

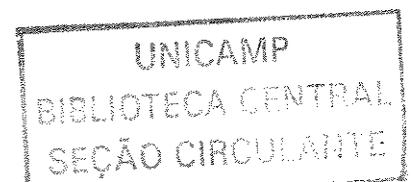
ESTE EXEMPLAR CORRESPONDE A REDAÇÃO FINAL DA
TESE DEFENDIDA POR Francisco Manoel
Lemos Arantes E APROVADA PELA
COMISSÃO JULGADORA EM 06/08/2004
Roseana da Exaltação
ORIENTADOR

UNIVERSIDADE ESTADUAL DE CAMPINAS
FACULDADE DE ENGENHARIA MECÂNICA
COMISSÃO DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA MECÂNICA

Susceptibilidade ao Trincamento do Metal de Solda Depositado por Diferentes Eletrodos de Aço Inoxidável

Autor: Francisco Manoel Lemos Arantes

Orientadora: Prof. Dra. Roseana da Exaltação Trevisan



**UNIVERSIDADE ESTADUAL DE CAMPINAS
FACULDADE DE ENGENHARIA MECÂNICA
COMISSÃO DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA MECÂNICA
DEPARTAMENTO DE ENGENHARIA DE FABRICAÇÃO**

Susceptibilidade ao Trincamento do Metal de Solda Depositado por Diferentes Eletrodos de Aço Inoxidável

Autor: Francisco Manoel Lemos Arantes

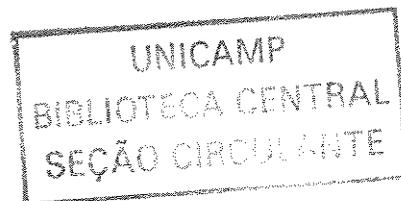
Orientadora: Prof. Dra. Roseana da Exaltação Trevisan

Curso: Engenharia Mecânica

Área de Concentração: Fabricação

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

Campinas, 2004
S.P. – Brasil



| | |
|------------|-----------------|
| UNIDADE | BC |
| Nº CHAMADA | Ar14s |
| V | EX |
| TOMBO BCI | 61977 |
| Nº | 16 - P. 0086.05 |
| PREÇO | 11,00 |
| DATA | 10/02/05 |
| Nº CPD | |

Bibid: 341389

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

Ar14s

Arantes, Francisco Manoel Lemos

Susceptibilidade ao trincamento do metal de solda depositada por diferentes eletrodos de aço inoxidável / Francisco Manoel Lemos Arantes. --Campinas, SP: [s.n.], 2004.

Orientador: Roseana da Exaltação Trevisan.

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

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

**UNIVERSIDADE ESTADUAL DE CAMPINAS
FACULDADE DE ENGENHARIA MECÂNICA
COMISSÃO DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA MECÂNICA
DEPARTAMENTO DE ENGENHARIA DE FABRICAÇÃO**

DISSERTAÇÃO DE MESTRADO ACADÊMICO

**Susceptibilidade ao Trincamento do Metal de
Solda Depositado por Diferentes Eletrodos de
Aço Inoxidável**

0200504405

Autor: Francisco Manoel Lemos Arantes

Orientadora: Prof. Dra. Roseana da Exaltação Trevisan



**Prof. Dra. Roseana da Exaltação Trevisan
UNICAMP**



**Prof. Dr. Augusto Buschinelli
UFSC**



**Prof. Dr. Anselmo Eduardo Diniz
UNICAMP**

Dedicatória

Dedico este trabalho aos meus pais Odilo e Aparecida “In Memoriam”, a Eunice minha esposa e aos meus filhos André, Marcelo, Renato e Juliana.

Agradecimentos

Aos Gigantes, composto de meus pais, educadores, pesquisadores, escritores e estudiosos que produziram trabalhos para o crescimento da sociedade, que me elevaram em seus ombros as alturas de compreensão que me encontro, aumentando significativamente o meu horizonte de visão e de conhecimento.

À professora/orientadora Dra. Roseana da Exaltação Trevisan pelo grandioso apoio, dedicação, amizade e co-participação nos meus sucessos.

A meu colega e amigo José Hilton, pelo apoio, convívio e parceria durante todo período desse projeto.

A Eunice (esposa), André, Marcelo, Renato e Juliana (filhos) pelo estímulo que me deram para entrar de corpo e alma neste projeto de tese de mestrado

À professora Dra. Maria Izabel M. S. Bueno por seu auxílio nas análises químicas.

Aos professores, técnicos, funcionários e colegas de trabalho da Faculdade de Engenharia Mecânica da UNICAMP e em especial do Departamento de Engenharia de Fabricação, laboratório de soldagem pelo convívio, colaboração e apoio.

À FAPESP pelo financiamento deste projeto.

“Enxergo longe porque estou sentado
em ombros de gigantes”
(Isaac Newton)

Resumo

ARANTES, Francisco Manoel Lemos, *Susceptibilidade ao trincamento do metal de solda depositado por diferentes eletrodos de aço inoxidável*, Campinas, Faculdade de Engenharia Mecânica, Universidade Estadual de Campinas, 2004. 87 p. Dissertação (Mestrado)

Estudo e avaliação da susceptibilidade à trinca de diferentes tipos de eletrodos na soldagem de aços inoxidáveis. Os aços inoxidáveis são materiais caracterizados pela sua resistência à corrosão e resistência mecânica. Os aços austeníticos são os mais usados, correspondendo a 70% do aço inox produzido no mundo. Eles apresentam também uma boa soldabilidade, mas são sujeitos à trinca de solidificação que consiste numa falha que ocorre principalmente na zona fundida. Nesse sentido, a pesquisa é dedicada a examinar a susceptibilidade à trinca em três tipos de eletrodos comerciais de aço inoxidável austenítico: Arame Sólido com Proteção Gasosa, Arame Tubular com Proteção Gasosa e Arame Tubular Auto-Protegido, para dois tipos de aço inox, o AISI-308L e AISI-316L. Basicamente, utilizamos o teste *transvarestraint* - procedimento específico para avaliação de um cordão de solda - com três níveis de deformação tangencial, no intuito de avaliar o nível de susceptibilidade. Essa avaliação teve como base o critério do Comprimento Máximo de Trinca. Os resultados experimentais foram comparados aos resultados teóricos, baseados na composição química, teor de ferrita δ e microestrutura e estão apresentados, de maneira comparativa, em função do comprimento máximo de trinca. Os eletrodos de AISI - 308L não apresentaram susceptibilidade à trinca de solidificação e os AISI-316L se mostraram estar na zona de transição da susceptibilidade.

Palavras-Chave: Soldagem, Trinca de Solidificação, Inoxidável Austenítico, Ferrita δ , Transvarestraint.

Abstract

ARANTES, Francisco Manoel Lemos, *Stress susceptibility of weld material from different stainless steel electrodes*, Campinas, Faculdade de Engenharia Mecânica, Universidade Estadual de Campinas, 2004. 87 p. Dissertação (Mestrado)

Study and evaluation of the susceptibility to crack of different types of electrodes by welding stainless steel. The stainless steel is a material characterized by its corrosion and mechanical resistance. The austenitic stainless steel is the most used, corresponding to 70% of stainless steel produced in the world. It shows good weldability, but it is susceptible to hot cracking that consists in a defect, which occurs fundamentally in the weld zone. In this sense, this research is aimed to check three types of commercial austenitic stainless steel electrodes for hot cracking susceptibility: Gas Metal Arc Welding (GMAW), Flux Cored Arc Welding – Gas (FCAW-G), Flux Cored Arc Welding – Self Shielded (FCAW-G), for two types of stainless steel, the AISI-308L and AISI-316L. Basically, it was used for this study the Transvarestraint Test - specific procedure for weld evaluation - with three levels of shearing-strain, in order to evaluate the susceptibility level. This valuation was based on the Maximum Crack Length (MCL) test. The experimental results were compared with theoretical results, based on chemical composition, δ ferrite degree, and microstructure and showed, in a comparative way, in terms of MCL. The AISI-308L electrodes did not show hot cracking susceptibility and the AISI-316L ones were in the transition susceptibility zone.

Keywords: Welding, Hot cracking, Austenitic stainless steel, δ -ferrite, Transvarestraint.

Índice

| | |
|--|-----------|
| Resumo..... | vii |
| Abstract..... | viii |
| Lista de Figuras..... | xi |
| Lista de Tabelas..... | xiii |
| Nomenclatura..... | xiv |
| | |
| Capítulo 1 - Introdução..... | 1 |
| | |
| Capítulo 2 - Revisão Bibliográfica..... | 4 |
| 2.1- Aços inoxidáveis: origem simultânea..... | 4 |
| 2.1.1- Aços inoxidáveis martensíticos..... | 7 |
| 2.1.2- Aços inoxidáveis ferríticos..... | 7 |
| 2.1.4- Aços inoxidáveis austeníticos..... | 7 |
| 2.2- Metalurgia da soldagem dos aços inoxidáveis austeníticos..... | 10 |
| 2.3.1- Soldagem a arco com proteção gasosa e eletrodo consumível – (GMAW)..... | 15 |
| 2.3.2- Soldagem a arco com eletrodo tubular e gás de proteção – (FCAW-G)..... | 18 |
| 2.3.3- Soldagem a arco com eletrodo tubular auto-protégido – (FCAW-S)..... | 20 |
| 2.4- Trinca de solidificação..... | 21 |
| 2.5- Teste de avaliação da susceptibilidade à trinca de solidificação..... | 26 |
| | |
| Capítulo 3 - Técnicas Experimentais..... | 31 |
| 3.1- Eletrodos..... | 31 |
| 3.1.1- Eletrodos de aço inox da série 308L..... | 31 |
| 3.1.2- Eletrodos de aço inox da série 316L..... | 32 |

| | |
|--|-----------|
| 3.2- Corpos de prova..... | 33 |
| 3.3- Bancada de teste..... | 34 |
| 3.3.1- Equipamento de soldagem multiprocesso..... | 34 |
| 3.3.2- Equipamento de teste <i>Transvarestraint</i> | 36 |
| 3.4.1- Determinação dos parâmetros de soldagem..... | 39 |
| 3.4.2- Teste <i>Transvarestraint</i> | 40 |
| 3.4.3- Avaliação dos resultados do teste <i>transvarestraint</i> | 41 |
| 3.4.4- Ensaios complementares..... | 42 |
| 3.5- Planejamento experimental..... | 44 |
| | |
| Capítulo 4 - Resultados e Discussões..... | 46 |
| 4.1- Determinação dos parâmetros de soldagem..... | 46 |
| 4.1.1- Resultado dos parâmetros de soldagem para eletrodos de inox série 308L..... | 47 |
| 4.1.2- Resultado dos parâmetros de soldagem para eletrodos de inox série 316L..... | 50 |
| 4.2- Resultados e avaliação dos eletrodos série 308L pelo teste <i>transvarestraint</i> | 53 |
| 4.3- Resultados e avaliação dos eletrodos da série 316L pelo teste <i>transvarestraint</i> | 57 |
| 4.3.1- Avaliação teórica da susceptibilidade do inox série 316L..... | 62 |
| 4.3.2- Resumo dos resultados obtidos para os eletrodos de AISI 316L..... | 66 |
| | |
| Capítulo 5 - Conclusões..... | 67 |
| | |
| Capítulo 6 - Referências Bibliográficas..... | 68 |
| 6.1- Referência Bibliográfica..... | 68 |
| 6.2- Bibliografia Consultada..... | 71 |

Lista de Figuras

| | |
|--|----|
| Figura 2.1- Taxa de corrosão de aços ao cromo expostos 10 anos em atmosfera industrial | 5 |
| Figura 2.2- Diagrama ternário Fe-Cr-Ni com 18%Cr e menos de 0,03%C..... | 9 |
| Figura 2.3- Diagramas pseudobinário das ligas Fe-Cr-Ni com 70% e 80% de Fe..... | 10 |
| Figura 2.4- Diagrama de Schaeffler | 12 |
| Figura 2.5- Diagrama de DeLong..... | 13 |
| Figura 2.6- Diagrama WRC-92..... | 14 |
| Figura 2.7- Região da poça de fusão do Processo GMAW | 15 |
| Figura 2.8- Esquema Básico do processo de soldagem com eletrodo contínuo..... | 16 |
| Figura 2.9- Auto-ajuste do comprimento de arco em um retificador de tensão constante. | 17 |
| Figura 2.10- Região da poça de fusão do Processo FCAW-G..... | 18 |
| Figura 2.11- Seção transversal do eletrodo de arame tubular..... | 19 |
| Figura 2.12- Soldagem com eletrodo de arame tubular auto-protégido (FCAW-S). | 20 |
| Figura 2.13- Esquema representativo de trincas ao longo de um cordão de solda..... | 22 |
| Figura 2.14- Influência da precipitação de ferrita δ na trinca de solidificação (17,5% Cr)..... | 24 |
| Figura 2.15- Susceptibilidade à trinca de solidificação função de (S + P) e (Cr_{eq}/Ni_{eq})..... | 25 |
| Figura 2.16- Teste <i>Houldcroft</i> | 27 |
| Figura 2.17- Teste <i>Varestraint</i> | 27 |
| Figura 2.18- Esquema representativo do teste <i>transvarestraint</i> | 29 |
| Figura 3.1 - Desenho esquemático do corpo de prova, indicando o detalhe do chanfro | 34 |
| Figura 3.2 - Bancada de avaliação pelo teste <i>transvarestraint</i> | 35 |
| Figura 3.3 - Equipamento de teste <i>transvarestraint</i> | 37 |
| Figura 3.4 - Vista da região de dobramento..... | 41 |
| Figura 4.1 - Morfologia dos cordões de solda dos eletrodos da série 308L (25 X) | 49 |
| Figura 4.2 - Morfologia dos cordões de solda dos eletrodos da série 316L | 52 |
| Figura 4.3 - Cordões realizados com eletrodos da série 308L testados não apresentaram trincas | 53 |

| | |
|--|----|
| Figura 4.4 - Diagrama WRC-92 com os três cordões de solda executados..... | 56 |
| Figura 4.5 - Micrografia dos cordões de solda dos eletrodos da série 308L. (400 X)..... | 57 |
| Figura 4.6 - Quadro representativo das trincas apresentadas função da deformação X eletrodo.. | 59 |
| Figura 4.7 - Variação do CMT com a Deformação Tangencial (ϵ)..... | 60 |
| Figura 4.8 - Diagrama WRC-92 com os três cordões de solda executados..... | 64 |
| Figura 4.9 - Micrografia do centro dos cordões de solda dos eletrodos de 316L. (400 X) | 65 |

Lista de Tabelas

| | |
|--|----|
| Tabela 3.1 - Composição química dos eletrodos de aço inox da série 308L..... | 32 |
| Tabela 3.2 - Composição química do metal base dos corpos de prova para os eletrodos de 308L32 | |
| Tabela 3.3 - Composição química dos eletrodos de aço inox da série 316L..... | 33 |
| Tabela 3.4 - Composição química do metal base dos corpos de prova para eletrodo série 316L. | 33 |
| Tabela 3.5 - Raios de curvatura das matrizes de dobramento. | 38 |
| Tabela 3.6 - Variáveis de Influência e Níveis abordados para os eletrodos de 308L | 44 |
| Tabela 3.7 - Variáveis de Influência e Níveis abordados para os eletrodos de 316L | 44 |
| Tabela 4.1 - Especificação de soldagem para os três eletrodos avaliados de aço inox série 308L49 | |
| Tabela 4.2 - Dimensões dos cordões de solda com os eletrodos de inox série 308L..... | 49 |
| Tabela 4.3 - Especificação de soldagem para os três eletrodos avaliados de inox série 316L..... | 51 |
| Tabela 4.4 - Dimensões dos cordões de solda com os eletrodos de inox série 316L..... | 52 |
| Tabela 4.5 - Composição química dos cordões de solda dos eletrodos testados..... | 54 |
| Tabela 4.6 - Valores de Cr_{eq} , Ni_{eq} , Cr_{eq}/Ni_{eq} e P+S dos cordões testados..... | 55 |
| Tabela 4.7 - Valores FN, Microestrutura Primária, % (P + S) e % residual de Ferrita δ | 55 |
| Tabela 4.8 - Comprimento Máximo de Trinca (CMT) função da deformação X eletrodo 316L.. | 60 |
| Tabela 4.9 - Resultados da análise de Variância Fatorial (3^2)..... | 61 |
| Tabela 4.10- Composição química dos cordões de solda dos eletrodos testados..... | 62 |
| Tabela 4.11- Valores de Cr_{eq} , Ni_{eq} , Cr_{eq}/Ni_{eq} e P+S dos cordões testados..... | 63 |
| Tabela 4.12- Valores FN, Microestrutura Primária, % (P + S) e % residual de Ferrita δ | 64 |

Nomenclatura

Abreviações

| | |
|------------------------|---|
| AISI | - American Iron and Steel Institute |
| ANSI | - American National Standards Institutes |
| ASME | - American Society Mechanical Engineer |
| ASTM | - American Society Testing Materials |
| AWS | - American Welding Society |
| CMT | - Comprimento Máximo de Trinca |
| Cut-off | - Disco de corte |
| Cr_{eq} | - Cromo equivalente |
| CTT | - Comprimento Total de Trincas |
| e | - Espessura do corpo de prova |
| FCAW-G | - Flux Cored Arc Welding – Gas |
| FCAW-S | - Flux Cored Arc Welding – Self-Shielded |
| FN | - Ferrite Number |
| GMAW | - Gas Metal Arc Welding |
| IC | - Insumo de calor |
| I_c | - Intensidade de corrente |
| ISO | - International Society Organization |
| MAG | - Metal Active Gas |
| MIG | - Metal Inert Gas |
| Ni_{eq} | - Níquel equivalente |
| R | - Raio de curvatura da matriz |
| Stick-out | - Comprimento energizado do eletrodo. Distância do bocal à peça |

| | |
|----------------------|--------------------------------------|
| V | - Tensão do arco |
| V_a | - Velocidade de alimentação do arame |
| V_g | - Vazão do gás de proteção |
| V_s | - Velocidade de soldagem |
| WRC | - Welding Research Council |
| ZAC | - Zona afetada pelo calor |
| ZF | - Zona fundida |
| Δt | - Intervalo de tempo |

Letras Gregas

| | |
|----------|--|
| ε | - Deformação tangencial |
| γ | - Fase Austenita |
| δ | - Fase Ferrita produto da solidificação primária |
| σ | - Fase intermetálica Sigma (FeCr) |

Capítulo 1

Introdução

Nos últimos tempos, houve um grande incremento do uso de aços especiais, em particular, do aço inoxidável. Sua grande resistência à corrosão e à oxidação, aliada a elevadas propriedades mecânicas e a um comportamento estável em altas temperaturas, justificam esse fenômeno. Paralelo a isso, registrou-se o desenvolvimento de novas tecnologias dos processos de soldagem de aços inoxidáveis austeníticos, bem como de novos eletrodos lançados no mercado.

Os inoxidáveis austeníticos são basicamente constituídos de aços-liga de ferro-cromo (Fe-Cr). O cromo é o principal responsável pela resistência à oxidação desses materiais, por apresentar uma propriedade de formação espontânea de uma película fina, aderente e uniforme de óxido de cromo altamente inibidora do processo de oxidação do material metálico. O níquel (Ni) é outro componente largamente adicionado aos aços inox com finalidade de condicionar as características mecânicas dos mesmos em função da estrutura metalúrgica. Os aços inox enriquecidos com Ni são conhecidos como aços inox austeníticos. Outros elementos são também utilizados na composição dos aços inoxidáveis para acrescentar propriedades específicas aos mesmos, mas em pequenas quantidades.

O processo de soldagem a arco com proteção gasosa, com gás inerte ou não, e eletrodo de arames sólidos (MIG/MAG) utilizam o calor gerado pelo arco elétrico mantido entre o eletrodo de arame consumível, alimentado continuamente, e a peça a ser soldada. Apesar de ter sido desenvolvido antes da II Guerra Mundial, esse processo só foi viabilizado tecnicamente e economicamente no pós-guerra.

Atualmente processos de soldagem, automáticos ou semi-automáticos, estão em franco desenvolvimento. Isso se deve ao alto desempenho (velocidade e economia). Há cerca de vinte anos, alguns fabricantes de eletrodos introduziram o eletrodo de arame tubular, que facilita a proteção e a complementação da composição química da poça de fusão. Na última década está sendo, também, disponibilizado um eletrodo de arame tubular que não necessita de gás de proteção, chamado de eletrodo tubular auto-protégido, tornando-o mais econômico e com maior facilidade de aplicação. Embora haja grande evolução nessa área, os processos de soldagem, automáticos e semi-automáticos, também estão sujeitos aos problemas de soldagem já conhecidos há muito tempo, como a trinca de solidificação, que é muito comum em aços inox e em especial nos inox austeníticos. Quer dizer, mesmo estando em pleno desenvolvimento, os processos de soldagem dos aços ainda apresentam muitas questões a serem solucionadas.

O fato do aço inox austenítico ser o aço inox mais utilizado atualmente, cerca de 70% do aço inox produzido, definiu o nosso campo de atuação nesta empreitada. Dessa forma, o conhecimento dos parâmetros de soldagem desses processos, que evitem o problema da trinca de solidificação, é uma necessidade e os investimentos em estudos que possibilitem aprimorar o controle sobre tal deficiência nos parece de grande relevância.

Este projeto de pesquisa, portanto, tem como objetivo estudar a susceptibilidade à trinca de solidificação de diferentes tipos de eletrodos na soldagem de aços inoxidáveis austeníticos. O nosso percurso obedece à seguinte sistematização:

- a) utilizar o Teste *transvarestraint* em três níveis de deformação tangencial: 1%, 3% e 5%;
- b) selecionar dois tipos de aço inox austenítico muito utilizados - o AISI 308L e o AISI 316L;
- c) avaliar três tipos de eletrodos, sendo um com maior tempo de uso, o eletrodo de arame sólido com proteção gasosa e os outros dois, com lançamento e uso mais recentes, os eletrodos de arame tubular com e sem proteção gasosa;
- d) utilizar, como Variável de Resposta (VR) para a determinação das propriedades dos mesmos, o Comprimento Máximo de Trinca (CMT) gerado no Teste *transvarestraint*,

e) comparar os resultados experimentais obtidos com o teste *transvarestraint* com os resultados teóricos.

Para o alcance dos objetivos propostos nessa sistematização, dividimos a tarefa em capítulos, a saber:

No capítulo 2, apresentamos uma síntese sobre a evolução da produção dos aços inox, seus tipos e o estado da arte da soldagem dos mesmos. Este estudo se aprofunda nos aços inox austeníticos, material objeto deste trabalho. Apresentamos ainda as categorias em que estão classificados os aços inoxidáveis e suas propriedades. Por fim nos deteremos nos aços austeníticos abordando a metalurgia de soldagem, os processos de soldagem e trinca de solidificação.

No capítulo 3, apresentamos os materiais, equipamentos, o planejamento para a execução das técnicas experimentais que sustentam a nossa pesquisa.

Finalmente, no quarto capítulo, analisamos e discutimos os resultados obtidos na avaliação da susceptibilidade à trinca de solidificação dos aços austeníticos.

A conclusão (Cap. 5) procura sintetizar o que foi produzido, sobretudo, nos capítulos 3, onde descrevemos os experimentos realizados, e 4 onde analisamos os resultados obtidos.

Capítulo 2

Revisão Bibliográfica

Um critério inicial de abordagem desta revisão se baseia no nosso interesse mais específico, ou seja, direciona-se ao estudo da susceptibilidade dos aços inox austeníticos à trinca de solidificação e aos métodos de avaliação e controle desta falha, há muito tempo conhecida, mas pouco dominada. Nessa perspectiva, são descritos aqui conhecimentos disponíveis na literatura nacional e internacional sobre o aço inoxidável e sua soldabilidade e em particular o tipo austenítico. Inicialmente foi realizada uma revisão nas seguintes bases de dados: “Electronic Reference Library”, “Web of Science e Acervus” do banco de dados disponibilizado pela da Biblioteca das áreas de Engenharia – BAE/UNICAMP; o Probe do “Elsevier Science”, patrocinado pela FAPESP, que compila e disponibiliza textos científicos publicados em nível internacional e pesquisa de textos disponíveis na “internet”.

A nossa pesquisa concentrou-se no período de 1990 a 2003, mas consultamos também livros e artigos publicados em anos anteriores de autores consagrados que desenvolveram conceitos e metodologias para avaliação deste problema. Isso nos permitiu a consolidação dos conhecimentos disponíveis até os tempos atuais.

2.1- Aços inoxidáveis: origem simultânea

O Aço Inoxidável é uma classe de material resistente à oxidação e à corrosão que surgiu no início do século XX quase simultaneamente em vários países. Segundo Padilha (1994) e Modenesi (2001), as primeiras experiências com aço inox tiveram a seguinte cronologia:

· na Alemanha (1910), a Krupp, através de estudos e experimentos de Strauss e Mainer, produziu os aços com 13 a 14% de cromo e teores significativos de níquel e em 1912 solicitou o pedido de patente deste material no império germânico;

· quase ao mesmo tempo (1911), nos Estados Unidos, Cristiam Dantsizen iniciou suas experiências com ligas contendo 14 a 16% de cromo e com baixo teor de carbono (de 0,007 a 0,015%). Essas ligas desenvolvidas nos Estados Unidos, por volta de 1915, passaram a serem recomendadas para a confecção de turbinas;

· na Inglaterra (1912), Barley, descreve suas experiências com uma liga contendo 12,8% de cromo e 0,24% de carbono e esta liga só foi lançada no mercado em 1919;

· na França também existem patentes de 1917 e 1918 de aços com 10 a 15% de cromo e 20 a 40% de níquel.

Atualmente são chamados de inoxidáveis os aços que contêm, no mínimo, 11,5% de cromo, por apresentar elevada resistência à corrosão atmosférica e a diversos agentes agressivos. O cromo, distribuído homogeneamente em todo o material, é o principal agente de resistência à corrosão do aço inox, pois em contato com o oxigênio do ar atmosférico forma uma fina camada (óxido de cromo) em toda a superfície do aço, protegendo-o dos ataques corrosivos do meio ambiente. De maneira que o aumento do teor de cromo no aço inoxidável intensifica sua resistência à corrosão.. A Figura 2.1 mostra a taxa de corrosão de aços ao cromo,expostos por 10 anos em uma atmosfera industrial, alcançando a taxa mínima de corrosão com teor de cromo a partir de 11,5%.

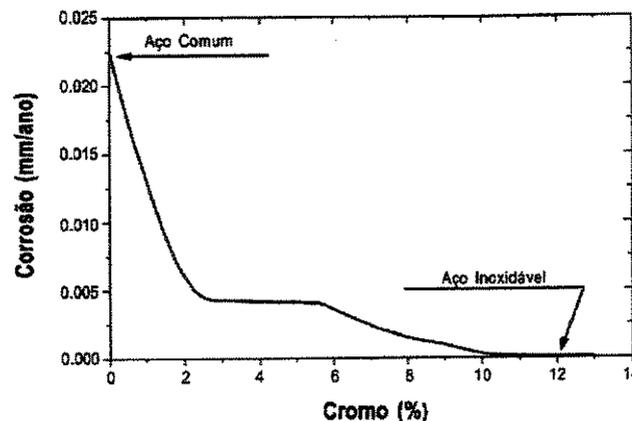


Figura 2.1- Taxa de corrosão de aços ao cromo expostos 10 anos em atmosfera industrial (Modenesi, 2001)

Além do cromo, os aços inoxidáveis contêm outros elementos como o níquel, o molibdênio, o manganês, silício e outros, com a finalidade de aumentar suas propriedades de resistência à corrosão e acrescentar outras propriedades mecânicas, elétricas e físicas, tais como: resistência mecânica em altas e baixas temperaturas; facilidade de conformação e de união.

As propriedades dos aços inoxidáveis são influenciadas pela presença de elementos de liga na sua composição química, a saber:

- Níquel (Ni): estabiliza a estrutura austenítica (γ) mesmo em temperaturas abaixo da ambiente, dando ductilidade ao aço inox.
- Molibdênio (Mo): como o cromo reduz a estabilidade de fase austenítica (γ), sendo um componente ferritizante.
- Manganês (Mn): Como o níquel é um formador de estrutura austenítica (γ), aumenta a resistência a trincas de solidificação e a solubilidade de nitrogênio.
- Silício (Si): Restringe a estrutura austenítica e promove a precipitação da ferrita δ , além de facilitar a precipitação da fase σ em temperaturas por volta de 620° C.
- Enxofre (S) e Fósforo (P): são as principais impurezas dos aços inox, por formar eutéticos frágeis, laminares e de baixo ponto de fusão.

Baseando-se nas características apresentadas pode-se concluir que os aços inoxidáveis são muito usados em aplicações cujas exigências básicas são a alta resistência à corrosão atmosférica e ao ataque químico por diferentes meios, e também por sua resistência mecânica a condições adversas.

Há uma grande variedade de propriedades encontradas nos aços inoxidáveis, por isso para facilitar a especificação e seleção, eles são classificados, em função de sua composição química e da sua estrutura metalúrgica, (Modenesi, 2001; Linnert, 1996; Folkhard, 1988; Kou, 1987) em três grandes categorias: martensíticos, ferríticos e austeníticos. Esses agrupamentos são codificados pela American Iron and Steel Institute (AISI) como série 400 para os aços inox ferríticos/martensíticos e como série 300 para os austeníticos.

2.1.1- Aços inoxidáveis martensíticos

Os aços inoxidáveis martensíticos são geralmente as ligas Fe-Cr-C, que possuem entre 12 a 18% de cromo e entre 0,1 e 0,5% de carbono. Podem chegar até 1% de carbono, e podem ser austenitizados por aquecimento em altas temperaturas. Por seus altos teores de liga, principalmente o cromo, esses aços têm uma elevada temperabilidade e podem apresentar uma estrutura completamente martensítica em função do grau de resfriamento a que forem submetidos. Apresentam ainda uma resistência à corrosão inferior aos outros tipos de inox, contudo satisfatória a meios não fortemente corrosivos. Sua grande aplicação se dá em equipamentos de cutelaria e equipamentos que requerem elevada resistência mecânica, dureza e resistência à abrasão. Devido a sua alta temperabilidade, esses aços apresentam uma delicada soldabilidade exigindo ciclos térmicos específicos.

2.1.2- Aços inoxidáveis ferríticos

Os aços inoxidáveis ferríticos apresentam teores de cromo entre 12 e 30% e um baixo teor de carbono, em geral inferior a 0,1%. Nesses aços não ocorre a transformação de ferrita em austenita, não sendo, portanto, endurecíveis por têmpera. Sua granulação só pode ser refinada por uma combinação adequada de trabalho mecânico e recozimento de recristalização. Apresentam baixos coeficientes de dilatação térmica e uma muito boa resistência à corrosão; no entanto apresentam problemas de soldagem. São recomendados para aplicações envolvendo ácido nítrico.

2.1.4- Aços inoxidáveis austeníticos

O aço inoxidável austenítico consiste basicamente da liga Fe-Cr-Ni, com teores de 6 a 26% de níquel, 16 a 30% de cromo e menos de 0,3 de carbono, embora existam ligas em que parte ou todo o níquel é substituído por manganês e nitrogênio. Estes aços apresentam normalmente uma estrutura predominantemente austenítica e não sendo endurecível por tratamento térmico, mas sim, por deformação mecânica. Devido as suas propriedades mecânicas e sua facilidade de conformação, o uso do aço inox austenítico se tornou altamente significativo sendo que 60% a 70% dos aços inoxidáveis produzidos no mundo são do tipo austenítico. Os aços inoxidáveis austeníticos são usados principalmente em indústrias químicas, petroquímicas e de alimentos, e são caracterizados pelas seguintes propriedades:

- **Tenacidade e Ductilidade:** propriedades muito superiores as da maioria dos outros aços, além de se manterem razoáveis mesmos em temperaturas criogênicas. Assim, são recomendados tanto para a confecção de vasos armazenadores do hélio liquefeito (4K ou - 269°C), como para fabricação de estrutura de magnetos em reatores experimentais de fusão nuclear (altas temperaturas).
- **Resistência mecânica e à corrosão em temperaturas elevadas:** propriedades que permitem a sua utilização em temperaturas consideravelmente superiores à temperatura máxima de serviço de aços baixa liga ou de aços inoxidáveis martensíticos e ferríticos. Características conseguidas principalmente nos austeníticos ligados com Mo ou Si.
- **Capacidade de endurecimento por deformação plástica:** esse método de endurecimento se torna significativo por não causar uma elevada perda de ductilidade do mesmo.
- **Soldabilidade:** a ausência de transformação martensítica durante a solidificação e a boa ductilidade do aço inox austenítico o torna praticamente insensível à fissuração pelo hidrogênio. Apresenta baixa porosidade e a zona fundida tem propriedades que se assemelham às do metal de base. Assim, esse material permite obter soldas adequadas sem pré-aquecimento e que podem ser postas em serviço sem tratamentos térmicos pós-soldagem. No entanto o inox austenítico é sujeito a aparecimento de trinca de solidificação em função da segregação de componentes frágeis de baixo ponto de fusão. Esse fenômeno está intimamente ligado à solidificação primária de austenita que apresenta uma alta densidade cristalográfica e baixa capacidade de absorção de impurezas. O inox austenítico com solidificação primária de ferrita, estrutura cristalina de menor densidade, com maiores vazios para absorção de impurezas, não são susceptíveis à trinca de solidificação.
- **Expansão Térmica:** apresenta coeficiente de expansão térmica elevada e baixa difusividade térmica, o que provoca uma maior tendência à distorção na soldagem do que os aços comuns. Nos projetos de uso e fabricação de equipamentos com esse material, esse fato deve ser cuidadosamente avaliado e levado em consideração.

Existe um grande número de tipos de aços inox austeníticos, mas a liga mais utilizada é aquela que contém cerca de 18% de cromo e 8% de níquel, chamada popularmente de “aço inox 18-8”. O estudo e entendimento do diagrama: o pseudobinário Fe-18%Cr-Ni (Figura 2.2), é importante para a compreensão das propriedades desse tipo de aço.

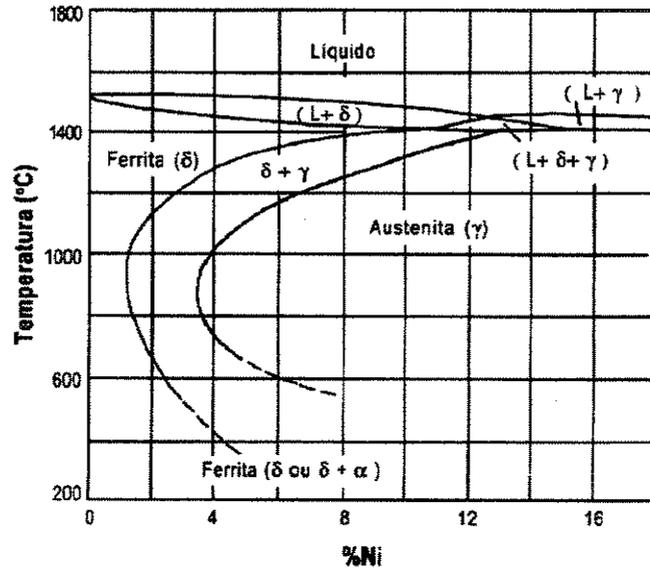


Figura 2.2- Diagrama ternário Fe-Cr-Ni com 18%Cr e menos de 0,03%C
(Modenesi, 2001)

O diagrama da Figura 2.2, mostra a influência do teor de níquel na estrutura cristalina desse material na temperatura ambiente. As ligas com teores de níquel inferiores a 1 ou 1,5% apresentam uma estrutura completamente ferrítica para qualquer temperatura entre a ambiente e a do início de fusão. Para teores mais elevados de Ni esse aço apresenta uma faixa de temperatura em que a liga é bifásica (austenita e ferrita δ), elevando a precipitação de austenita com o aumento do teor desse elemento. Para teores de Ni iguais ou superiores a 8% a liga resultante apresenta estrutura austenítica, mesmo em temperatura ambiente, o que caracteriza esses aços como inoxidáveis austeníticos.

Os aços austeníticos são geralmente disponibilizados para o uso após um tratamento térmico de estabilização. Essa operação é necessária devido à ausência de recristalização e o decorrente aumento dos grãos em função do tempo de permanência desses aços em elevadas temperaturas durante o resfriamento. Esse tratamento consiste em aquecer esses aços em

temperaturas entre 1000 e 1100°C e resfriá-los rapidamente em ar ou em água, o que permite a recristalização da microestrutura encruada e mantém em solução sólida o carbono, dando ao material uma estrutura essencialmente austenítica com uma menor quantidade possível de outros constituintes, principalmente carbonetos. A estrutura resultante apresenta uma condição otimizada em termos de ductilidade e de resistência à corrosão. Em peças fundidas ou em chapas mais grossas, particularmente de aços com teor mais elevado de cromo, o material pode apresentar, em sua microestrutura, uma certa quantidade de ferrita δ (Modenesi, 2001; Linnert, 1996).

2.2- Metalurgia da soldagem dos aços inoxidáveis austeníticos

A microestrutura do cordão de solda dos aços austeníticos da série 300 geralmente é diferente da microestrutura do metal base, se este for um material trabalhado e solubilizado. A microestrutura do metal de base geralmente é constituída inteiramente de austenita. A Zona Fundida (ZF) por sua vez pode reter ferrita δ primária, na temperatura ambiente, em função da composição química da liga na fase líquida, devido ao rápido processo de solidificação do cordão de solda. Na Figura 2.3, a microestrutura da ZF pode ser analisada com o auxílio do corte (diagrama pseudobinário) do sistema Fe-Cr-Ni para 70% e 80% de ferro.

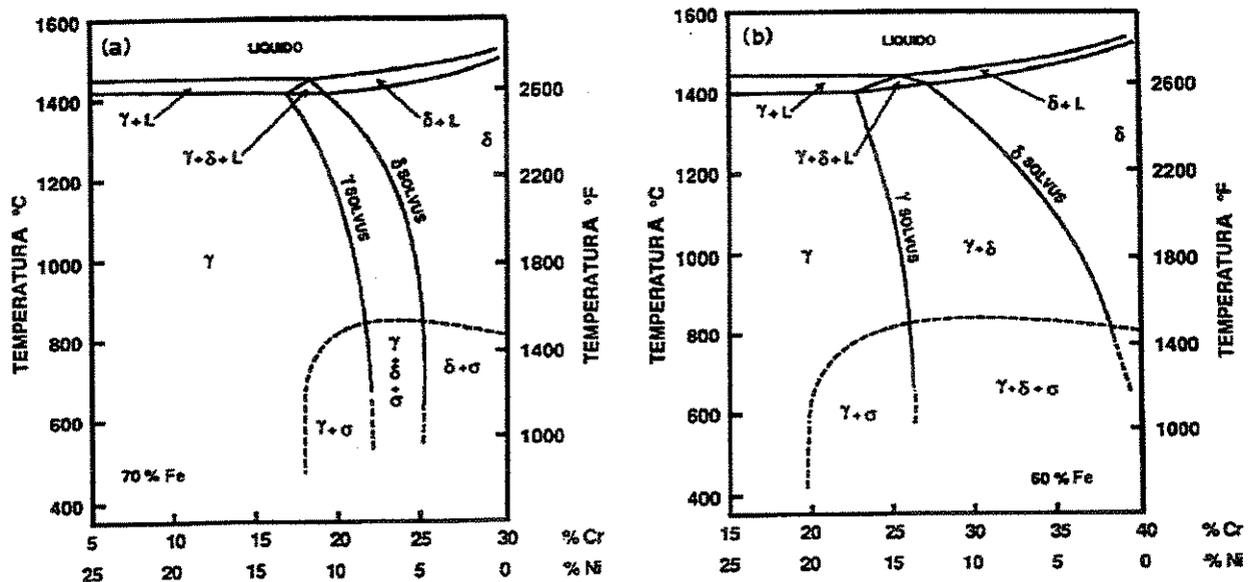


Figura 2.3- Diagramas pseudobinário das ligas Fe-Cr-Ni com 70% e 80% de Fe
(Brooks, 1991)

Nos diagramas, um com 70% Fe e outro com 80% Fe, e com diferentes quantidades de Cr e Ni, o metal líquido pode se solidificar de diversas maneiras: 1) inteiramente como austenita primária, em regiões ricas em níquel; 2) inicialmente como austenita e posteriormente como ferrita, em região próxima ao ponto eutético; 3) inicialmente como ferrita e depois como austenita; 4) inteiramente como ferrita, à medida que a relação Cr/Ni aumenta. Segundo Brooks (1991), esses materiais solidificam em austenita primária (primeira fase a solidificar) para uma relação Cr/Ni inferior a 1,5 e solidificam em ferrita primária para relações maiores Cr/Ni. Para valores dessa relação superiores a 1,95 o material solidifica totalmente como ferrita.

A solidificação em austenita primária apresenta uma maior tendência à segregação de componentes intermetálicos devido aos baixos coeficientes de difusão dos elementos de liga nessa fase. Em função da composição química e da intensidade da segregação, a solidificação em austenita primária pode levar à formação de uma estrutura completamente austenítica ou à formação de ferrita eutética entre as dendritas de austenita (Modenesi, 2001; Brooks, 1991).

Um material com relação Cr/Ni alta solidifica-se primariamente como ferrita e permanece, como tal, mesmo em temperatura ambiente, ou pode apresentar as duas fases: austenita e ferrita, em função do tempo de resfriamento. A transformação completa da ferrita em austenita somente seria possível se o aço permanecesse por um longo tempo em altas temperaturas, nas quais essa transformação ocorreria mais rapidamente. No processo de soldagem, caracterizado por um resfriamento rápido, essa transformação completa não consegue ocorrer e parte da ferrita δ formada durante a solidificação permanece até a temperatura ambiente. A quantidade final dessa fase dependerá da composição química – particularmente da relação Cr/Ni – e das condições de soldagem que controlam a velocidade de resfriamento. Quanto maior for essa velocidade, menor será a extensão da transformação e maior a quantidade de ferrita presente na temperatura ambiente.

A presença de pequenas quantidades, 5 a 10%, de ferrita δ é um constituinte benéfico para a zona fundida (Kou, 1987), pois reduz a tendência à trinca de solidificação. No entanto, a quantidade de ferrita δ deve ser controlada quando a junta soldada necessita de uma ótima resistência à corrosão, de uma alta tenacidade em baixas temperaturas, ou quando a peça não puder apresentar qualquer magnetismo residual. A ferrita, que é ferromagnética, pode ser magnetizada enquanto a austenita, não.

A estrutura final da solda não depende somente da velocidade de resfriamento e da razão Cr/Ni. Os elementos de liga adicionados ao aço também afetam a estabilidade relativa das fases de cristalização. Para classificar o efeito destes elementos, eles foram divididos em formadores de ferrita, os chamados de “Alfagenos” (Cr, Mo, Si, Nb e Al) e formadores de austenita, os “Gamagenos” (Ni, C, N e Mn). A influência destes elementos na formação de uma fase ou outra é, em geral, expresso em termos de cromo equivalente e de níquel equivalente, e a sua influência combinada é apresentada em diagramas constitucionais empíricos. Destes, o mais conhecido e muito utilizado até hoje é o levantado por Schaeffler na década de 40.

O diagrama de Schaeffler, (Figura 2.4), permite prever a microestrutura da ZF em função da composição química dos aços inoxidáveis martensíticos, ferríticos e austeníticos. Para utilizá-lo, os equivalentes de Cr e Ni devem ser calculados pela composição química da solda e a microestrutura é identificada pela leitura direta no diagrama do campo onde o ponto com coordenadas Cr_{eq} , Ni_{eq} se localiza.

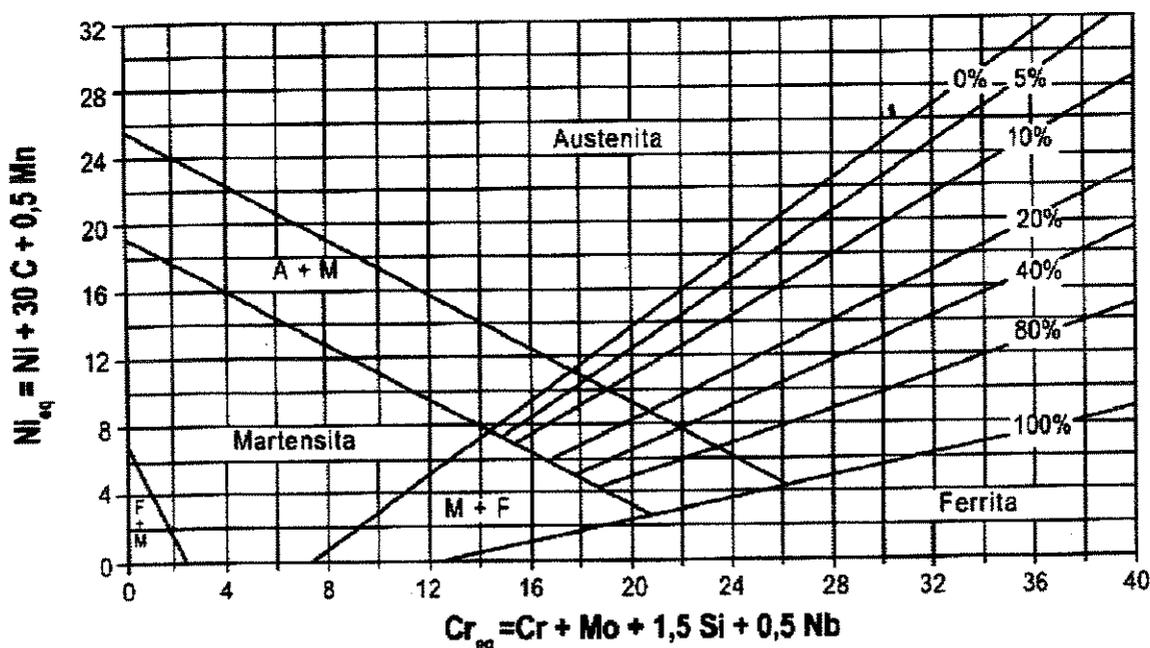


Figura 2.4- Diagrama de Schaeffler (AWS A5.22-95)

O diagrama de Schaeffler não considera o efeito do nitrogênio, um elemento fortemente formador de austenita, na microestrutura. DeLong, na década de 70, propôs uma versão

modificada desse diagrama que utiliza um equivalente de níquel similar ao anterior, mas acrescido de um termo igual a trinta vezes o teor de nitrogênio (Figura 2.5).

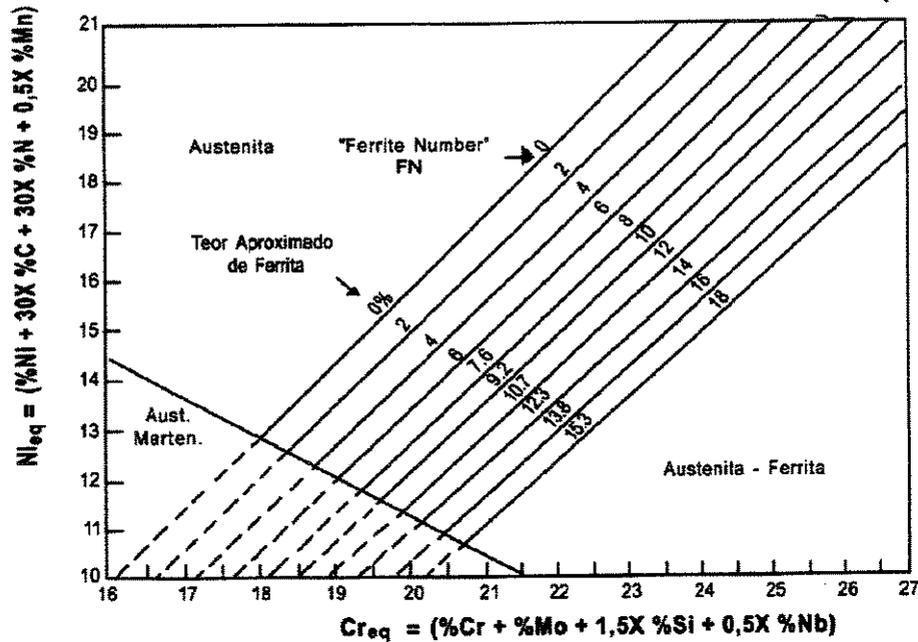


Figura 2.5- Diagrama de DeLong (AWS A5.22-95)

O "Welding Research Council" (WRC), propôs em 1988, um novo diagrama constitucional, que foi modificado por Kotecki & Siewert (1992) e aceito pela AWS, que apresenta maior precisão na determinação da precipitação da ferrita δ . Esse diagrama não leva em consideração os teores de Si e Mn por considerar que esses elementos não apresentam influência na determinação do tipo de estrutura precipitada. Esse diagrama é o chamado de Diagrama WRC-92 e faz parte da norma ANSI/AWS A5.22-95, para soldagem de aços inoxidáveis. Os resultados desse método são expressos em uma unidade arbitrária denominada de número de ferrita (FN). Uma das vantagens dele é a sua facilidade de medição, não exigindo preparação trabalhosa das amostras nem a destruição das mesmas. Sendo a microestrutura ferrítica magnética e a austenítica não magnética, os procedimentos baseados em métodos magnéticos são os mais aceitos e usados atualmente. Esta característica permite o uso de ferritoscópios magnéticos para determinação do número de ferrita (FN) que direciona para os resultados, mas não é suficiente. O diagrama WRC-92, mostrado na Figura 2.6, é considerado como o método oficial do código ASME para se prever o valor de FN, quando este não puder ser medido diretamente.

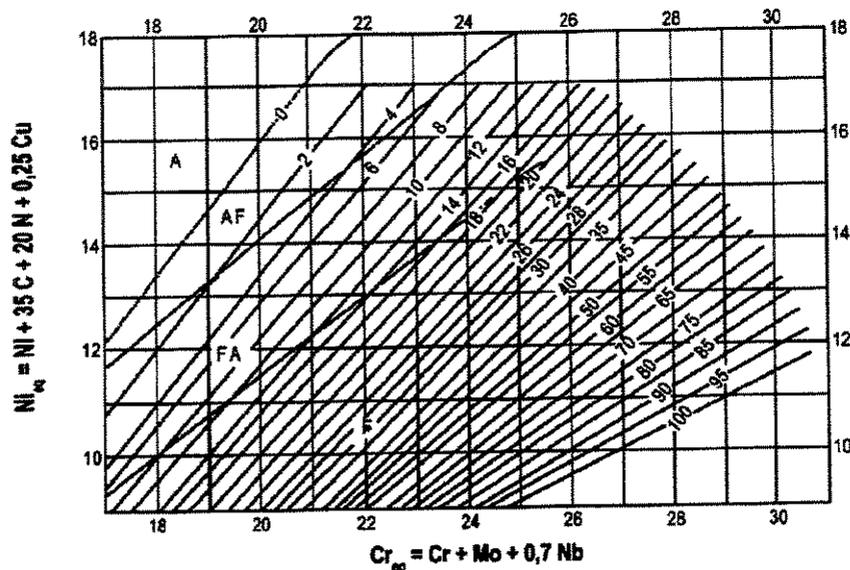


Figura 2.6- Diagrama WRC-92
(AWS A5.22-95)

2.3- Processos de soldagem

A soldagem se caracteriza por ser a técnica de reunir duas ou mais partes componentes de um todo, assegurando entre elas a continuidade do material e em consequência suas propriedades e características mecânicas e químicas. A soldagem, além de complementar a união de componentes feita com dispositivos mecânicos (parafusos e rebites), tornou possível a produção de juntas que pouco afetam a geometria das peças e o seu peso, dando maior confiabilidade e estanqueidade às ligações mecânicas. Apesar de conhecido, há muitos anos, esse processo teve o seu grande emprego a partir da década de 30 (séc. XX).

A partir do fim da Segunda Guerra Mundial, foram lançadas no mercado novas tecnologias e tipos de eletrodos, como os processos automatizáveis de soldagem com eletrodo de arame sólido e tubular. O arame tubular consiste de uma fita calandrada em forma de tubo e contém fluxo de soldagem no seu interior. Pode ser usado com ou sem gás de proteção. Tais eletrodos têm muita aceitação no mercado por sua facilidade de utilização, de certificação dos soldadores e por sua maior produtividade quando comparados aos eletrodos de arame sólido.

Atualmente os processos de soldagem, bastantes usados no mercado, com alimentação contínua do eletrodo, para soldagem de aço inox são os de arame sólido com proteção gasosa e

os processos de arame tubular com e sem proteção gasosa, o que direcionou a nossa escolha para este estudo. Conforme Kou (1987), Machado(1996) e Linnert(1996), estão assim descritos com suas respectivas referências na literatura internacional:

- Soldagem a Arco com Eletrodo Consumível e Proteção Gasosa - Gás Metal Arc Welding (GMAW);
- Soldagem a Arco com Eletrodo Tubular e Proteção Gasosa – Flux Cored Arc Welding-Gas (FCAW-G);
- Soldagem a Arco com Eletrodo Tubular Auto-Protegido – Flux Cored Arc Welding-Self-Shielded (FCAW-S).

2.3.1- Soldagem a arco com eletrodo consumível e proteção gasosa – (GMAW)

É um dos processos automatizáveis mais usado industrialmente. Conhecido desde 1926, só se desenvolveu, porém, a partir da década de 50. É um processo de soldagem a arco elétrico com eletrodo de arame metálico sólido, de material igual ou similar ao metal a ser soldado, comumente chamado de processo MIG/MAG. A Figura 2.9 mostra o esquema básico desse processo.

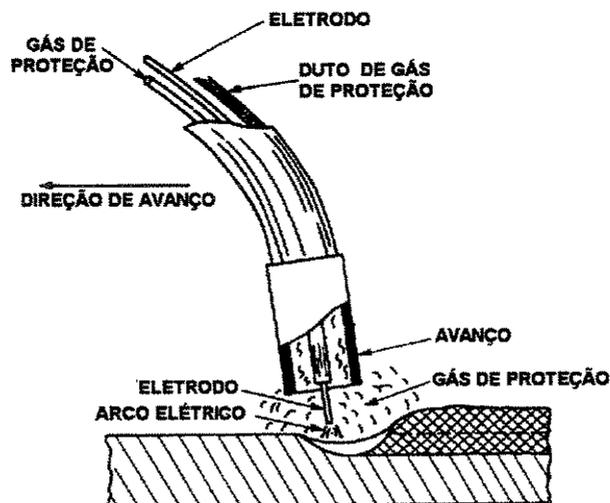


Figura 2.7- Região da poça de fusão do Processo GMAW

Nesse processo o eletrodo é um arame sólido que abre um arco elétrico com a peça a ser soldada, protegido pela injeção de gás através do mesmo bico de alimentação do arame eletrodo e

forma uma poça de fusão composta de metais do eletrodo e da peça a ser soldada, também protegida pelo gás injetado (Figura 2.7).

Na Figura 2.10, o eletrodo de arame sólido é alimentado de forma automática e contínua, por uma unidade de alimentação de arame, através de uma pistola de soldagem. O fornecimento contínuo de eletrodo para soldagem é feito através de um alimentador eletro-mecânico, que permite o controle da velocidade constante de avanço do eletrodo, a ser fundido, proveniente de um rolo de arame ligado ao mesmo. O arame eletrodo somente é energizado no bocal da tocha e é ligado no terminal positivo de uma máquina de solda retificadora de tensão constante. A peça a ser soldada é ligada, por sua vez, ao terminal negativo do retificador de solda. O calor gerado no arco elétrico aberto, entre o eletrodo e a peça a ser soldada, provoca a fusão do eletrodo e de parte do metal de base. Essa região fundida é chamada poça de fusão, que fica livre da ação dos gases atmosféricos através da injeção de um gás de proteção com a pistola de soldagem (Figura 2.7). Os gases de proteção geralmente usados são o gás inerte argônio, dióxido de carbono (CO_2) e mistura desses gases. Os principais parâmetros de ajuste deste processo são a tensão de soldagem, a velocidade de alimentação do arame eletrodo, a velocidade de soldagem e a vazão do gás.

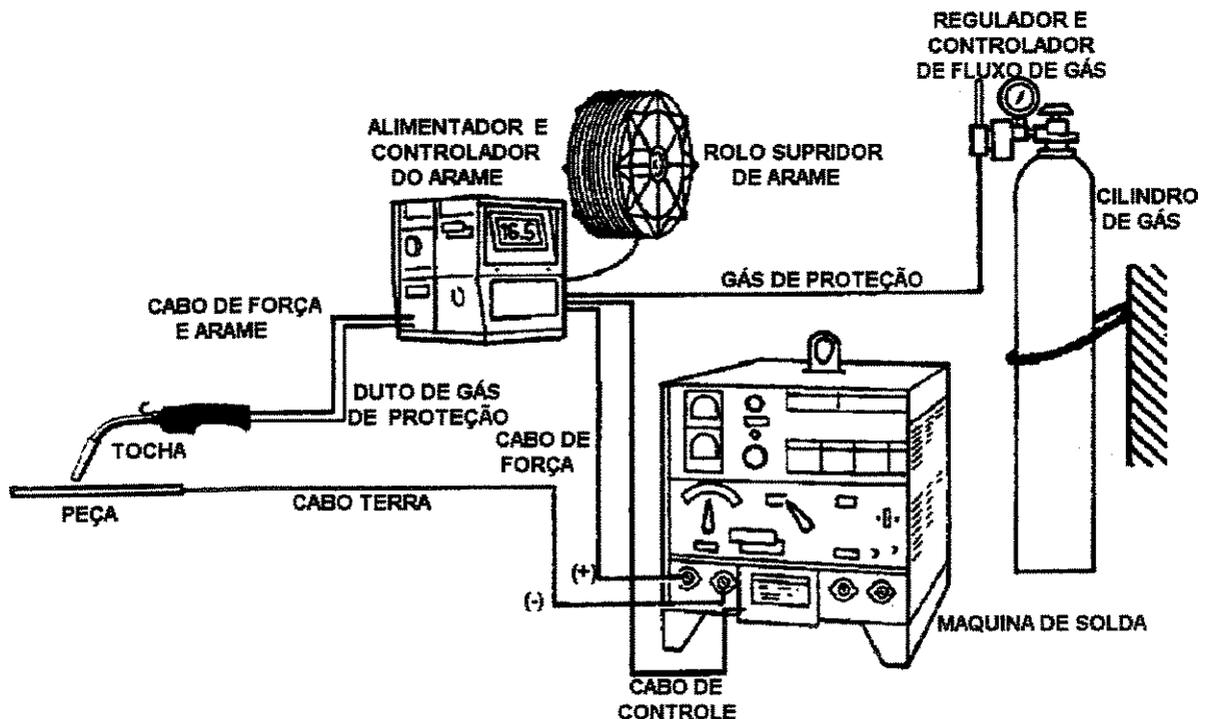


Figura 2.8- Esquema Básico do processo de soldagem com eletrodo contínuo

Para obtenção de uma boa solda o comprimento de arco deve ser mantido estável, uma vez selecionada a tensão de soldagem. Essa necessidade é obtida através de um retificador com característica de tensão praticamente constante (plana), permitindo o ajuste quase instantâneo da tensão, caso ocorra uma variação no comprimento de arco (Figura 2.9). Essa característica de tensão constante do retificador, realiza a “auto-ajustagem” do tamanho do comprimento do arco voltaico, mesmo com variações do posicionamento (altura) da pistola de soldagem em relação ao metal de base.

No gráfico de tensão constante (Figura 2.9), pequenas variações no comprimento de arco provocam pequenas alterações na tensão de soldagem, que resultam em variações significativas na corrente de soldagem. Num processo com tal característica ocorre o ajuste quase imediato dos parâmetros de soldagem com a variação do comprimento de arco, pois ao aumentar o comprimento de arco ocorre um aumento na tensão de soldagem, que pelo gráfico resulta em redução significativa da corrente de soldagem e como nesse processo a alimentação do eletrodo é contínua, a redução da corrente de soldagem provoca uma redução proporcional na fusão do mesmo, ou seja, a redução do comprimento do arco. O resultado é o reajuste quase que instantâneo do comprimento do arco na nova posição da pistola de soldagem.

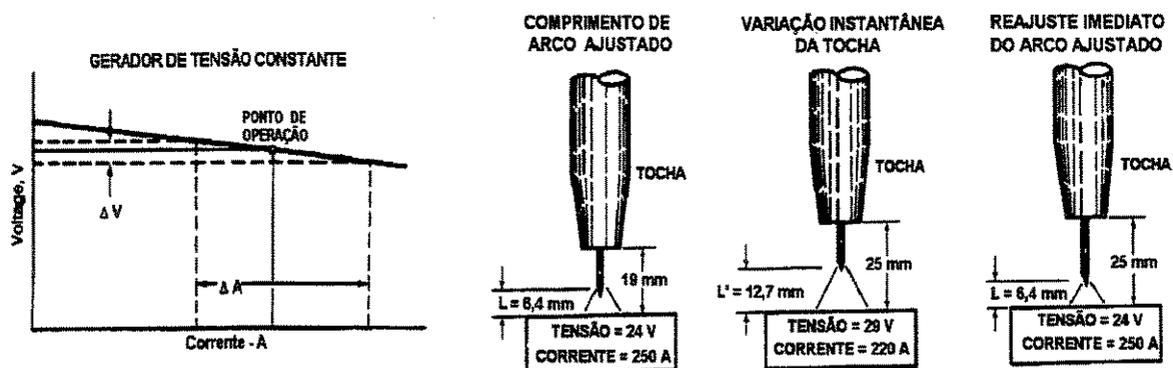


Figura 2.9- Auto-ajuste do comprimento de arco em um retificador de tensão constante.

A figura 2.9 mostra que uma variação súbita da distância do bocal à peça - de 19mm para 25mm - provoca um aumento do comprimento do arco e portanto um aumento da tensão do mesmo de 24V a 29V. Esse aumento de tensão devido à curva de tensão constante da máquina de solda, causa a diminuição instantânea da corrente de soldagem passando de 250A para 220A.

Essa ocorrência faz com que a taxa de fusão diminua, permitindo que o arame avance mais tempo sem fusão, ajustando novamente os parâmetros de soldagem. Ocorrendo o inverso, a redução súbita do comprimento do arco, a consequência é o aumento da taxa de fusão ajustando novamente os parâmetros de soldagem (Machado, 1996).

2.3.2- Soldagem a arco com eletrodo tubular e proteção gasosa – (FCAW-G)

Similar ao anterior, esse processo usa também gás de proteção na soldagem, mas o eletrodo é constituído de um tubo metálico contendo no seu interior um fluxo fusível para auxiliar na proteção da poça de fusão. A poça assim produzida é envolvida por escória e gases resultantes da decomposição do fluxo e com proteção coadjuvante pela injeção do gás de proteção (Figura 2.10).

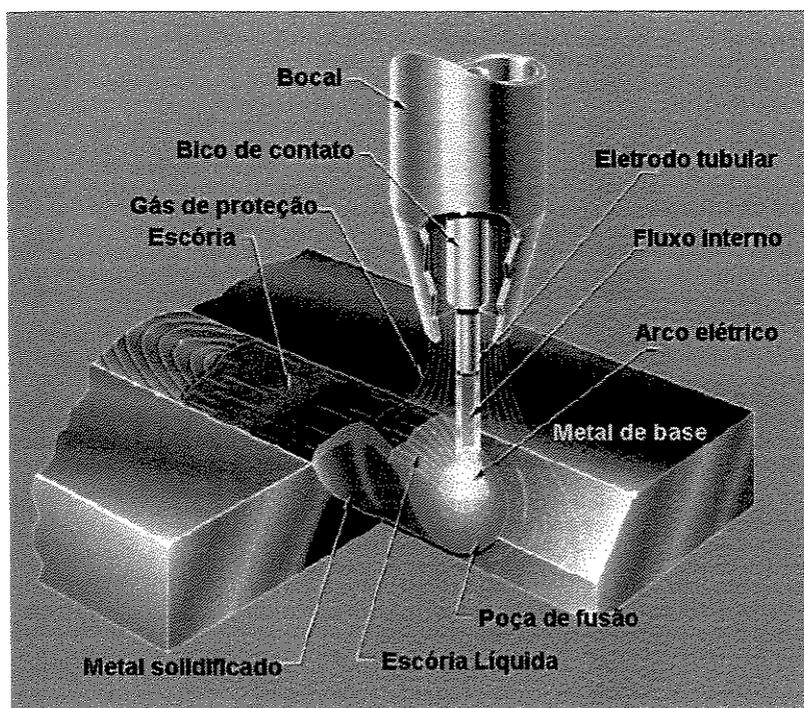


Figura 2.10- Região da poça de fusão do Processo FCAW-G

O esquema básico desse processo é o mesmo mostrado na Figura 2.8, ou seja, substituindo o eletrodo de arame sólido por um de arame tubular alimentado também de forma automática e contínua, por uma unidade de alimentação do arame tubular, através de uma pistola de soldagem adequada. O arame eletrodo tubular é ligado no terminal positivo de uma máquina de solda

retificadora de tensão constante. A peça a ser soldada é ligada, por sua vez, ao terminal negativo do retificador de solda. A fusão do eletrodo e de parte do metal de base é conseguida através do calor gerado pelo arco elétrico aberto, entre o eletrodo e a peça a ser soldada. Essa poça de fusão é protegida da ação dos gases atmosféricos através ação conjunta da escória e gases resultantes da decomposição do fluxo contido no interior do arame tubular e da injeção de um gás de proteção pela pistola de soldagem, conforme mostrado na Figura 2.10.

O eletrodo de arame tubular com proteção gasosa antigamente, devido ao seu grande diâmetro, só era usado na posição plana e horizontal. Com o lançamento de eletrodos tubulares de reduzidos diâmetros o processo passou a ser utilizado em todas as posições, podendo obter modos de transferência do metal para peça do tipo curto-circuito, globular e aerossol (spray), dependendo do ajuste dos parâmetros de soldagem. Esse processo usa como gás de proteção, entre outros, o $Ar + CO_2$ e CO_2 .

Os eletrodos tubulares podem ser fabricados com fita de metálica (metal a ser soldado) conformada em torno do fluxo com vários tipos de geometria. Algumas dessas geometrias mais usadas são mostradas pelas seções transversais da Figura 2.11. As diversas geometrias têm finalidades diversas: provocar início de arco em vários pontos e pré-aquecer mais eficientemente o fluxo, possibilitando um arco mais suave e uma maior taxa de deposição. Nesse processo o fluxo tem funções similares as dos eletrodos revestidos, ou seja, desoxidar o metal de solda, transferir elementos de liga, formar escória e gás de proteção produzido pela decomposição de alguns de seus componentes, estabilizar o arco e estabelecer uma conveniente geometria para o cordão.

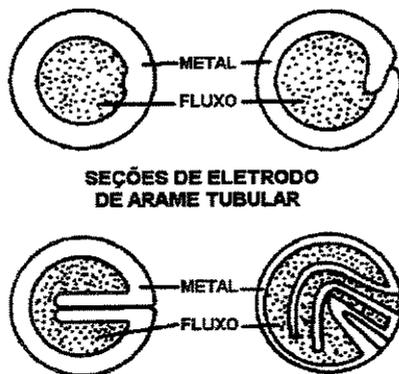


Figura 2.11- Seção transversal do eletrodo de arame tubular

2.3.3- Soldagem a arco com eletrodo tubular auto-protegido – (FCAW-S)

É um processo muito similar ao anterior em que o gás de proteção é eliminado e substituído pelo gás gerado pelo fluxo de soldagem existente no interior do eletrodo de arame tubular. Nesse processo a proteção da poça de fusão é feita somente pelo fluxo existente no interior do eletrodo de arame tubular que ao fundir forma gás de proteção na zona de fusão e escória sobre o cordão de solda. O esquema básico desse processo é similar ao mostrado na Figura 2.10, entretanto nesse caso não se usa o cilindro de gás de proteção e a tocha é mais simples, não dispondo de saídas de gás de proteção. Se a proteção do cordão de solda é realizada apenas pela escória, não se recomenda a operação desse processo em transferências por aerossol, pois aumenta muito a área externa total das gotas e pode não ocorrer proteção das mesmas. Os modos de transferência mais usuais, portanto, são o curto circuito e o globular. Devido estes fatores este processo ainda apresenta, de modo geral, uma qualidade menor que o tubular protegido com gás auxiliar, devido principalmente à contaminação atmosférica. Este método, no entanto, apresenta a vantagem adicional de poder operar em local com deslocamento de ar, sobre juntas mal posicionadas e permite a soldagem em todas posições para eletrodos finos. O comprimento do eletrodo após o bico de contacto, neste processo, deve ser maior do que naquele com proteção gasosa. A tocha utilizada neste processo é similar à do MIG, mas com maior robustez devida em geral a corrente de soldagem, neste processo, ser mais intensa.

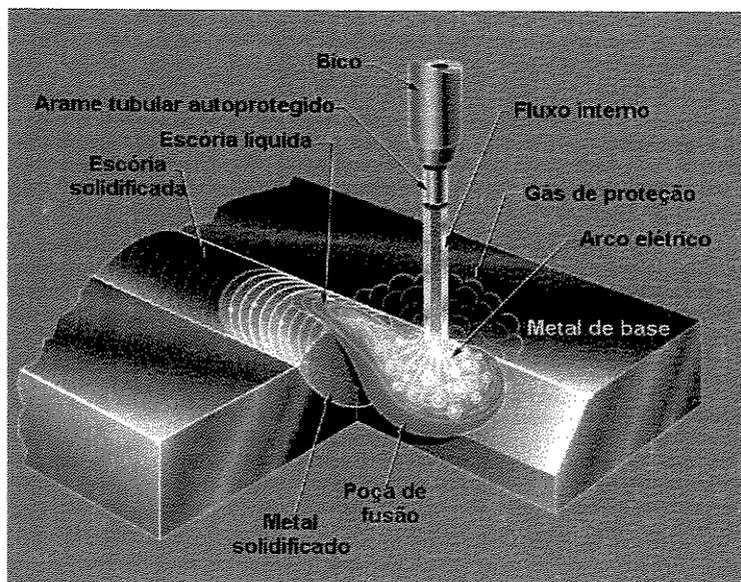


Figura 2.12- Soldagem com eletrodo de arame tubular auto-protegido (FCAW-S).

Este processo de soldagem está mostrado na Figura 2.12 e apresenta uma concepção mista entre o eletro revestido e o arame tubular com proteção gasosa. Nele temos a proteção da poça de fusão efetuada pelos gases gerados e a escória formada pela fusão do fluxo, similar aos eletrodos revestidos e permite também a alimentação contínua do eletrodo, sem interrupções periódicas, possibilitando a automatização e redução de perdas de material como nos processos MIG e eletrodo de arame tubular com proteção gasosa.

No processo de Soldagem a Arco com Arame Tubular Auto-Protegido a ausência de gás de proteção torna esse eletrodo muito similar, em termos características de uso e de cuidados, aos eletrodos revestidos. O seu emprego exige, como nos revestidos, fluxo de baixo hidrogênio e cuidados para conservá-los sempre seco.

Os eletrodos tubulares auto-protegidos não podem utilizar freqüentemente a decomposição do fluxo para formar gás de proteção, como no caso dos eletrodos revestidos, pois como o fluxo se encontra no interior do tubo, seria provocada uma alta produção de salpicos. Além disso, o metal teria mais contacto com a atmosfera, provocando uma maior absorção de oxigênio e de nitrogênio do ambiente. Essa característica torna necessário que o fluxo em uso contenha fortes desoxidantes e formadores de nitretos, como o alumínio.

O processo de soldagem a arco com eletrodo de arame tubular auto-protegido, devido à similaridade com o processo de eletrodo revertido, aliado as suas condições de automação e de produtividade, está despertando muito interesse nas indústrias produtora de equipamentos soldados. Este processo, por ser novidade, esta em fase inicial de conhecimento, portanto carece de literatura técnica e informações esclarecedoras e condicionadoras do seu uso, tornando-se desta forma, uma área importante para investimento em desenvolvimento técnico.

2.4- Trinca de solidificação

Trincas de Solidificação são trincas intergranulares ou interdendríticas que ocorrem durante solidificação e resfriamento dos cordões de solda. Vários tipos de ligas apresentam esse tipo de problema, que pode ocorrer durante o resfriamento do ciclo térmico de soldagem. Nas ligas de alumínio e nos aços inoxidáveis austeníticos, no entanto, esse defeito é mais significativo. Elas

podem ocorrer de forma longitudinal, caso mais freqüente, ou transversal ao cordão de solda, conforme ilustradas na Figura 2.13. Suas dimensões variam de algumas dezenas de mm (macro-trincas), visíveis a olho nu, a alguns décimos de mm (micro-trincas) visíveis apenas com microscópicos (ópticos, eletrônicos). Existem várias teorias para explicar o aparecimento desse tipo de trinca, mas todas concordam que o trincamento ocorre devido à segregação de componentes eutéticos, de impurezas de baixo ponto de fusão, como enxofre e fósforo, no caso dos aços inox, formando filmes laminares frágeis ao longo dos contornos de grãos e de dendritas no cordão de solda. As trincas iniciam na fase final de solidificação dos cordões. Sua ocorrência está associada a uma ductilidade insuficiente que o metal solidificado do cordão de solda apresenta, em uma certa faixa de temperatura, ao suportar tensões de tração decorrentes da redução do volume do metal da zona fundida, que surgem no resfriamento da mesma (Brooks, 1991; Kou, 1987; Shankar, 2000; Varol, 1997).

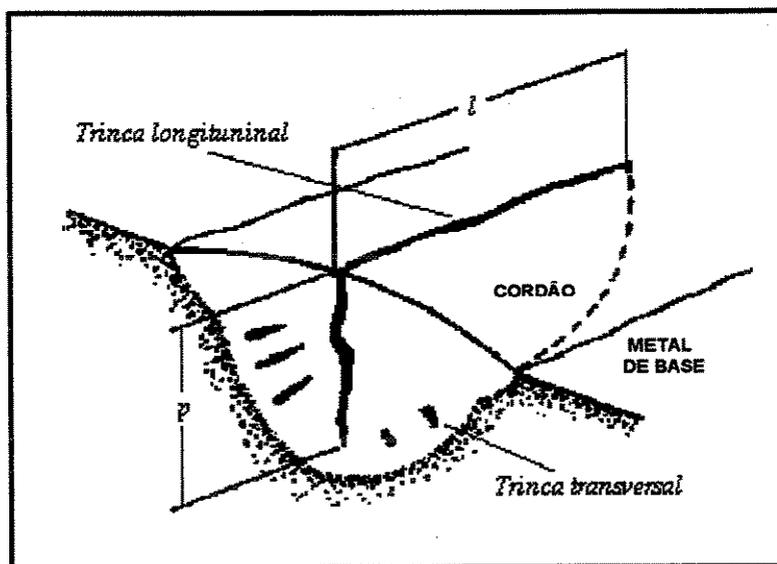


Figura 2.13- Esquema representativo de trincas ao longo de um cordão de solda.

l = comprimento da trinca; p = profundidade da trinca. (Dixon et al., 1984)

Os fatores que influenciam a formação de trincas de solidificação em soldas de aços inoxidáveis austeníticos são basicamente os mesmos que afetam os outros aços e ligas citados, concentrando em fatores mecânicos e metalúrgicos, sendo o mais importante o nível de impurezas existente na poça de fusão.

Durante a solidificação da zona fundida, as impurezas presentes na poça de fusão são segregadas para os contornos dendríticos, ou contornos de grãos, formando compostos intermetálicos. Esses compostos apresentam ponto de fusão mais baixo que os componentes da matriz do metal de solda, tornando-se assim os últimos componentes a solidificarem. O processo de soldagem se caracteriza pela formação de uma estrutura cristalina com grãos alongados, predominantemente dirigidos ao centro da poça de fusão e interligados, parcialmente, por compostos planares e frágeis, o que origina o aparecimento de microtrincas ou trincas, em função dos teores de impurezas existentes no cordão de solda. Essas trincas geralmente ocorrem na parte central e longitudinal do cordão de solda, conforme mostrado na Figura 2.13.

Os cordões de solda dos aços austeníticos podem iniciar a solidificação com uma estrutura completamente austenítica, ferrítica ou como uma mistura destas duas fases, dependendo de sua composição química, em particular do balanço entre os elementos alfa-gênicos e gama-gênicos, citados anteriormente. Já é conhecido, há algumas décadas, que soldas destes aços contêm alguma ferrita δ à temperatura ambiente (o que indica a precipitação primária de ferrita δ e que durante a solidificação, em temperaturas mais elevadas, ocorreu uma presença de quantidades ainda maior desta fase). Esta presença de ferrita δ , decorrente de sua precipitação primária, promove elevação da resistência à trinca de solidificação, enquanto que as soldas com uma estrutura completamente austenítica, decorrente de sua precipitação primária, apresentam baixa resistência à trinca, conforme mostrado na Figura 2.14.

A quantidade de ferrita δ necessária para garantir imunidade contra a trinca depende do nível de restrição da junta, da quantidade e tipo dos elementos de liga, e das impurezas presentes na zona fundida. A literatura recomenda a presença de ferrita- δ , em concentrações de 5% a 10% nos cordões de solda, o que torna os aços inox austeníticos menos susceptíveis à trinca de solidificação, mas em concentrações maiores que 10% introduzem nos aços austeníticos os mesmos defeitos de soldagem, indesejados, dos inox ferríticos, Kou (1987), Brooks (1991) e Li & Messler (1999). Os austeníticos com precipitação de ferrita são sujeitos à transformação, desta ferrita δ , em uma estrutura frágil chamada de fase σ (ferrita σ) quando sujeito à temperatura de 600-850° C.

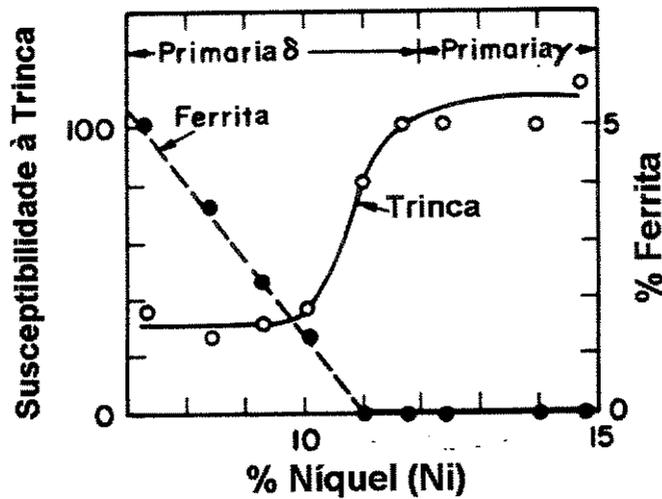


Figura 2.14- Influência da precipitação de ferrita δ na trinca de solidificação (17,5% Cr)
(Kou, 1987)

Os fatores responsáveis pelo efeito benéfico da ferrita na redução da sensibilidade à formação de trincas de solidificação, segundo Brooks (1991), são:

- A maior solubilidade de impurezas prejudiciais (S e P) na ferrita causa uma menor segregação destes elementos, nos contornos de grãos, quando a solidificação ocorre inicialmente como ferrita;
- A ferrita apresenta coeficiente de expansão térmica bem menor que a austenita, o que reduz significativamente as tensões de tração durante a contração da região soldada.
- A presença da ferrita resulta em uma maior quantidade de superfície interna devida às interfaces austenita-ferrita. Este aumento de superfície dispersa as impurezas que tendem a segregar nos contornos.
- Os contornos austenita-ferrita apresentam menor molhabilidade por filmes líquidos (menor energia de interface) do que contornos ferrita-ferrita ou austenita-austenita, reduzindo, portanto o espalhamento do líquido nesta região ao final da solidificação;
- Os contornos austenita-ferrita são muito sinuosos e irregulares, o que dificulta a propagação das trincas. Dessa forma, quanto mais finos forem os grãos formados menos susceptíveis serão à trinca de solidificação.

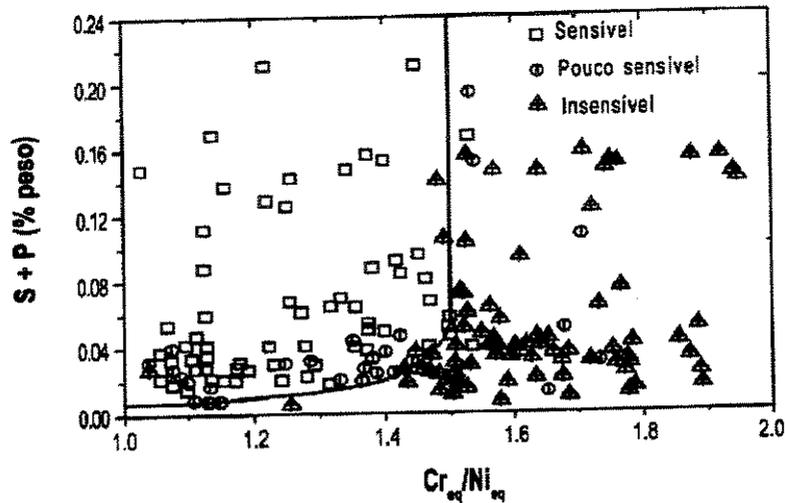


Figura 2.15- Susceptibilidade à trinca de solidificação função de (S + P) e (Cr_{eq}/Ni_{eq}).
(Brooks, 1991)

Segundo Brooks (1991), a tendência à susceptibilidade ao trincamento deve-se a segregação de P e S, que promovem a formação de constituinte de baixo ponto de fusão, sendo que a redução da precipitação primária de ferrita aumenta esta tendência. A Figura 2.15 apresenta o efeito da concentração de P + S e dos valores da relação Cr_{eq}/Ni_{eq} sobre a susceptibilidade à formação de trincas de solidificação. Esta figura mostra claramente uma curva de susceptibilidade à trinca de solidificação. Os aços inox localizados na região à esquerda da curva, até o valor de $Cr_{eq}/Ni_{eq} = 1,5$, são susceptíveis à trinca de solidificação. Já os aços inox localizados à direita da curva, valores de $Cr_{eq}/Ni_{eq} > 1,5$, são pouco sensíveis ou insensíveis trinca de solidificação.

As ligas cuja composição química apresenta relações $Cr_{eq}/Ni_{eq} < 1,5$ têm a austenita como fase primária de solidificação e apresentam susceptibilidade à trinca de solidificação, mesmo em pequenos teores de P e S. Para relações $Cr_{eq}/Ni_{eq} > 1,5$ a solidificação apresenta precipitação primária de ferrita, provocando uma redução significativa na susceptibilidade. Para relações Cr_{eq}/Ni_{eq} entre 1,5 e 2,0 temos precipitação de austenita ainda durante o processo de solidificação e para relações superiores a 2,0 a solidificação encerrar-se-ia com a formação apenas de ferrita, transformando em austenita apenas no estado sólido. Nestas condições verificamos a quase ausência de susceptibilidade à trinca de solidificação. Segundo Folkhard (1998), a redução da susceptibilidade ao aparecimento de trincas de solidificação em soldas de aços inoxidáveis, com

solidificação em austenita primária, está intimamente ligada a teores muito baixos de S e P. Em estruturas com precipitação primária de ferrita, apresentando estrutura dupla (ferrita + austenita) no estado sólido, são tolerados teores mais elevados de S e P. As informações de Folkhard (1998) é que o aço Inox com $(P+S) \leq 0,02\%$ e com somente estrutura austenítica na fase sólida não é susceptível à trinca. Informa também que aços inox com $(P+S) \leq 0,03\%$ e $FN \geq 4$, $(P+S) \leq 0,04\%$ e $FN \geq 8$, e $(P+S) \leq 0,05\%$ e $FN \geq 12$ são não susceptíveis à trinca de solidificação. A composição química do metal de solda também é um dos responsáveis por este tipo de degradação dos contornos de grãos.

O manganês (Mn) evita a formação de componentes ferríticos de fósforo (P) e enxofre (S) de estrutura planar de baixo ponto de fusão (988°C) e de alta fragilidade, pela maior afinidade que o P e S tem pelo Mn que pelo Ferro (Fe). Esta afinidade segrega as impurezas preferencialmente em componentes do tipo do MnS, com estrutura esferoidal de alto ponto de fusão (1580°C) e de menor fragilidade, Li & Messler, (1999). No caso de aços inoxidáveis, de solidificação completamente austenítica, é sugerida uma relação $Mn/S \geq 35$ para evitar a trinca de solidificação.

2.5- Teste de avaliação da susceptibilidade à trinca de solidificação

A avaliação da susceptibilidade à trinca de solidificação pode ser efetuada de várias maneiras, mas os testes de dobramento a quente na fase final do processo de soldagem são os métodos atualmente mais recomendados, Dixon (1984), Kou (1987), Folkhard (1988), Li & Messler (1999), Shankar (2000).

Dos vários testes utilizados para a avaliação da susceptibilidade de juntas soldadas a trincas de solidificação os mais usados são o teste *Houldcroft* e o teste *Varestraint* ou a sua variação o teste *transvarestraint*.

O teste *Houldcroft*, mostrado na Figura 2.16 avalia a susceptibilidade de um material a trinca de solidificação, sem aplicação de uma deformação externa ao processo de soldagem. O teste consiste na aplicação de um cordão de solda em uma chapa, com rasgos espaçados regularmente com tamanho crescente na direção de avanço da soldagem, com a finalidade de

reduzir os esforços de tração, decorrentes da contração do metal fundido da solda. Um material susceptível à trinca de solidificação apresentará neste teste uma trinca com comprimento variável, função da redução de tensão que ela está sujeita com o aumento da mesma. O comprimento da trinca determina o grau de susceptibilidade do eletrodo testado. Quanto maior for a trinca, maior a indicação de que o material do cordão de solda é mais susceptível à trinca de solidificação por ter trincado mesmo com baixas tensões residuais. Este teste tem como vantagem a facilidade de execução e como desvantagem a falta de precisão e confiabilidade de seu resultado.

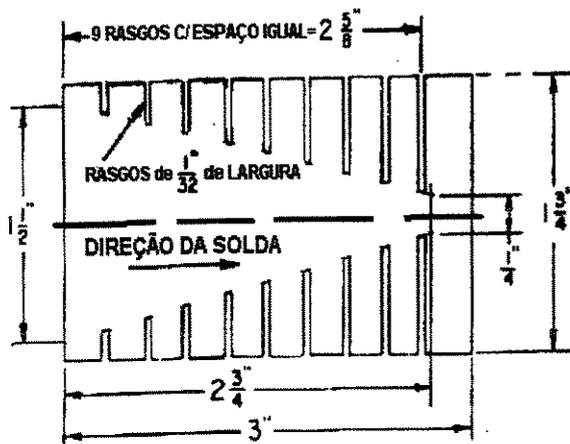


Figura 2.16- Teste *Houldcroft*
(Kou, 1987)

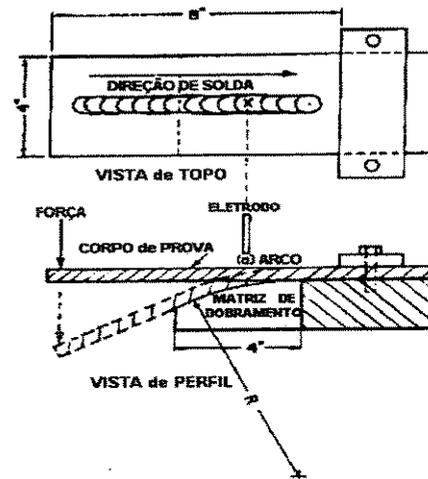


Figura 2.17- Teste *Varestraint*
(Kou, 1987)

O teste *Varestraint*, criado por Savage & Ludin (1965), representado na Figura 2.17, consiste no dobramento, controlado por uma matriz, com raio de curvatura que provoca uma deformação tangencial conhecida em um cordão de solda, no sentido longitudinal do mesmo e aplicado no final do processo de soldagem. O teste *Varestraint* é mais utilizado para o processo TIG sem adição de material. A tocha TIG serve apenas como “fonte de calor” para ensaiar o metal de base. Desta maneira o corpo de prova não sofre aumento de altura (reforço do cordão de solda), mantendo-se então dentro das condições determinantes do raio de curvatura da matriz calculado para uma viga engastada simples. Esse método, por isso, é mais indicado para avaliação da susceptibilidade do metal de base. O comprimento da trinca nesse teste indica o grau de susceptibilidade do material testado: quanto maior for à trinca, maior a susceptibilidade, pois houve rompimento mesmo em regiões já solidificadas mais frias e, portanto, mais resistentes. Esse teste tem como característica a avaliação do metal de base e não o metal de adição.

O teste *transvarestraint* consiste de uma variação do teste *Varestraint*, em que a deformação tangencial requerida é aplicada através de matrizes com raio de curvatura devidamente calculadas em função da espessura do corpo de prova, no sentido transversal ao cordão de solda, no instante da extinção do arco voltaico. Este teste é recomendado por diversos autores (Shankar, 2000; Folkhard, 1988; Kou, 1987), para avaliação do cordão de solda, por promover o dobramento transversal do mesmo, ou seja, na direção de abertura da superfície central, normalmente, formada pelo encontro da estrutura de solidificação da zona fundida e estimular o aparecimento das trincas de solidificação. Este teste, por ser extremamente drástico, define com segurança a susceptibilidade à trinca de solidificação, mesmo em materiais menos susceptíveis, pela aplicação de uma deformação instantânea e controlada em cordão de solda, durante a extinção do arco de soldagem. Nestas condições as micro-trincas formadas durante a solidificação funcionam como núcleo de fratura no material soldado de maneira distinta nos três estágios de uma soldagem, a saber: material em altas temperaturas, próximas da temperatura de solidificação, condição de maior fragilidade à trinca de solidificação; material ainda em solidificação continuando susceptível à trinca, mas em menor grau; e material sólido em temperatura baixa, condição de menor susceptibilidade. A deformação aplicada é controlada pela curvatura da matriz de dobramento com raio calculado pela Equação 2.1 em função da espessura da chapa soldada (espessura do cordão de solda) e da taxa de deformação desejada. O teste *transvarestraint* permite a avaliação da influência do grau de restrição à deformação, decorrente da contração do metal fundido durante a sua solidificação e resfriamento, função das dimensões da peça, dos parâmetros de soldagem, do tipo de chanfro e do grau de restrição da junta soldada. Estas ocorrências e a aplicação de uma deformação transversal ao cordão de solda, tornam este teste o mais indicado para a avaliação da zona fundida (cordão de solda), Shankar (2000).

A equação usada para avaliação da susceptibilidade em função da deformação tangencial é:

$$\varepsilon = \frac{e}{2R} \times 100 \quad (2.1)$$

onde:

ε = deformação tangencial;

e = espessura do corpo de prova;

R = raio de curvatura da matriz.

Este teste é bem versátil por permitir o estudo da susceptibilidade à trinca de solidificação de um cordão de solda em função do material do eletrodo, do metal base e do processo de soldagem. A Figura 2.18 mostra o esquema representativo do teste *transvarestraint*.

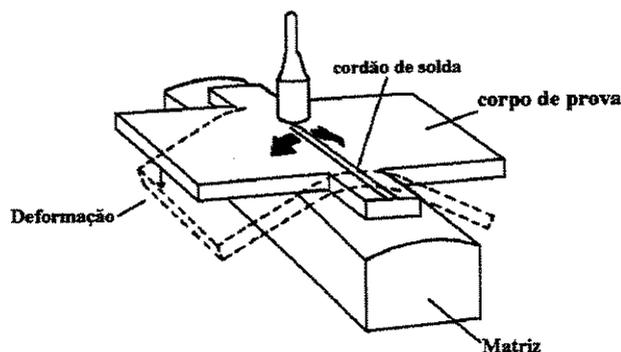


Figura 2.18- Esquema representativo do teste *transvarestraint* (Dixon et al.,1984)

No teste *transvarestraint* sendo função do grau de deformação transversal do corpo de prova, o primeiro parâmetro a ser determinado para execução do mesmo é a cálculo do raio de curvatura da matriz de dobramento. Este raio de curvatura para atender as necessidades do teste é definido pela Equação 2.1. em função do grau de deformação desejado, limitando em $\epsilon \leq 5\%$. A etapa seguinte consiste na especificação do corpo de prova (material, dimensões, tipo de chanfro) que se deseja avaliar. Por último definir os parâmetros do processo de soldagem mais adequados para junta a ser soldada. Com estas definições e elaboração dos corpos de prova passa-se a execução do teste, que consiste na execução da solda do material em avaliação, na máquina de teste, sobre a matriz de dobramento com raio de curvatura que permita o grau de deformação requerido. Com estas etapas executadas inicia-se a soldagem e antes do cordão de solda atingir o fim do chanfro e ainda com o arco em extinção, aciona-se o dispositivo de dobramento instantâneo do corpo de prova no sentido transversal ao cordão de solda. Terminado este processo avalia-se qualidade do cordão de solda e a existência ou não da trinca de solidificação no sentido longitudinal do cordão. Neste processo, no momento da aplicação do dobramento transversal, teremos o material do cordão de solda avaliado, desde o estado líquido até o sólido, permitindo avaliar a susceptibilidade à trinca de solidificação nas três fases do processo de solidificação, material em altas temperaturas (sólido e líquido), material ainda em fase de solidificação e material sólido em temperaturas mais baixas.

A susceptibilidade à trinca de solidificação no teste *transvarestraint* pode ser avaliada pela medida do Comprimento Máximo de Trinca (CMT), que é o comprimento da maior trinca e pelo Comprimento Total das Trincas (CTT), que é a soma total dos comprimentos das trincas. Segundo Shankar (2000), o CMT é mais confiável para esta avaliação que o CTT, por apresentar erros de avaliação significativamente menores.

Capítulo 3

Técnicas Experimentais

Neste capítulo estão apresentados os materiais, os equipamentos, a metodologia e o planejamento experimental utilizados para desenvolvimento deste trabalho. Buscou-se trabalhar com metodologias convencionais, capazes de garantir resultados compatíveis com os obtidos no meio industrial.

O objetivo deste trabalho consistiu na avaliação da susceptibilidade à trinca de solidificação e a comparação de três tipos de eletrodos, para duas classes de aço inox austenítico (308L e 316L).

3.1- Eletrodos

O objetivo deste trabalho consistiu na avaliação da susceptibilidade à trinca de solidificação e a comparação de três tipos de eletrodos, para duas classes de aço inox austenítico (308L e 316L).

3.1.1- Eletrodos de aço inox da série 308L

Os eletrodos de aço inox da série 308L avaliados foram: AWS E308LT1-4, AWS E308LT0-3 e AWS ER308L, com diâmetro de 1,2 mm. Estes eletrodos foram utilizados nos seus respectivos processos de soldagem, isto é, Soldagem a Arco com Arame Tubular com Proteção Gasosa (FCAW-G), Soldagem a Arco com Arame Tubular Auto-Protegido (FCAW-S) e Soldagem a Arco com Arame Sólido (GMAW). A composição química dos eletrodos utilizados e avaliados foi fornecida pelos fabricantes e está mostrada na Tabela 3.1.

Tabela 3.1 - Composição química dos eletrodos de aço inox da série 308L

| Composição Química (%) | | | | | | | | | |
|------------------------|-------|------|------|------|-------|-------|------|-------|-------|
| Eletrodo | C | Mn | Si | Mo | Cr | Ni | Cu | P | S |
| E308LT0-3 | 0,030 | 1,20 | 0,44 | 0,30 | 20,20 | 9,80 | 0,21 | 0,031 | 0,002 |
| E308LT1-4 | 0,030 | 1,36 | 0,80 | 0,44 | 19,15 | 9,44 | 0,36 | 0,032 | 0,003 |
| ER308L | 0,020 | 1,88 | 0,39 | 0,31 | 19,70 | 10,15 | 0,16 | 0,021 | 0,012 |

Os gases de proteção utilizados foram o Argônio com 25% de dióxido de carbono (Ar + 25%CO₂), para o processo FCAW-G com o eletrodo E308LT1-4, e o Argônio com 2% de oxigênio (Ar + 2%O₂), para o processo GMAW com o eletrodo ER308L. O processo FCAW-S, com o eletrodo E308LT0-3, por ser auto-protegido não utiliza gás de proteção.

O metal base, para as avaliações dos eletrodos de aço inox 308L, foi aço inoxidável austenítico AISI 304L, por ser usualmente recomendado à soldagem deste material com eletrodo de 308L. A composição química da chapa utilizada na confecção dos corpos de prova foi fornecida pelo fabricante e está apresentada na Tabela 3.2.

Tabela 3.2 - Composição química do metal base dos corpos de prova para os eletrodos de 308L

| Composição Química (%) | | | | | | | | | | |
|------------------------|-------|------|------|------|-------|------|--------|-------|-------|-------|
| AISI | C | Mn | Si | Mo | Cr | Ni | Al | Cu | P | S |
| 304L | 0,016 | 1,32 | 0,48 | 0,03 | 18,07 | 8,35 | 0,0013 | 0,069 | 0,029 | 0,002 |

3.1.2- Eletrodos de aço inox da série 316L

A outra série de eletrodos de inox austenítico analisada foi a de aço AISI 316L, através dos eletrodos AWS E316LT1-1, AWS E316LT0-3 e AWS ER316L, com diâmetro de 1,6 mm. Estes eletrodos foram utilizados nos seus respectivos processos de soldagem, isto é, Soldagem a Arco com Arame Tubular com Proteção Gasosa (FCAW-G), Soldagem a Arco com Arame Tubular Auto-Protegido (FCAW-S) e Soldagem a Arco com Arame Sólido (GMAW). O diâmetro dos eletrodos utilizados para este tipo de aço inox (316L) foi de 1,6mm por facilidade de aquisição. A composição química destes eletrodos foi fornecida, também, pelos fabricantes, seguindo a norma AWS e está mostrada na Tabela 3.3.

Tabela 3.3 - Composição química dos eletrodos de aço inox da série 316L

| Composição Química (%) | | | | | | | | | |
|------------------------|-------|---------|------|------|-------|-------|------|-------|-------|
| Eletrodo | C | Mn | Si | Mo | Cr | Ni | Cu | P | S |
| E316LT0-3 | 0,020 | 2,15 | 0,58 | 2,39 | 18,25 | 11,32 | 0,37 | 0,023 | 0,005 |
| E316LT1-1 | 0,04 | 0,5-2,5 | 1,0 | 2,35 | 17-20 | 11-14 | 0,5 | 0,04 | 0,003 |
| ER316L | 0,018 | 1,43 | 0,86 | 2,62 | 18,30 | 11,30 | 0,15 | 0,013 | 0,008 |

Os gases de proteção utilizados para estes eletrodos, segundo especificação AWS A5.22-95, foram: o dióxido de carbono (100% CO₂) para o eletrodo AWS E316LT1-1, com o processo FCAW-G, e o Argônio com 2% de oxigênio (Ar + 2%O₂) para o eletrodo AWS ER316L, com o processo GMAW. O eletrodo AWS E316LT0-3, com o processo FCAW-S, por ser auto-protegido não utiliza gás de proteção.

O metal base, dos corpos de prova, utilizado na avaliação destes eletrodos de AISI 316L foi também de aço inoxidável austenítico 316L. A composição química do metal base da chapa dos corpos de prova foi fornecida pelo fabricante e está apresentada na Tabela 3.4.

Tabela 3.4 - Composição química do metal base dos corpos de prova para eletrodo série 316L

| Composição Química (%) | | | | | | | | | | |
|------------------------|-------|------|------|------|-------|------|----|----|-------|-------|
| AISI | C | Mn | Si | Mo | Cr | Ni | Al | Cu | P | S |
| 316L | 0,016 | 1,76 | 0,35 | 2,58 | 16,85 | 10,7 | - | - | 0,029 | 0,007 |

3.2- Corpos de prova

Os corpos de prova, para permitir a avaliação dos eletrodos no teste *transvarestraint*, consistiram de placas de metal base de aço inox 304L, para eletrodos de AISI 308L, e de placas de metal base de aço inox 316L, para eletrodos de AISI 316L, com dimensões de 260 x 160 x 10mm (largura x comprimento x espessura). Foi executado um chanfro de soldagem em “U”, no centro do corpo de prova, no sentido de laminação da chapa e com raio de 5 mm. Este chanfro foi utilizado para permitir a aplicação correta da deformação tangencial transversal, na superfície do cordão de solda, de forma homogênea e sem ressalto com a superfície externa do corpo de prova. A Figura 3.1 mostra o esquema representativo do corpo de prova com detalhe do chanfro.

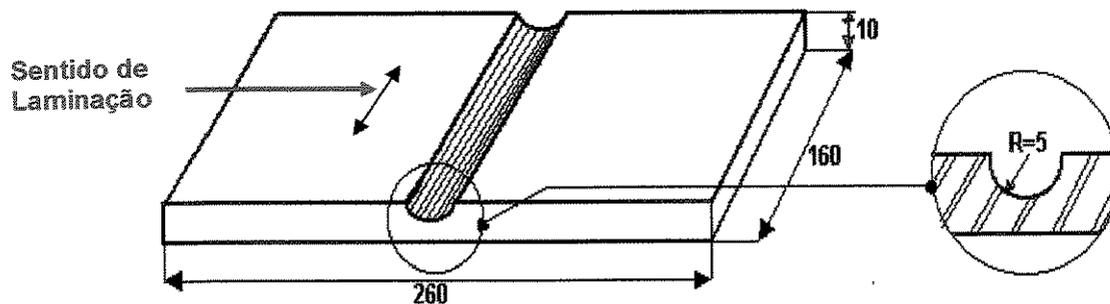


Figura 3.1 - Desenho esquemático do corpo de prova, indicando o detalhe do chanfro
(desenho fora de escala, dimensões em mm)

Os corpos de prova, antes da soldagem, foram limpos com a finalidade de remover contaminantes como óxido, óleo e gordura. Esta limpeza foi efetuada com um jateador da marca Nortof – Modelo SV-600, usando microesferas de vidro com granulometria de 105~210 μm . Este processo de limpeza remove contaminações e realiza acabamentos superficiais com rapidez e eficiência.

3.3- Bancada de teste

A bancada de teste utilizada para avaliação dos eletrodos era constituída de um equipamento de soldagem multiprocesso, com um sistema de automação do processo de soldagem, um sistema eletrônico de aquisição e um registro de dados informatizado, e um equipamento de teste *transvarestraint*. A Figura 3.2 mostra uma visão global da bancada de teste utilizada neste trabalho. O detalhamento dos equipamentos utilizados, nesta bancada, está descrito a seguir.

3.3.1- Equipamento de soldagem multiprocesso

Trata-se de uma fonte de energia versátil para soldagem, que permite efetuar soldas em corrente contínua ou alternada, nos processos MIG/MAG e TIG, apresentando a seguinte especificação.

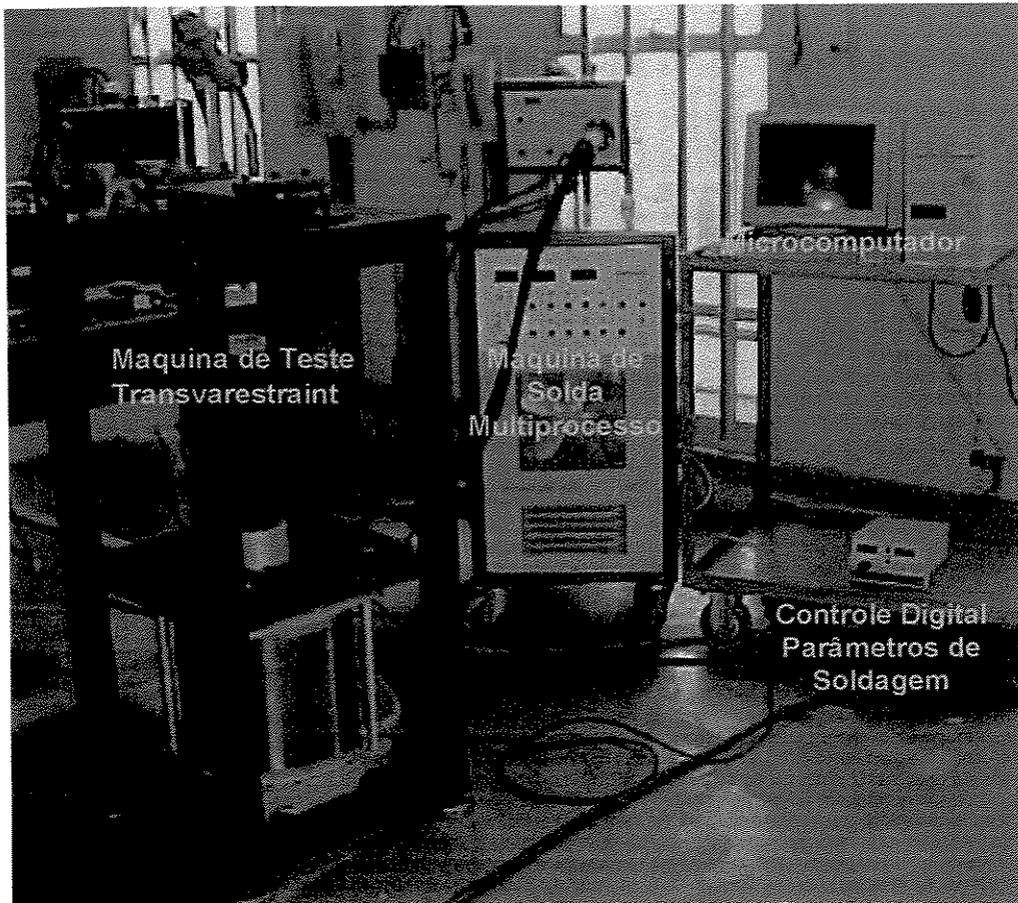


Figura 3.2 - Bancada de avaliação pelo teste *transvarestaint*
(Braga, 2002)

Máquina de Solda com fonte eletrônica inversora chaveada no secundário

Modelo: INVERSAL 450

Fabricante IMC/LABSOLDA-UFSC

Corrente: Contínua ou alternada de forma constante ou pulsada

Corrente Nominal: 450A. Corrente Máxima: 600A

Tensão de Alimentação: 220, 380 ou 440V trifásica

Tensão de Saída em vazio: 56V

Tocha refrigerada a água

Modelo: MB 501D

Arame: 1 a 2,4mm

Fabricante: BINZEL

Carro Motriz elétrico mecânico

Modelo: 5302

Fabricante: BUG-O SYTEM

Sistema de alimentação do arame

Modelo: STA-20 / digital

Fabricante: IMC/LABSOLDA-UFSC

Sistema eletrônico de aquisição, monitoramento e registro dos parâmetros de soldagem

Microcomputador 386/100mHz equipado com uma placa de aquisição de dados.

Modelo: INTERDATA I

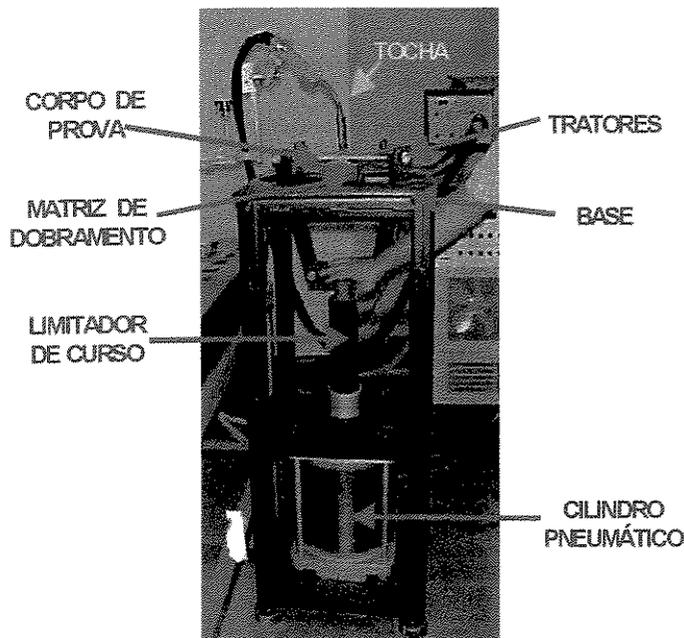
Fabricante: IMC/LASBSOLDA-UFSC

Equipamento de Controle Digital da velocidade de alimentação do arame de soldagem

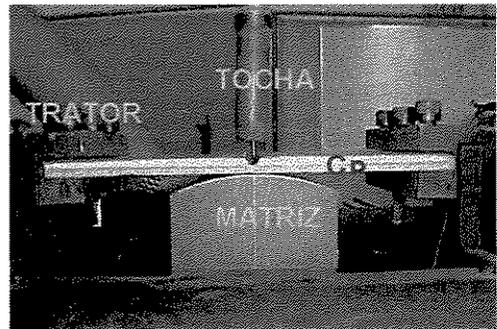
Fabricante: IMC/LABSOLDA-UFSC

3.3.2- Equipamento de teste *Transvarestraint*

O equipamento de Teste *Transvarestraint* do Laboratório de Soldagem da Faculdade de Engenharia Mecânica da UNICAMP foi projetado, construído e calibrado como parte de um trabalho de tese de doutorado (Braga, 2002). Este equipamento de teste permite a avaliação da susceptibilidade à trinca de solidificação de um cordão de solda, função do grau de deformação tangencial transversal aplicado. A concepção deste equipamento consiste em um dobramento transversal, brusco, do cordão de solda avaliado, sobre uma matriz de dobramento (blocos de curvatura) com raios compatíveis para provocar deformações tangenciais desejadas, na superfície da solda, para induzir a formação da trinca de solidificação. A força de dobramento é conseguida através de um cilindro pneumático com capacidade de dobrar bruscamente chapas de aço inox de 13 mm. As matrizes de dobramento foram construídas com raios de curvatura em função da espessura do corpo de prova e do grau de deformação desejado, segundo a Equação 2.1 apresentada no Item 2.5. A limitação do grau de deformação foi conseguida com aplicação de tubos de aço (limitadores) na haste do cilindro com comprimento calculado em função do raio de curvatura de cada matriz. A foto da Figura 3.3 mostra os detalhes deste equipamento.



Vista Geral



Vista da região de dobramento

Figura 3.3 - Equipamento de teste *transvarestraint*

(Braga, 2002)

Os componentes do equipamento de teste *transvarestraint* mostrado na Figura 3.3 estão os listados a seguir:

- **Base:** uma estrutura metálica extremamente rígida de fixação dos componentes do equipamento de teste para garantir a confiabilidade dos resultados.
- **Tratores:** são componentes rígidos que fixam o corpo de prova, através de parafusos, para permitir aplicação da força de deformação do cordão, sem deslizamento, oriunda de um cilindro pneumático de tração.
- **Corpo de Prova (CP):** consiste de uma chapa de teste, onde são depositados os cordões de solda, retangular de 260mm X 160mm e espessura de 10mm com chanfro em “U” de 5 mm de raio na linha de centro do mesmo.
- **Matriz de Dobramento:** é um bloco maciço de aço com uma de suas superfícies usinada com o raio de curvatura adequado para promover à porcentagem de deformação desejada na superfície externa do CP. Foram utilizadas três matrizes com raios

compatíveis as deformações, ϵ de 1%, 3% e 5% e a espessura do corpo de prova, segundo a Equação 2.1.

- **Limitador de Curso:** serve para limitar o curso de dobramento do CP no valor de deformação desejada através do controle da corda do arco de curvatura desejado.
- **Cilindro Pneumático:** elemento mecânico promotor da força de deformação instantânea do corpo de prova sobre a matriz de dobramento. Consiste de um cilindro pneumático com capacidade para permitir o dobramento brusco de corpos de prova de até 13 mm.
- **Tocha:** a tocha de soldagem pertencente ao equipamento de soldagem foi fixada a um carro motriz para permitir a automatização da soldagem com velocidade constante e controlada para depósito dos cordões.

Os corpos de prova foram submetidos a três níveis de deformação tangencial, $\epsilon = 1\%$, 3% e 5% , aplicados com auxílio de três matrizes com raios de curvatura adequados para estas deformações calculados pela Equação 2.1. Os valores dos raios de curvatura para estas deformações estão mostrados na Tabela 3.5.

Tabela 3.5 - Raios de curvatura das matrizes de dobramento.

| Deformação Tangencial - ϵ | 1% | 3% | 5% |
|------------------------------------|-----|-----|-----|
| Raio de Curvatura (mm) | 500 | 166 | 100 |

3.4- Procedimento operacional

Os eletrodos avaliados para os dois metais em estudo apresentaram diferenças significativas nos parâmetros de soldagem (corrente de soldagem, voltagem, gás de proteção, morfologia do cordão e ângulo da tocha). Com base nesses resultados e para se ter um item comum de garantia de similaridade dos cordões de solda produzidos pelos diferentes tipos de eletrodos avaliados, foi adotada, como parâmetro de controle, a energia nominal de soldagem, Machado (1996).

A energia nominal de soldagem consiste na energia de soldagem consumida durante o processo de solda e é calculada segundo a Equação 3.2.

$$En = \frac{I \cdot U}{V_s} \quad (3.2)$$

Onde: En = energia nominal de soldagem (J/mm);

I = corrente de soldagem (A);

U = tensão de soldagem (V);

V_s = velocidade de soldagem (mm/s).

Devido as diferenças de comportamento dos eletrodos avaliados para produzir um cordão de solda sem respingos, com penetração, superfície uniforme, homogêneas e similares, tendo a energia nominal de soldagem com parâmetro de homogeneização, o procedimento operacional foi dividido em quatro fases: 1- Determinação dos parâmetros de soldagem (tensão, corrente, velocidade, ângulo da tocha e gás de proteção); 2- Teste *Transvarestraint* (soldagem e dobramento dos cordões); 3- Avaliação dos resultados do teste *Transvarestraint* (medição das trincas de solidificação); 4- Ensaios complementares (metalográficos, precipitação de ferrita δ , composição química). Este procedimento operacional foi planejado para cada um dos eletrodos, pertencentes a três tipos de processos (FCAW-S, FCAW-G e GMAW) e duas séries materiais (308L e 316L). Este procedimento operacional avaliou um total de seis tipos de eletrodos, divididos e comparados em duas séries de materiais de três de processos.

3.4.1- Determinação dos parâmetros de soldagem

Para determinar as especificações de soldagem, tendo a energia nominal de soldagem como parâmetro de controle, para os três tipos de eletrodos avaliados, de cada um dos dois tipos de materiais usados e com preenchimento total do chanfro em passe único, foi planejada a execução de uma série de soldas para cada um dos tipos de eletrodos.

Essas soldas de especificação dos parâmetros de soldagem foram executadas na própria bancada de teste *transvarestraint*, em chapas do mesmo metal base e com chanfro igual ao do corpo de prova especificado para o teste *transvarestraint*. As soldas foram automatizadas e realizadas na posição plana, usando o equipamento de soldagem com polaridade inversa (CC+) e o sistema computacional de aquisição de sinais de tensão, corrente e velocidade de avanço dos eletrodos avaliados.

As especificações dos parâmetros de soldagem foram otimizadas com base nas informações dos fabricantes e da literatura (Machado, 1996; Okumura, 1982). Neste processo de especificação dos parâmetros de soldagem a variação, dos mesmos, deveria ser de apenas um parâmetro por vez, para evitar perda de referencial da sua verdadeira influência nos cordões de solda resultantes.

3.4.2- Teste *Transvarestraint*

Após realização das especificações de soldagem, foi planejada a realização dos testes *transvarestraint* na bancada de teste, descrita no Item 3.3, para os eletrodos avaliados em duas séries independentes para cada tipo de material.

Esse procedimento consistiu em definir as seguintes tarefas: limpeza dos corpos de prova (CP), ajuste dos CP's à bancada de teste, execução das soldas com os parâmetros de soldagem especificados e, finalmente, a execução do teste *transvarestraint*, para os eletrodos de cada um dos dois tipos de aço inox avaliados. Para preenchimento total do chanfro dos CP's com velocidade de soldagem, distância bico da tocha peça, ângulo da tocha e vazão de gás (quando necessário) constantes, as soldas foram realizadas automaticamente no equipamento de soldagem multiprocessado já descrito (Item 3.3.1).

As matrizes de dobramento, da bancada de teste, sofreram limpeza e refrigeração à temperatura ambiente antes de cada teste. A pressão da linha de alimentação do cilindro pneumático, do equipamento de teste *transvarestraint* foi ajustada em 7 bar e drenada sempre antes dos testes para garantir a homogeneização da força e velocidade de dobramento aplicada.

A vista da região de dobramento do equipamento de teste (Figura 3.4.a), mostra claramente o posicionamento da tocha de soldagem, da matriz de dobramento, dos tratores e do corpo de prova instalado com o chanfro de soldagem perfeitamente alinhado com o centro da matriz de dobramento antes de iniciar a soldagem do processo de teste. A figura 3.4.b mostra a situação do corpo de prova imediatamente após o teste.

O dobramento, para homogeneização dos experimentos, era realizado ao final da soldagem com a poça de soldagem no fim do chanfro do corpo de prova. Este dobramento, segundo a definição do teste *transvarestraint*, era brusco e de alta restrição à trinca de solidificação.

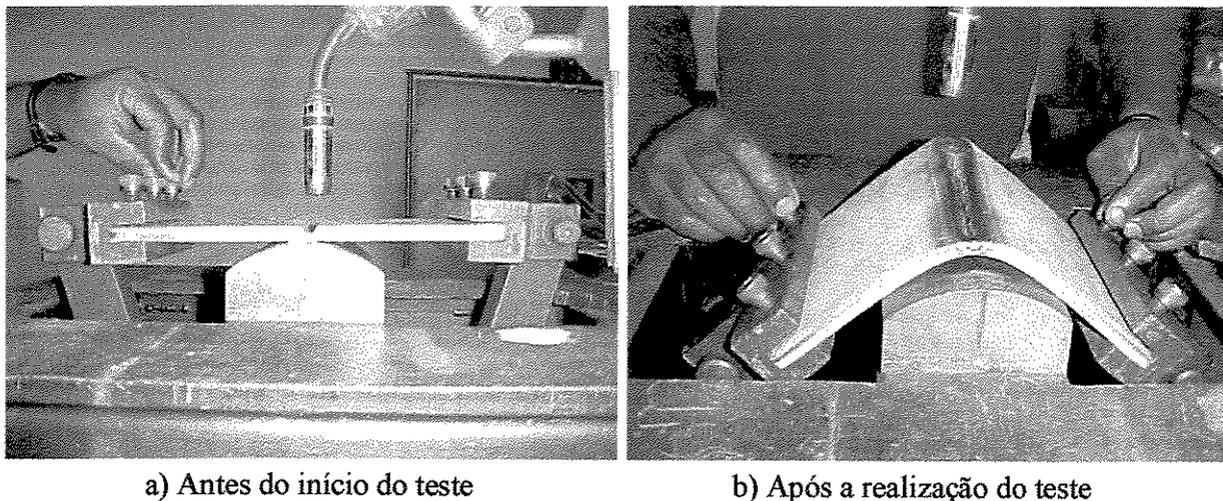


Figura 3.4 - Vista da região de dobramento

3.4.3- Avaliação dos resultados do teste *transvarestraint*

Após cada teste os corpos de prova foram limpos com jato de finas granelhas de vidro, para remoção da escória e realçamento das trincas existentes na solda, cortados em tiras longitudinais contendo o cordão de solda, conforme mostrado na Figura 3.5 e identificados para posterior análise e comparações de susceptibilidade à trinca de solidificação, através da medição do Comprimento Máximo de Trinca (CMT) por apresentar, segundo Shankar (2000), menores taxas de erros.

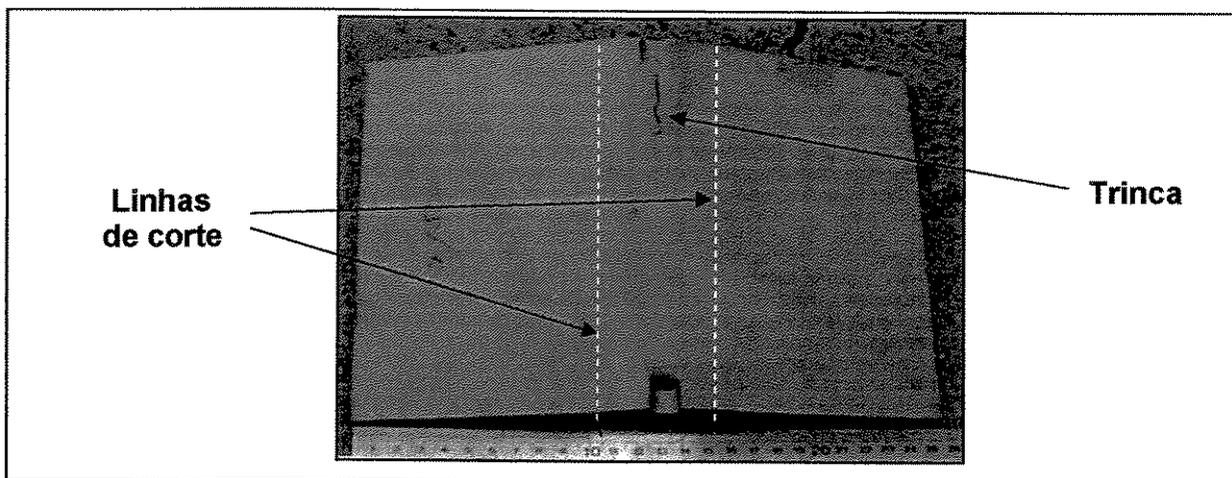


Figura 3.5 – Regiões onde os corpos de prova foram cortados

A medição do Comprimento Máximo de Trinca (CMT), variável principal de resposta, foi efetuada e avaliada utilizando um sistema de microscopia óptica. O equipamento utilizado foi um microscópio óptico CARL ZEISS JENA, modelo ZKM 01-250 C, que efetua medições em duas coordenadas (X ou Y), com um aumento de 10x.

A medição foi feita de forma aleatória, com duas medições de cada amostra efetuada por operadores diferentes, para reduzir a probabilidade de erro de medição.

A sistemática de medição consistiu em focar corretamente o corpo de prova de forma a permitir a visualização clara da trinca de solidificação, ajustar o gabarito geométrico, do equipamento, no início da trinca e zerar o medidor digital. Após este ajuste, deslocar o corpo de prova até o final da trinca e efetuar a leitura do comprimento da mesma no medidor digital.

3.4.4- Ensaios complementares

Foram executados também, para os cordões de solda executados com os três tipos de eletrodos avaliados, para um dos dois tipos de aço inox, ensaios metalográficos (morfologia e micrografia), determinação da precipitação de ferrita δ e a composição química dos mesmos.

A homogeneidade das análises de avaliação da susceptibilidade à trinca de solidificação, foi conseguida com a retirada das amostras dos corpos de prova, para avaliação metalúrgica e química, sempre no mesmo local dos mesmos, em região a 5 mm do início das trincas, região com os parâmetros de soldagem já estabilizados. O corte das amostras para análise foi feito no sentido transversal ao cordão de solda, produzindo uma amostra para análise metalúrgica e uma para análise química.

Estes ensaios foram executados utilizando equipamentos de precisão e procedimentos descritos a seguir.

O estudo da microestrutura e macroestrutura, dos cordões de solda analisados, foi feito em corpos de prova cortados transversalmente aos mesmos, em um equipamento de corte "cut off", Presi Mecatome – modelo OS-250.

Posteriormente as amostras foram embutidas em baquelite, lixadas e polidas em um polidor padrão, utilizando lixas de carvão de silício com granulometria decrescente (220, 320, 400, 600, 800, 1200). Com a finalidade de utilizar a mesma amostra tanto para microestrutura e como para macroestrutura, o acabamento final foi efetuado com feltro e pasta de diamante de granulometria de 6, e 1 micron. Ao final deste processo de preparação as amostras foram limpas com acetona para retirar possíveis resíduos do processo de polimento.

Para permitir a observação metalográfica os corpos de prova sofreram um ataque eletrolítico à base de ácido oxálico a 10%, com tensão de 2,0V e tempo de imersão de 15 – 30 segundos. Esse processo, recomendado para aços inox austeníticos, se mostrou bastante eficaz para identificação da morfologia e principalmente para as microestruturas existentes nos corpos de prova avaliados (Varol, 1997).

A avaliação da macroestrutura (morfologia) dos cordões foi feita através de microscopia óptica. O equipamento utilizado foi um microscópio óptico Neophot 32 e um programa analisador de imagens GLOBAL LAB Image/2 do laboratório de caracterização da FEM/DEF-UNICAMP.

As microestruturas foram analisadas com auxílio de um banco metalográfico ZEISS com aumentos de 400 X, pertencente ao laboratório metalográfico da Faculdade de Engenharia da FEM/DEF-UNICAMP.

A precipitação de ferrita δ , presente nos cordões, foi determinada através da avaliação das micrografias, do diagrama de WRC-92 e de um Ferritoscópio Magnético MP3, da Escola de Engenharia de São Carlos da USP.

A análise química foi executada em amostras cortadas e preparadas similarmente àquelas utilizadas na avaliação metalúrgica.

As composições químicas dos cordões de solda foram determinadas por meio de um Espectrômetro de Fluorescência de Raios-X de Energia Dispersiva, Marca Shimadzu, Modelo EDX 700, pertencente ao Instituto de Química da UNICAMP.

3.5- Planejamento experimental

O planejamento experimental adotado, para cada um dos dois tipos de materiais dos eletrodos de aço inox austenítico avaliados, 308L e 316L, foi o Planejamento Fatorial (3^2) com duas Variáveis de Influência (eletrodo e deformação tangencial) em três Níveis (três variações dos eletrodos e das deformações tangenciais utilizadas), (Montgomery, 1996), e usando o CMT como principal Variável de Resposta.

O planejamento fatorial, dentro dos diversos tipos de planejamento de experimentos, é o mais completo e indicado para o estudo do efeito de duas ou mais variáveis de influência em vários níveis. Ele permite a utilização de um pequeno número de amostras, porém com confiabilidade científica e conclusões seguras para as variáveis de influência nos níveis analisados. Esses resultados, no entanto, não podem ser transferidos para outros níveis não analisados no planejamento. O objetivo desse planejamento experimental é garantir a confiabilidade e repetitividade dos resultados dos ensaios realizados (Braga, 2002). As Variáveis de Influência (VI) e seus Níveis utilizados para os eletrodos de 308L estão mostrados na Tabela 3.6 e para os eletrodos de 316L constam da Tabela 3.7

Tabela 3.6 - Variáveis de Influência e Níveis abordados para os eletrodos de 308L

| Variáveis de Influência (V.I.) | Níveis | | |
|--------------------------------|-----------|-----------|--------|
| Eletrodo | E308LT1-4 | E308LT0-3 | ER308L |
| Deformação Tangencial (%) | 5,0 | 3,0 | 1,0 |

Tabela 3.7 - Variáveis de Influência e Níveis abordados para os eletrodos de 316L

| Variáveis de Influência (V.I.) | Níveis | | |
|--------------------------------|-----------|-----------|---------|
| Eletrodo | E316LT1-1 | E316LT0-3 | ER3168L |
| Deformação Tangencial (%) | 5,0 | 3,0 | 1,0 |

O planejamento fatorial 3^2 (2 Variáveis de Influência em 3 Níveis), para cada um dos aços avaliados, gera 9 experimentos que foram realizados de forma aleatória e repetidos em 3 réplicas de cada tipo de experimento, para garantir a repetitividade e reduzir os possíveis erros aleatórios. Foi então planejada a execução de um total de 27 testes para cada tipo de aço inox avaliado. Para

avaliação total dos eletrodos, dos dois tipos de aço inox em estudo, o planejamento envolveu um total de experimentos constituído da somatória dos experimentos das duas avaliações, ou seja, 54 testes.

O tratamento estatístico para avaliação dos resultados obtidos da Variável de Resposta foi realizado usando o método de análise de variância (ANOVA), com nível de significância (α) igual a 5%, garantindo uma confiabilidade de 95% nos mesmos. Essa avaliação foi feita uma para cada tipo de material dos eletrodos avaliados.

Capítulo 4

Resultados e Discussões

Neste capítulo são analisados e discutidos os resultados da avaliação da susceptibilidade à trinca de solidificação através do teste *transvarestraint*, dos eletrodos de AISI 308L e AISI 316L. As Variáveis de Influência (VI) utilizadas foram o Tipo de Eletrodo (AWS) e Deformação Tangencial (ϵ) em três Níveis e a Variável de Resposta (VR) foi o Comprimento Máximo de Trinca (CMT). Inicialmente são apresentadas as determinações dos parâmetros de soldagem, visando à homogeneização dos cordões de solda dos dois aços inox em função da energia nominal de soldagem, seguido da apresentação e discussão dos resultados do teste *transvarestraint* para cada um dos aços inox. Esta comparação tem a finalidade de classificar a susceptibilidade destes eletrodos, através do teste *transvarestraint*.

4.1- Determinação dos parâmetros de soldagem

A homogeneização dos cordões de solda dos materiais, que são avaliados e comparados neste capítulo, foi conseguida através da execução de uma série de experimentos efetuados para determinação dos parâmetros de soldagem, mantendo a Energia Nominal de Soldagem como parâmetro comum, segundo o procedimento descrito (Item 3.4.1.). O chanfro foi preenchido em passe único, variando apenas um parâmetro por vez, e utilizando o mesmo corpo de prova e bancada do teste *transvarestraint*. A variável polaridade do eletrodo foi mantida constante para todos os experimentos, ou seja, polaridade inversa (CC+).

Os parâmetros de soldagem alcançados para os eletrodos dos dois tipos de materiais avaliados (308L e 316L), estão descritos a seguir.

4.1.1- Resultado dos parâmetros de soldagem para eletrodos de inox série 308L

Os parâmetros de soldagem para o eletrodo de arame tubular AWS E308L T1-4, soldado com o processo de Soldagem de Arame Tubular com Proteção Gasosa (FCAW-G) e gás de proteção de Ar + 25%CO₂, foram obtidos facilmente envolvendo apenas sete experimentos, por apresentarem resultados regulares e consistentes com os parâmetros propostos pelos fabricantes.

Já os parâmetros obtidos para eletrodo de arame tubular AWS E308LT0-3, soldado com o processo de Soldagem de Arame Tubular Auto-Protegido (FCAW-S), foram conseguidos com maior dificuldade, por se tratar de um processo com pouca disponibilidade de informações, tanto dos fornecedores como na literatura especializada. Por isso, esta etapa exigiu dez experimentos para especificar os parâmetros de soldagem que resultasse em cordões similares ao eletrodo anteriormente equacionado quanto estabilidade do arco, poucos respingos e escória com facilidade de remoção.

O ultimo eletrodo avaliado foi o de arame sólido AWS ER308L soldado com processo de Soldagem à Arco com Arame Sólido (GMAW) e com Ar + 2%O₂ como gás de proteção. Este eletrodo, apesar de ser mais conhecido e com maior disponibilidade de informações, apresentou mais dificuldade na determinação dos seus parâmetros de soldagem, que resultassem em cordões similares aos eletrodos tubulares anteriormente equacionados. Essa dificuldade ocorreu por esse processo envolver a fusão de um arame sólido (maior massa metálica por comprimento), que exige maior nível de energia de arco de soldagem e o correspondente aumento da velocidade de soldagem, para manter a mesma energia nominal de soldagem usada nos eletrodos de arame tubular. A avaliação dessas necessidades levou ao emprego de maiores níveis de tensão e corrente, para aumentar a energia do arco elétrico, e de maiores velocidades de soldagem, para permitir o enquadramento da energia nominal de soldagem. As primeiras soldas efetuadas apresentaram cordões irregulares, corrigindo os parâmetros de soldagem, função das irregularidades apresentadas, as soldas seguintes foram regulares, mas ainda com cordões estreitos e com muita penetração para o chanfro do corpo de prova. A solução encontrada para enquadrar esses parâmetros em cordões mais largos, preenchendo todo o chanfro e reduzindo a penetração, foi aliar ao incremento da corrente e da velocidade de soldagem a utilização de

ângulo de soldagem empurrando o arco, que além de alargar o cordão reduziu a penetração dentro dos limites da espessura do corpo de prova.

Com a finalidade de verificar a morfologia dos cordões de solda obtidos, com os três tipos de eletrodos em estudo, foram retiradas amostras das seções transversais destes cordões de solda para avaliação através de macrografias. Este procedimento mostrou que os eletrodos tubulares com e sem gás de proteção, que na análise visual apresentavam cordões de solda sem respingos e regulares, mas com o corte transversal dos cordões de solda, apresentaram inclusão de escória na raiz do chanfro, comprometendo a penetração. A constatação destes resultados indicou que os parâmetros de soldagem adotados produziam baixa energia de arco, que resulta em baixa penetração (Machado,1996). Diante dessa constatação voltou-se à fase inicial deste experimento, utilizando maiores valores de correntes de soldagem para aumentar a energia de arco de solda, atuando no ângulo da tocha para controlar a poça de fusão e aumentando a velocidade de soldagem para enquadrar o parâmetro de homogeneização, ou seja, a energia nominal de soldagem. Nesta fase tomou-se o cuidado de efetuar as macrografias imediatamente após cada experimento, para permitir o controle imediato do grau de penetração.

Essa sistemática, apesar de ter sido mais demorada por ensaio, definiu os parâmetros sem dificuldade, uma vez que já havia a experiência adquirida na primeira fase dessa determinação, com apenas três a quatro ensaios para cada tipo de eletrodo de AISI 308L avaliado. Os eletrodos foram ligados em polaridade inversa (CC+), variando corrente, voltagem e ângulo da tocha e a energia nominal de soldagem foi mantida constante no valor de 2.000 J/mm para os três tipos de eletrodos.

Os valores determinados para os parâmetros de soldagem mostraram que os eletrodos tubulares apresentaram parâmetros similares, diferindo significativamente apenas no ângulo da tocha, e que o eletrodo de arame sólido exigiu maiores níveis de corrente e de velocidade de soldagem. Os parâmetros de soldagem especificados para os três tipos de eletrodos de aço inox 308L, com 1,2 mm de diâmetro, o E308LT1-4 (Soldagem com Arame Tubular com Proteção Gasosa – FCAW-G), o E308LT0-3 (Soldagem com Arame Tubular Auto-Protegido – FCAW-S) e o ER308L (Soldagem à Arco com Arame Sólido - GMAW) estão compilados na Tabela 4.1.

Analisando estas morfologias verificamos que os eletrodos de arame tubulares apresentaram menor penetração que o eletrodo de arame sólido. O eletrodo arame sólido (ER308L) apresentou uma penetração 62% maior que os eletrodos tubulares. Quanto à largura e reforço o eletrodo de arame tubular auto-protegido (E308LT0-3) apresentou menor largura e maior reforço que o eletrodo tubular com proteção gasosa (E308LT1-4), já o eletrodo de arame sólido (ER308L) apresentou valores intermediários aos dos eletrodos tubulares. As áreas da zona fundida (ZF) dos eletrodos de arame sólido e o de arame tubular auto-protegido apresentaram valores praticamente iguais, conforme mostrado na Tabela 4.2, já o de arame tubular auto-protegido apresentou, além de baixa penetração e reforço, uma redução da zona fundida de aproximadamente 10% em relação aos outros dois eletrodos, principalmente pela influência do ângulo da tocha não ser nem puxando e nem empurrando e sim de 90°.

4.1.2- Resultado dos parâmetros de soldagem para eletrodos de inox série 316L

Os resultados dos parâmetros de soldagem para obtenção de cordões regulares, com penetração total e energia nominal de soldagem similar para os eletrodos tubulares, com e sem gás de proteção, e o eletrodo de arame sólido de 316L, seguiram a segunda abordagem adotada para os eletrodos de 308L, ou seja, cada experimento de avaliação de parâmetro de soldagem foi seguido imediatamente da macrografia. Os eletrodos avaliados foram o E316LT1-1 (Soldagem com Arame Tubular com Proteção Gasosa - FCAW-G), o E316LT0-3 (Soldagem com Arame Tubular Auto-Protegido - FCAW-S) e o ER316L (Soldagem com Arame Sólido - GMAW).

Os eletrodos de 316L testados nesta fase, sendo do mesmo tipo e concepção dos anteriormente testados, apresentaram comportamentos similares. A experiência adquirida com os eletrodos de 308L resultou na obtenção dos parâmetros de soldagem com apenas quatro a cinco experimentos para cada tipo de eletrodo.

Os valores dos parâmetros de soldagem definidos para este material, com garantia de repetitividade foram obtidos com os eletrodos ligados em polaridade de soldagem inversa (CC+) e com a energia nominal de soldagem mantida constante no valor de 2.000 J/mm para os três tipos de eletrodos, estão informados na Tabela 4.3.

Tabela 4.3 - Especificação de soldagem para os três eletrodos avaliados de inox série 316L

| Parâmetros de Soldagem | E316LT1-1 | E316LT0-3 | ER3168L |
|--|----------------------------|------------------|-----------------------------|
| Tensão (V) | 31,0 | 31,0 | 32,5 |
| Corrente (A) | 270 | 280 | 340 |
| Velocidade de Soldagem (mm/min) | 250 | 260 | 330 |
| Distância Bico de Contato Peça (mm) | 20 | 20 | 20 |
| Ângulo da Tocha | 90° | 90° | 90° |
| Gás de Proteção | 100% CO₂ | - | Ar + 2%O₂ |
| Vazão do Gás (l/min) | 16 | - | 16 |
| Energia Nominal Soldagem (J/mm) | 2000 | 2000 | 2000 |

Nesta tabela, similarmente aos eletrodos de inox 308L, o Parâmetro de Controle (Energia Nominal de Soldagem) foi mantido constante, também em 2000J/mm. O eletrodo sólido, como esperado, apresentou maior nível de tensão e corrente de soldagem em relação aos eletrodos tubulares. Os eletrodos de inox 316L, por sua vez, aceitaram o mesmo ângulo de tocha para todos os tipos de eletrodos avaliados, diferindo neste parâmetro do comportamento dos eletrodos similares de inox 308L.

Nota-se claramente que os eletrodos de AISI 316L (diâmetro 1,6mm) apresentaram parâmetros de corrente de soldagem maiores que os de AISI 308L (diâmetro 1,2mm) devido serem de bitola maior, exigindo portanto maior energia instantânea de soldagem e maiores valores de velocidade de soldagem para manter o mesmo valor da energia nominal de soldagem, Parâmetro de Controle deste experimento.

Foram executadas, também, macrografias representativas com aumento de 25X para verificar as características morfológicas dos cordões de solda obtidos com estes parâmetros de soldagem, para os três tipos de eletrodos em estudo. Estas morfologias representativas estão dimensionadas na Tabela 4.4 e mostradas na Figura 4.2.

Tabela 4.4 - Dimensões dos cordões de solda com os eletrodos de inox série 316L

| ELETRODO | LARGURA (mm) | PENETRAÇÃO (mm) | REFORÇO (mm) | ZONA FUNDIDA (mm²) |
|-------------------|-------------------------|----------------------------|-------------------------|--|
| ER 316L | 19,5 | 9,1 | 1,3 | 82,3 |
| E 316LT0-3 | 21,5 | 5,5 | 2,1 | 89,6 |
| E 316LT1-1 | 20,2 | 5,1 | 1,6 | 78,6 |

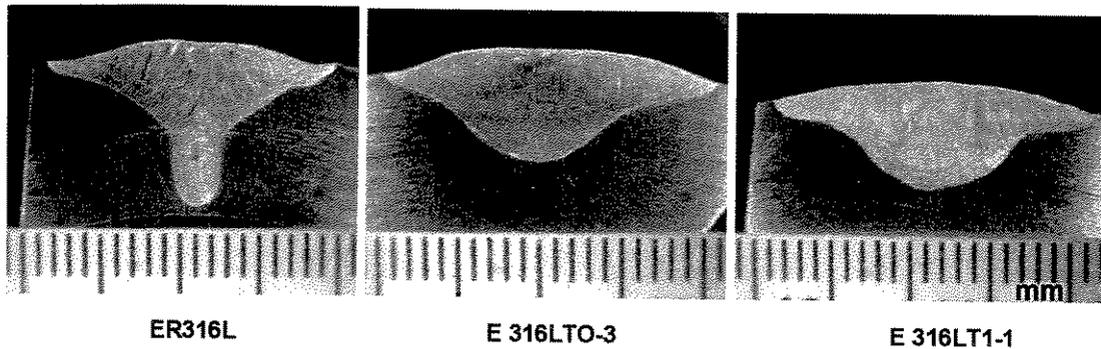


Figura 4.2 - Morfologia dos cordões de solda dos eletrodos da série 316L

Os eletrodos tubulares apresentam cordões com menor penetração do que o eletrodo sólido. A penetração do eletrodo sólido (ER316L) foi 72% maior que os eletrodos tubulares. Quanto à largura o eletrodo sólido apresentou menor valor, ficando 7% menor que os eletrodos tubulares. Já o reforço com os eletrodos tubulares foram maiores do que o com eletrodo sólido, ficando o eletrodo tubular auto-protégido (E316LT0-3) com o maior valor. As áreas da zona fundida (ZF) apresentaram valores diferentes, sendo o que apresentou maior área foi o eletrodo tubular auto-protégido (E316LT0-3), seguido pelo eletrodo arame sólido (ER316L). Os resultados destes eletrodos estão mais compatíveis, ou seja, os eletrodos tubulares apresentaram maiores larguras e reforços, e menores penetrações que o eletrodo de arame sólido conforme descrito por Arantes (2003) e por Trevivan (2003). Estes resultados estão ligados às características dos processos de soldagem, aos valores das correntes utilizadas e a não variação do ângulo da tocha (Machado, 1996).

Os resultados da avaliação da macrografia mostram que os eletrodos de inox 316L são similares aos de 308L quanto às características macrográficas. Os eletrodos sólidos apresentaram uma melhor penetração que os tubulares. Os eletrodos tubulares, por sua vez, mostraram melhores características de cobertura que os sólidos.

4.2- Resultados e avaliação dos eletrodos série 308L pelo teste *transvarestraint*

Este teste foi usado como procedimento básico para avaliação da susceptibilidade à trinca de solidificação dos três tipos de eletrodos de AISI 308L em estudo, AWS ER308L, E308LT0-3 e E308LT1-4. Os testes *transvarestraint* iniciaram com a maior taxa de deformação tangencial ($\epsilon = 5\%$), por ser a condição mais severa, para definir se o material é ou não é susceptível à trinca de solidificação. Apresentando trinca nesta condição, foram executados os testes com a deformação de $\epsilon = 3\%$ e no caso de trincarem foram seguidos pelos testes com $\epsilon = 1\%$, condição mais suaves, para definir o grau de susceptibilidade.

Nove corpos de prova, três para cada tipo de eletrodo AISI 308L, conforme definidas no Planejamento Experimental (Item 3.5) foram submetidos e avaliados pelo teste *transvarestraint*, com o maior grau de deformação ($\epsilon = 5\%$). Todos os corpos de prova, independente do tipo de eletrodo, não apresentaram trincas conforme mostrado na Figura 4.3. As fotos apresentam cordões de solda com uma superfície perfeitamente regular, uniforme e isenta de trincas. O cordão de solda produzido pelo eletrodo de arame sólido apresentou fissuras na poça de fusão final, devido a sua maior área e menor espessura, não sendo representativo de susceptibilidade à trinca de solidificação segundo literatura (Shankar, 2000; Li & Messler, 1999; Folkhard, 1998). A não ocorrência de trincas com a deformação mais rigorosa, segundo os parâmetros disponíveis na literatura citada, classificam os cordões de solda produzidos por estes eletrodos de AISI 308L como não susceptíveis à trinca de solidificação. Este resultado dispensa a necessidade de execução dos testes *transvarestraint* com os níveis menores de deformação tangencial.

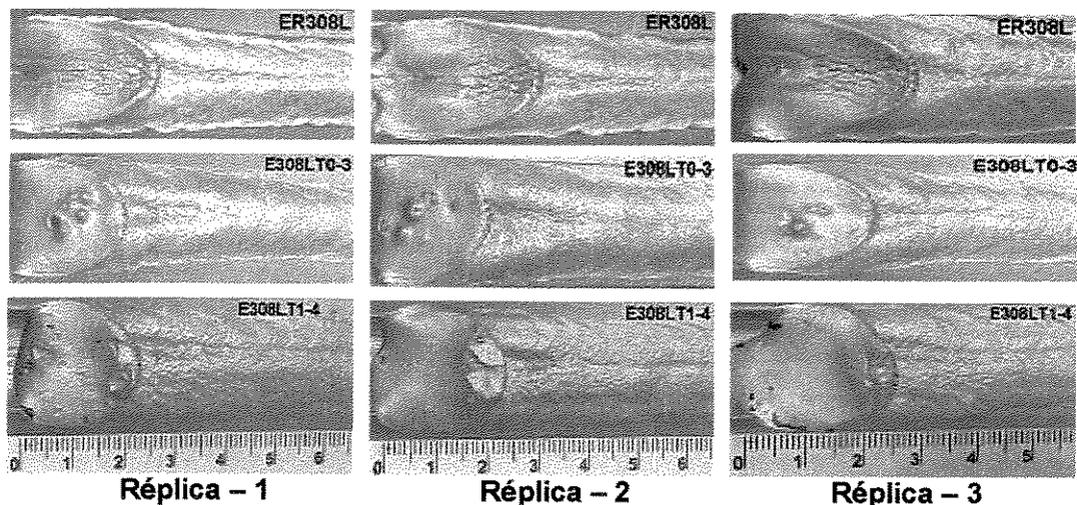


Figura 4.3 - Cordões realizados com eletrodos da série 308L testados não apresentaram trincas

Em função dos eletrodos de AISI 308L testados não apresentarem susceptibilidade à trinca de solidificação pelo teste *transvarestraint*, para certificar esse resultado, foi feita a avaliação dos mesmos usando a metodologia tradicional de avaliação dessa susceptibilidade, disponível e consagrada na teoria relatada na literatura internacional (Li & Messler, 1999 e 2002; Shankar, 2000; Folkhard, 1998; AWS A5.22-95, 1995; Brooks, 1991; Kou, 1987). Essa metodologia recomenda efetuar um estudo da composição química e da avaliação do tipo da microestrutura existente no cordão de solda e enquadrar os valores obtidos nas tabelas disponíveis na literatura citada e no Diagrama WRC-92 (AWS A5.22-95). Esses ensaios visavam quantificar os principais fatores influenciadores na susceptibilidade à trinca de solidificação, o teor de impurezas (P+S), a quantificação da precipitação de ferrita δ e a microestrutura final.

Iniciou-se esta fase de comprovação da não susceptibilidade dos eletrodos de AISI 308L, definida pelo teste *transvarestraint*, pela análise química dos cordões de solda testados, quantificando os elementos atuadores nos fatores influenciadores da susceptibilidade: principalmente P, S, Ni e Cr. Os resultados obtidos nessa análise química, efetuada segundo o procedimento descrito no Item 3.4.4, estão apresentados na Tabela 4.5.

Tabela 4.5 - Composição química dos cordões de solda dos eletrodos testados.

| Material | Cr | Ni | Mo | Mn | Si | C | N | Nb | Ti | Cu | P | S |
|-----------|------|-----|------|-----|------|-------|---|----|----|------|-------|-------|
| ER308L | 18,6 | 8,4 | 0,15 | 1,6 | 0,40 | 0,025 | - | - | - | 0,15 | 0,024 | 0,006 |
| E308LT1-4 | 18,1 | 8,3 | 0,18 | 2,1 | 0,68 | 0,030 | - | - | - | 0,21 | 0,030 | 0,005 |
| E308LT0-3 | 19,6 | 8,8 | 0,24 | 1,9 | 0,41 | 0,025 | - | - | - | 0,30 | 0,030 | 0,004 |

A susceptibilidade à trinca de solidificação está intimamente ligada aos parâmetros Carbono Equivalente (Cr_{eq}) e Níquel Equivalente (Ni_{eq}), que são usados para estimar a microestrutura de precipitação primária no cordão de solda segundo Modenesi (2001), AWSA5.22-1995 e Brooks (1991). Os valores de Cr_{eq} e Ni_{eq} , para os três tipos de eletrodos avaliados, foram calculados pelos parâmetros do diagrama WRC-92, ou seja:

$$Cr_{eq} = C + Mo + 0,7 Nb \quad (4.1)$$

$$Ni_{eq} = Ni + 35 C + 20N + 0,25 Cu \quad (4.2)$$

Os Cr_{eq} e Ni_{eq} , calculados desta forma, são apresentados na Tabela 4.6 e inseridos no diagrama WRC-92 mostrado na Figura 4.4.

Tabela 4.6 - Valores de Cr_{eq} , Ni_{eq} , Cr_{eq}/Ni_{eq} e P+S dos cordões testados

| Material | Cr_{eq} | Ni_{eq} | Cr_{eq}/Ni_{eq} | P+S |
|-----------|-----------|-----------|-------------------|-------|
| ER308L | 18,6 | 9,3 | 2,0 | 0,030 |
| E308LT1-4 | 18,3 | 9,4 | 1,9 | 0,035 |
| E308LT0-3 | 19,8 | 9,7 | 2,0 | 0,034 |

As relações Cr_{eq}/Ni_{eq} e P+S, existentes no metal dos cordões avaliados estão também apresentados na Tabela 4.6. A relação Cr_{eq}/Ni_{eq} apresentou valores iguais a 2. Este valor de Cr_{eq}/Ni_{eq} caracteriza a precipitação primária de ferrita (F) na fase de solidificação e, em velocidades de resfriamento natural dos processos de soldagem, a retenção de um percentual alto de ferrita δ na fase sólida (Book, 1991 e AWS A5.22-95). Os valores de P+S, mostrados na Tabela 4.6, apresentaram teores na faixa de 0,03 a 0,04%. Estes resultados se localizaram na região não susceptível à trinca no Gráfico de Susceptibilidade à Trinca de Solidificação (Figura 2.15) tendo Cr_{eq}/Ni_{eq} como abscissa e P+S como ordenada, apresentado por Book (1991), classificando as soldas, dos eletrodos de inox 308L avaliados, como não susceptível à trinca de solidificação.

A teoria consolidada, descrita por Li & Messler (1999), Folkhard (1998) e na Norma AWS A5.22-1995, definem que esta susceptibilidade também pode ser estimada pela determinação do teor de ferrita δ residual no estado sólido. Para uma melhor representatividade da determinação do teor de ferrita δ residual, sua avaliação foi feita por três métodos, pelo Número de Ferrita (FN) determinado pelo diagrama WRC-92 (Norma AWS A5.22-1995), pela medição direta de ferrita δ com Ferritoscópio Magnético e através da avaliação das micrografias efetuadas.

A Tabela 4.7 mostra os principais parâmetros de avaliação da susceptibilidade, existentes nos cordões de solda testados, o valores FN determinado pelo diagrama WRC-92 (Figura 4.4), os teores (P+S) obtidos na análise química e os valores medidos de ferrita δ residual (% de ferrita δ).

Tabela 4.7 - Valores FN, Microestrutura Primária, % (P + S) e % residual de Ferrita δ

| Material | FN | Microestrutura | % (P + S) | % Ferrita δ |
|-----------|----|----------------|-------------|--------------------|
| ER 308L | 14 | Ferrita (F) | 0,030 | 9,8 |
| E308LT1-4 | 12 | Ferrita (F) | 0,037 | 9,8 |
| E308LT0-3 | 18 | Ferrita (F) | 0,039 | 10,6 |

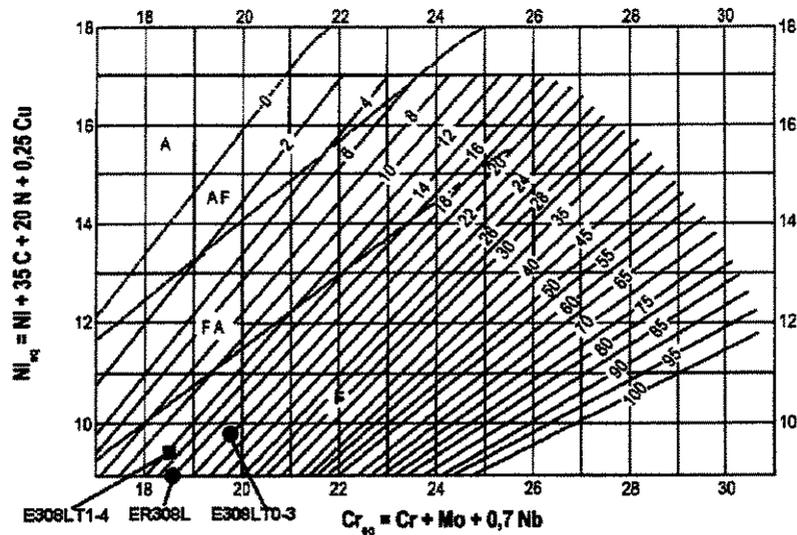


Figura 4.4 - Diagrama WRC-92 com os três cordões de solda executados (AWS A5.22-95)

Os valores descritos na tabela 4.7 mostram que os eletrodos avaliados, tiveram FN, resultado da plotamento dos mesmos no Diagrama WRC-92, na faixa 12 a 18, classificados pela mesma, como apresentadores de precipitação primária de solidificação ferrítica (F); apresentaram teores de P+S na faixa de 0,03 a 0,04% e valores medidos da porcentagem de ferrita δ remanescente na zona fundida na faixa dos 10%.

A existência da ferrita δ remanescente, em quantidade compatível com os valores medidos mostrados na Tabela 4.7, foi comprovada pela sua avaliação qualitativa nas micrografias (400X) mostradas na fotos da Figura 4.5. Estas micrografias focaram a região central do cordão de solda, região com microestrutura típica da zona fundida. As microestruturas analisadas apresentaram-se muito similares. Estas micrografias mostram claramente a presença de ferrita δ em quantidades similares.

Os resultados apresentados (Tabela 4.7) e com base nos parâmetros de avaliação da susceptibilidade à trinca de solidificação disponíveis na literatura (Folkhard, 1998 e Kou, 1987) levam as seguintes conclusões: O parâmetro FN ficou na faixa de 12 a 18 bem acima do valor limite de susceptibilidade FN = 8 (Folkhard, 1998 e Kou, 1987), caracterizando precipitação primária de ferrita; O parâmetro porcentagem de ferrita δ remanescente no estado sólido, medidos com Ferristoscópio Magnético, ficou na faixa de 10% de ferrita, condição de não susceptibilidade

(Folkhard, 1998); O teor medido de (P+S) ficou na faixa de 0,03% a 0,04%, sendo que $(P+S) \leq 0,05\%$ com $FN \geq 12$ caracteriza uma condição de não susceptibilidade (Folkhard, 1998). Estes resultados classificam as soldas realizadas com não susceptíveis à trinca de solidificação, confirmando os resultados obtidos no teste *transvarestraint*.

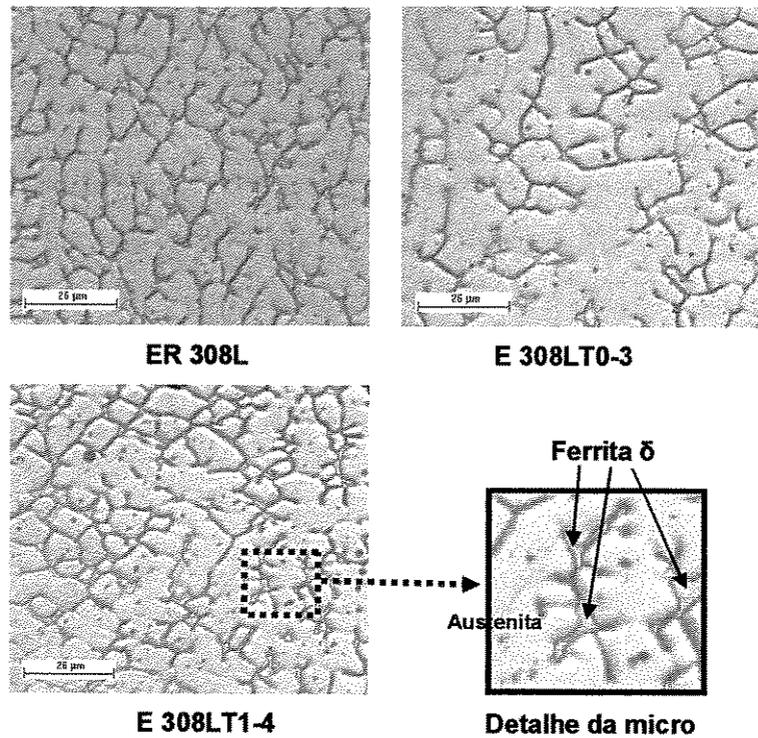


Figura 4.5 - Micrografia dos cordões de solda dos eletrodos da série 308L. (400 X)

4.3- Resultados e avaliação dos eletrodos da série 316L pelo teste *transvarestraint*

O teste *transvarestraint* também foi usado como procedimento básico, conforme descrito no Item 3.4.2 do Cap. 3, para avaliação da susceptibilidade à trinca de solidificação dos três tipos de eletrodos de AISI 316L avaliados, AWS ER316L, E316LT0-3 e E316LT1-1. Para esta série de eletrodos seguiu-se a mesma seqüência e sistemática adotada para os eletrodos de 308L (Item 4.1). Os testes *transvarestraint* foram iniciados, conforme o planejamento experimental descrito no Item 3.5 do Cap. 3, com a maior taxa de deformação tangencial ($\epsilon = 5\%$), condição mais severa, para definir a susceptibilidade à trinca de solidificação. A partir do aparecimento de trincas de solidificação, nas condições mais severas, foram executados os testes com deformações mais suaves ($\epsilon = 3\%$ e 1%) para definir o grau desta susceptibilidade.

Conforme descrito no planejamento experimental (Item 3.5 do Cap. 3) foram definidas a execução de três réplicas para cada tipo de eletrodo e grau de deformação tangencial que apresentaram os resultados descritos a seguir.

O metal depositado pelos eletrodos ER316L (arame sólido) e E316LT1-1 (tubular com proteção gasosa) apresentaram trinca no teste com deformação tangencial de 5%. Já o cordão de solda do eletrodo E316LT0-3 (tubular auto-protégido) não apresentou trinca em nenhuma das três réplicas efetuadas, mesmo em cuidadosa verificação com auxílio do microscópio óptico (10X).

Os depósitos dos eletrodos ER316L e E316LT1-1 que apresentaram trinca com deformação tangencial de 5%, foram submetidos ao teste *transvarestraint* com $\varepsilon = 3\%$. O cordão do eletrodo E316LT0-3 que não apresentou trinca com deformação com $\varepsilon = 5\%$, foi descartado do teste *transvarestraint* com $\varepsilon = 3\%$, por ser uma condição menos indutora de trinca de solidificação. Neste nível de deformação tangencial ($\varepsilon = 3\%$) somente o cordão do eletrodo E316LT1-1 apresentou trincas de pequeno porte em todas as três réplicas efetuadas e o cordão do eletrodo ER316L, também testado, não apresentou nenhuma trinca nas suas três réplicas.

Para o depósito do eletrodo E316LT1-1, que apresentou trinca no teste com deformação de $\varepsilon = 3\%$, foi efetuado o teste com deformação de $\varepsilon = 1\%$. Este eletrodo, no teste *transvarestraint* com este nível de deformação tangencial ($\varepsilon = 1\%$), não apresentou trinca em nenhuma das três réplicas efetuadas. Este resultado era esperado em função de ter apresentado uma redução de aproximadamente dez vezes nos valores de CMT medidos para deformação tangencial $\varepsilon = 3\%$ em relação com os valores de CMT medido com $\varepsilon = 5\%$.

A Figura 4.6 mostra um quadro de macrografias representativas dos corpos de prova submetidos ao teste *transvarestraint*, colocando na abscissa a Variável de Influência - Tipo de Eletrodo (AWS) e na ordenada a Variável de Influência - Deformação Tangencial (ε) iniciando com o grau de deformação mais severo e terminando no grau de deformação menos severo. A última foto de cada abscissa (eletrodo) mostra o valor da ordenada (grau de deformação) em que o eletrodo avaliado não apresentou trinca e os campos seguintes estão vazios, devidos não ter sido feito o teste *transvarestraint* nestes graus de deformação, por serem menos indutores de trinca de solidificação em função da sua menor severidade de deformação.

Os cordões dos eletrodos E316LT1-1 e ER316L, apesar do tubular com proteção gasosa apresentar pequenas trincas com deformação de $\varepsilon = 3\%$, tiveram comportamento muito similar quanto a susceptibilidade à trinca de solidificação.

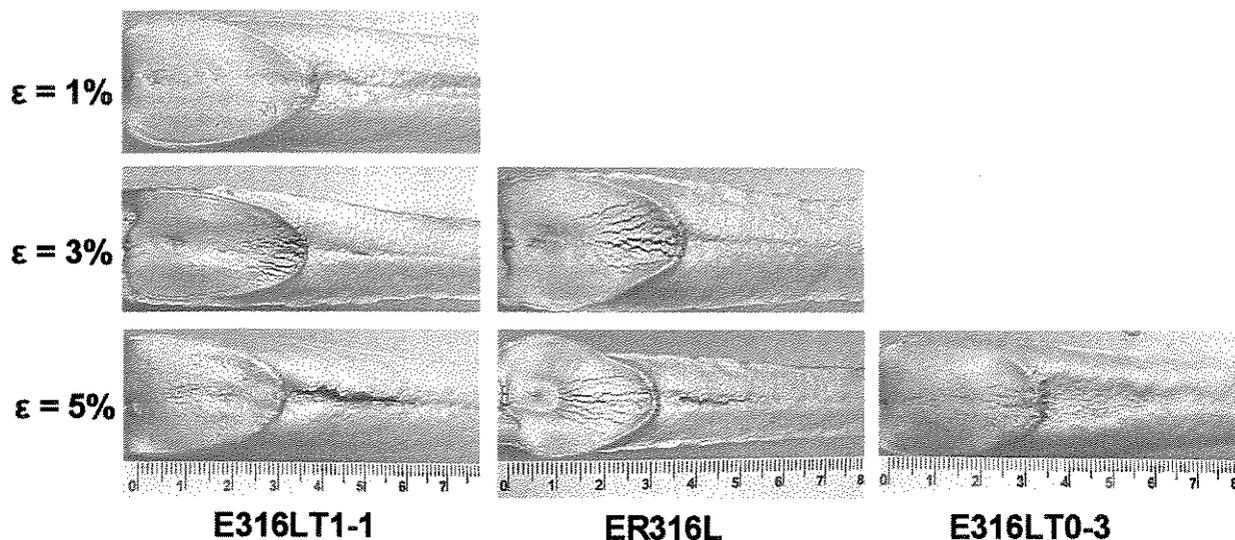


Figura 4.6 - Quadro representativo das trincas apresentadas função da deformação X eletrodo

Os valores de CMT medidos nas três réplicas executadas para os cordões dos eletrodos avaliados em cada grau de deformação estão apresentados na Tabela 4.8 e mostrados de maneira gráfica na Figura 4.7 em função das duas Variáveis de Influência. A trinca de solidificação se apresentou significativa apenas no alto grau de deformação ($\varepsilon = 5\%$). O cordão do eletrodo E316LT0-3 não se apresentou susceptível à trinca de solidificação, por não apresentar trinca mesmo com alto grau de deformação ($\varepsilon = 5\%$). Os resultados do cordão do eletrodo ER316L o definiram como de baixa susceptibilidade, pois só apresentou trinca, CMT = 17,4mm, com alto grau de deformação ($\varepsilon = 5\%$). O eletrodo E316LT1-1 também apresentou baixa susceptibilidade por apresentar trinca significativa, CMT = 26,4mm, somente com $\varepsilon = 5\%$, pequena trinca (insignificante), CMT = 2,1mm, com $\varepsilon = 3\%$ e nenhuma trinca, CMT = ZERO, com $\varepsilon = 1\%$. Estes resultados sugerem que os cordões destes eletrodos (316L) se encontram em uma zona de transição de susceptibilidade à trinca de solidificação.

A Tabela 4.8 mostra claramente que os cordões do eletrodo tubular com proteção gasosa (E316LT1-1) e do eletrodo sólido (ER316L) ficaram no limite de susceptibilidade, pois praticamente só apresentaram trinca significativa com deformação de 5% e o cordão do eletrodo

tubular auto-protégido (E316LT0-3) se classificou como não susceptível, pois não apresentou trinca mesmos na condição de maior agressividade ($\epsilon = 5\%$).

Tabela 4.8 - Comprimento Máximo de Trinca (CMT) função da deformação X eletrodo 316L

| Deformação Tangencial (ϵ) (%) | E316LT1-1 (mm) | ER316L (mm) | E316LT0-3 (mm) |
|--|----------------|-------------|----------------|
| 5 | 27,4 | 18,3 | 0 |
| | 23,3 | 15,9 | 0 |
| | 28,4 | 18,1 | 0 |
| 3 | 2,0 | 0 | 0 |
| | 1,6 | 0 | 0 |
| | 2,8 | 0 | 0 |
| 1 | 0 | 0 | 0 |
| | 0 | 0 | 0 |
| | 0 | 0 | 0 |

Para melhor visualização dos resultados mostrados na Tabela 4.8, os mesmos foram colocados em gráfico na Figura 4.7. Este gráfico mostra claramente a violenta queda no CMT com a redução do grau de deformação tangencial (ϵ). A tendência de queda das retas no gráfico é praticamente a mesma para os cordões dos dois eletrodos que apresentaram susceptibilidade (E316LT1-1 e ER316L). A queda verificada foi de aproximadamente 12X. Já na menor taxa de deformação ($\epsilon = 1\%$) nem um dos eletrodos testado apresentou trinca CMT.

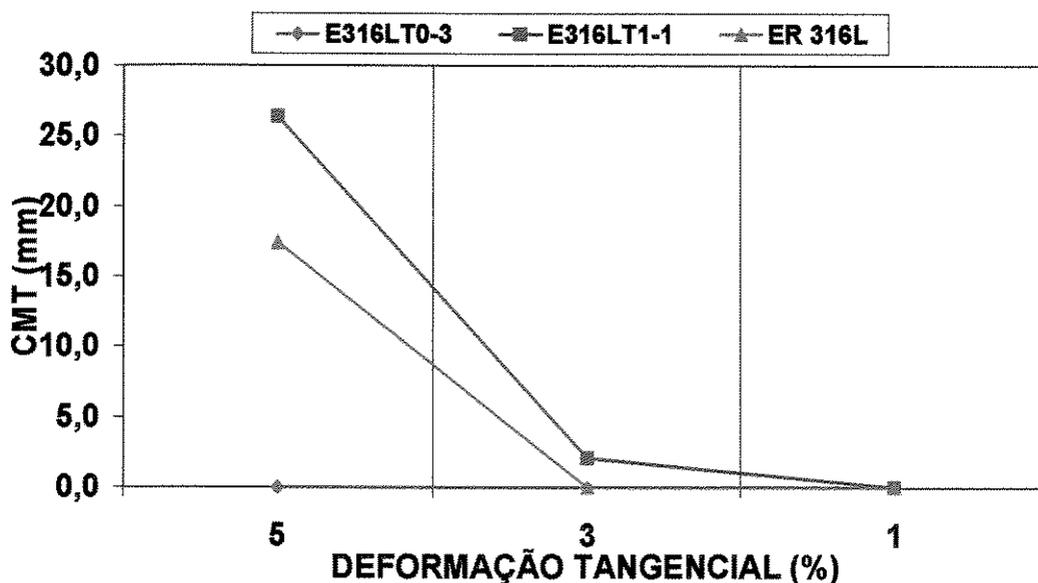


Figura 4.7 - Variação do CMT com a Deformação Tangencial (ϵ)

Os resultados da variação da susceptibilidade com as Variáveis de Influência utilizadas, confirmam que o teste *transvarestraint* apresenta um alto grau de sensibilidade na determinação da susceptibilidade à trinca de um eletrodo de aço inox austenítico, mesmo para aqueles que estão na região de transição e indefinição da literatura técnica e no Diagrama WRC-92. Essa sensibilidade do teste *transvarestraint* é de grande utilidade para determinação mais precisa do grau de susceptibilidade, para os eletrodos que se encontram na região de incerteza descrita na literatura (Shankar, 2000; Folkhard, 1998 e Kou, 1987) em função dos teores de Ni e Cr, das impurezas P+S e da microestrutura da fase sólida.

Para avaliação da confiabilidade os resultados obtidos em função das Variáveis de Influência, foram submetidos a uma análise de variância (ANOVA), segundo a metodologia do Planejamento Fatorial (3^2), com nível de significância (α) igual a 5%, que indica uma confiabilidade de resposta de 95%. Esta metodologia de análise estatística foi usada para garantir a confiabilidade do efeito das Variáveis de Influência (Montgomery, 1996) nos resultados.

A análise de variância foi aplicada sobre os resultados apresentados na Tabela 4.8 para todas réplicas efetuadas e está apresentada na Tabela 4.9.

Tabela 4.9 - Resultados da análise de Variância Fatorial (3^2)

| Quociente das Variâncias | | Fator Estatístico Máximo de Igualdade | AVALIAÇÃO |
|--------------------------|---|---------------------------------------|---|
| $F_{oA} = 196,6$ | > | $F_{0,05; 2; 18} = 3,55$ | Eletrodo Influencia |
| $F_{oB} = 580,8$ | > | $F_{0,05; 2; 18} = 3,55$ | Deformação Influencia Bem |
| $F_{oAB} = 160,7$ | > | $F_{0,05; 4; 18} = 2,93$ | Interação das Variáveis Também Influencia |

Os valores encontrados para o Quociente das Variâncias foram tão altos, em relação ao Fator Estatístico Máximo de Igualdade, que por si só mostram que as variáveis de influência utilizadas, bem com a sua interação, foram altamente influentes nesta avaliação. Este resultado mostra que esta metodologia de certificação era dispensável. Nesta tabela pode ser observado também que o grau de deformação tangencial (ϵ) foi o fator que mais influenciou no CMT, apresentando um Quociente de Variância, $F_{oB} = 580,8$. O tipo de eletrodo utilizado também influenciou, mas em grau bem menor que a deformação tangencial, por ter apresentado um

Quociente de Variância de $F_{\circ A} = 196,6$ três vezes menor. A interação das variáveis de influência mostrou influência similar ao tipo de eletrodo com Quociente de Variância de $F_{\circ AB} = 160,7$.

4.3.1- Avaliação teórica da susceptibilidade do inox série 316L

Para comprovar os resultados obtidos experimentalmente, enquadrando os eletrodos tubulares no limite de susceptibilidade, foi feito um estudo teórico baseado nas análises da composição química, quantidade residual de ferrita δ e microestrutura do cordão de solda, as mesmas já utilizados para os eletrodos da série 308L. Estes ensaios visaram quantificar a porcentagem residual de ferrita δ e os teores de (P+S) nos cordões de solda, que a literatura internacional Li & Messler (1999 e 2002), Modenesi (2001) e Brooks (1991), caracteriza como os principais parâmetros responsáveis pela susceptibilidade à trinca de solidificação.

Os ensaios iniciaram-se pela análise química por ser o experimento básico para determinar os parâmetros significativos desta avaliação. Esta análise foi efetuada da mesma maneira que para os eletrodos de AISI 308L, conforme procedimento descrito no Item 3.4.4 do Cap. 3. Os resultados obtidos estão apresentados na Tabela 4.10.

Tabela 4.10- Composição química dos cordões de solda dos eletrodos testados.

| Material | Cr | Ni | Mo | Mn | Si | C | N | Nb | Ti | Cu | P | S |
|-----------|------|------|-----|------|------|-------|---|----|----|------|-------|-------|
| ER316L | 17,7 | 11,8 | 2,7 | 2,00 | 0,40 | 0,020 | - | - | - | 0,70 | 0,030 | 0,007 |
| E316LT1-1 | 16,6 | 11,4 | 2,7 | 1,65 | 0,46 | 0,016 | - | - | - | 0,07 | 0,036 | 0,006 |
| E316LT0-3 | 17,3 | 11,3 | 2,9 | 1,70 | 0,44 | 0,018 | - | - | - | 0,10 | 0,020 | 0,008 |

Os resultados da Tabela 4.10 permitiram a determinação dos parâmetros Cr_{eq} e Ni_{eq} , que foram usados para estimar a estrutura metalúrgica de precipitação primária da zona fundida e do parâmetro (P+S), os principais fatores atuantes na susceptibilidade à trinca de solidificação de um aço inox austenítico. Os valores de Cr_{eq} e Ni_{eq} , foram calculados segundo as Equações 4.1 e 4.2, sua relação Cr_{eq}/Ni_{eq} , que são usados para estimar a precipitação primária de ferrita δ e os teores de impureza (P + S), que provoca fragilidade da estrutura cristalina, estão apresentados em conjunto na Tabela 4.11, pois estes parâmetros são sempre avaliados conjuntamente.

Tabela 4.11- Valores de Cr_{eq} , Ni_{eq} , Cr_{eq}/Ni_{eq} e P+S dos cordões testados

| Material | Cr_{eq} | Ni_{eq} | Cr_{eq}/Ni_{eq} | P+S |
|-----------|-----------|-----------|-------------------|-------|
| ER316L | 20,4 | 12,7 | 1,6 | 0,037 |
| E316LT1-1 | 19,3 | 12 | 1,6 | 0,042 |
| E316LT0-3 | 20,2 | 12 | 1,7 | 0,028 |

As relações Cr_{eq}/Ni_{eq} e P+S, dos cordões de solda avaliados, informados na Tabela 4.11, parâmetros fundamentais do gráfico de avaliação de susceptibilidade, mostrado na Figura 2.18 Cap. 2 (Brooks, 1991), mostraram que a relação Cr_{eq}/Ni_{eq} variou entre 1,6 e 1,7 dentro da faixa de baixa susceptibilidade de 1,5 a 2,0 indicada no gráfico. Os valores de P+S apresentaram também teores na faixa de baixa susceptibilidade de 0,03 a 0,04% do citado gráfico da Figura 2.18. Estes resultados localizam os cordões de solda avaliados de inox 316L na região do limite de susceptibilidade à trinca de solidificação do gráfico de susceptibilidade. Comparando estes valores com os parâmetros especificados por Li & Messler (1999 e 2002), Modenesi (2001) estes eletrodos também ficam enquadrados na região de transição de susceptibilidade. Estas conclusões são justificadas por estes autores, devido à significativa presença de ferrita δ , que tem maior capacidade de absorver P e S que a austenita γ , aliado ao baixo teor destas impurezas no cordão de solda, que resultam na baixa precipitação de componentes eutéticos de baixo ponto de fusão e de alta fragilidade nos contornos de grãos, que são os principais causadores da trinca de solidificação nos aços inox austeníticos.

O comportamento da susceptibilidade destas soldas pode ser também explicado aliando os teores medidos das impurezas (P+S) com a medição real da % ferrita δ , existente na estrutura sólida, obtido através de medição com Ferritoscópio Magnético, do Número de Ferrita (FN) e pelo tipo de **microestrutura primária** de solidificação do metal da solda obtidos utilizando o diagrama WRC-92 (Figura 4.8).

Os resultados destes parâmetros FN, microestrutura primária, porcentagem de (P+S) e de ferrita δ , para o inox série 316L, estão mostrados na Tabela 4.12.

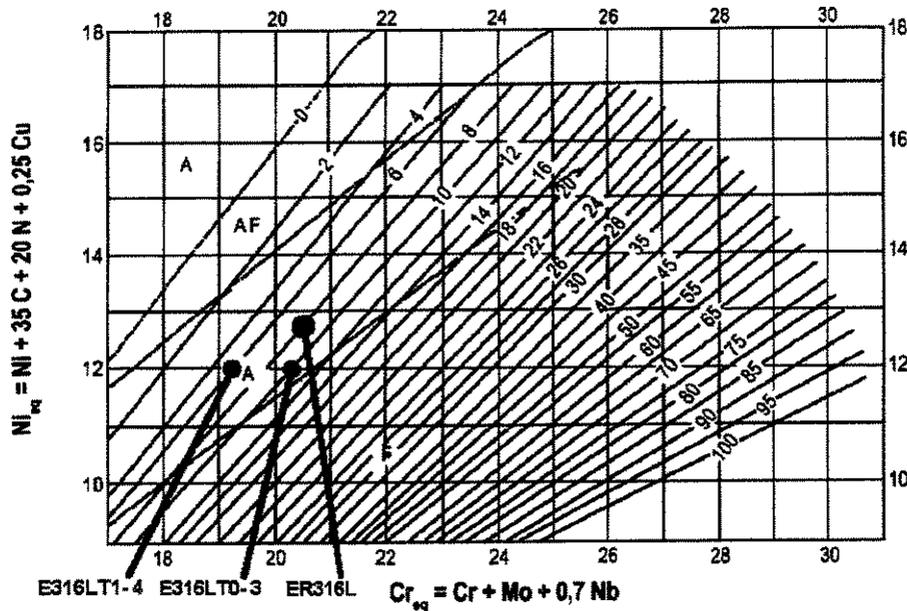


Figura 4.8 - Diagrama WRC-92 com os três cordões de solda executados (AWS A5.22-95)

Tabela 4.12- Valores FN, Microestrutura Primária, % (P + S) e % residual de Ferrita δ

| Material | FN | Microestrutura | % (P + S) | % Ferrita δ |
|-----------|----|------------------------|-----------|--------------------|
| ER 316L | 8 | Ferrita-Austenita (FA) | 0,037 | 7,9 |
| E316LT1-1 | 6 | Ferrita-Austenita (FA) | 0,042 | 6,9 |
| E316LT0-3 | 10 | Ferrita-Austenita (FA) | 0,028 | 10,9 |

Os valores mostrados na Tabela 4.12, apresentaram FN na faixa de 6 a 10 e classificados como precipitadores primários de solidificação de ferrita e austenita (FA), conforme plotamento no diagrama WRC-92. Os valores de P+S apresentaram teores de 0,03 a 0,04 enquadrados nos limites da susceptibilidade (Folkhard, 1998). A quantidade de ferrita δ , medida nos cordões de solda avaliados, foi o parâmetro mais se distinguiu na classificação da susceptibilidade destes eletrodos. O cordão do eletrodo tubular E316LT1-4 e do eletrodo sólido ER316L apresentaram teor de ferrita δ remanescente na estrutura sólida de 6,9% e 7,9%, que os classificam na zona de transição da susceptibilidade à trinca de solidificação (Brooks, 1991). Já o do eletrodo tubular E316LT0-3 apresentou teor de ferrita δ remanescente de 10,9% que por sua vez classifica este

eletrodo com não susceptível à trinca de solidificação. Estas constatações teóricas coincidem com os resultados do teste *transvarestraint* de que estes eletrodos estão na zona de transição da susceptibilidade à trinca de solidificação, sendo que os eletrodos E316LT1-4 e ER316L caíram na faixa de baixa susceptibilidade e o eletrodo E316LT0-3 se enquadrou como não susceptível.

Foram executados exames micrográficos para cada um dos cordões de solda, dos três tipos de eletrodos analisados utilizando um microscópio óptico com aumento de 400 X, para certificação da microestrutura remanescente no cordão de solda. Essas micrografias representativas (Figura 4.9) focaram a região central do cordão de solda.

As micrografias representativas, dos eletrodos de AISI 316L avaliados, constantes da Figura 4.8 se apresentam muito similares e mostram a presença de pequenas regiões de ferrita δ , em quantidade menores as verificadas nos eletrodos de AISI 308L. Estas micrografias, diferentemente das efetuadas para os eletrodos de AISI 308L, não apresentam uma variação significativa de retenção de ferrita δ que permita uma análise conclusiva da diferenciação da susceptibilidade à trinca de solidificação que apresentaram no teste *transvarestraint*.

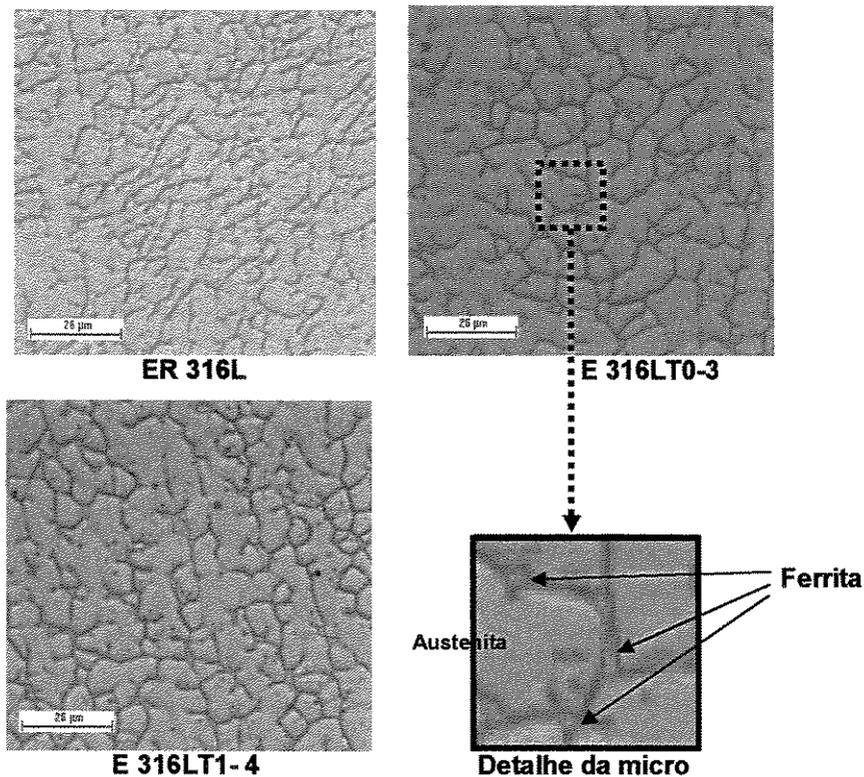


Figura 4.9 - Micrografia do centro dos cordões de solda dos eletrodos de 316L. (400 X)

4.3.2- Resumo dos resultados obtidos para os eletrodos de AISI 316L

- **E316LT1-1:** Apresentou a relação $Cr_{eq}/Ni_{eq} = 1,6$ (1,5 a 2,0 baixa susceptibilidade); FN = 6 e P+S = 0,042 (FN ≥ 4 com P+S $\leq 0,03\%$ condição de não susceptibilidade); Solidificação primária na estrutura ferrítica/austenítica (FA) e Ferrita Residual = 6,9 % (Valores de ferrita residual de 5 % a 9 % estão na faixa de transição de susceptível à não susceptível, quanto maior for o teor de ferrita residual menor é susceptibilidade); Estes resultados de microestrutura (teores de ferrita δ residual) e de teores de impurezas (P+S) enquadraram este eletrodo de inox austenítico como susceptível. Estes resultados classificaram este eletrodo no limite de susceptibilidade, apresentando a baixa susceptibilidade constatada no teste *transvarestraint*.
- **ER316L:** Apresentou a relação $Cr_{eq}/Ni_{eq} = 1,6$ (1,5 a 2,0 baixa susceptibilidade); FN = 8 e P+S = 0,037 (P+S $\leq 0,04\%$ com FN ≥ 8 condição de não susceptibilidade); Solidificação primária na estrutura ferrítica/austenítica (FA) e Ferrita Residual = 7,9 % (Valores de ferrita residual de 5 % a 9 % estão na faixa de transição de susceptível e não susceptível, quanto maior for o teor de ferrita residual, menor será a susceptibilidade); Estes resultados enquadraram este eletrodo inox austenítico também no limite de susceptibilidade, classificando-o como de baixa susceptibilidade à trinca de solidificação constatada no teste *transvarestraint*.
- **E316LT0-3:** A relação $Cr_{eq}/Ni_{eq} = 1,7$ (1,5 a 2,0 baixa susceptibilidade); FN = 10 e P+S = 0,028 (FN ≥ 4 com P+S $\leq 0,03\%$ condição de não susceptibilidade); Solidificação primária na estrutura ferrítica/austenítica (FA) e Ferrita Residual = 10,9 % (Valores de ferrita residual maiores que 9 % são considerados não susceptível). Estes resultados de microestrutura e de teores de impurezas (P+S) colocaram o eletrodo de inox austenítico no campo de não susceptibilidade, classificando-o como não susceptível à trinca de solidificação constatada no teste *transvarestraint*.

Capítulo 5

Conclusões

Baseado nos resultados experimentais e teóricos, chegou-se as seguintes conclusões:

- ✓ Os resultados do teste *transvarestraint* confirmaram os resultados teóricos de que os eletrodos da série 308L não são susceptíveis à trinca de solidificação, independente dos processos de soldagem utilizados.
- ✓ Os resultados do teste *transvarestraint* para os eletrodos da série 316L sugerem que estes eletrodos se encontram em uma zona de transição de susceptibilidade à trinca de solidificação. Estes resultados experimentais foram confirmados através dos resultados teóricos.
- ✓ Os eletrodos da série 316L foram classificados de seguinte forma:
 - E316LT1-1: Baixa susceptibilidade à trinca de solidificação
 - ER316L: Baixa susceptibilidade à trinca de solidificação
 - E316LT0-3: Não susceptível à trinca de solidificação

Estes resultados experimentais também foram confirmados através dos resultados teóricos.

- ✓ O teste *transvarestraint* apresentou maior facilidade na definição do nível de susceptibilidade à trinca de solidificação dos cordões de solda que a avaliação teórica.
- ✓ Para uma mesma energia nominal de soldagem os eletrodos tubulares apresentaram cordões de solda com menor penetração e maior largura quando comparados aos eletrodos sólidos.

Capítulo 6

Referências Bibliográficas

6.1- Referência Bibliográfica

BRAGA, E. M. **Efeito do nitrogênio nas trincas de solidificação em soldas de aço austenítico**. 2002. 150p. Tese de (Doutorado) – Faculdade de Engenharia Mecânica, Universidade Estadual de Campinas - UNICAMP, Campinas.

BROOKS, J. A.; THOMPSON, A. W. Microstructural development and solidification cracking susceptibility of austenitic stainless steel welds. **International Materials Reviews**, v.36, n.1, pp. 16 – 44, 1991.

DEPARTMENT OF THE ARMY, USA. TM 5-805-7: **Welding: design, procedures and inspection**. USA, 1985, 31p.

DIXON, B.F.; PHILLIPS, R.H. and RITTER, J.C. Cracking in the transverse restraint test, Part 1 a new procedure for assessment of cracking. **Metal Construction**, v.16, n.2, pp. 86 – 90, February 1984.

DIXON, B.F., PHILLIPS, R.H. and RITTER, J.C. Cracking in the transverse restraint test, Part 2 the pattern of solidification cracking. **Metal Construction**, v.16, n.3, pp. 154 – 160, March 1984.

FOLKHARD, E. **Welding Metallurgy of Stainless Steels**. New York: Springer-Verlag, 1988. Cap.5, Hot cracking resistance during the welding of austenitic stainless steels, pp.144–171.

- KOTECKI, D. J., SIEWERT, T. A. WRC-1992 constitution diagram for stainless steel weld metals: A modification of the WRC-1998 diagram. **Welding Journal**, v.71, pp. 171-178, 1992.
- KOU, S. **Welding metallurgy**, 1th. ed. New York: John Wiley & Sons, 1987. Cap. 11, Solidification Cracking of the Fusion Zone, pp. 211 – 236.
- LI, L.; MESSLER, R. W. The effects of phosphorus and sulfur on susceptibility to weld hot cracking in austenitic stainless steels. **Supplement to The Welding Journal**, v.78, n.12, pp. 387 – 396, December 1999.
- OKUMURA, T.; TANIGUCHI, C. **Engenharia de soldagem e aplicações**, Rio de Janeiro: Livros Técnicos e Científicos Editora S.A, 1982. Cap.7 Técnica de execução de soldagem, pp. 240 – 295.
- LINNERT, GEORGE E. **Welding metallurgy**. 4.ed., Florida: American Welding Society - AWS, 1996, Cap. 6 – Welding methods and processes, pp. 503 – 651 and Cap. 8 - Fluxes, slags and gases for shielding, pp. 707 – 785.
- LORENÇATO, L.A. **Estudo da influencia dos parâmetros do teste varestraint e dos formatos da poça de fusão nas trincas de solidificação**. Campinas: Faculdade de Engenharia Mecânica, Universidade Estadual de Campinas, 2001. 97p. Tese (Mestrado).
- MACHADO, I. G. **Soldagem & Técnicas Conexas: Processos**. Porto Alegre, RS: Editado pelo autor, 1996, Cap. 06: Soldagem a arco com eletrodo tubular, pp. 156 – 169 e Cap. 08: Soldagem a arco com proteção gás e eletrodo consumível, pp. 193 – 218.
- MODENESI, P.J. **Soldabilidade dos aços inoxidáveis**. Osasco, SP: Escola SENAI “Nadir Dias de Figueredo”, 2001, 100 p.
- MONTGOMERY, D. C. **Probabilidad Y Estadística Aplicadas a la Ingeniería**. Mexico: McGraw-Hill Interamericana Editores, 1996.

NORRISH, J. **Advanced welding processes**. Bristol, USA: Institute of Phishing Publishing, 1992. Cap. 5 - Gases for Advanced Welding Processes, pp. 75 – 94.

PADILHA, A.F. & GUEDES, L.C. **Aços inoxidáveis austeníticos**. São Paulo, SP: Hemus Editora Limitada, 1994, 170 p.

SHANKAR, V. & MESSLER, R. W. Jr. Segregation of phosphorus and sulfur in heat-affected zone hot cracking of type 308 stainless steel. **Welding Journal**, pp. 78-S – 84-S, may 2002.

SHANKAR, V. et al.. Criteria for hot cracking evaluation in austenitic stainless steel welds using longitudinal vareststraint and transvareststraint tests. **Science and Technology of Welding and Joining**, v..5, n. 2, pp. 91 – 97, 2000.

SHANKAR, V. et al.. Evaluation of hot cracking in nitrogen-bearing and fully austenitic stainless steel weldments. **Welding Research Supplement**, v.77, n.5, pp. 193 – 201, May 1998

SAVAGE, W.F.; LUNDIN, C.D. The Vareststraint test. **Welding Journal**, v.70, n.10, pp. 433 – 442, October 1965.

SILVA, J.H.; ARANTES, F.M.L. e TREVISAN, R.E. **Comparação das características econômicas de eletrodos tubulares e arame sólido em soldas de revestimento**. In: CONGRESSO BRASILEIRO DE ENGENHARIA DE FABRICAÇÃO – 2º COBEF, 2003, Uberlândia. [CD-ROM]. Uberlândia: Faculdade de Engenharia Mecânica – UFG, 2003. Disponível em CD.

SUN, Z.; HAN, H.Y. Correlation between solidification cycle hot tension and transvareststraint tests. **Journal of Materials Science Letters**, v.10, pp. 747 – 748, 1991.

TREVISAN, R.E. e SANTOS NETO, N.F. **Otimização dos parâmetros de soldagem para juntas de aço API soldadas com arame tubular autoprotégido**. In: VI CONGRESSO IBERO-AMERICANO DE ENGENHARIA MECÂNICA – CIBEM6, Coimbra. Portugal, Vol. II, pp. 1139 – 1144.

VAROL, I. e BAESLACK III, W.A. Characterization of weld solidification cracking in a duplex stainless steel. **Material Characterization**, v3.9, n 2-5, pp. 555 – 573, Aug-Nov 1997.

VITEK, J. M., DASGUPTA, A., David, S. A. Microstructural modification of austenitic stainless steels by rapid solidification. **Metallurgical Transactions A**, v.14 A, pp. 1833 – 1841, set. 1983.

WILKEN, K.& KLEISTNER, H. The classification and evaluation of hot cracking for weldments. *Welding in the world. Le Soudage dans le Monde*, v.28, n.7/8, pp. 126-143, 1990.

6.2- Bibliografia Consultada

ARANTES, F. M. L.; SILVA, J. H. F.; TREVISAN, R. E. **Influência da composição química e da macro-estrutura na susceptibilidade à trinca de solidificação do aço inox austenítico**. In: CONGRESSO EM CIÊNCIA DE MATERIAIS DO MERCOSUL – SULMAT, 2002, Joinville. [CD-ROM]. Joinville: Universidade do Estado de Santa Catarina – UDESC, Departamento de Engenharia Mecânica – DEM, 2002. Cópia em CD.

BRAGA, E. M. & TREVISAN, R. E. **Estudo das trincas de solidificação através do teste transvarestreint**. In: CONGRESSO BRASILEIRO DE ENGENHARIA MECÂNICA, XVI COBEM, 2001, Uberlândia. [CD-ROM]. Rio de Janeiro: ABCM, 2001. Cópia em CD.

BRAGA, E.M. & TREVISAN, R. E. **Estudo das trincas de solidificação em soldas de aço inoxidável utilizando o processo FCAW pulsado – Parte I**. In: EVENTO INTERNACIONAL MATERIALES, 2001, Santiago, Cuba. [CD-ROM]. Santiago, Cuba: Facultad de Ingeniería Mecánica, Universidad de Oriente, 2001. Disponível em CD.

De PARIS, A. A. F. & AMARAL, L. G. H. **A influencia da adição de oxigênio no argônio como gás de proteção na soldagem MIG de aço inoxidável**. In: CONGRESSO NACIONAL DE SOLDA, XXVII CONSOLDA, 2001, Campinas. [CD-ROM]. São Paulo: ABS, 2001. Disponível em CD.

- GOODWIN, G. M. **Test methods for evaluating hot cracking review and perspective.** In: UNITED STATES - JAPAN SYMPOSIUM ON ADVANCES IN WELDING METALLURGY, 1, San Francisco and Yokohama, 1990, pp. 59-78.
- LOTHONGKUM, G.; VIYANIT, E.; BHANDHUBANYONG, P. Study on effects of pulsed TIG welders on delta-ferrite content, shape factor and quality in orbital welding of AISI 316L stainless steel plate. **Journal of Materials Processing Technology**, Bangkok, Thailand, n. 110, pp. 233 – 238, September 1999. Disponível na web: www.elsevier.com/locate/jmatprotec.
- LUPPO, M.I., et al. Effects of delta ferrite on hydrogen embrittlement of austenitic stainless steel welds. **Corrosion Science**, v.41, pp. 87 – 103, 1999.
- MARTINS, F. & TREVISAN, R.E. **Influência da frequência, pulsação sobre a ocorrência de trinca de solidificação na soldagem de ligas de alumínio.** In: EVENTO INTERNACIONAL MATERIALES, 2001, Santiago, Cuba. [CD-ROM]. Santiago, Cuba: Facultad de Ingeniería Mecánica, Universidad de Oriente, 2001. Disponível em CD.
- SILVA, J. H. F.; ARANTES F. M. L.; TREVISAN, R. E. **Influência do gás de proteção e da corrente de soldagem na susceptibilidade à trinca de solidificação do aço inox 316L, aceito para publicação.** In: II CONGRESSO NACIONAL DE ENGENHARIA MECÂNICA, II CONEM, 2002, João Pessoa. [CD-ROM]. João Pessoa: Universidade Federal da Paraíba, 2002. Disponível em CD.
- THE LINCOLN ELECTRIC COMPANY. **MIG C4.200-9/98:** Gas metal arc welding guide. Cleveland, Ohio, USA, 1998, 42p.
- WOOLLIN, P. Developments in fusion welding of stainless steels. **Welding & Metal Fabrication**, v.62, n1, Vol. 62, pp. 18 – 26, January 1994. Disponível por Publishers – DMG Business Media Ltd., <<http://www.dmgworldmedia.com/>>