sobre a base do equipamento que se efetuou as medições.

Posteriormente, devido a contaminação dos corpos de prova proveniente do corte para retirada das amostras, houve a necessidade de se efetuar a limpeza através de algodão embebido com acetona. Realizada a limpeza, anterior a cada medição, efetuou-se a técnica de aplicação de

líquido penetrante sob a superfície dos corpos de prova. A aplicação de líquido penetrante foi necessária para se possibilitar uma melhor visualização de trincas de solidificação nas medições.

3.8 - Metalografia

Após a realização do experimento no laboratório de soldagem e medições das trincas, realizou-se a retirada de amostras dos corpos de prova para possibilitar o estudo com respeito a apresentação dos grão na poça de fusão e à morfologia apresentada pelo cordão. Foram tiradas amostras sempre da região mais próxima onde ocorreram as trincas, assim como na região da própria trinca. Na região próxima à trinca o arco de soldagem já se encontrava estabilizado, e a macroestrutura é bem representativa das condições de soldagem. O preparo foi realizado na secção transversal e longitudinal do cordão de solda. O principal objetivo da realização da metalografia foi a de verificar o comportamento dos parâmetros de soldagem sobre a estrutura do material (morfologia e formação de grãos).

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 carbeto de silício de granulometria gradativamente menores (220 - 320 - 400 - 600 - 1000 - 1200 mesh). O acabamento final foi realizado com feltro e pasta de alumínio a granulometria de 6, 1 e 0,5 microns.

Visando visualizar os grãos e contornos dos mesmos, após o polimento as amostras foram atacadas com a solução química composta de 50ml do reagente de Poulton's; 50ml de HNO_3 (concentrado); 40ml de solução de 3g anidro cromico por 10ml de água. O reagente de Poulton's é composto de: 12 partes de HCl (concentrado); 6 partes de HNO_3 (concentrado); 1 parte de HF (48%); 1 parte de água (Metals Handbook, 1973). O ataque foi realizado com apenas algumas gotas do reagente sobre o corpo de prova. O tempo de ataque utilizado variou de 30 à 60 segundos, conforme a preparação do ataque. Após o ataque, a superfície dos corpos de prova eram esfregadas com algodão em água corrente por cerca de 3 à 4 minutos. Houve a necessidade de preparar duas vezes o reagente devido ao curto período de vida útil. Percebeu-se que o tempo de vida útil do reagente após o preparo era de aproximadamente oito horas.

Para realização das observações metalográficas foram utilizados um microscópio ótico e um microscópio eletrônico de varredura (MEV). Através do microscópio ótico foi possível tirar fotos da secção transversal e longitudinal dos corpos de prova com o aumento de 25x e 100x. Na secção transversal foi observado a morfologia apresentada pelo cordão. Já na secção longitudinal, observou-se a forma de solidificação e da forma de crescimento dos grãos na poça de fusão.

Também durante a fase de realização da metalografia foi realizada a caracterização das trincas de solidificação utilizando-se a técnica de microscopia de varredura. Para a preparação da amostra houve a necessidade de realizar a abertura da trinca através de uma ação mecânica nos corpos de prova obtidos através do ensaio de restrição. Realizado o preparo das amostras, estas foram levadas ao microscópio e a superfície interna das trincas foi caracterizada com um aumento de 400x.

Capítulo 4

Resultados e Discussões

Neste capítulo são apresentados e discutidos os resultados sobre a influência do formato da poça de fusão e das variáveis do ensaio Varestraint sobre o comprimento total de trinca de solidificação numa liga de Aço Inox e de Al. As variáveis estudadas do teste foram a deformação tangencial aumentada (ϵ_t) e a força de aplicação (F), a variável do processo foi o formato da poça de fusão dos cordões. Inicialmente, são apresentados e discutidos os resultados obtidos com Aço Inox e, posteriormente, com um parcela de maior significância, os resultados obtidos com a liga de alumínio 5052.

4.1 - Resultados e Discussões com Aço Inox

No estudo dos parâmetros de soldagem e das variáveis do teste Varestraint quanto a susceptibilidade à trinca de solidificação com o aço inox, foram realizadas três tentativas diferentes. Houve a necessidade de se realizar mais do que uma tentativa, devido ao fato da não obtenção das trincas de solidificação, de forma que permitisse o estudo desejado. Nas três tentativas a liga adotada e a metodologia de realização dos ensaios foram diferentes. Os fatores relativos aos parâmetros de soldagem e as variáveis do teste Varestraint adotados para o estudo, como já destacado anteriormente, foi a força de aplicação, a deformação tangencial e o par da relação estabelecida entre a intensidade de corrente e velocidade de soldagem.

Na primeira tentativa, realizou-se ensaios no equipamento Varestraint utilizando a liga de inox do tipo 304L conjuntamente com o processo de soldagem TIG (sem metal de adição). Os níveis

dos fatores relativos aos parâmetros de soldagem utilizados para a execução da soldagem, com o processo TIG, são apresentados na tabela 3.4, e os níveis dos fatores das variáveis utilizadas para execução do teste Varestraint são apresentadas na tabela 3.8. Com estes níveis de fatores estabelecidos, tanto os relativos ao processo de soldagem como as do teste Varestraint, foram executadas duas réplicas de cada interação entre os fatores. Nos testes executados com os níveis de fatores estabelecidos, não houve a ocorrência das trincas de solidificação. Desta forma, como a liga adotada não apresentou trincas, procurou-se uma resposta para este fato, visto que existe uma ampla literatura sobre trincas de solidificação em ligas de aço inox (Okagawa, 1983, Lippold, 1994, Varol et al., 1997, Nelson, et al. 1997, Patterson et al., 1985, Shankar et al., 2000). Constata-se em alguns trabalhos que, dependendo da liga, seja ela do tipo 304, 304L, 316, 316L, 316LN, 308 ou 310, a susceptibilidade ao trincamento sempre se mostra de forma efetiva quando o número de ferrita δ é menor que 1, indicando uma estrutura totalmente austenítica (Shankar et al., 1998, Ogawa et al., 1982, Gooch et al., 1980). O número de ferrita δ não foi medida, porém baseado no Diagrama Modificado do Welding Research Council (WRC) (Kotecki et al., 1992) e usando-se os resultados das análises da composição química, apresentadas na tabela 3.1, estima-se que o número de ferrita δ desta liga apresentava-se na faixa de 2 à 4. Esta comprovação vem justificar o fato da não apresentação do trincamento na liga.

Já que para realização do trabalho desejava-se trabalhar com uma liga de inox, tentou-se através do fabricante (Villares), obter uma nova liga constituída de elementos em sua composição química que possibilitasse obter, no cordão de solda uma estrutura totalmente autenítica isenta de ferrita. Como a dificuldade de obtenção da liga dentro das especificações desejadas optou-se, antes de abandonar a realização do trabalho com a utilização de um aço inox, utilizar a deposição dos cordões com um outro tipo de liga de inox através do processo MIG, sobre o mesmo aço 304L. Com a deposição através do processo MIG, a susceptibilidade ao trincamento passaria a ser não mais sobre o metal de base constituído pelo aço inox do tipo 304L, e sim na liga depositada.

Com a utilização agora do processo MIG, os arames eletrodos de aço inox 316L e 308 Si foram escolhidos para a confecção dos cordões. Esta escolha se deve ao fato destes aços serem também considerados de alta susceptibilidade ao trincamento (Li, 1999, Ogawa et al., 1982, Lippold et al., 1982, Lippold, 1994). No caso específico do aço inox austenítico 308 Si, a literatura mostra

que o Si aumenta a susceptibilidade a trincas de solidificação (Savage, 1965, Ogawa et al., 1982, Lundin et al., 1980). Com estes dois arames foram feitas as segunda e terceira tentativas.

Na segunda tentativa realizou-se ensaios no equipamento Varestraint, utilizando o processo de soldagem MIG sobreposto ao metal de base. Para a realização dos ensaios, optou-se por determinar apenas um nível médio relativo ao processo de soldagem, sendo que os parâmetros deste nível adotado para deposição do cordão, independente do arame utilizado, são apresentados na tabela 3.5. Também neste caso não se obteve o trincamento para os dois tipos de arames utilizados. Supondo-se que o reforço dos cordões estivesse afetando a susceptibilidade ao trincamento das amostras (Scotti, 1987), optou-se pela realização da terceira tentativa com uma metodologia diferente.

A terceira tentativa foi fundamentada na metodologia utilizada por Lundin et al. (1993), Nelson (1997) e Savage (1966). Esta metodologia consiste em realizar primeiramente a preparação dos corpos de prova, sendo que, posteriormente, sobre estes corpos de prova se executa o ensaio. A preparação dos corpos de prova, consiste em primeiramente realizar a deposição do material num chanfro pelo processo MIG, e posteriormente submeter os corpos de prova a um processo de usinagem para eliminar todo o reforço do cordão. Realiza-se o ensaio de Varestraint em conjunto com o processo de soldagem TIG. Para se realizar esta metodologia descrita anteriormente, os parâmetros de soldagem adotados para a execução, tanto da preparação dos corpos de prova pelo processo MIG, como para execução do ensaio em conjunto com o processo TIG, são apresentados na tabela 3.7. Com esta nova metodologia executada para ambos os tipos de arames adotados (316L e 308 Si) sobre o inox 304L, também não se observou a presença de trincas de solidificação. Desta forma, supõe-se que o não trincamento dos dois tipos de arames depositados através processo MIG, estava novamente ligado a porcentagem de ferrita δ apresentada pelo material.

Considerando-se que o objetivo do trabalho não era o de analisar propriamente o material quanto a susceptibilidade à trincas de solidificação, e sim de analisar a influência das variáveis do teste Varestraint e dos parâmetros de soldagem utilizando um material comercial susceptível ao trincamento, não foi realizada um análise mais profunda e detalhada no sentido de se explicar o porque do não trincamento dos aços utilizados nesta etapa do trabalho.

Não tendo êxito em nenhuma das tentativas descritas acima quanto à formação de trincas, optou-se pela mudança do material. Considerando-se trabalhos anteriores do grupo de solda da FEM/UNICAMP (Martins,2000), decidiu-se desenvolver o experimental utilizando a liga de Al 5052.

4.2 - Resultados e Discussões com Al

4.2.1- Introdução

Considerando-se ausência de trincas nas ligas de aço inox, achou-se por bem continuar os experimentos com uma liga mais susceptível ao trincamento. Assim, de forma a prosseguir o trabalho, adotou-se a liga de Al 5052 para a realização dos ensaios, visto sua grande susceptibilidade à ocorrência de trincas de solidificação (Martins, 2000). A composição desta liga é apresentada na tabela 3.2.

Para auxiliar este estudo, adotou-se o software "statistic" para realizar as análises sobre os resultados obtidos, assim como também para elaborar gráficos representativos. Este software possibilitou ainda verificar o efeito de um único fator (seja ele a poça de fusão, a deformação ou a força) sobre o CTT, assim como a interação entre os diferentes fatores. Também foi possível obter uma superfície de resposta com todos os dados obtidos experimentalmente.

4.2.2 - Obtenção de Cordões com Diferentes Formatos de Poça de Fusão

A presença da camada de óxido, característica do alumínio e suas ligas, dificulta a sua soldagem. Como visto no capítulo 2, é indicada a utilização de corrente alternada para a soldagem destas ligas. Para realização dos cordões de solda, optou-se pela utilização da corrente alternada com onda retangular. Baseado nos trabalhos (Dutra et al., 1992; Norrish e Ohoi, 1993; Reis, 1996), adotou-se uma maior intensidade de corrente e um maior tempo de permanência no polo negativo. A figura 4.1 ilustra de maneira representativa um histograma de corrente de soldagem com a onda do tipo retangular obtido na fase experimental. Esta figura mostra um histograma real obtido com as condições estabelecidas de: intensidade de corrente durante o ciclo positivo de 100A; tempo de

permanência no ciclo positivo de 4,5 ms; intensidade de corrente no ciclo negativo de -145A; tempo de permanência durante o ciclo negativo de 20 ms.

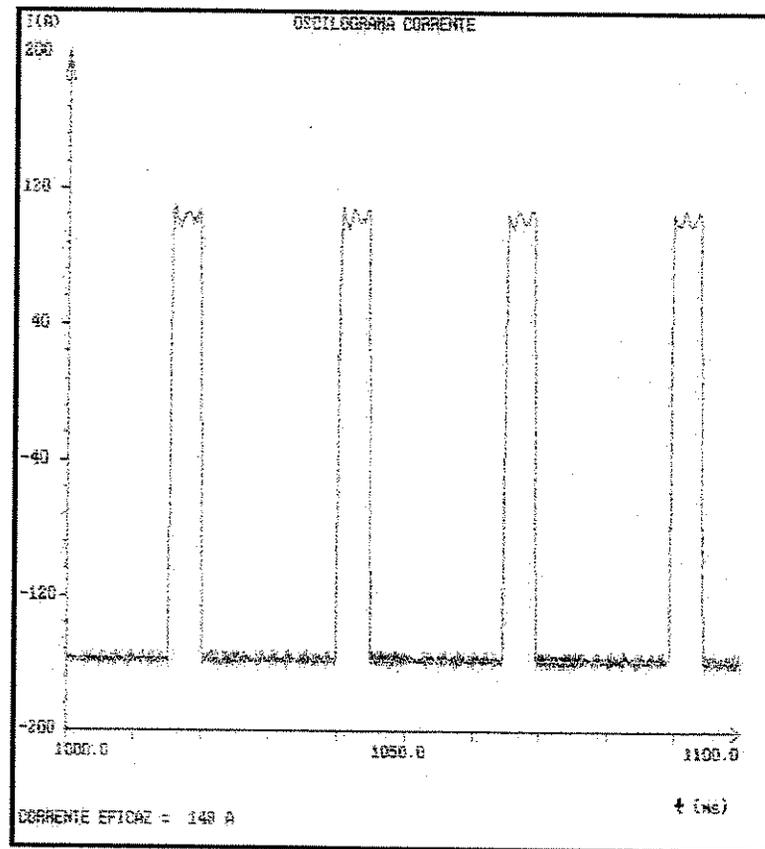


Figura 4.1 - Histograma de corrente com a onda do tipo retangular.

A tabela 4.1 apresenta os valores dos parâmetros de soldagem que foram variados visando a obtenção de três diferentes formatos de poça de fusão. Os parâmetros de soldagem que permaneceram constantes são apresentados no item 3.4.2 do capítulo 3. Todos os parâmetros adotados, foram determinados com o auxílio da literatura e dos pré testes realizados (Machado, 1996; Norrish, 1992; Reis, 1996; Norrish e Ooi, 1993).

Tabela 4.1- Parâmetros de soldagem variados.

Parâmetros	Nível inferior	Nível médio	Nível superior
Velocidade de soldagem - Vs	120 mm/min	150 mm/min	180 mm/min
Intensidade de corrente na polaridade negativa	-145 A	-165 A	-185 A

Na tabela 4.2 são mostrados os valores da potência do arco e do insumo de calor obtidos dos parâmetros de soldagem estabelecidos para cada nível. Os valores de potência do arco apresentados nesta tabela, foram calculados utilizando os valores da intensidade médias de corrente e de tensão do arco. Estes valores foram obtidos pelo sistema de aquisição acoplado a máquina de solda, durante a confecção dos cordões. Através da potência do arco e da velocidade de soldagem utilizada, foram calculados, com auxílio da equação 4.1, os diferentes valores de insumo de calor, que são também apresentados na tabela 4.2.

$$E = \frac{V \times I_c}{v_s} \quad \text{Equação (4.1)}$$

Onde: V - Tensão média do arco (Volts)

Ic - Intensidade média de corrente (Ampères)

vs - Velocidade de soldagem (mm/min)

Tabela 4.2 - Valor da Potência do Arco e do Insumo de Calor.

Nível	Potência do Arco (W)	Insumo de Calor (J/mm)
Inferior	1100	550
Médio	1420	580
Superior	1849	616

De acordo com Radaj (1992), a corrente de soldagem está diretamente relacionada com a forma e o tamanho da poça de fusão de uma solda. Este mesmo autor afirma que a tensão do arco tem uma influência muito pequena no formato da poça. É consenso entre os diversos autores (Radaj, 1992; Kou, 1987; Esterling, 1983; Davies et al., 1975) que a velocidade de soldagem é inversamente

proporcional ao tamanho e formato da poça de fusão. Baseado no exposto, optou-se pela obtenção de diferentes formatos de poça de fusão através da variação da corrente do arco e da velocidade de soldagem, com a menor variação possível do insumo de calor. Desta forma, podemos observar na tabela 4.2 que a potência do arco foi variada numa proporção de 68% e, na tabela 4.1, que a velocidade de soldagem variou em 50 %. Esta variação da potência se deve principalmente aos diferentes valores impostos de corrente na polaridade negativa, isto é, 145A no nível inferior e 185A no nível superior (tabela 4.1). Ainda de acordo com a tabela 4.2, verifica-se que a variação no insumo de calor do nível inferior para o superior, foi de aproximadamente 12%. Esta baixa variação no insumo de calor entre os níveis, foi propositadamente estabelecida para a obtenção dos diferentes formatos da poça. Isto é, obtenção de três formatos das poças com uma mínima variação do insumo de calor.

Desta forma, com os parâmetros de soldagem apresentados nas tabelas 4.1 e 4.2, foram obtidos três diferentes formatos de poças de fusão. Estes são mostrados de maneira representativa, na figura 4.2, em função dos três níveis estabelecidos.

Com o auxílio da figura 4.2, pode ser observado, de maneira clara, os três formatos de poça de fusão obtidos. A figura 4.2 A) ilustra a poça obtida com os parâmetros de soldagem do nível inferior. Esta poça apresenta um formato de gota. Já poça de fusão, formada com parâmetros de soldagem do nível superior, mostrada pela figura 4.2 C), apresenta um formato elíptico. A poça produzida com as condições de soldagem no nível intermediário, figura 4.2 B), apresentou um formato intermediário.

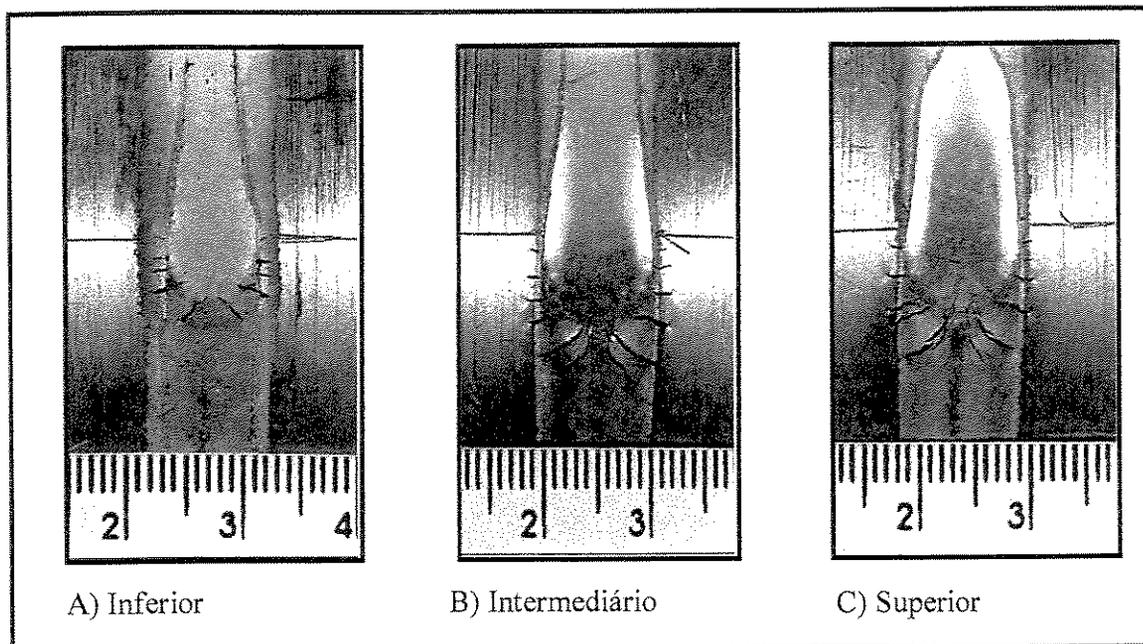


Figura 4.2 - Formatos da poça de fusão para diferentes níveis de parâmetros de soldagem.

Na maior parte dos casos, a literatura afirma que a poça com o formato elíptico (fig.4.2 C) é característica da utilização de uma baixa velocidade de soldagem. Da mesma forma, a poça em formato de gota é decorrente da utilização de uma velocidade de soldagem alta (Kou, 1987, Davies et al., 1975, Wainer et al., 1992). Contradizendo estes autores, nos nossos experimentos, o formato elíptico foi observado quando da aplicação de velocidade de soldagem maior. Ainda em contradição, o formato em gota esteve presente em nossos experimentos quando da aplicação de velocidade de soldagem menor. Esta contradição se deve ao fato de termos variado a intensidade de corrente conjuntamente com a velocidade de soldagem. Segundo Radaj (1992) e Davies (1975) o formato de poça elíptico pode também ser obtido com alta intensidade de corrente. Desta forma, nos nossos experimentos, apesar de também termos variado a velocidade de soldagem, a intensidade de corrente foi predominante no formato da poça de fusão.

4.2.3 - Caracterização Metalográfica dos Cordões de Solda

Além da caracterização macroestrutural, as poças foram também caracterizadas metalograficamente, visando identificar os diferentes tipos, tamanhos e modos de crescimento dos grãos. Esta caracterização se mostrou de grande importância, servindo posteriormente também como uma ferramenta bastante útil para o estudo do CTT apresentado nos ensaios. Os diferentes grãos

obtidos são mostrados de maneira representativa, para cada formato de poça, nas fig. 4.3, 4.4, 4.5. Observa-se que, em todos os casos, os grãos se apresentavam de forma característica de cordões obtidos em soldagem por fusão, isto é, tanto com uma nucleação de forma epitaxial como um crescimento dos grãos perpendicularmente a linha de fusão. Este comportamento ocorreu independentemente do formato da poça, assim como das condições de soldagem utilizadas. Porém, conforme o formato de poça, houve uma diferenciação tanto no formato como no tamanho do grão.

Os cordões originados das poças de formato elíptico, apresentaram grãos colunares grandes. A figura 4.3 ilustra a macroestrutura destes grãos. Nesta figura evidencia-se que o crescimento de grãos colunares iniciou no metal de base e cresceu até a linha de central do cordão, acompanhando de forma perpendicular o formato da poça.

Já os cordões originados das poças com formato em gota, apresentaram grãos pequenos com uma tendência colunar de crescimento. Através da figura 4.4, pode ser vista a macroestrutura presente nestes cordões. Pela figura, constata-se que os grãos são predominantemente colunares no início da solidificação, isto é, próximo ao metal de base. Mais ao centro do cordão os grãos aumentam e assumem um formato mais equiaxial que colunar.

A macroestrutura obtida na poça com formato intermediário é mostrada na figura 4.5. Por intermédio desta figura, constata-se tanto a formação de grãos equiaxiais como colunares. Com os grãos assim formados nesta poça, volta-se a confirmar a poça como sendo intermediária aos característicos formatos em gota e elíptico. Desta forma então, este formato de poça intermediário apresentou-se sob um modo de crescimento de grãos não totalmente definido, conforme presenciado para o caso da poça com formato em gota e elíptico.

A diferenciação referente a formação de grãos conforme o formato de poça, como evidenciado nas três poças diferentes deste trabalho, confirma-se através da literatura pelos trabalhos de Davies et al. (1975), Kou (1987).



Figura 4.3 - Macroestrutura da poça no formato elíptico.



Figura 4.4 - Macroestrutura da poça no formato em gota.

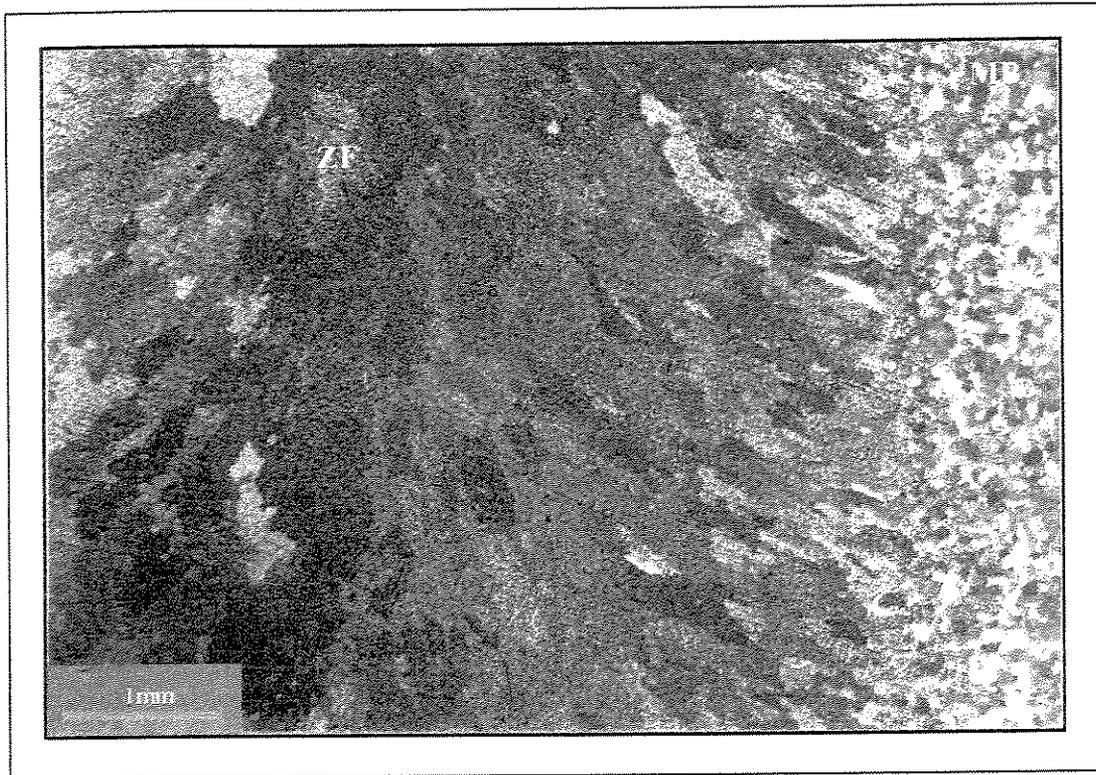


Figura 4.5 - Macroestrutura da poça no formato intermediário.

4.2.4 - Caracterização da Morfologia dos Cordões de Solda

Após ter determinado os diferentes formatos de poça de fusão e realizado sua caracterização metalográfica, efetuou-se a análise quanto a morfologia apresentada no cordão para os três diferentes formatos de poça. Esta análise, foi realizada com o objetivo de verificar qual a penetração e largura dos cordões para cada formato de poça estabelecido. A análise também foi realizada com o intuito de contribuir posteriormente para o entendimento do CTT apresentado no experimental, durante a fase de estudo da influência do formato da poça de fusão sobre o CTT. Para obtenção das diferentes morfologias dos cordões, executou-se o exame metalográfico idêntico ao realizado para a obtenção das macroestruturas, está apresentado no capítulo 3, item 3.6 - Metalografia.

A morfologia do cordão verificada na poça com formato elíptico, assim como no formato em gota, é mostrada na figura 4.6 A) e B). Através destas macrografias, observa-se que a poça com o formato em gota apresentou tanto uma maior penetração como maior largura, quando se comparada com a poça elíptica. De forma a se quantificar este aumento na penetração e largura, foram

realizadas medições nas diferentes morfologias, utilizando mesmo equipamento e procedimento utilizados para obtenção dos CTT, apresentados no capítulo 3, item 3.6.

Por intermédio de medições realizadas, tanto na morfologia dos cordões obtidos com a poça de formato em gota, como elíptico, constatou-se que a penetração foi a que apresentou uma maior variação nas dimensões. A penetração teve um aumento de aproximadamente 80% enquanto a largura apresentou um menor aumento, sendo de aproximadamente 20% da poça em forma de gota para a poça em forma elíptica. Como pode ser observado, o aumento na penetração foi muito mais significativo à medida que o formato da poça se alterou, em relação ao constatado na largura do cordão. Este fato se deve provavelmente a maior intensidade de corrente na polaridade negativa empregada, quando se obteve os cordões com a poça no formato elíptico. Esta afirmação está de acordo com os experimentos de Scotti et al. (1998), onde resultados semelhantes foram obtidos usando o mesmo tipo de onda de corrente, do tipo retangular.

Com os resultados da análise da morfologia do cordão, ficou demonstrado que novamente a intensidade de corrente veio a prevalecer sob a diferenciação tanto da largura, como da penetração nos cordões. Entretanto, como presenciado anteriormente, também os formatos sofreram influência em sua formação, pela intensidade de corrente. Isto nos mostra, que mesmo alterando a velocidade de soldagem conjuntamente com intensidade de corrente, a intensidade de corrente pode vir a preponderar sobre a velocidade de soldagem, conforme constatado anteriormente. Com isso, ficou demonstrado que não somente a velocidade de soldagem tem grande influência sobre o formato de poça e morfologia, conforme se evidencia pela literatura (Kou, 1987; Kou, 1988; Stoop, 1989; Davies et al., 1975).

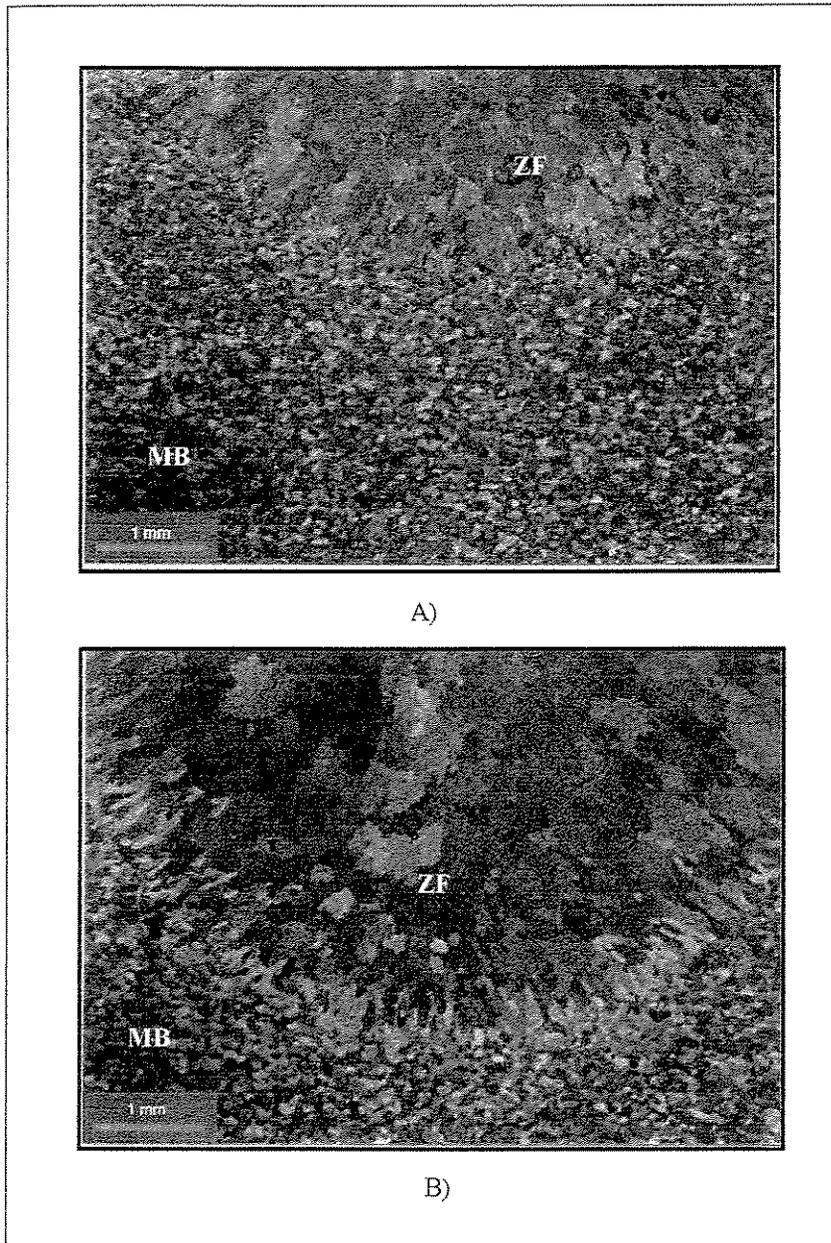


Figura 4.6: Morfologia dos cordões.

A) - Poça no formato em gota. B) - Poça no formato elíptico.

4.2.5 - Caracterização das Trincas

Após a realização de alguns pré-testes, antes da realização de todo experimental, a primeira precaução adotada foi a de verificar-se as trincas apresentadas após o ensaio Varestreint, eram realmente trincas de solidificação. Para tanto, amostras foram trincadas e em seguida as trincas foram abertas de modo a possibilitar a análise de suas superfícies internas. Para esta análise

fractográfica, foi utilizada a técnica microscopia eletrônica de varredura. A figura 4.7 ilustra 2 fractografias representativas da trinca obtida. A fractografia A) ilustra o aspecto da trinca em uma região perto da superfície do cordão de solda e a fractografia B) ilustra o aspecto da mesma trinca mais ao centro do cordão de solda. Nestas duas fractografias, observa-se que as superfícies analisadas possuem uma morfologia completamente dendrítica, sem vestígio de fratura dúctil. Também é possível a visualização das dendritas primárias e secundárias. Esta constatação está de acordo com a literatura, onde é consenso, entre os diferentes autores, que a superfície interna de uma trinca de solidificação se caracteriza pelo aspecto dendrítico (Kou, 1987; Bailey, 1994; Borland, 1979). Desta forma, pode-se afirmar que as trincas, induzidas pelo teste Varestraint, analisadas em nossos experimentos, eram trincas de solidificação.

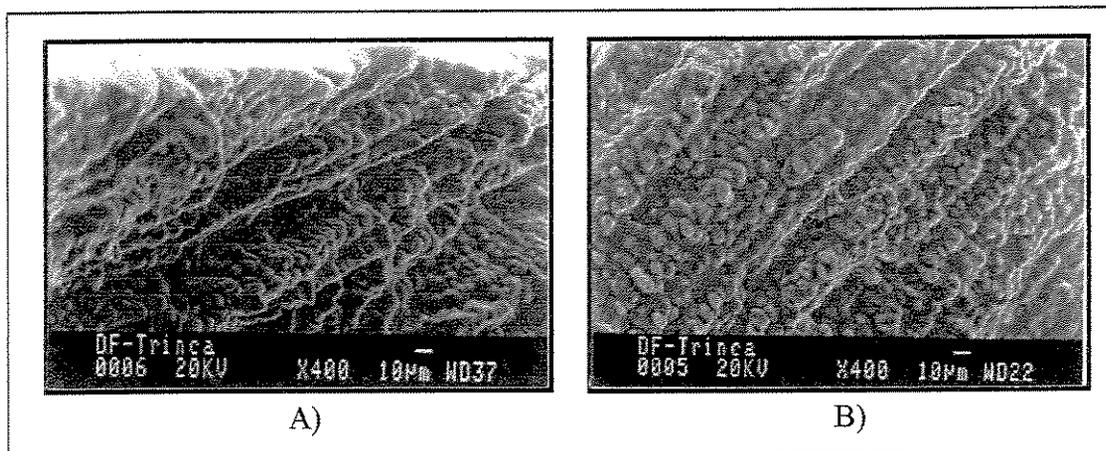


Figura 4.7 - Fractografias da superfície da trinca.

A)- Borda superior do cordão de solda.

B)- Centro do cordão de solda.

Observou-se também a ocorrência de trincas intergranulares nos cordões de solda. De acordo com a literatura (Kou, 1987; Folkhard, 1988; Olson et al., 1990; Easterling, 1983) as trincas de solidificação também podem ocorrer na linha central do cordão ou mesmo nas regiões intergranulares. A figura 4.8 ilustra de forma representativa as trincas de solidificação intergranulares observadas no cordão de solda.

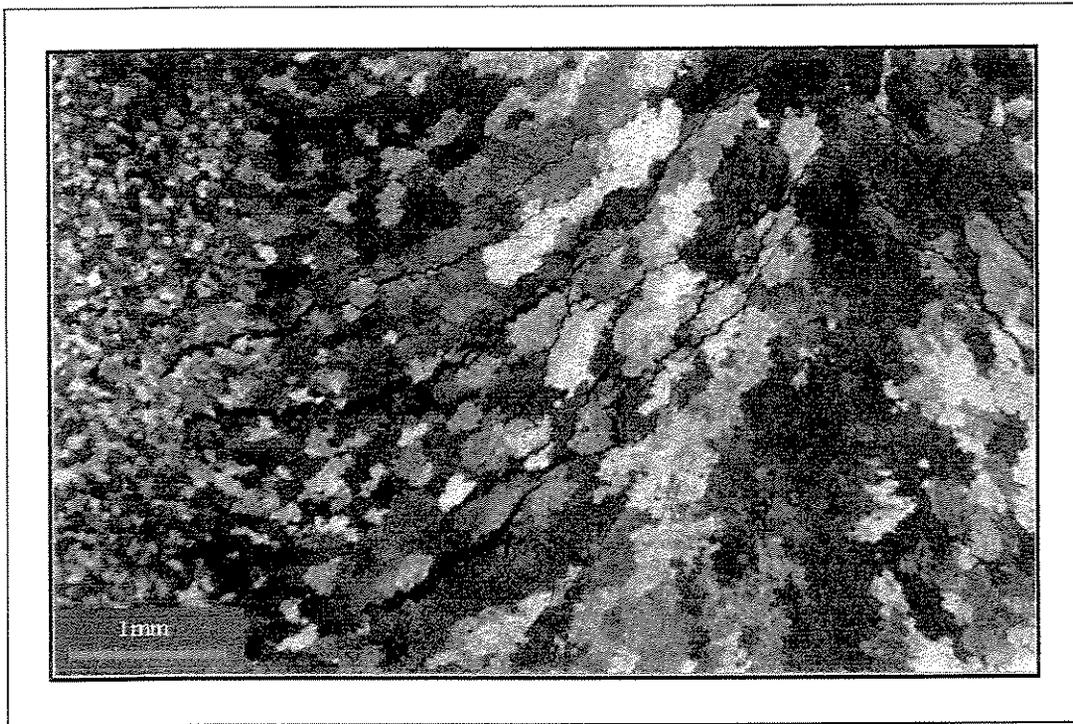


Figura 4.8 - Trincas de solidificação intergranulares.

4.2.6 - Estudo da Influência do Formato da Poça sobre o CTT

Após ter obtido os cordões com diferentes formatos de poça, foram realizados os ensaios propriamente ditos, utilizando o equipamento Varestraint.

Na tabela 4.3 são apresentados todos os comprimentos totais de trincas (CTT) resultantes dos ensaios realizados com o teste Varestraint. De acordo com o planejamento fatorial adotado e apresentado no item 3.4 do capítulo 3, foram realizadas 3 réplicas da interação entre os níveis de cada fator, totalizando 81 amostras. Assim sendo, esta tabela apresenta o CTT médio das três réplicas, em função dos três diferentes níveis de deformações tangenciais, três diferentes níveis de força de aplicação e três diferentes níveis de formatos de poças de fusão dos cordões.

Tabela 4.3 - CTT resultante dos ensaios realizados com o teste Varestraint.

Força (N)	Deformação Tangencial ($\epsilon_t = \%$)								
	1			2,5			4		
	<i>Gota</i>	<i>Inter.</i>	<i>Elíptico</i>	<i>Gota</i>	<i>Inter.</i>	<i>Elíptico</i>	<i>Gota</i>	<i>Inter.</i>	<i>Elíptico</i>
5520	21,7	21,8	22,1	32,9	39,4	42,5	46,2	56,3	60,8
6630	16,5	19,6	20,6	30,5	31,2	35,6	45,8	55,9	60,5
7730	16,3	18,3	19,9	26,1	26,2	30,1	43,1	51,8	56,8

Observou-se que em todos os casos, isto é, independente da força e da tensão tangencial aplicada, houve sempre um maior CTT quando a poça de fusão apresentava formato elíptico. Da mesma forma, os menores CTT foram decorrentes quando o formato da poça era em gota. Esta observação pode ser comprovada através da tabela 4.3.

Na fig. 4.9, são mostradas duas macrografias dos cordões obtidos no ensaio realizado com deformação constante de 4%. Nesta figura é possível visualizar a localização e tamanho das trincas em função do formato da poça de fusão. Ainda, com o auxílio da figura 4.9, podemos observar que na poça com formato elíptico as trincas além de se apresentarem em maior número, estas, em alguns casos, se estendem até o centro do cordão. Na poça, com formato em gota, as trincas são menores e se apresentam em menores quantidades. Portanto, o formato elíptico propiciou tanto a formação de trincas de tamanhos maiores quanto em maiores quantidade, que consequentemente resultaram em um CTT maior.

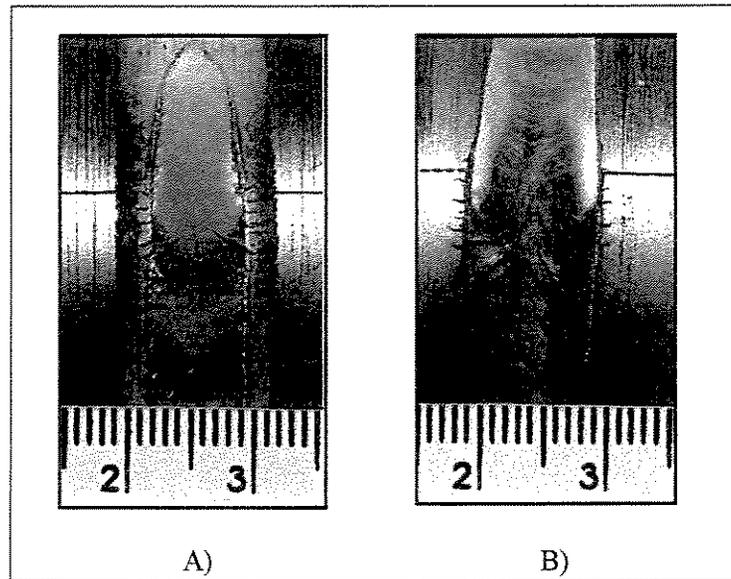


Figura 4.9 - Cordões obtidos no ensaio realizado com ε_t constante de 4%.

A)- Formato em Gota. B)- Formato Elíptico.

Objetivando analisar somente a influência da alteração dos formatos da poça de fusão sobre o CTT, utilizou-se o software "statistic", que por intermédio da média dos efeitos sobre os resultados dos ensaios (tabela 4.3), forneceu, em formato gráfico, a análise desejada, esse gráfico é apresentado na figura 4.10. Nesta figura pode ser observado que o CTT aumenta de forma linear a medida que o formato da poça altera-se. Este aumento no CTT é da ordem de 23% com a alteração do formato da poça de gota para elíptico.

A explicação para este fato, isto é, maior susceptibilidade ao trincamento conforme altera-se o formato da poça de gota para elíptica, pode ser dada com auxílio da macroestrutura e morfologia apresentadas pelos cordões e mostradas de maneira representativa nas figuras 4.3, 4.4, 4.5 e 4.6.

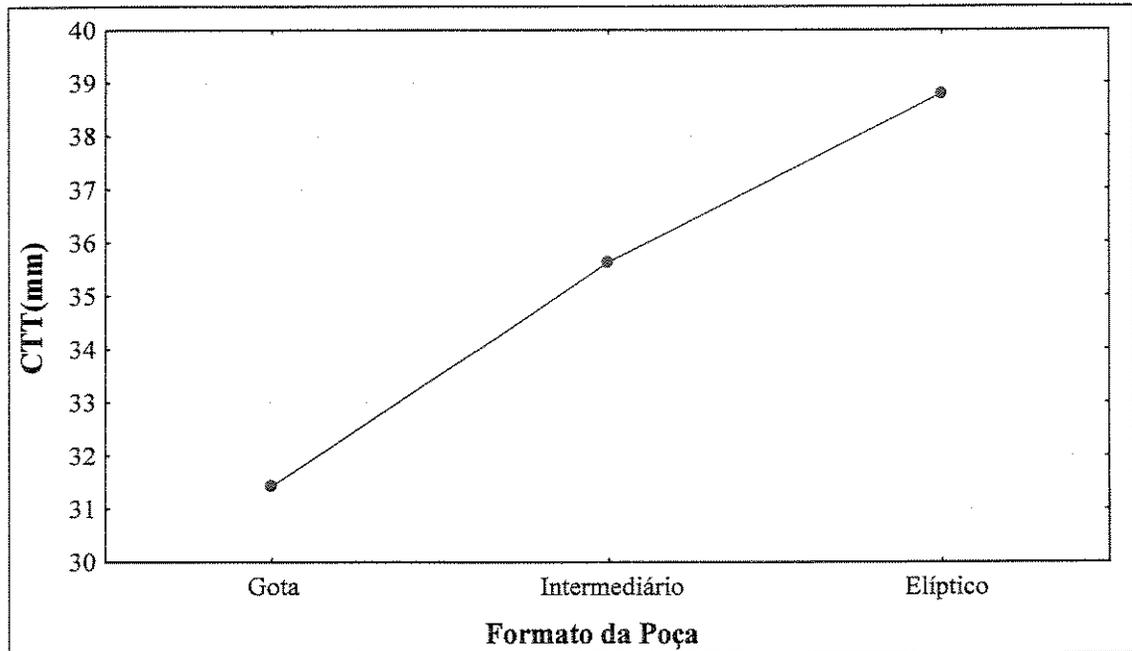


Figura 4.10 - Gráfico do efeito da alteração do formato da poça sobre o CTT.

Através das macroestruturas obtidas para os diferentes formatos de poças, observou-se que nas poças com formato elíptico os grãos eram totalmente colunares e grosseiros (figura 4.3) enquanto que, nas poças com formato de gota (figura 4.4), a macroestrutura era formada por grãos colunares finos no início da solidificação, seguidos de grãos equiaxiais finos até o final da solidificação dos cordões. A presença de grãos colunares grosseiros nos cordões, cuja poça de fusão apresentava formato elíptico, se deve ao fato do emprego de diferentes insumos de calor para sua obtenção, cerca de 12% maior do que o empregado para a obtenção da poça com formato em gota, vide tabela 4.2. Insumo de calor maior gerou cordões com maiores dimensões e conseqüentemente com diferentes morfologias, isto é, diferentes larguras, alturas e profundidades, como pode ser visualizado na figura 4.6. Os cordões obtidos com a poça em formato elíptico apresentaram uma maior relação entre a profundidade e a largura, do que os obtidos com a poça com formato de gota. Ainda de acordo com a figura 4.9, pode ser observado que, na poça com formato elíptico, as trincas se formavam e propagavam da interface entre o metal base e o cordão, e em muitos casos, até o centro do cordão. Já na poça com formato de gota as trincas se apresentavam apenas na região de grãos colunares, não sendo constatada a presença de trincas no interior do cordão.

Como referenciado pela literatura, a morfologia do cordão de solda, com alta taxa de diluição ou grandes relações profundidade/largura, possui maior susceptibilidade à ocorrência das trincas de solidificação (Svensson, 1994; Bailey, 1994; Brandi et al., 1992).

Os cordões com maiores dimensões apresentaram uma macroestrutura mais grosseira, isto se deve a menor velocidade de solidificação causada pelo emprego de insumos de calor maiores para sua obtenção. No caso específico de cordões de solda, velocidades de solidificação mais lentas tendem a gerar cordões com macroestrutura formada, por grãos grosseiros colunares.

Como citado anteriormente no item 2.3 (Trincas de Solidificação) as trincas de solidificação ocorrem preferencialmente nas regiões intergranulares ou interdendríticas por serem regiões onde ocorre uma maior concentração de soluto segregado (Kou, 1987; Folkhard, 1988; Bailey, 1994; Lundin et al. 1993). Portanto, macroestruturas que apresentam grãos colunares grosseiros são formadas quando a velocidade de solidificação é menor, tendo tempo suficiente para que ocorra uma maior segregação de soluto e conseqüentemente maior formação de regiões propícias a incidência de trincas. No caso, macroestrutura mais grosseira foi obtida quando se usou um insumo de calor maior e gerou a formação da poça com formato elíptico, daí a presença de um maior número e quantidade de trincas nestes cordões. Este resultado está de acordo com a literatura, isto é, grãos grosseiros e colunares, como os apresentados na poça de formato elíptico, tem uma maior susceptibilidade ao trincamento (Kou, 1987, Davies, 1975). Este mesmo raciocínio pode ser aplicado na formação de grãos refinados, como ocorreu nos cordões obtidos com a poça de fusão com formato de gota. A explicação da menor susceptibilidade ao trincamento nestes cordões é dada por Teseng et al. (1971). Este autor afirma que numa menor susceptibilidade a formação de trincas em cordões, formados por grãos com menor granulometria, se dá devido a uma maior área de contornos de grãos, onde a segregação é mais bem distribuída, diminuindo a formação e propagação das trincas. No caso específico dos nossos experimentos esse tipo de macroestrutura, isto é, grãos menores, foi mais marcante em cordões obtidos com a poça de fusão com formato em gota.

Resumindo, os resultados obtidos no trabalho mostram que a morfologia e a macroestrutura formada na poça possuem um fundamental papel sobre o CTT, apresentado nos ensaios realizados com o Teste Varestraint. Portanto, o conhecimento das características dos cordões de solda com relação a macroestrutura e morfologia é de fundamental importância para realização de cordões

industriais, de forma a possibilitar a adoção de condições de soldagem que venham a produzir cordões com uma menor probabilidade de trincamento. Assim sendo, deve-se evitar cordões que venham a caracterizar-se com macroestrutura constituída por grãos colunares, assim como por uma grande largura e penetração, sendo que sob estas características, o cordão sempre terá uma maior possibilidade de apresentar o trincamento, por menor que seja o nível de deformação. Desta forma, é aconselhável a produção de cordões com grãos finos, que se apresentam normalmente quando a poça de fusão tem o formato de gota.

Analisando de uma forma geral, com os resultados apresentados, pode-se afirmar que a variação no CTT está diretamente relacionada com a macroestrutura e a morfologia dos cordões, que são originadas pelo formato da poça de fusão.

4.2.7 - Estudo da Influência das Variáveis do Teste Varestreint sobre o CTT

Neste item será apresentado e discutido os resultados da influência das variáveis do teste no comprimento total das trincas (CTT). No caso específico, estas variáveis foram a Deformação Tangencial (ϵ_t) e a Força de Aplicação (F).

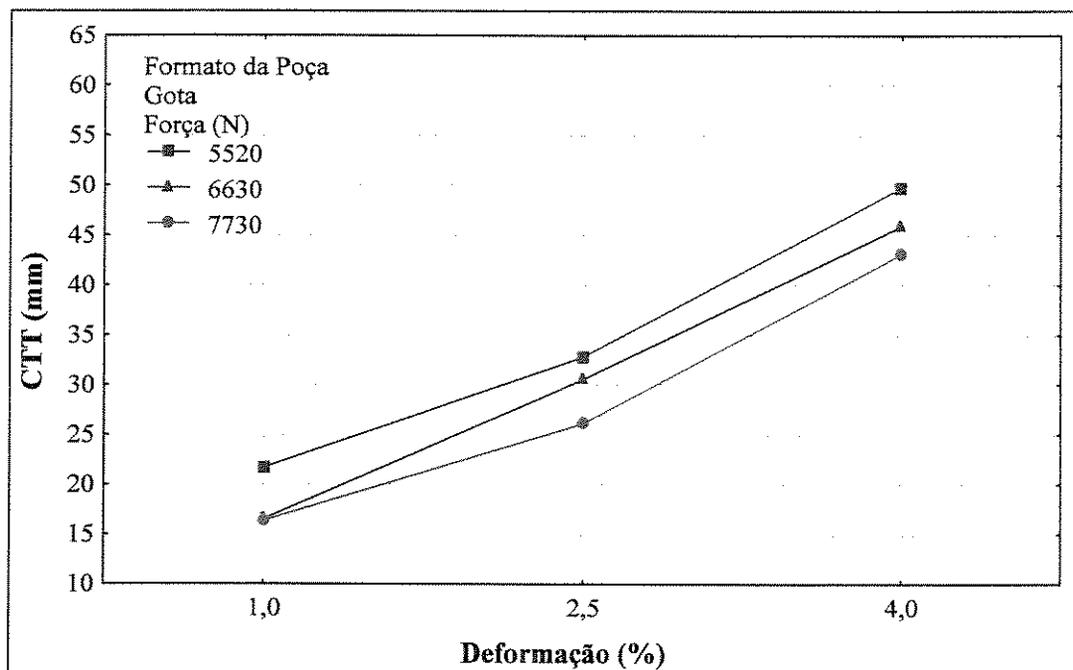
Como citado no item 3.2.1 (Procedimento do Teste Varestreint), para o estudo do efeito da Deformação Longitudinal e da Força de Aplicação, foram estabelecidos três níveis de variáveis para cada fator. Estes níveis são apresentados na tabela 4.4.

Tabela 4.4- Níveis estabelecidos para cada variável

Fatores	Níveis		
	Inferior	Médio	Superior
Deformação Tangencial Aumentada (%)	1	2,5	4
Força de Aplicação (N)	5520	6630	7730

Os resultados dos CTT em função das diferentes variáveis do teste são apresentados na tabela 4.3. Analisando-se esta tabela, observou-se que sempre quando mantido um mesmo formato da poça

de fusão, isto é, elíptica ou em forma de gota, o CTT cresce dentro de uma faixa constante ao variar o nível de ϵ_t de 1% à 4%. Assim sendo, optou-se em realizar apenas um gráfico representativo do efeito da variação da deformação tangencial sobre o CTT, conjuntamente com os três níveis de força para a poça de fusão com formato em gota. Este gráfico é apresentado na figura 4.11.



4.11 - Efeito da variação da Deformação Tangencial e Força de Aplicação sobre o CTT com Formato da Poça em Gota.

Através da figura 4.11, observa-se que houve sempre um considerável aumento do CTT com aumento da ϵ_t . Para obtenção precisa de quanto era este aumento do CTT em função da deformação, utilizamos os dados da tabela 4.3 e o software "statistic". Esta análise mostrou que a medida que é alterado o nível de deformação de 1% para 4%, ocorre uma variação média no CTT de 170%. Este aumento no CTT aconteceu em todos os ensaios, independentemente da força e do tipo de formato da poça de solidificação. A variação do CTT, em função da deformação, é um comportamento esperado visto que a própria concepção do equipamento Vareststraint desenvolvido por Savage e Lundin (1965), possibilita a reprodução de diferentes níveis de tensões na junta soldada, e assim permite o estudo da susceptibilidade do material para diferentes níveis de deformação. Não foi encontrado na literatura, valores quantitativos sobre a influencia da ϵ_t no CTT, portanto esperava-se que variações na deformação não acarretassem, de forma significativa, aumento do CTT. No

entanto, os valores obtidos neste trabalho mostraram que a deformação tem uma influência muito significativa no CTT, isto é, os resultados sofreram variações de 170%.

Lingenfelter (1972) e Savage (1966) relatam em seus experimentos que há uma maior variabilidade no valor do CTT entre réplicas quando produzidas com baixos valores de deformações. Esta constatação foi também observada em nosso experimento durante o cálculo do número de réplicas necessárias para se garantir a confiabilidade e precisão desejadas. Os resultados do número de réplicas para execução do experimental, apresentados na tabela 3.9, mostraram que para os níveis de ϵ_t de 1% e 2,5% havia a necessidade da execução de um maior número de réplicas, para que os resultados tivessem a confiabilidade esperada.

Pelo gráfico ilustrado na figura 4.11, é possível também se visualizar o efeito da força de aplicação sobre a variação no CTT, mantendo-se constante o formato da poça e a ϵ_t . Verifica-se, através do gráfico, que houve variação no CTT com o aumento da F, porém não tão marcante como no caso da Deformação Tangencial. Para analisarmos com melhor precisão somente o efeito da variação de cada força de aplicação sobre os CTT obtidos nos ensaios, utilizamos o software "statistic" e os dados apresentados no experimental (tabela 4.3) para esta análise. O valor referente ao CTT médio fornecido pelo software para cada nível de F analisada, é apresentado através do gráfico ilustrado pela figura 4.12.

O gráfico mostra que a variação de 40% na Força de Aplicação, isto é, de 5520 N para 7730 N, resultou na queda do CTT de aproximadamente 18%. Dentro da concepção do teste é tolerada uma variação na dispersão dos valores do CTT da ordem de $\pm 20\%$, sem que haja a variação dos parâmetros utilizados no ensaio (Lingenfelter, 1972, Savage et al., 1965). Com isso, mesmo com a alteração dos níveis de F adotados, a variação do CTT ficou dentro da faixa como sendo tolerada pelo próprio teste. Isto define então, que a ocorrência da variação da força dentro da faixa de 5520 à 7730 N não influencia os resultados. Esta falta de influência da variação da força sobre a susceptibilidade ao trincamento vem a justificar a ausência de trabalhos encontrada sobre o assunto.

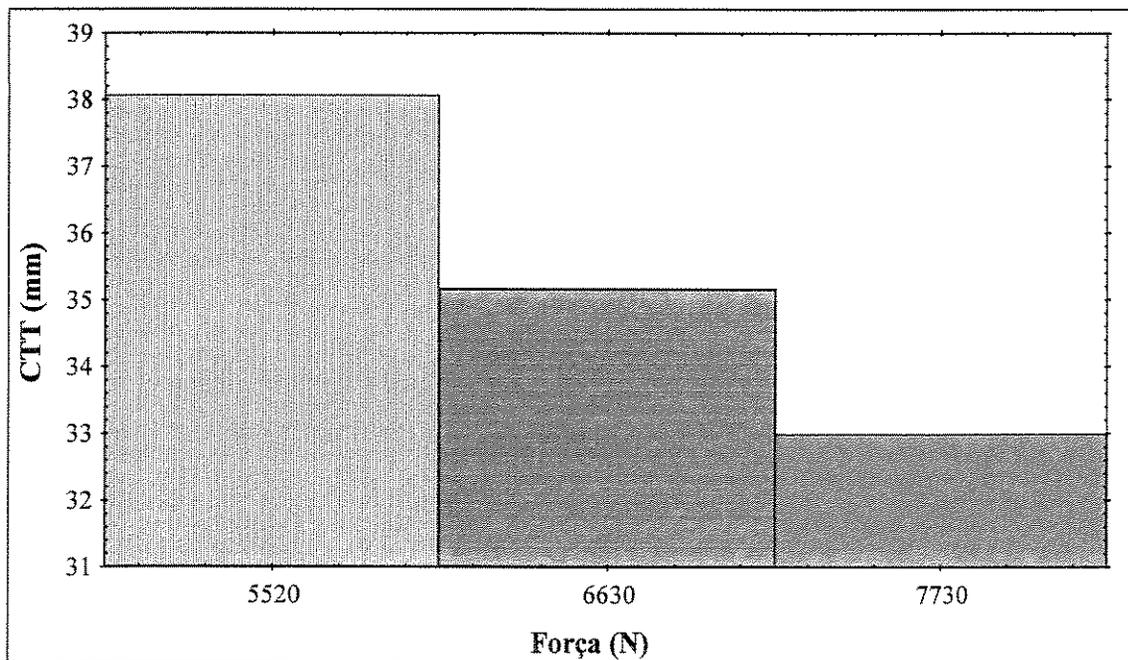


Figura 4.12 - Gráfico da influência da F no CTT.

4.2.8- Visualização Geral dos Resultados Através das Superfícies de Resposta

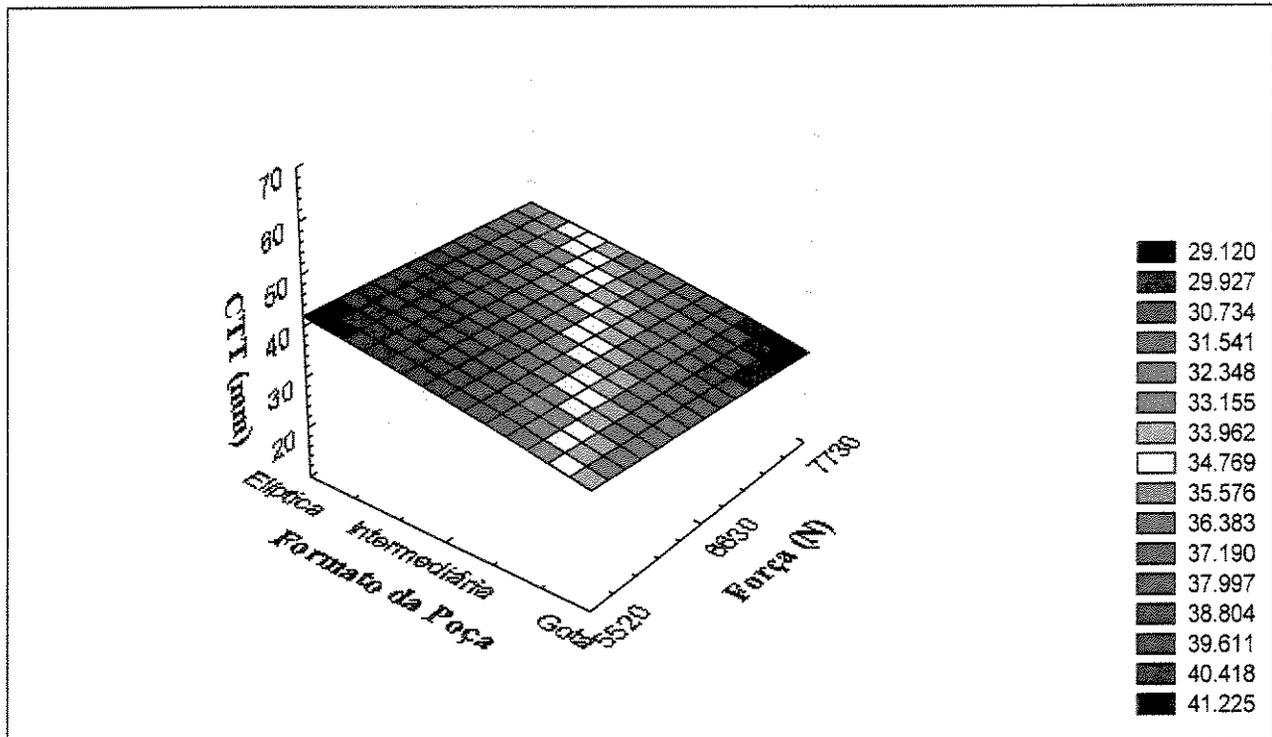
Neste item será apresentada, através de duas superfícies de resposta, a visualização da relação existente entre as variáveis de Influência (F , ϵ_t e Formato da Poça) e a de Resposta (CTT). As superfícies de resposta foram construídas com o auxílio do software "statistic" à partir dos resultados experimentais apresentados na tabela 4.3.

Superfícies de resposta são gráficos tridimensionais que tem como objetivo mostrar a influência existente entre duas variáveis de influência sobre a variável de resposta. Através da coloração diferenciada para cada valor das variáveis de resposta, discriminadas em escala localizada a direita da superfície, fica fácil realizar uma análise com uma melhor visão, e de forma rápida, do efeito da interação das variáveis adotadas sobre a variável de resposta.

A figura 4.13, mostra a superfície de resposta que relaciona a influência da Força e do Formato da Poça sobre o CTT. Visualizamos pela figura, que a superfície resultante é quase totalmente horizontal. O fato de uma superfície se apresentar horizontal, significa a ausência de efeito no valor da variável analisada, indicando sua falta de influência. Esta quase horizontalidade

da superfície, justamente como constatada no eixo da força, vem comprovar o já discutido, no item 4.2.7, o fato de que a força de aplicação tem pouca ou nenhuma influência no CTT.

Observamos através da coloração diferenciada da figura 4.13, que o ponto com o maior efeito sobre o trincamento é o que está sob a interação da poça com formato elíptico e a força de 5520N. Já o ponto onde ocorreram menos trincas, é sob a interação da poça com formato em gota e a força 7730N.



4.13 - Superfície de resposta da influência da Força e do Formato da Poça sobre o CTT.

A superfície de resposta resultante da interação da ϵ_t e do Formato da Poça sobre o CTT é apresentada na figura 4.14. Na figura pode ser melhor visualizada a significativa variabilidade do CTT (170%) em função da alteração da ϵ_t de 1% para 4%, variação citada anteriormente no item 4.2.7. Notamos também na superfície de resposta, que sob a aplicação da ϵ_t de 1% a variação do CTT em função do formato da poça é pequena, quando comparada a aplicação de níveis de ϵ_t de 2,5% e 4%.

A coloração da superfície de resposta da figura 4.14 ilustra que o ponto mais crítico à ocorrência das trincas de solidificação é quando a poça apresenta o formato elíptico e está sendo submetida a ϵ_t de 4%. Já o ponto menos crítico, é com a poça em formato da gota submetida a ϵ_t de 1%. Estas constatações, explicam-se segundo a interação da macroestrutura da poça mais susceptível ao trincamento conjuntamente com o nível de deformação a qual está sendo submetida.

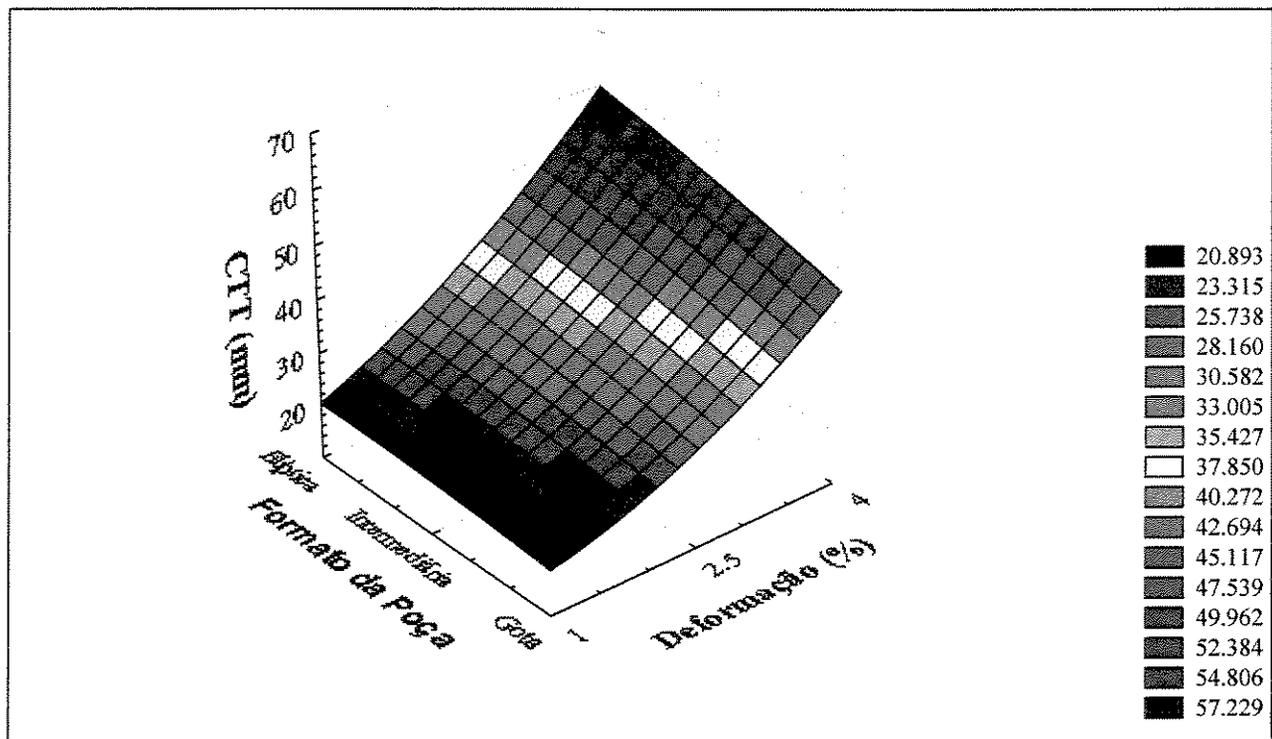


Figura 4.14 - Superfície de resposta da influência da ϵ_t e do Formato da Poça sobre o CTT.

Através das 4.13 e 4.14 é possível visualizar que entre as variáveis estudadas, a ϵ_t possui maior efeito sobre o CTT do que o formato da poça, e a força de aplicação não tem efeito sobre a variável de resposta. De certa forma, elas voltam a confirmar as observações que foram apresentadas e discutidas anteriormente durante o estudo realizado sobre cada variável nos itens 4.2.6 e 4.2.7. Pode-se dizer então que estas representações gráficas contribuíram para uma melhor visualização e compreensão da relação existente entre as variáveis adotadas para este estudo.

Capítulo 5

Conclusões

Com base na análise dos resultados obtidos neste trabalho, as conclusões são subdivididas em específicas e gerais.

5.1- Conclusões Específicas

Estas conclusões são apresentadas em função da influência dos parâmetros estudados, isto é, Deformação Tangencial (ε_t), Força (F) e Formato da Poça de Fusão, sobre o CTT.

As conclusões referentes à influência existente entre a interação de dois parâmetros, a ε_t e o Formato da Poça, ou entre o Formato da Poça e a F, sobre o CTT, são dadas com auxílio da análise realizada sobre as superfícies de resposta, construídas com o software "statistic" a partir dos resultados experimentais.

• Formato da Poça de Fusão

- O formato da poça influencia a susceptibilidade ao trincamento do material. Variando-se o formato da poça de fusão de gota para elíptico, há um aumento médio no CTT de 23%.
- Na poça com formato elíptico, as trincas além de apresentarem-se em maior número, estendiam-se até o centro do cordão, resultando em um maior CTT.

- A macroestrutura formada por grãos colunares grosseiros na poça elíptica, explica sua maior susceptibilidade ao trincamento, quando comparada com a poça em formato de gota, a qual apresentou uma macroestrutura formada por grãos colunares finos no início da solidificação, seguidos por equiaxiais finos até o final da solidificação.

- **Deformação Tangencial (ϵ_t)**
 - A ϵ_t mostrou ser, dentre as variáveis analisadas deste trabalho, a que tem maior influência sobre a ocorrência da trinca de solidificação. O aumento na deformação tangencial de 1% para 4%, significou uma variação média no CTT de 170%.

 - Ensaio realizado com nível de deformação inferior de 4% apresentou uma maior variação no CTT entre as réplicas, indicando então, que a aplicação de níveis maiores de deformação resultam em uma melhor reprodutibilidade nos resultados.

 - A ϵ_t mostrou ser uma variável ligada ao teste que independe dos parâmetros ligados ao processo de soldagem.

- **Força de Aplicação**
 - Variações na Força de aplicação de 5520N à 7730N não influenciam sobre o CTT.

 - A variabilidade apresentada no CTT devido a alteração da F, estava dentro da faixa considerada tolerável de variabilidade pela concepção do teste.

- **Interação entre a Força e o Formato da Poça**
 - Somente o Formato da Poça demonstra ter influência sobre o CTT.

 - A ausência de influência da Força sobre o CTT, é comprovada pela quase horizontalidade apresentada, no eixo da força, pela superfície de resposta

- O ponto com maior efeito sobre o trincamento, é quando da interação da poça com formato elíptico e a força de 5520N. Já o ponto de menor interferência é quando da interação da poça com formato em gota e a força de 7730.
- **Interação entre a ϵ_t e o Formato da Poça**
 - A ϵ_t possui maior efeito sobre o CTT do que o Formato da Poça.
 - O ponto mais crítico à ocorrência das trincas de solidificação é quando a poça tem o Formato Elíptico e está sendo submetida à ϵ_t de 4%. Já o ponto menos crítico, é quando a poça tem Formato em Gota e está sendo submetida à ϵ_t de 1%.

5.2 - Conclusões Gerais

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

- O formato da poça de fusão, conseqüentemente a macroestrutura do cordão, não é somente influenciado pela velocidade de soldagem, mas principalmente pela intensidade de corrente. Variações nos valores referentes ao par I_e/V_s , causaram mudanças no formato da poça de fusão e na morfologia (penetração e largura) dos cordões.
- As trincas estudadas foram comprovadas como trincas de solidificação, pela caracterização da morfologia das superfícies analisadas por MEV.
- A ausência de trincas de solidificação, constatada nos ensaios realizados com as três diferentes ligas aço inox austeníticas (304L, 316L e 308 Si), foi provavelmente devido a porcentagem de ferrita δ que estas ligas apresentavam.

Capítulo 6

Referências Bibliográficas e Bibliografia Consultada

6.1 – Referências Bibliográficas

American Welding Society - *AWS B 1.0* – Guide for the nondestructive inspection of welding; Feb. 1986.

AWS. *Welding Handbook*, Welding Processes, v. II, cap. 3, 8º edição, American Welding Society, USA, 1991, p.74-107.

Aplett, W. R., Pellini, W. S. Factors which weld hot cracking. *Welding Journal*, v. 33, n.2, p. 83 – 90, February 1954.

Bailey, N. *Weldability of ferritic steels*. England: Abington Publishing, 1994, 286 p.

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, August 1960.

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

- Borland, J. C. Fundamentals of solidification cracking in welds. Part 2. *Weld and Metal Fabrication*, p. 99-105, March 1979.
- 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*, n. 4 (3), p. 27-31, 1992.
- Button, S. T. *Apostila de aula da disciplina Tópicos em Engenharia de Materiais: Instrumentação e Planejamento Experimental*, oferecida no curso de pós-graduação da Faculdade de Engenharia Mecânica Estadual de Campinas. 2º Semestre 1999.
- Catelli, F., Kiss, J. F. Ensaio da susceptibilidade a trincas a quente em soldas. *Metallurgia- ABM*, v. 37, n. 285, Ago. 1981.
- Dally, J. W., Riley, W.F. e McConnell, K.G. *Instrumentation for engineering measurements*, John Wiley and Sons, 2ª edição, 1993.
- Davies, G. J. , Garland, J. G. Solidification structures and properties of fusion welds. *International Metallurgical Reviews*. Review 196, v. 20, p. 83-106, 1975.
- Deutscher Institut für Normung; *DIN 8524*; Defect in metallic fusion welding joints, part 1, 2, 3; Nov. 1971.
- Dutra, J. C. et al. Estabilidade do arco voltaico TIG em corrente alternada. *XVII Encontro Nacional de Tecnologia da Soldagem*, Recife-PE, Anais da ABS, p. 577-589, 1991.
- Dutra, J. C. et al. Corrente Alternada de onda retangular: Uma inovação com tecnologia nacional para soldagem a arco do alumínio. *In: IIW Congresso Regional Latino Americano de Soldagem*, . Rio de Janeiro- RJ, Anais ABS, v. 2, p. 989-999, 1992.

- Dornak, 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, August 1989.
- Easterling, K. *Introduction to the physical metallurgy of welding*. London: Butterworths monographs in materials, 1983, 231p.
- Ernest, S. C., Baeslack III, W. A., Lippold, J. C. "Weldability of High- Strength, Low- Expansion Superalloys", *Welding Journal*, October 1989, Vol.68, No.10, p.418-s-430-s.
- Folkhard, E. *Welding Metallurgy of Stainless Steels*. New York: Springer-Verlag, 1988, 279 p.
- Gooch, T. G. , Honeycombe, J. Welding variables and microfissuring in austenitic stainless steel weld metal. *Welding Journal*, v.59, n.8, p. 233-241, August 1980.
- 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, April 1988.
- Goodwin, G. M. Hot cracking: measurement, mechanisms and modeling. *Welding Journal*, v. 69, n. 2, p. 26-31, February 1990.
- Goodwin, J. C. Test methods for evaluating hot cracking: Review and perspective. In: *UNITED STATES-JAPAN SYMPOSIUM ON ADVANCES IN WELDING METALLURGY*, 1., San Francisco and Yokohama, 1990. Proceedings, s.n.t. p. 59-78.
- Hemosworth, B. et al. Classification and definition of high temperature welding cracks in alloys. *Metals Construction & Brit. Wed. J.*, v.1, n. 6, S-16, Feb. 1967.
- Inoque H., Ogawa T. Weld Cracking and Solidification Behavior of Titanium Alloys. *Welding Journal*, v.74, n. 1, p. 21-s- 27-s, January 1995.

- Janaki Ram, 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.
- 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, December 1987.
- 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, May 1992.
- Kim, H. T., Nam, S. W. Solidification Cracking Susceptibility of High Strength Aluminum Alloy Weldment. *Scripta Materialia*, v. 34, n.7, p. 1139-1145, April 1996.
- Kou, S. *Welding Metallurgy*. New York: John Wiley & Sons, 1987, 410 p.
- Kou, S., Le, Y. Welding parameters and the grain structure of weld metal- A thermodynamic consideration. *Metallurgical Transactions A*, v. 19A, p. 1075-1082, April 1988.
- Kou, S., Le, Y. Alternating grain orientation and weld solidification cracking. *Metallurgical Transactions A*, v. 16A, p. 1985-1896, October 1985.
- 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, December 1999.
- 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. 135 - 153 , April 1993.

- Lincolns Eletric Company. The procedure handbook of arc welding, 12 edição. The Lincoln Eletric Company, USA, seccion 5 and 9, 1973.
- Lingenfelter, A. C. Vareststraint testing of nickel alloys. *Welding Journal*, p. 430-436, Sept. 1972.
- 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., 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.388-s-396-s, Dece. 1982.
- 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, June 1994.
- Lippold, J. C., Shademan, S. S., Baeslack III, W. A. The effect of specimen strength and thickness on cracking susceptibilty during the sigmajig weldability test. *Welding Journal*, v. 75, n. 3, p.81-92, 1996.
- Lundin, C. D., Lingenfekter, A. C., Grotke, G. E., Lessmann,G. G., Mathews, S. J. The verestraint test. *Welding Research Council, New York*, WRC Bulletin n. 280, 19 p., 1982.
- 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. 321-s-328-s., July 1993.
- Machado, I. G. *Soldagem & técnicas conexas: processos*. Porto Alegre: Editado pelo autor, 1996, p. 477.

- Matsuda, F. Hot crack susceptibility of weld metal. *In: United States-Japan Symposium on Advances in Welding Metallurgy*, San Francisco e Yokohama, p. 26-58, 1990.
- Metals Handbook. *Metallography, Structures and Phase Diagrams*. ASM- American Society For Metals, p. 120-129, 1973.
- Metals Handbook. *Properties and Selection: Irons, Steels and High-Performance Alloys*. ASM- American Society For Metals, 10 th. Ed, v. 1, p. 843, 1990.
- Martins, F. *Proposta de minimização da ocorrência de trincas de solidificação em liga de alumínio soldada pelo processo GTAW pela utilização de corrente alternada pulsada*. Campinas, S.P.: Faculdade de Engenharia Mecânica, Universidade Estadual de Campinas, 2000. 122 p. (Tese, Doutorado em Engenharia Mecânica).
- Montgomery, D. C., Runger, G. C. *Probabilidade y Estadística Aplicadas a la Ingeniería*. McGRAW-HILL INTERAMERICANA EDITORES, Mexico, 1996.
- 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, Aug-Nov 1997.
- Norman, A. F., Drazhner, V., Prangnell. Effect of parameters on the solidification microstructure of autogenous TIG welds in an Al-Cu-Mg alloy. *Materials Science & Engineering A*, v.259, p. 53-64, January 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, June 1993.
- Norrish, J. *Advanced welding processes*. New manufacturing processes and materials series, Institute of Physics Publishing Bristol, Philadelphia and New York, 1992, 374 p.

- 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, August 1983.
- Okumura, T., Taniguchi, C. *Engenharia de soldagem e aplicações*. - Rio da Janeiro: LTC - Livros técnicos e científicos editora S.A.; Tóquio: The Association for international Technical Promotion, 1982.
- Olson, D. L., Dixon, R. e Liby, A. L. *Welding - Theory and Practice (Materials Processing - Theory and Practices- Vol 8)*. North-Holland, 1990, 389 p.
- Ogawa, T. , Tsunetomi, E. Hot cracking susceptibility of austenitic stainless steels. *Welding Journal*, v.61, n. 3, p. 82-93, March 1982.
- Pattee, H. E., Meister, R. P., Monroe, R. E. Cathodic cleaning and plasma arc welding of aluminum. *Welding Journal*, v. 47, n. 5, p. 226-233, May 1968.
- Patterson, R. A., Milewski, J. O. GTA weld cracking- alloy 625 to 304L. *Welding Journal*, p. 227- 231, Aug. 1985.
- Pang, Q., Pang, T., McClure, J. C., Nunes, A. C. Workpiece cleaning during variable polarity plasma arc welding of aluminium. *Journal of Engineering for Industry, Transactions of the ASME*, v. 116, n.4, p. 463-466, Nov. 1994.
- Pearce, B. P., Kerr, H. W. *Metallurgical Transection*, 12B, 479, 1981.
- Pereira, M. *Análise da ocorrência de trincas de solidificação através do teste de houldcroft em liga de Al-Mg-Si do tipo 6351, soldado pelo processo TIG, com alta frequência de pulsação do arco*. São Paulo: Universidade de São Paulo, Departamento de engenharia Naval e Oceânica, 1992. 146 p. (Dissertação, mestrado em Tecnologia de construção naval).

- 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.
- 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.
- Pumphrey, W. I., Jennings, P. H. A consideration of the nature of brittleness at temperatures above the solidus in castings and welds in aluminium alloys. *Journal of the Institute of Metals and Metallurgical Abstracts*, p. 235-256, Dec.1948.
- Quites, A. M., Dutra, J. C. *Tecnologia da soldagem do arco voltaico*, Florianópolis, Ed. EDEME, 1979.
- Radaj, D. Heat effects of welding. Springer-Verlag, EUA, 1992, p.348.
- Reis, R. A. *Determinação de parâmetros de soldagem TIG com arame frio e onda retangular*. Uberlândia, M.G: Universidade Federal de Uberlândia, 1996, 141 p. (Dissertação de mestrado em Eng. Mecânica)
- Scotti, A. *Relatório Técnico- Dispositivos para testes de trincas a frio e a quente em soldas*. Uberlândia: Universidade Federal de Uberlândia, Departamento de Engenharia Mecânica, 1987.
- Sadek, A. A. Effect of new tungsten electrodes on hot cracking susceptibility. *Materials Letters*, n. 25, p. 229-234, December 1995.
- Savage, W. F., Ludin, C.F. The V-restraint test. *Welding Journal*, v. 44, n.10, p. 433-422, October 1965.

- Savage, W. F., Ludin C. D., Application of the Vareststraint Technique to the Study of Weldability. *Welding Journal*, p. 497- 503, November 1966.
- Savage, W. F., Nippes, E. F., Goodwin, G.M.. Effect of minor elements on hot-cracking tendencies of inconel 600. *Welding Journal*, v. 56, n. 8, p.245-253, August 1977.
- Saunders, H. L. *Welding Aluminium: Theory and Practice*, Chapter 1-9, 1º edição, The Aluminum Association, 1989.
- Shankar, V., Gill, T. P. S., Mannan, S. L., Sundaresan, S. Evaluation of Cracking in Nitrogen-bearing and fully Austenitic Stainless Steel Weldment. *Welding Journal*, Vol. 77, No.5, p. 193-201, 2000.
- Scotti, A. *Relatório Técnico - Dispositivos para testes de trincas a frio e a quente em soldas*. Uberlândia: Universidade Federal de Uberlândia, Departamento de Engenharia Mecânica, 1987.
- Scotti, A., Dutra, J. C., Sanches, H. A. O efeito do parâmetros de ajuste na estabilidade e geometria de cordão na soldagem TIG com onda retangular. XXIV Encontro nacional de Tecnologia da Soldagem, XI Congresso Latino-Americano e V Íbero-Americano de Soldagem, Fortaleza-CE, de 20 à 23 de setembro de 1998, 9 p.
- Svensson, L. E. *Control of microstructures and properties in steel arc welds*. United States of America: Series Editor, 1994, 238 p.
- Stoop, B. T. J., Luyendijk, T. Ouden, den G. Structure and properties of GTA welds in aluminium alloys. *Welding & Metal Fabrication*, v. 57, n.8, p.420-423, 1989.

Tuttle, W. Understanding aluminum welding. *Welding Journal*, v. 70, n. 2, p.43-46, February 1991.

Tseng, C. F. Savage, W. F. The effect of arc oscillation. *Welding Journal*, v. 50, n. 11, p. 777-786, November 1971.

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, Aug-Nov 1997.

Wainer, E., Brandi, S. D., Mello, F. D. H. *Soldagem: processos e metalurgia*. São Paulo: Editora Edgard Blücher Ltda, 1992, 494 p.

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.

Werkema, M. C. C. *Análise de variância: comparação de várias situações*. Belo Horizonte, MG: Fundação Christiano Ottoni, Escola de Engenharia da UFMG, 1996, 276 p.

6.2 – 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, April 1991.

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.

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

- 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.
- Borland, J. C. Suggested explanation of hot cracking in mild and low alloy steel welds. *British Welding Journal*, v.8, p. 526-540, 1961.
- 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, May 1991.
- Bracarense, A. Q. Influência da geometria do eletrodo de tungstênio na soldagem TIG mecanizada de alumínio. *Anais do XV Encontro Nacional de Tecnologia de Soldagem. São Paulo, SP, 19 à 23 de NOV/1989*, v.1, p.487-500.
- 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.
- 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, June 1986.
- Cary, H. B. *Modern Welding Technology*. Prentice-Hall, Inc. Englewood Cliffs, New Jersey, p. 169-177 1979.
- 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.
- Chou C-P., Lee C-H. The evaluation of hot crack susceptibility of Fe-30 Mg- 10 Al- XC weld metal by using vareststraint test. *Scripta Metallurgica*, v. 23, n. 7, p. 1109- 1114, July 1989.

- 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.1-s-8-s, Jan. 1982.
- Clyne, T. W., Wolf, M., Kurs, 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, June 1982.
- David, S. A. , Vitek, J. M. Correlation between solidification parameters and weld microstructures. *International Materials Reviews*, v. 34, n. 5, p. 213-245, 1989.
- Dixon, B. F, Phillips, R. H., Ritter, J. C. Cracking in the transverse restraint test. *Metal Construction*, v.16, part 1, n. 2, p.86-90, February 1984.
- Dixon, B. F, Phillips, R. H., Ritter, J. C. Cracking in the transverse restraint test. *Metal Construction*, v.16, Part 2, n. 3, p. 154-160, March 1984.
- Dudas, J. H., Collins, F. R. Preventing weld cracks in high-strength aluminium alloys. *Welding Journal*, v. 45, n. 6, p. 241-249, June 1966.
- Dupont, J. N. Microstructural development and solidification cracking susceptibility of a stabilized stainless steel. *Welding Journal*, v. 78, n. 7, p. 253-263, July 1999.
- Fals, H. D. C. *Estudo da susceptibilidade ao trincamento assistido pelo hidrogênio em juntas soldadas de aço microligado*. Campinas, S.P.: Faculdade de Engenharia Mecânica, Universidade Estadual de Campinas, 1999. 208 p.(Tese, Doutorado em Engenharia Mecânica).
- Ferraresi, V. A. *Estudo do fenômeno "trinca de reaquecimento" com auxílio da emissão acústica*. Campinas, S.P.: Faculdade de Engenharia Mecânica, Universidade Estadual de Campinas, 1996. 173 p. (Tese, Doutorado em Engenharia Mecânica).

- Ganaha, T. Pearce, B. C., Kerr, H. W. Grain structures in aluminum alloy GTA welds. *Metallurgical Transactions A*, v. 11A, p. 1351-1359, August 1980.
- Houldcroft, P. T. A simple cracking test for use with argon-arc welding. *British Welding Journal*, v. 1, p. 471-475, Oct. 1955
- Inoque H., Ogawa T. Weld cracking and solidification behavior of titanium alloys. *Welding Journal*, v.74, n. 1, p. 21 - 27, January 1995.
- Irving, B. Welding the four most popular aluminum alloys. *Welding Journal*, v. 73, n.2, p. 51-55, February 1994.
- Jones, P. W. An investigation of hot cracking in low-alloy steel welds. *British Welding Journal*, v. 6, n.6, p. 282-290, 1959.
- Johnson, L. Formation of plastic strains during welding of aluminum alloys. *Welding Journal*, v. 52, n. 7, p. 298-305, July 1973.
- Katoh, M. , Kerr, H. W. Investigation of Heat-Affected Zone Cracking of GTA Welds of Al-Mg-Si Alloys Using the V-restraint Test. *Welding Journal*, v. 66, n. 12, p.360-368, December 1987.
- 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., 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.

- Kostrivas, A; Lippold, J. C. A method for studying weld fusion boundary microstructure evolution in aluminum alloys. *Welding Journal*, v. 79, n. 1, p. 1-8, January 2000.
- Kujanpää, V. P., David, S. A., White, C. L. Characterization of heat-affected zone cracking in austenitic stainless steel welds. *Welding Journal*, v. 66, n. 8, p. 221-228, August 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, 1986.
- Kujanpää, V., Suula, 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.
- Kluken, A., Bjorneklett, B. A study of mechanical properties for aluminum GMA weldments. *Welding Journal*, v. 76, n. 2, p. 39-44, February 1997.
- Lin, W. A model for heat-affected zone liquation cracking. *Welding in the World/ Le Soudage dans le Monde*, v. 30, n. 9/10, p. 236-242, 1992.
- 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. 1-14, January 1992.
- 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, August 1980.
- 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.

- Ludin, C. D., Spondd. F. The nature and morphology of fissures in austenitic stainless steel weld metals. *Welding Journal*, v. 75, n. 11, 1976.
- Matsumoto, T., Shinoda, T., Miyake, H., Matsuzaka, T., 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, Dec. 1995.
- Molian, P. A., Srivatsan, T. S. Laser-beam weld microstructures and properties of aluminum-lithium alloy 2090. *Materials Letters*, v. 9, n. 7-8, p. 245-251, April 1990.
- Neves, N. Voorwal, H. J. C., Barbare, 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.
- Nelson, D. E., Baeslack III, W. A., Lippold, J. C. An investigation of hot cracking in duplex stainless steels. *Welding Journal*, v. 66, n. 8, p. 241-260, August 1987.
- Nippes, E. F., Ball, D. J., Copper- Contamination cracking mechanism and crack inhibitors. *Welding Journal*, v. 61, n. 3, p. 75-81, March 1982.
- Ohio, Ch. What you should know about welding aluminum. *Welding Journal*, v. 79, n. 1, p. 54-58, January 2000.
- Ortner, S. R., Hipsley, C. A. High temperature brittle intergranular failure in austenitic stainless steels. *Materials Science and Technology*, v. 8, p. 883-895, October 1992.
- 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.

- Puzak, P. P., Apblett, W. R., Pellini, W. S. Hot cracking of stainless steel weldments. *Welding Journal*, n. 1, p. 9-17, January 1956.
- Reis, R. A., Scotti, A. Determinação de parâmetros da soldagem de alumínio com onda retangular. *XXII Encontro Nacional de Tecnologia de Soldagem- Blumeanu/SC - 1996-* p. 619-630.
- 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, April 1986.
- Savage, W. F., Nippes, E. F., Erickson, J. S. Solidification mechanisms in fusion welds. *Welding Journal*, v. 55, n. 8, p. 213-221, August 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, May 1992.
- Shewmon, P., Anderson, P. Void nucleation and cracking at grain boundaries. *Acta Metallurgica Inc*, v. 46, n. 14, p. 4861-4872, 1998.
- 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.
- Soares, G. F. W., Póvoa, A. A., Payão, J. C. Estudo estatístico por análise fatorial em dois níveis da fissuração a quente na soldagem MIG de ligas de alumínio. *Soldagem & Inspeção*, No. 2, p. 7-16, Março 1997.
- Thamburaj, R., Wallace, W. & Goldak, J.A. Post-weld heat-treatment cracking in superalloys. *International Metals Reviews*, v. 28, n. 1, 22p., 1983.

- 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.
- Vilkas, E. P., Brond, A. E. Soldagem automatizada de alumínio pelo processo TIG em corrente alternada - onda quadrada. *Anais XV Encontro Nacional de Tecnologia de Soldagem. São Paulo, SP, 19 à 23 Nov/ 1989, v.1, ABS*, p. 93-139.
- 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, February 1999.
- Zacharia, T. Dynamic stresses in weld metal hot cracking. *Welding Journal*, v. 73, n. 7, p. 164-172, July 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.

**UNICAMP
BIBLIOTECA CENTRAL
SEÇÃO CIRCULANTE**

