

UNIVERSIDADE FEDERAL DE SANTA CATARINA
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA MECÂNICA

**"EFEITO DO TIPO DE METAL DE ADIÇÃO E DO APORTE TÉRMICO NA
CORROSÃO SOB TENSÃO DE JUNTAS SOLDADAS DE AÇO INOXIDÁVEL
AUSTENÍTICO AISI 304"**

**DISSERTAÇÃO SUBMETIDA À UNIVERSIDADE FEDERAL DE SANTA CATARINA
PARA OBTENÇÃO DO GRAU DE MESTRE EM ENGENHARIA MECÂNICA**

REGINALDO PINTO BARBOSA

FLORIANÓPOLIS

MAIO DE 1995

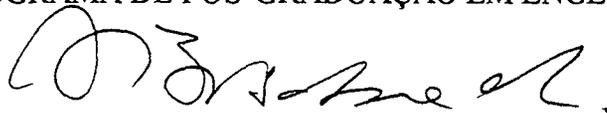
**"EFEITO DO TIPO DE METAL DE ADIÇÃO E DO APORTE TÉRMICO NA
CORROSÃO SOB TENSÃO DE JUNTAS SOLDADAS DE AÇO INOXIDÁVEL
AUSTENÍTICO AISI 304"**

REGINALDO PINTO BARBOSA

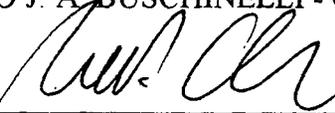
ESTA DISSERTAÇÃO FOI JULGADA PARA OBTENÇÃO DO TÍTULO DE

MESTRE EM ENGENHARIA

**ESPECIALIDADE ENGENHARIA MECÂNICA E APROVADA EM SUA FORMA FINAL
PELO PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA MECÂNICA**

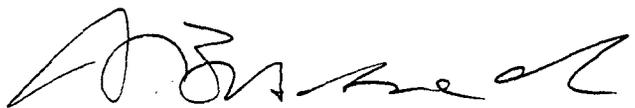


PROFº AUGUSTO J. A. BUSCHINELLI - ORIENTADOR



PROFº ANTÔNIO FÁBIO C. DA SILVA - COORD. DO CURSO

BANCA EXAMINADORA



PROFº AUGUSTO J. A. BUSCHINELLI - DR. ING.



PROFª. INGEBORG KÜHN ARROYO - DR. ENG.



PROFº CESAR VITÓRIO FRANCO - PhD

À minha família, em especial à minha
mãe **NEIDE**, pela educação e pelos
ensinamentos a mim transmitidos.

AGRADECIMENTOS

Para que este trabalho lograsse êxito foi necessária a ajuda, a participação e a compreensão de várias pessoas que estiveram ao meu lado no decorrer desses três anos. A estas pessoas quero manifestar os meus sinceros agradecimentos, particularmente:

- Ao *Prof^c Augusto José de Almeida Buschinelli*, pela dedicada orientação e oportunidade de compartilhar dos seus conhecimentos;
- Ao **CNPq**, órgão financiador deste trabalho através da concessão de bolsa de ajuda de custos;
- Ao *Técnico Valério de Oliveira Quadros*, pela amizade e pelos serviços de solda prestados;
- À **RLAM/PETROBRAS**, na pessoa do *Eng^c José Augusto S. Corrêa* pelo fornecimento dos consumíveis e materiais diversos necessários à conclusão desta pesquisa;
- À Universidade Federal de Santa Catarina (**UFSC**) pela oportunidade concedida para realização deste trabalho;
- Ao *Prof^c César Vitorio Franco* e demais membros do Laboratório de Eletroquímica e Corrosão (**LEC**) da UFSC, pelo grande apoio e cessão do laboratório para realização dos testes de corrosão;
- À equipe de professores, funcionários e amigos do Laboratório de Soldagem e Mecatrônica (**LABSOLDA**) da UFSC pelo convívio alegre e participativo durante a realização desta pesquisa;
- Aos bolsistas *Leandro Rocco Nunes* e *Fabício Freire* pela valiosa ajuda no desenrolar das atividades;
- Aos *Eng^{os} Carlos Nino, Leone Peter Andrade* e *Ossimar Maranhão* pelo apoio e riqueza das discussões e sugestões;
- À equipe do Laboratório de Materiais (**LABMAT**) da UFSC pela possibilidade de utilização de seus equipamentos;
- A **DEUS**, Ser Supremo, em quem sempre me apoiei nas horas de dificuldades e de alegrias.

RESUMO

As indústrias química, petroquímica e nuclear convivem com o problema da corrosão sob tensão (CST), principalmente em equipamentos de aços inoxidáveis austeníticos que se submeteram à operação de soldagem. Estudou-se a influência do aporte térmico e do tipo de metal de adição usado, nas soldas austeníticas realizadas por soldagem a arco manual com eletrodos revestidos, na susceptibilidade à corrosão sob tensão em solução de $MgCl_2$ (43%) em ebulição.

Foram adotados três tipos de consumíveis visando a produção de soldas com composição química diferenciada, e dois níveis de energia de soldagem (5,1 e 8,9 kJ/cm).

O ensaio de CST foi realizado em uma máquina de teste sob carga constante, utilizando corpos de prova de tração usinados no sentido transversal e longitudinal às soldas. Através de análise metalográfica das amostras ensaiadas por CST foi caracterizada a microestrutura de cada uma das juntas soldadas.

A zona afetada pelo calor do metal base AISI 304 foi a região da junta soldada mais susceptível ao trincamento.

O metal de adição AWS E309-16 apresentou o melhor desempenho no ensaio de corrosão. Sua microestrutura, formada por uma rede descontínua de ferrita delta, contribuiu favoravelmente, por constituir-se em barreira à propagação das trincas. Estas últimas, desenvolveram-se preferencialmente ao longo dos contornos das interfaces ferrita-austenita observadas no metal de solda.

As soldas dos eletrodos E308L-16 e E316L-16 tiveram um comportamento inferior. Sua maior susceptibilidade à corrosão sob tensão foi associada ao tipo de ferrita delta com morfologia vermicular e contínua.

As soldas realizadas com maior aporte de energia foram mais resistentes ao trincamento, apesar de experimentarem menores velocidades de resfriamento.

ABSTRACT

Chemical and petrochemical industries have been dealing with the stress corrosion problems, mainly in austenitic stainless equipments which were welded. The proposal of this work was to study the effect of heat input and type of SMAW electrode on austenitic stainless steel weldments stress corrosion cracking (SCC) in boiling $MgCl_2$ solution.

Three types of consumable electrodes were used in this study to produce weldment fusion zones of different compositions and the welds were made using low and high heat input (5.1 and 8.9 kJ/cm).

The SCC test was performed in a constant-load machine using smooth specimens. The specimens were machined in the transverse and longitudinal direction of their axes. Metallographic analysis of the samples tested in SCC test were made in order to determine microstructural features of each welded joint.

The results showed that the most susceptible region was originally formed by heat affected zone (HAZ) of the type AISI 304 base metal. The weld metal behaved as the most resistant region.

The AWS E309-16 weld metal had the best performance in the stress corrosion test. Its microstructure showed a discontinuous ferrite network distributed in the austenite matrix, which acted as a barrier to cracking propagation. The cracks propagated along the austenite-ferrite boundaries in the weld metal structure.

The AWS E308L-16 and E316L-16 performance was lower than the AWS E309-16. Their higher stress corrosion susceptibility was due to continuous vermicular δ -ferrite morphology.

For the welded samples submitted to high heat input, best cracking resistance were found, despite of their low cooling rates.

SUMÁRIO

I - INTRODUÇÃO.....	01
II - REVISÃO BIBLIOGRÁFICA.....	04
2.1 - Característica da Corrosão Sob Tensão	04
2.2 - Mecanismos de Propagação das Trincas.....	05
2.3 - Efeitos da Tensão.....	07
2.4 - Efeitos do Meio sobre a Corrosão Sob Tensão.....	09
2.5 - Aspectos Metalúrgicos da Corrosão Sob Tensão.....	11
2.6 - Morfologia das Trincas.....	14
2.7 - Verificação da Corrosão Sob Tensão.....	17
2.7.1 - Métodos de Ensaios	18
2.7.1.1 - Testes em Corpos de Prova com Tensões Residuais.....	19
2.7.1.2 - Corpos de Prova não Entalhados Carregados Estaticamente.....	21
2.7.1.3 - Testes em CP Pré-tricados Carregados Estaticamente.....	22
2.7.1.4 - Testes sob Velocidade de Deformação Constante.....	23
2.7.1.5 - Teste de Baixa Taxa de Deformação	23
2.7.2 - Preparação dos Corpos de Prova.....	26
2.7.3 - Critérios de Avaliação.....	27
2.8 - Corrosão Sob Tensão em Aço Inoxidável Austenítico Soldado.....	27
2.8.1 - Efeito Metalúrgico da Solda.....	28
2.8.2 - Trincamento Transgranular por Corrosão Sob Tensão.....	33

2.8.3 - Trincamento Intergranular por Corrosão Sob Tensão.....	34
2.8.4 - Efeito das Variáveis de Soldagem.....	35
III - MATERIAIS E MÉTODOS.....	38
3.1 - Materiais Empregados.....	38
3.1.1 - Metal de Base.....	38
3.1.2 - Metal de Adição.....	40
3.2 - Procedimentos de Soldagem.....	41
3.2.1 - Preparação dos Corpos de Prova.....	41
3.2.2 - Deposição dos Cordões de Solda.....	42
3.3 - Ensaio de Corrosão Sob Tensão.....	44
3.3.1 - Banco de Teste.....	45
3.3.2 - Preparação dos Corpos de Prova.....	47
3.3.3 - Procedimento de Ensaio.....	49
3.4 - Ensaios Mecânicos e Metalográficos.....	51
3.4.1 - Ensaio de Dureza Vickers.....	51
3.4.2 - Ensaios Metalográficos.....	52
3.4.3 - inspeção Visual.....	53
IV - RESULTADOS E DISCUSSÕES.....	54
4.1 - Caracterização Microestrutural da Junta Soldada.....	54
4.2 - Dureza das Juntas Soldadas.....	59

ÍNDICE DE TABELAS

- * **TABELA 2.1** - Meios que causam corrosão sob tensão em alguns metais e suas ligas... 10

- * **TABELA 2.2** - Influência do teor de Ni sobre a susceptibilidade à CST de aço inoxidável austenítico 18% Cr - 0,1% N₂..... 13

- * **TABELA 3.1** - Composição química (% em peso) do Metal de Base AISI 304..... 39

- * **TABELA 3.2** - Composição química (% em peso) do Metal de Solda depositado e valores mínimos de resistência à tração e alongamento em 2” 40

- * **TABELA 3.3** - Parâmetros de soldagen adotados..... 44

- * **TABELA 3.4** - Identificação dos Corpos de Prova..... 49

- * **TABELA 4.1** - Resultados dos ensaios de CST realizados nos corpos de prova com solda transversal e energia de 5,1 kJ/cm..... 62

- * **TABELA 4.2** - Resultados dos ensaios de CST realizados nos corpos de prova com solda transversal e energia de 8,9 kJ/cm..... 63

*** TABELA 4.3 - Resultados dos ensaios de CST realizados nos corpos de prova com solda longitudinal e energia de 5,1 kJ/cm..... 66**

*** TABELA 4.4 - Resultados dos ensaios de CST realizados nos corpos de prova com solda longitudinal e energia de 8,9 kJ/cm..... 66**

ÍNDICE DE FIGURAS

- * **FIGURA 2.1** - Comportamento de aços inoxidáveis austeníticos à corrosão sob tensão em solução de cloreto de magnésio (43%) em ebulição..... 08

- * **FIGURA 2.2** - Relação entre os teores de cloretos e oxigênio da água de caldeira tratada por fosfatos, e a susceptibilidade à CST de aços inoxidáveis austeníticos expostos à fase de vapor com molhamento intermitente..... 11

- * **FIGURA 2.3** - Efeito do teor de Ni sobre a CST em ligas Fe-Cr-Ni exposto à solução em ebulição de cloreto de magnésio a 154 C..... 13

- * **FIGURA 2.4** - Trincas intergranulares de CST em aço inoxidável ferrítico em meio cáustico a alta temperatura..... 15

- * **FIGURA 2.5** - Trinca transgranular de CST por cloreto em aço inoxidável AISI 304.....16

- * **FIGURA 2.6** - Tubos de aço inoxidável ensaiados por corrosão sob tensão.....19

- * **FIGURA 2.7** - Corpos de prova de CST apresentando tensões residuais provenientes de processos de soldagem: (a) amostra sanduiche simulado estrutura rígida; (b) amostra trincada com solda formando um anel..... 20

* FIGURA 2.8 - Resultados típicos dos ensaios sob velocidade de deformação constante para um material em dois meios distintos, um inerte e outro causa CST.....	23
* FIGURA 2.9 - Corpo de prova fraturado em teste de baixa taxa de deformação mostrando (a) imunidade e (b) susceptibilidade à corrosão sob tensão.....	25
* FIGURA 3.1 - Perfil do chanfro usinado nas chapas de aço AISI 304.....	41
* FIGURA 3.2 - Localização dos chanfros nas chapas de espessura 5mm.....	42
* FIGURA 3.3 - Vista parcial da célula de ensaio de CST.....	45
* FIGURA 3.4 - Banco de ensaio de CST.....	46
* FIGURA 3.5 - Etapas de preparação dos corpos de prova de tração soldados.....	48
* FIGURA 3.6 - Corpo de prova de tração soldado. Dimensões em mm.....	48
* FIGURA 3.7 - Esquema de medição de dureza Vickers.....	51
* FIGURA 4.1 - Aspecto dos cordões de solda.....	54
* FIGURA 4.2 - Macrografia dos cordões de solda em sua seção transversal.....	54

* FIGURA 4.3 - Microestrutura do metal de base sensibilizada. A fase clara é a austenita e a região de ataque preferencial são os carbonetos. Ataque ácido oxálico 10%. Aumento 200x.....	55
* FIGURA 4.4 - Estrutura vermicular da ferrita (fase escura). A fase clara é a austenita. Ataque hipossulfito de sódio.....	56
* FIGURA 4.5 - Microestrutura do metal de adição E308L-16, energia de 5,1 kJ/cm, evidenciando duas morfologias da ferrita δ . À direita, morfologia vermicular e à esquerda, morfologia de rede. Ataque hipossulfito de sódio. Aumento 700x.....	57
* FIGURA 4.6 - Diagrama de DeLong para o metal de solda no sistema Fe-Cr-Ni.....	58
* FIGURA 4.7 - Perfis de dureza Vickers do aço AISI 304 soldado com E308L-16.....	60
* FIGURA 4.8 - Perfis de dureza Vickers do aço AISI 304 soldado com E309-16.....	60
* FIGURA 4.9 - Perfis de dureza Vickers do aço AISI 304 soldado com E316L-16.....	61
* FIGURA 4.10 - Microestrutura da ZAC sensibilizada. Metal de adição E308L-16 e energia de 8,9 kJ/cm. Ataque ácido oxálico 10%. Aumento 200x.....	65

* FIGURA 4.11 - Trinca transgranular de CST na ZAC sensitizada. Metal de adição E309-16 e energia de 5,1 kJ/cm. Ataque ácido oxálico 10%.....	65
* FIGURA 4.12 - Resultado do ensaio de CST (tempo mínimo e máximo). Corpo de prova soldado com energia de 5,1 kJ/cm.....	68
* FIGURA 4.13 - Resultado do ensaio de CST (tempo mínimo e máximo). Corpo de prova soldado com energia de 8,9 kJ/cm.....	68
* FIGURA 4.14 - Microestrutura da zona fundida do metal de solda E309-16, mostrando a rede de ferrita delta descontínua (fase escura). A fase clara é a austenita. Ataque ácido oxálico 10%.....	69
* FIGURA 4.15 - Microestrutura da zona fundida do metal de solda E308L-16. A fase escura é a ferrita (veios contínuos) e a fase clara é a matriz austenística. Ataque ácido oxálico 10%. Aumento 720x.....	70
* FIGURA 4.16 - Microestrutura da zona fundida do metal de solda E316L-16, mostrando a rede de ferrita delta. (fase escura). A fase clara é a austenita. Ataque ácido oxálico 10%. Aumento 720x.....	71
* FIGURA 4.17 - Trincas de CST desenvolvidas ao longo das dendritas no metal de solda E309-16 e energia de 8,9 kJ/cm. Ataque ácido oxálico 10%.....	72

* **FIGURA 4.18** - Trincas de CST desenvolvidas ao longo das dendritas no metal de solda E308L-16 e energia de 8,9 kJ/cm. Ataque ácido oxálico 10%..... 72

* **FIGURA 4.19** - Trincas de CST desenvolvidas ao longo das dendritas no metal de solda E316L-16 e energia de 5,1 kJ/cm. Ataque ácido oxálico 10%..... 73

1. INTRODUÇÃO

A utilização da soldagem como processo de fabricação e/ou de manutenção nos diversos segmentos da indústria tem se constituído em um marco para o crescimento e fortalecimento da indústria brasileira. Este fato tem levado pesquisadores e estudiosos da área a empenharem-se na realização de estudos sobre os fenômenos associados à soldagem.

Dentre os estudos realizados, especial atenção tem sido dada à soldagem dos aços inoxidáveis, cuja utilização pela indústria tem crescido ano a ano em função de suas boas propriedades mecânicas e excelente resistência à corrosão. É exatamente a resistência à corrosão, um dos pontos mais importantes a serem considerados quando da realização de soldas de aços inoxidáveis. Esta propriedade é grandemente influenciada pelos processos metalúrgicos que ocorrem durante a soldagem ou durante o tratamento térmico dos componentes soldados.

Uma das principais aplicações das soldas de aços inoxidáveis austeníticos é como revestimento de equipamentos pressurizados tais como reatores e vasos de pressão, nas indústrias química, petroquímica e nuclear. Apesar destas soldas possuírem excelente resistência à corrosão uniforme nos meios a que são expostas, outras formas de corrosão como pitting, corrosão intergranular e corrosão sob tensão podem ocorrer, causando falhas no revestimento.

Segundo Robin L. Jones [1] os problemas de corrosão em BWR's (Boiling Water Reactors), durante os anos 80, resultaram em substanciais perdas na geração de energia, altos custos de manutenção e reparos, e exposição de pessoas à significativas taxas de radiação.

O fenômeno da corrosão está presente em praticamente todos os meios. Por apresentar-se nas mais variadas formas e condições, pode causar danos que vão desde a formação de finas camadas de óxidos sobre a superfície de um material metálico até a destruição completa de equipamentos e máquinas. Em algumas situações, os acidentes originados por problemas de corrosão são tão sérios que podem levar à perda de vidas humanas. Fatos como estes fizeram com que os estudos sobre o fenômeno corrosão fossem intensificados visando a busca de métodos efetivos para a sua prevenção.

A corrosão pode ser definida como a destruição ou deterioração de um material devido à reação do mesmo com o meio circundante. Isto faz com que o material perca suas propriedades essenciais tais como resistência mecânica, elasticidade e ductilidade, uma vez que o produto da corrosão formado é bastante pobre nessas propriedades [2]. Ela pode apresentar-se uniformemente distribuída ou localizada em pontos preferenciais. Entre os diversos tipos de corrosão, pode-se citar: corrosão galvânica, corrosão por crevice ou sob contato, por pites, por fadiga, corrosão sob tensão, etc.. A corrosão sob tensão será objeto deste estudo, principalmente, por constituir-se num dos grandes problemas presentes nas indústrias química, petroquímica e nuclear.

A corrosão sob tensão que relaciona os efeitos combinados de tensões estáticas de tração e a ação de um meio corrosivo tem sido um dos grandes problemas a que estão sujeitas as soldas de aços inoxidáveis austeníticos. Este continua sendo um dos principais problemas na ciência da corrosão [3].

As trincas de corrosão sob tensão formam-se e propagam-se na direção da tensão de tração a níveis bem inferiores àqueles requeridos para a ruptura do material na ausência do meio corrosivo.

De uma forma geral, não existe um meio padrão que cause trincamento por corrosão sob tensão em várias ligas, sendo necessária uma combinação metal/meio. Os aços inoxidáveis austeníticos são particularmente susceptíveis às trincas de CST em meios contendo cloretos. A temperatura e a presença de oxigênio tendem a agravar a corrosão sob tensão por cloretos nos aços inoxidáveis. A maioria dos aços inoxidáveis ferríticos ou de estrutura duplex são imunes ou altamente resistentes à CST. Porém, todos os inoxidáveis austeníticos, especialmente os tipos AISI 304 e 316, são susceptíveis a um certo grau [4]. A composição e características microestruturais de tais aços são os fatores determinantes de sua maior ou menor susceptibilidade.

Devido ao grande número de ligas desenvolvidas e à complexidade e sofisticação das aplicações industriais, a necessidade de informações sobre o comportamento dos metais quanto à corrosão sob tensão tem aumentado enormemente. Infelizmente, a insuficiência

de testes de corrosão sob tensão padronizados tem resultado numa dificuldade em correlacionar as informações obtidas em trabalhos publicados.

O presente trabalho foi motivado e apoiado pela grande necessidade que têm as refinarias da **PETROBRAS**, particularmente a **RLAM/Bahia**, de dispor de técnicas e/ou procedimentos de soldagem de reparo de baixa susceptibilidade à corrosão sob tensão.

Com este objetivo, procurou-se avaliar a influência de dois parâmetros de soldagem: a energia imposta à peça (ou aporte térmico ou heat input) e o tipo de metal de adição, sobre a susceptibilidade à corrosão sob tensão de juntas de aço inoxidável austenítico em meios contendo cloretos. O controle destes parâmetros pode constituir-se num meio eficiente de se eliminar ou minimizar a ocorrência da corrosão sob tensão quando da realização de soldas de reparo em equipamentos da indústria petroquímica.

II. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

2.1. CARACTERÍSTICAS DA CORROSÃO SOB TENSÃO

A corrosão sob tensão (CST) refere-se a um processo destrutivo por trincamento de um material, causado pela presença simultânea de tensões de tração estáticas, residuais ou aplicadas externamente, e de um meio corrosivo específico. Este tipo de corrosão não é facilmente detectável, mesmo que esteja em estado avançado, podendo originar quebras catastróficas em equipamentos pressurizados.

A corrosão sob tensão apresenta uma série de características que permitem distingui-la dos demais processos corrosivos. As características fundamentais podem ser assim resumidas [5]:

- A fratura causada por CST é macroscopicamente frágil [6], mesmo em metais que num ensaio de tração têm comportamento dúctil.
- Metais puros são normalmente imunes à CST, porém podem haver exceções.
- A fratura causada pela CST caracteriza-se, em geral, pela presença de duas zonas distintas: a primeira, resulta do desenvolvimento das trincas de corrosão sob tensão, e a segunda, resulta da ruptura brusca do metal causada pelas tensões existentes. Dois processos distintos são verificados. O primeiro, denominado período de incubação, correspondente a um lento processo de corrosão que precede a formação de trincas visíveis, e o segundo, correspondente ao processo de propagação das mesmas.
- A fratura ocorre num plano perpendicular à tensão principal, sendo que somente tensões de tração produzem trincas de corrosão sob tensão.
- As trincas de corrosão sob tensão podem ser tanto intergranulares como transgranulares, sendo que a forma adotada depende tanto do material como do meio corrosivo. Ambas as formas

apresentam diferentes graus de ramificação, podendo apresentarem-se com múltiplos "braços" ou um único.

- Nem todas as combinações metal/meio estão sujeitas ao trincamento por corrosão sob tensão [7]. Os aços inoxidáveis austeníticos, por exemplo, são susceptíveis à CST em meios contendo cloretos mas não o são em meios contendo amônia, enquanto que os latões são susceptíveis à CST em meios contendo amônia e não o são em meios contendo cloretos. Para algumas combinações liga/meio, temperaturas mais elevadas que a ambiente são necessárias para ativar o processo corrosivo.

- A espécie química essencial para causar o trincamento não precisa estar presente no meio em grande quantidade ou elevada concentração. Em amostras pré-trincadas, a ocorrência de trincas de corrosão sob tensão, aparentemente não estaria condicionada a um meio específico. Assim, aços martensíticos de baixa liga, pré-trincados podem sofrer rupturas em praticamente qualquer meio, inclusive orgânico, tal como acetona.

- A presença de agentes oxidantes exerce uma grande influência sobre o trincamento por CST. Por exemplo, a presença de oxigênio dissolvido ou outras espécies oxidantes é crítica para o trincamento dos aços inoxidáveis austeníticos em soluções de cloretos, e se o oxigênio for removido, o trincamento não ocorrerá [7].

2.2. MECANISMOS DE PROPAGAÇÃO DAS TRINCAS

Apesar da corrosão sob tensão representar um dos problemas de corrosão mais importantes, os prováveis mecanismos envolvidos ainda não são totalmente compreendidos. A principal razão desta situação é a complexa interrelação entre o metal e as propriedades do meio.

De uma forma geral a corrosão sob tensão envolve três estágios [5]:

1 - ataque corrosivo e lento, o qual produz um pite ou outra forma de concentração de tensão, que pode desenvolver-se numa trinca.

2 - crescimento lento da trinca, durante o qual os efeitos combinados da tensão e corrosão promovem a sua propagação, com conseqüente aumento de tensão na extremidade da trinca.

3 - ocorrência da fratura rápida sob ação da tensão. Esta falha está associada ao fato da tensão atuante ultrapassar a resistência estática do aço.

Um mecanismo mais universal de propagação das trincas de corrosão sob tensão está associado a uma dissolução localizada do metal, iniciando como pites e subsequente transformando-se em trincas. Este mecanismo relaciona o caminho da trinca com regiões consideradas anódicas, devido à presença de segregações ou precipitados de segunda fase. À medida que a trinca avança, estas regiões ativas tornam-se inativas devido à formação de um filme passivo. Este filme não se forma sobre a ponta da trinca e, mesmo quando formado, as tensões envolvidas no processo ajudam a rompê-lo, expondo novas superfícies à ação do meio corrosivo, permitindo que a trinca avance no material.

No caso dos aços inoxidáveis, a diversidade de mecanismos propostos para explicar a propagação das trincas de CST e a dificuldade em associa-los em torno de um processo único que melhor representasse os resultados obtidos, tem levado a descrever o trincamento por CST em termos do meio que o causa. Assim sendo, tentar-se-á detalhar apenas os mecanismos de propagação das trincas em meio contendo cloretos, que constituirá o meio de ataque do presente trabalho.

Normalmente, as formas de ataque localizado em soluções de cloretos estão associadas com heterogeneidades estruturais (por exemplo, a corrosão por pites freqüentemente origina-se em inclusões de MnS e a corrosão intergranular ocorre ao longo dos contornos de grão empobrecidos em cromo), enquanto que as trincas de corrosão sob tensão por cloretos usualmente adotam um caminho transgranular, com alguns segmentos de trinca seguindo os planos de escorregamento da rede austenítica [8,9]. Alguns estudos [10] foram realizados para caracterizar os trincamentos por cloretos em termos de deformação, especificamente quando os planos de escorregamento interceptam a superfície da extremidade da trinca. Isto cria um degrau de escorregamento que rompe o filme passivo e expõe a superfície metálica ao meio corrosivo.

Considerando as características de passivação do metal, espera-se que a superfície recentemente criada seja repassivada, porém, se a repassivação for muito lenta, o ataque corrosivo ocorre e forma pites de forma alongada, com conseqüente incremento da trinca.

A teoria de ruptura do filme envolve uma competição entre a tendência do material passivar pela formação do filme protetivo, e a interrupção do desenvolvimento de tal filme pela formação de bandas de escorregamento que o rompe. Esta competição leva a um trincamento transgranular. No caso de trincamento intergranular, eles podem ocorrer em situações que os contornos de grãos são menos passivados do que o seio dos grãos [11].

Manfredi *et al.* [12] verificaram que o trincamento transgranular por CST do aço inoxidável AISI 304 em solução de $MgCl_2$ ocorre por reação anódica com o meio, onde compostos de baixo ponto de fusão, normalmente filmes salinos ricos em cloretos, são formados sob sua superfície metálica. A propagação das trincas dá-se pelo mecanismo de ruptura dos filmes, conforme descrito acima. Ainda segundo os autores, o trincamento intergranular neste sistema metal/meio ocorre, provavelmente, devido à segregação de impurezas de baixo ponto de fusão nos contornos de grão. Este tipo de CST é observado sob condições químicas e eletroquímicas, as quais interrompem ou retardam a formação de filmes de óxidos de alto ponto de fusão (Cr_2O_3) na superfície do metal [8].

2.3. EFEITOS DA TENSÃO

Existe uma tensão mínima necessária para provocar a trinca por corrosão sob tensão, normalmente conhecida como "tensão crítica", abaixo da qual geralmente a trinca não se propaga. Esta tensão depende da temperatura, composição da liga e composição do meio. Dependendo da combinação metal/meio, esta tensão crítica pode variar desde valores da ordem de 10% da tensão de escoamento até valores de 70% da tensão de escoamento do material.

Hoar e Hines [apud 13] verificaram que arames de aços 18Cr-8Ni-3Mo e 18Cr-Ni-Ti de 0,5mm de diâmetro rompiam a tensões relativamente baixas em pequeno espaço de tempo. Em estudos posteriores, eles observaram que arames de diversos outros tipos de aços inoxidáveis austeníticos não apresentavam nenhuma trinca até atingirem valor de tensão da ordem de 140 MPa quando ensaiados em solução em ebulição de $MgCl_2$.

Uhlig [14] também constatou a necessidade de tensões mínimas para causar trincamento por CST, porém, considerava que a utilização destes valores para uso na engenharia de projeto ainda era questionável. Em seus estudos, Krafft *et al.* [13] concluíram que esta tensão mínima realmente existe e que a sua intensidade é dependente das tensões residuais existentes. Eles também concluíram que a densidade de trincas é diretamente proporcional ao valor da tensão aplicada.

A figura 2.1 ilustra curvas típicas de tensão em função do tempo para fratura de aços inoxidáveis austeníticos [4]. Verifica-se pela figura 2.1 que aumentando-se a tensão aplicada, diminui-se o tempo para ocorrer a trinca. As fontes de tensão podem ser as mais diversas: térmica, residual ou aplicada externamente. Existem diversas situações em que o trincamento por

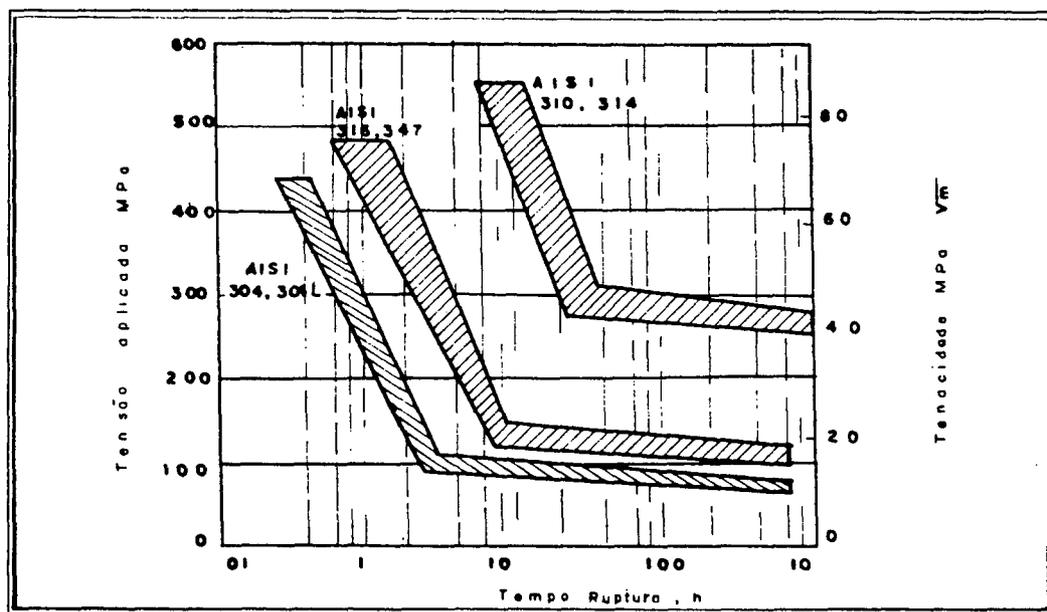


FIGURA 2.1- Comportamento de aços inoxidáveis austeníticos à CST em solução efervescente de cloreto de magnésio 42% [4].

Corrosão sob tensão pode ocorrer mesmo sem a aplicação de tensões externas, como na Soldagem, por exemplo, onde as tensões residuais podem atingir valores próximos ao limite de escoamento do material [15].

2.4. EFEITOS DO MEIO SOBRE A CORROSÃO SOB TENSÃO

O desenvolvimento da CST de um metal ou liga somente é possível nos casos em que o meio promove uma reação eletroquímica específica numa determinada região da superfície do metal em condições de formar trincas. Além disso, a concentração dos reagentes e características físicas do meio, como temperatura e pressão, também podem influenciar o processo [5].

A corrosão sob tensão é bem conhecida em vários meios aquosos, todavia ela pode ocorrer em certos metais líquidos, sais fundidos e líquidos inorgânicos não aquosos. Na tabela 2.1 são listados vários sistemas liga/meio nos quais o trincamento por CST pode ocorrer [7].

Em alguns casos para haver ocorrência da CST, além da presença do agente causador da CST, é essencial a presença de um outro elemento que, aparentemente age como catalisador. É o que acontece no caso da corrosão sob tensão de aços inoxidáveis austeníticos em meios contendo cloretos, a qual não ocorre se o oxigênio for totalmente removido da solução. Este fato é ilustrado pela figura 2.2.

A temperatura é uma das variáveis do meio mais importantes na determinação de um trincamento por corrosão sob tensão, uma vez que determinados metais e ligas somente sofrem CST, em um certo meio, se a temperatura do mesmo ultrapassa a um certo valor. Um exemplo clássico, é o que ocorre com os aços inoxidáveis austeníticos, para os quais são raríssimos os casos em que se verificou corrosão sob tensão por cloretos em temperaturas abaixo de 60-80°C [16,17,18].

/ TABELA 2.1 - Meios que causam corrosão sob tensão de alguns metais e sua ligas

MATERIAL	MEIO	MATERIAL	MEIO
Ligas de Al	Soluções NaCl-H ₂ O ₂	Aços Comuns	Soluções NaOH
	Soluções NaCl		Sol. NaOH-Na ₂ SiO ₂
Água do Mar	Sol. Nitrato Na e Ca		
Ar, Vapor D'água	Soluções HCN		
Ligas de Cu	Solução de Amônia	Aços Comuns	Solução Ácida H ₂ S
	Vapor de Amônia		Água do Mar
	Ar, Vapor D'água		Ligas Na-Pb Fundida
Ligas de Au	Solução FeCl ₃	Aços Inox	Soluções NaOH-H ₂ S
	Sol. Salina - Ácido Acético		Água Cloretada de Vapores Condensados
Inconel	Sol. Soda Cáustica		Água do Mar
Chumbo	Sol. Acetato de Pb		H ₂ S
Níquel	Soda Cáustica Fundida		Soluções Ácidas de MgCl ₂ e BaCl ₂
Magnésio	Solução KHF ₂		Ligas de Ti
Ligas Mg-Al	Água destilada	N ₂ O ₄ líquido	
	Sol. HNO ₃ , NaOH, HF	Metanol e outros líquidos orgânicos	
Ligas Mg-Al-Zn-Mn	Atmosfera Marinha	Ligas de Ti	Vapores de HNO ₃
	Ar úmido + SO ₂ + CO ₂		Cl ₂ úmido
	Sol. NaCl + H ₂ O ₂		Zircônio

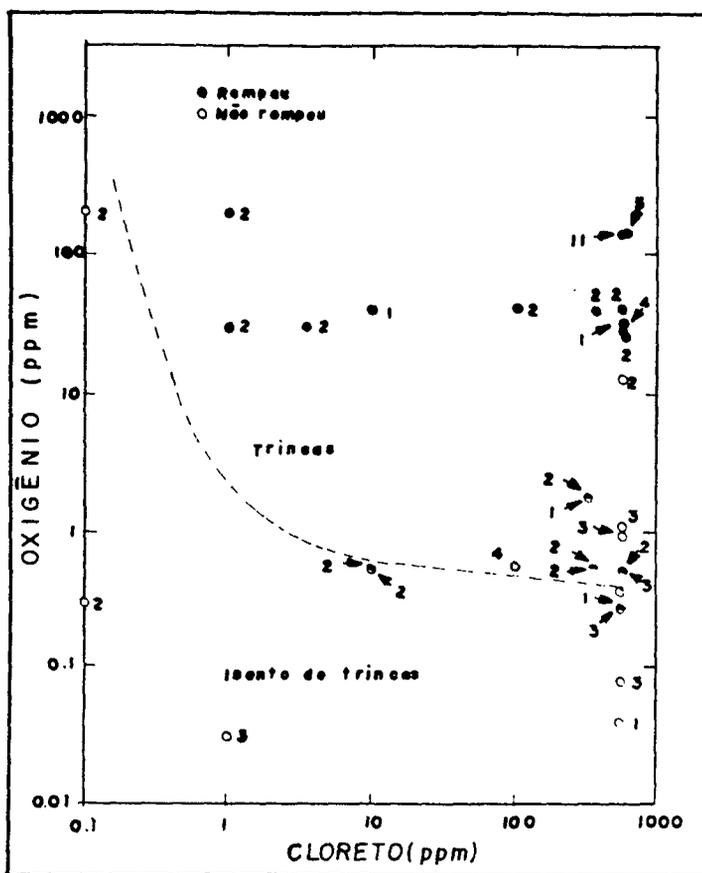


FIGURA 2.2 - Relação entre os teores de cloro e oxigênio da água de caldeira tratada por fosfatos, e a susceptibilidade à CST de aços inoxidáveis austeníticos expostos à fase de vapor com molhamento intermitente [5]

2.5. ASPECTOS METALÚRGICOS DA CST

A susceptibilidade ao trincamento por corrosão sob tensão é afetada pela composição química média, orientação preferencial dos grãos, composição e distribuição dos precipitados, interação das discordâncias e pela ocorrência das transformações de fase (ou grau de meta estabilidade das fases presentes) [15].

A influência da variação do teor dos elementos de liga sobre a CST pode ser exemplificada pelo comportamento de arames de liga Fe-Cr-Ni, com diferentes teores de níquel, saídos em solução de cloreto de magnésio 42%, conforme estudos realizados por Copson [9]. Copson observou que o tempo para ocorrência da fratura aumentava rapidamente com o teor de níquel, sendo que, as ligas com teores entre 45 a 50% de Ni pareciam imunes ao trincamento, enquanto que ligas com 8% de Ni rompiam dentro de uma hora. Os resultados estão mostrados na figura 2.3. No caso dos aços inoxidáveis, o aumento da resistência ao trincamento por CST em meios contendo cloretos devido ao níquel, aplica-se somente à série austenítica, uma vez que mesmo em pequenas quantidades a presença de níquel nos aços inoxidáveis ferríticos é prejudicial à resistência a corrosão por cloretos [10].

A energia de falha de empilhamento também pode afetar a resistência à CST, principalmente de materiais com estrutura cúbica de face centrada (CFC), como é o caso dos aços inoxidáveis austeníticos. Energias de falha de empilhamento pequenas dificultam o escorregamento cruzado e favorecem uma distribuição planar de discordâncias, enquanto que energias elevadas favorecem o escorregamento cruzado e conduzem a uma distribuição celular de discordâncias. Desse modo, energias de falha de empilhamento pequenas favorecem o empilhamento de discordâncias em barreiras inter- ou intragranulares, produzindo maiores concentrações de tensões no material e, tornando-o mais susceptível ao trincamento por corrosão sob tensão. Como a composição química tem uma relação direta com esta energia, fica evidenciado a sua influência sobre a corrosão sob tensão [5]. Para exemplificar este fato mostra-se na Tabela 2.2 a influência do teor de níquel sobre as características de deformação e susceptibilidade à CST de um aço inoxidável austenítico com 18% Cr e 0,1% N₂.

A susceptibilidade à CST nos aços inoxidáveis austeníticos também é afetada pela deformação plástica. A deformação plástica afeta a densidade de discordâncias, aumentando as tensões internas e, conseqüentemente, tornando o metal mais susceptível à CST. Por outro lado, esta susceptibilidade é diminuída para altas taxas de deformação em aços inoxidáveis contendo entre 8 a 10% Ni. Nos aços austeníticos tipo AISI 304, por exemplo, deformações superiores a 20% voltam a aumentar a resistência a CST. Este fenômeno deve-se à transformação

ustenita em martensita α' e ϵ , as quais apresentam estrutura cúbica de corpo centrado eagonal compacta, respectivamente. Esta martensita tende a abaixar o potencial de corrosão e, tanto, diminuir a susceptibilidade à CST [5].

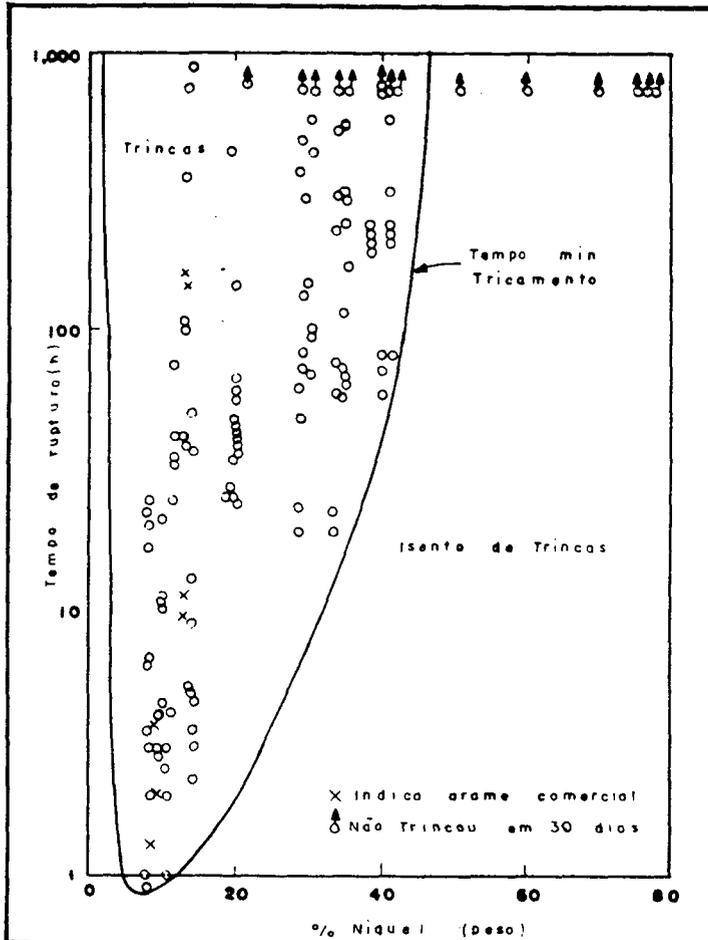


FIGURA 2.3 - Efeito do teor de Ni sobre a CST em ligas Fe-Cr-Ni expostas à solução de $MgCl_2$ (42%) a $154^\circ C$ [19]

TABELA 2.2 - Influência do teor de Ni sobre a susceptibilidade à CST de aço inoxidável austenítico 18% Cr - 0,1% N_2 [5]

TEOR DE NÍQUEL (% peso)	ENERGIA DE FALHA EMPILHAMENTO (erg / cm^2)	SEPAR. PLANOS ESCORREGAM. (μm)	DISTRIBUIÇÃO DISCORDÂNCIAS ($\epsilon = 5\%$)	TEMPO DE RUPTURA (h)
8	7	0,7	Planar	2
18	17	0,4	Planar	(100)
20	(19)	0,1	Celular	> 500
23	(21)	0,1	Celular	> 500

A presença de ferrita delta nos aços inoxidáveis austeníticos geralmente aumenta a resistência ao trincamento por cloretos. Esta fase é rica em Cr e elementos estabilizadores da ferrita e, pobre em Ni e elementos estabilizadores da austenita. O efeito benéfico da ferrita delta é atribuído à sua interferência com a propagação das trincas através da matriz austenítica, quando se faz presente como grãos de ferrita isolados em quantidade significativa, tal qual encontrada nos aços inoxidáveis duplex. Neste caso, seu comportamento é semelhante ao da martensita α' [5,20]. Entretanto, quando presente como uma rede contínua ao longo dos contornos de grãos, a ferrita delta diminui a resistência à corrosão sob tensão. A exposição da ferrita delta à temperaturas elevadas por um tempo prolongado, pode levar à sua transformação para fase sigma. A presença da fase sigma eleva a dureza do material, porém, diminui a ductilidade e a resistência à corrosão [20].

2.6. MORFOLOGIA DAS TRINCAS

As trincas de corrosão sob tensão têm a aparência daquelas originárias de fratura mecânica frágil, quando, na verdade elas são produto de processos de corrosão local [2].

Tanto trincas intergranulares como transgranulares já foram observadas em estudos de corrosão sob tensão, dependendo da liga, do meio corrosivo, da temperatura e das condições de tratamento térmico. As primeiras desenvolvem-se ao longo dos contornos de grãos enquanto que as últimas propagam-se sem uma preferência aparente pelos contornos. A figura 2.4 é um exemplo de trincamento intergranular e a figura 2.5 mostra o modo transgranular. Ligas de alto teor de Ni, ligas de Fe-Cr e latões podem apresentar uma transição entre os dois modos de trincamento [15].

O caráter das trincas desenvolvidas durante o processo de CST depende consideravelmente da natureza do meio. Assim, um mesmo metal ou liga pode sofrer trincamento

intergranular num determinado meio e transgranular num outro. É o que ocorre, por exemplo, com os aços comuns que, em meios contendo nitratos, trincam intergranularmente e, em meios contendo HCN, transgranularmente [5].

Okeda *et al.* [apud 12] observaram a presença de trincas transgranulares em corpos de prova de aço inox AISI 304 testados em solução efervescente de $MgCl_2$ a $143^{\circ}C$, com aplicação de carga constante. Porém, em temperaturas de $115^{\circ}C$ e $125^{\circ}C$, eles verificaram a presença de trincas trans- e intergranulares. Stalder e Duquette [apud 12] observaram que a CST em metal base AISI 304 recozido ocorria intergranularmente em solução efervescente de $MgCl_2$ a $135^{\circ}C$, enquanto que trincas transgranulares foram obtidas com a mesma solução a $154^{\circ}C$. Destas observações, os autores concluíram que havia uma relação entre a temperatura e o modo de trincamento por CST em solução de cloreto do aço AISI 304, sendo que o modo intergranular era favorecido com o decréscimo da temperatura. Já o trincamento no metal de solda ocorria preferencialmente ao longo das interfaces ferrita-austenita independentemente da temperatura.

Este modo de trincamento era atribuído à grande diferença composicional existente entre as fases ferrita e austenita.

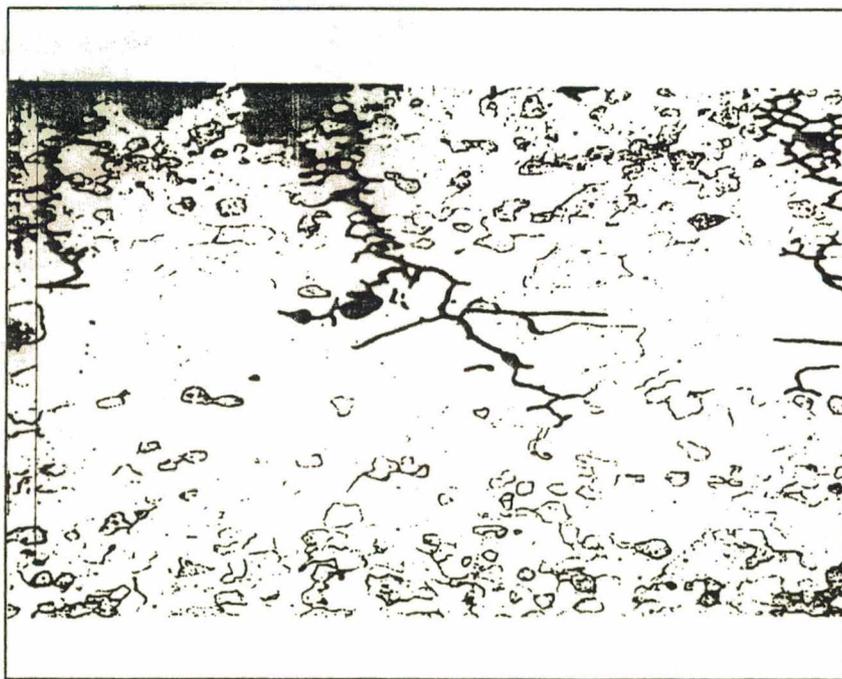


FIGURA 2.4 - Trincas intergranulares de CST em aço inoxidável ferrítico em meio cáustico a alta temperatura [10]

O modo intergranular de trincamento é favorecido pela presença de precipitados nos contornos de grãos ou regiões empobrecidas em elementos do soluto, enquanto que o modo transgranular segue planos cristalográficos de baixo índice [2].

As trincas de corrosão sob tensão, inicialmente microscópicas, desenvolvem-se na direção perpendicular à tensão aplicada. Normalmente variam no grau de ramificações podendo apresentar casos sem ramificações alguma como casos em que exibem múltiplas, assemelhando-se a um "delta de um rio".

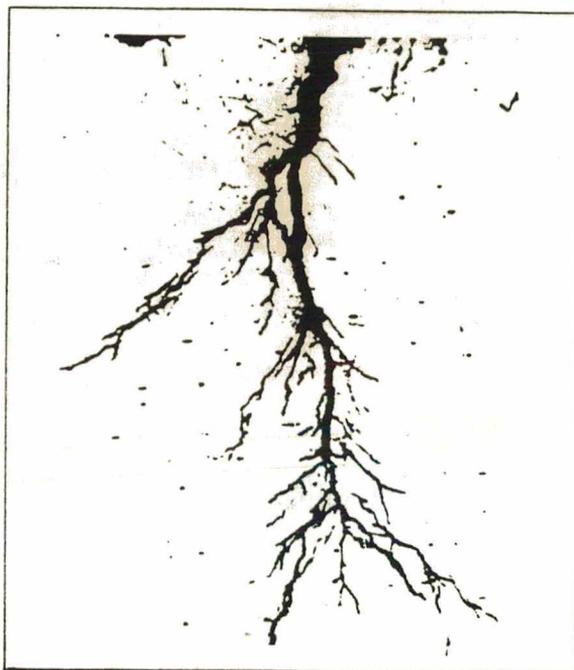


FIGURA 2.5 - Trinca transgranular de CST por cloreto em aço inoxidável AISI 304 [4].

Quanto às juntas soldadas, três morfologias diferentes de trincas de CST já foram observadas [20]:

1 - Transgranular, na qual as trincas atravessam os contornos das dendritas e da austenita. Trincas em soldas de revestimento tipo 316, 308 e 309 são predominantemente transgranulares.

2 - Intergranular, na qual as trincas desenvolvem-se nos contornos de grão da austenita, estando associado às soldas austeníticas com baixo conteúdo de ferrita (Ferrite Number 5 - FN 5).

3 - Interdendrítico, na qual as trincas propagam-se por caminhos desenvolvidos ao longo dos contornos da ferrita. Este modo interdendrítico está associado às soldas austeníticas com alto teor de ferrita (FN 11).

2.7. VERIFICAÇÃO DA CORROSÃO SOB TENSÃO

A maioria dos testes de corrosão sob tensão são desenvolvidos com a finalidade de permitir selecionar o material mais adequado para uma aplicação específica ou para efetuar comparações sobre o comportamento dos diferentes sistemas metal/meio.

O método de teste de CST selecionado não deve ser tão severo de forma que venha a rejeitar um material que esteja adequado para uma aplicação particular; por outro lado, o teste deve ser tal que não permita que material com possibilidade de quebra em serviço venha a ser liberado.

O fato dos processos de corrosão sob tensão serem muito complexos e ocorrerem sob condições bem diferentes, fez com que um grande número de métodos de ensaio fosse desenvolvido. A padronização dos métodos de testes de CST iniciou-se em 1960 pela American Society for Testing and Materials (ASTM) e pela National Association of Corrosion Engineers (NACE), o que permitiu a comparação de resultados obtidos em diferentes laboratórios.

O uso de técnicas eletroquímicas é um método alternativo para avaliar a susceptibilidade à corrosão sob tensão de juntas soldadas. A medição do potencial do eletrodo de uma junta, polarizada ou não, pode auxiliar na detecção de modificações estruturais causadas pelo processo de soldagem e, desta forma, indicar a presença de áreas anódicas. Se ocorre um ataque preferencial nos contornos de grão, este pode ser observado pelo crescimento da corrente e pelo exame metalográfico [9].

Alguns fatores devem ser levados em consideração quando da determinação do teste de corrosão sob tensão a ser adotado [4]:

- A composição do meio utilizado deve permanecer constante durante todo o ensaio.
- Os materiais usados como acessórios no teste de CST devem ser resistentes ao ataque corrosivo.
- Não deve haver interferência quanto à tensão aplicada sobre o corpo de prova durante o ensaio.
- Deve ser evitada toda e qualquer ação galvânica entre o corpo de prova e equipamentos auxiliares. Caso ocorra, esta ação pode acelerar ou retardar o processo de CST dependendo se o controle for anódico ou catódico.

2.7.1. MÉTODOS DE ENSAIOS

Fundamentalmente os principais testes de avaliação da susceptibilidade à corrosão sob tensão, podem ser divididos como se segue:

- Testes em corpos de prova com tensões residuais
- Testes com corpos de prova não entalhados carregados estaticamente
- Testes com corpos de prova pré-trincados carregados estaticamente
- Testes sob velocidade de deformação constante
- Testes de baixa taxa de deformação

2.7.1.1. Testes em Corpos de Prova com Tensões Residuais

Muitos problemas de trincamentos por corrosão sob tensão ocorridos na indústrias estão associados com tensões residuais desenvolvidas no metal durante tratamento térmicos, processos de fabricação, operação de soldagem, etc. Face a isto, tem-se utilizado corpos de prova com tensões residuais simulando as condições de serviço para se avaliar susceptibilidade à corrosão sob tensão de certas ligas em meios específicos.

Tensões residuais resultantes de processos de fabricação como forjamento despenho e estampagem que envolvem deformação plástica à temperatura ambiente podem atingir valores da ordem do limite elástico do material [21]. A figura 2.6 mostra amostras de material com tensões residuais oriundas de processos de fabricação ensaiadas no teste de CST.

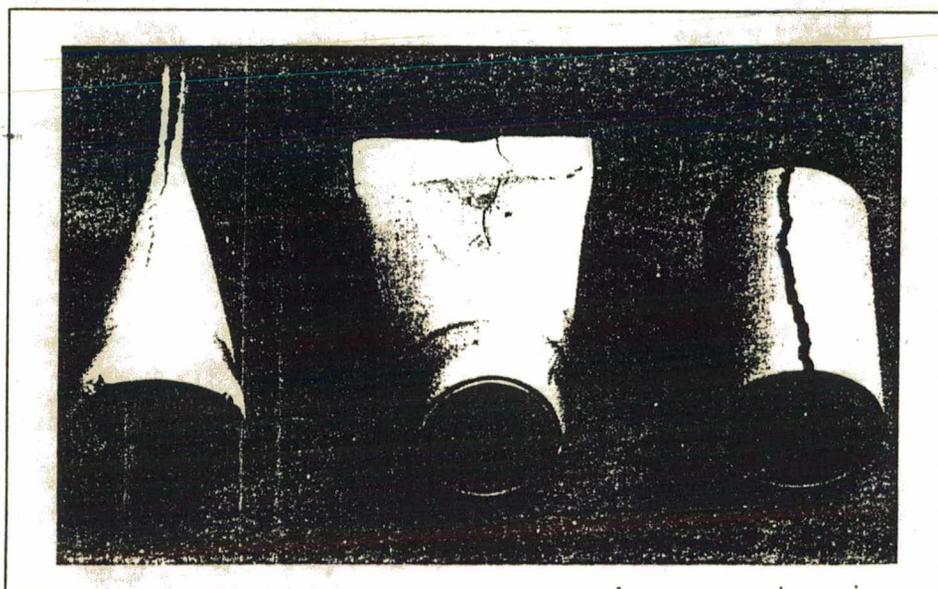


FIGURA 2.6 - Tubos de aço inoxidável (12,7 mm de diâmetro) ensaiados por CST. Esquerda e centro: tubos recozidos deformados a frio antes do teste. Direita: tubo deformado a frio sem tratamento térmico [21]

As tensões residuais desenvolvidas dentro e nas adjacências das juntas soldadas também constituem uma fonte de trincas de corrosão sob tensão em serviço. As tensões

longitudinais desenvolvidas nas vizinhanças da junta soldada são menos intensas do que aquelas desenvolvidas em componentes deformados plasticamente, uma vez que elas são limitadas pelo baixo valor de limite de escoamento do metal a quente. Exemplos de corpos de prova envolvendo tensões residuais de soldagem são mostrados na figura 2.7.

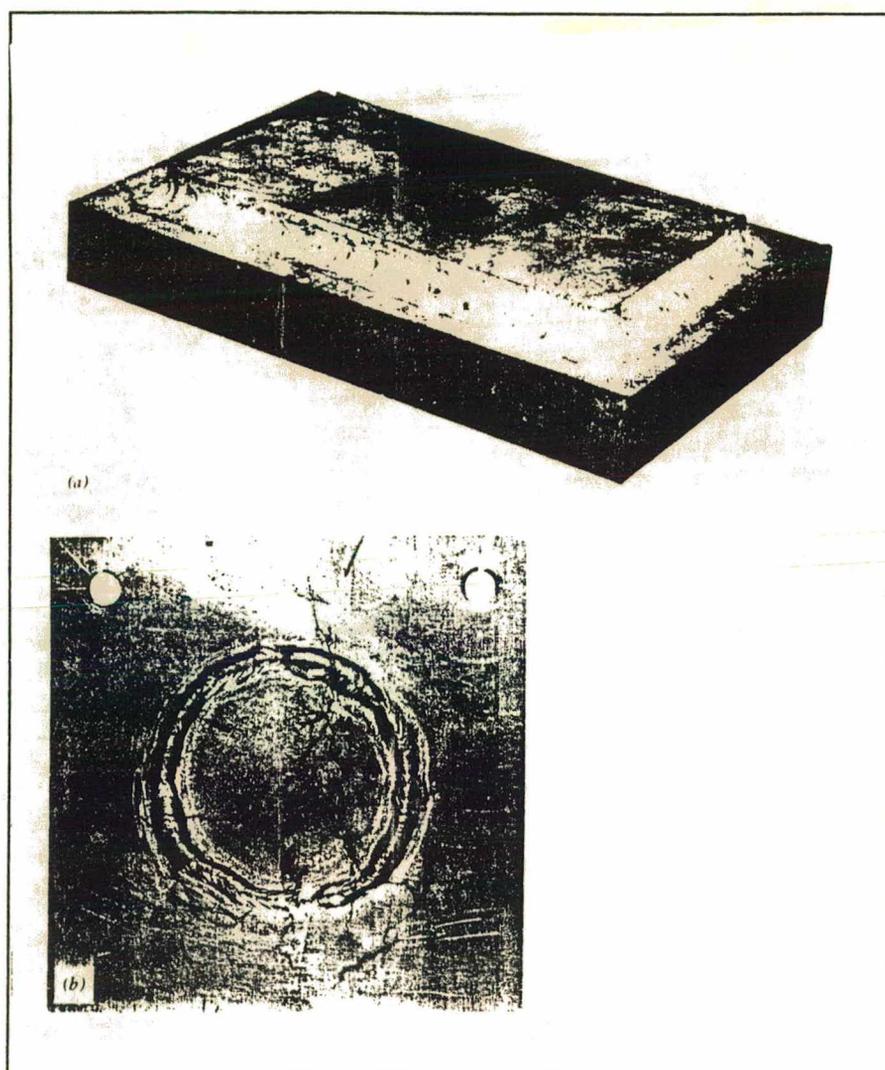


FIGURA 2.7 - Corpos de prova de CST apresentando tensões residuais provenientes de processos de soldagem: (a) amostra sanduíche simulando estrutura rígida - presença de trincas de CST ao centro da placa; (b) amostra trincada com solda formando um anel

2.7.1.2. Corpos de Prova não Entalhados Carregados Estaticamente

Estes corpos de prova podem ser das mais variadas formas e dimensões, dependendo do tipo de teste usado. Um dos corpos de prova bastante utilizado é o de flexão em "U" por apresentar deformação elástica e plástica. Entretanto, a tensão não é uniforme ao longo de sua espessura apresentando uma tensão máxima de tração na superfície convexa que varia até zero no eixo neutro. A partir daí, as tensões são de compressão e atingem um máximo na superfície côncava [04,05].

Outros corpos de prova utilizados são a placa com impressão Brinell e o corpo de prova deformado num ensaio Erichen, os quais dão poucas informações sobre a influência do nível de tensões no trincamento [05].

Para obter-se informações sobre a influência do nível de tensões utiliza-se os corpos de prova de flexão ou tração, ou ainda, o anel em "C".

Os corpos de prova de tração usados no ensaio de tração convencional são facilmente adaptados para o ensaio de corrosão sob tensão, conforme ASTM G49-76 [22]. Quando carregado uniaxialmente, a tensão padrão é simples e uniforme e a tensão aplicada pode ser exatamente determinada. É um dos métodos de ensaio de corrosão sob tensão mais versáteis devido à flexibilidade permitida no tipo e tamanho do corpo de prova e, na faixa do nível de tensão a ser usada. Outra vantagem é que na ocorrência do trincamento por CST, ele geralmente resulta numa fratura completa do corpo de prova, permitindo sua fácil detecção.

Em geral, o ensaio é realizado em meios naturais (de preferência a própria substância de interesse) ou em soluções ou atmosferas padronizadas. Alguns meios de ensaio estão padronizados pela ASTM como, por exemplo, ASTM G36-73 [23] para o ensaio de aços inoxidáveis em solução efervescente de cloreto de magnésio. A solução efervescente de cloreto de magnésio tem sido largamente utilizada nos ensaios de CST dos aços inoxidáveis por constituir-se num meio bastante severo, além de simples e rápido. Como o ponto de ebulição do cloreto de magnésio é extremamente dependente de sua concentração, a norma ASTM G36-73 recomenda o uso da solução de teste na temperatura de $155^{\circ}\text{C} \pm 1^{\circ}\text{C}$.

Nestes ensaios, o parâmetro normalmente medido é o tempo para ocorrência da ruptura total do corpo de prova ou o tempo necessário ao aparecimento das primeiras trincas visíveis a olho nu.

2.7.1.3. Testes com Corpos de Prova Pré-Trincados Carregados Estaticamente

Este método de ensaio de CST utiliza a capacidade da mecânica da fratura linear elástica em descrever a distribuição de tensão em um corpo de prova ou outro componente contendo uma trinca em função do fator de intensificação de tensões (K_I). Para valores iguais ou superiores a K_I , a corrosão sob tensão em um material susceptível iniciar-se-á e propagar-se-á em determinados meios, levando o corpo de prova à ruptura, porém, para valores inferiores a K_I , nenhuma propagação mensurável é observada [4]. O valor de K_I mínimo, abaixo do qual não se observa a ocorrência de CST é designado por K_{ICST} . A determinação mais precisa deste parâmetro é obtida pela determinação da velocidade de propagação da trinca para diferentes valores de K_I .

Com o valor de K_{ICST} e empregando-se a teoria da mecânica da fratura linear elástica pode-se determinar a menor trinca que se propagará como trinca de corrosão sob tensão, conhecida por a_{cr} [4,5] e definida por:

$$a_{cr} = 0,2 (K_{ICST} / \sigma_e)^2 \quad (1)$$

onde σ_e equivale ao limite de escoamento do material.

Praticamente todos os corpos de prova padronizados para utilização na determinação da tenacidade podem ser usados para este teste de corrosão sob tensão. Em ligas menos resistentes e mais dúcteis estes ensaios não são totalmente aplicáveis. Em latões encruados a velocidade de propagação das trincas é proporcional a $(K_I)^2$, enquanto que em aços inoxidáveis austeníticos em soluções de $MgCl_2$ tem sido observado regiões dependentes e independentes [5].

2.7.1.4. Testes sob Velocidade de Deformação Constante

A avaliação da susceptibilidade à CST por este método consiste em ensaiar duas séries de corpos de prova de tração, não entalhados, sob velocidade de deformação constante em atmosferas diferentes. Uma série de corpos de prova é ensaiada em meio inerte e a outra no meio que se pretende avaliar. Após determinado período de tempo, observa-se a estrição resultante. Caso haja ocorrência de trincas, verifica-se uma redução na estrição [5]. A figura 2.8 ilustra este fato.

Este método é muito utilizado nos casos de fragilização por hidrogênio ou para avaliar a eficiência de métodos empregados para proteger o material contra CST, como proteção catódica.

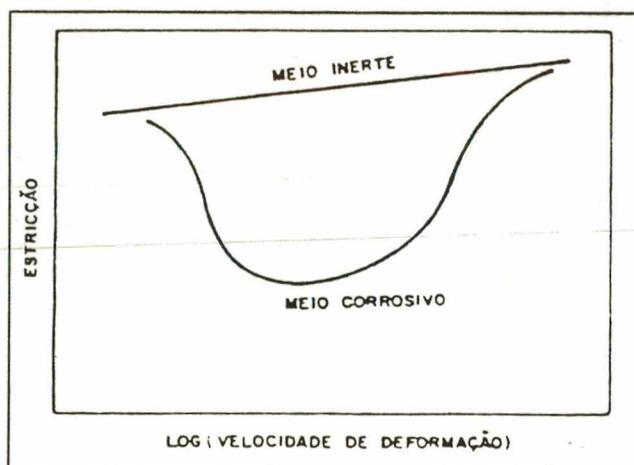


FIGURA 2.8 - Resultados típicos dos ensaios sob velocidade de deformação constante para um material em dois meios distintos, um inerte e outro que causa CST [5]

2.7.1.5. Teste de Baixa Taxa de Deformação

A aplicação de pequenas taxas de deformação dinâmicas acima do limite elástico do material auxilia no início da propagação das trincas de corrosão sob tensão. Partindo

desse princípio foi desenvolvido um método para acelerar o processo de corrosão sob tensão em laboratório que consiste em um teste de tração a baixa taxa de deformação de corpos de prova expostos sob condições apropriadas [4].

Os testes de baixa taxa de deformação (TBTD) podem ser aplicados a uma larga variedade de produtos, dos quais incluem-se os componentes soldados. Os testes podem ser realizados em amostras de tração ou de dobramento, com ou sem entalhe. Este teste apresenta como principal vantagem a rapidez com que a susceptibilidade à CST de uma dada liga em um meio específico pode ser avaliada.

O TBTD não se encerra após um período arbitrário de tempo, e sim, com a fratura da amostra. Além de permitir uma economia de tempo, o teste possibilita uma menor dispersão de resultados.

A magnitude da taxa de deformação é uma das variáveis mais importantes do TBTD. Se ela for muito alta, poderá ocorrer fratura dúctil antes que as reações de corrosão necessárias aconteçam. Conseqüentemente taxas de deformação relativamente baixas devem ser usadas, tomando-se o cuidado de evitar que aconteça a repassivação ou formação do filme. A menor taxa de deformação que promoverá corrosão sob tensão em um sistema metal/meio depende da velocidade de propagação da trinca. Geralmente, menores velocidades de propagação de trinca requerem menores taxa de deformação.

O equipamento de teste é constituído por [4]:

- um corpo metálico com rigidez suficiente para suportar as deformações impostas pelas cargas necessárias à ruptura do corpo de prova.

- um sistema que proporcione reprodutibilidade e taxas de deformação constante da ordem de 10^{-4} a 10^{-8} s⁻¹.

- uma célula para conter a solução de teste

- equipamentos auxiliares para controlar as condições do meio, temperatura, potencial e pressão, além de dispositivo para gravação de dados.

Os principais critérios adotados para avaliar a corrosão sob tensão em testes de baixa taxa de deformação são baseados no tempo de ocorrência da fratura, máxima tensão

desenvolvida durante o teste de tração, alongamento percentual e redução de área. Como algumas ligas experimentam deterioração rápida das propriedades mecânicas quando em contato com certos meios corrosivos, qualquer efeito adicional da deformação aplicada pode ser melhor avaliado por comparação com o comportamento de amostras não deformadas ou deformadas em meios inertes. Na figura 2.9 apresenta-se a fotografia de dois corpos de prova de aço carbono submetidos ao teste de baixa taxa de deformação.

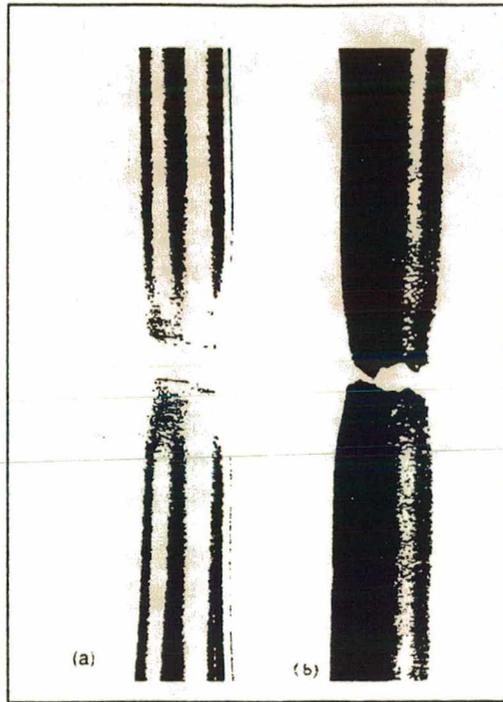


FIGURA 2.9 - Corpos de prova fraturados em teste de baixa taxa de deformação mostrando (a) imunidade e (b) susceptibilidade à CST [4].

2.7.2. PREPARAÇÃO DOS CORPOS DE PROVA

Um dos primeiros cuidados que se deve ter na preparação dos corpos de prova é obter-se uma informação completa sobre eles: composição química, métodos de fabricação e microestrutura.

O tamanho e a forma da amostra podem ser variados e sua seleção é uma questão de conveniência. De uma forma geral, amostras em perfis quadrados, retangulares, redondos ou cilíndricos são freqüentemente usadas. O número de corpos de prova a serem testados depende da acuracidade do método e da uniformidade do material a ser testado. Esta acuracidade aumenta se um número maior de corpos de prova for testado, porém, pelo menos dois corpos de prova idênticos são recomendados [2].

Idealmente, a superfície dos corpos de prova devem reproduzir àquelas usadas em serviço. Entretanto, nem sempre isto é possível devido ao fato das superfícies dos metais e ligas comerciais variarem de acordo com seu processo de obtenção/fabricação. Normalmente utiliza-se processos mecânicos na preparação da superfície final, porém, ataques químicos ou polimentos eletroquímicos podem ser usados para remover filmes ou camadas finas da superfície metálica.

Alguns cuidados devem ser tomados na seleção do reagente de forma que os mesmos não provoquem um ataque seletivo dos constituintes ou fases e, também, não deixem resíduos indesejáveis sobre a superfície. Deve-se evitar superaquecimento ou pressão excessiva durante a preparação final, uma vez que, tensões residuais ou mudanças metalúrgicas sempre são induzidas na superfície.

2.7.3. CRITÉRIOS DE AVALIAÇÃO

Na determinação dos critérios a serem adotados na avaliação da susceptibilidade à corrosão sob tensão de corpos de prova testados em determinado meio e tensão, deve-se ter a precaução do registro de informações como: tempo inicial de ensaio, tipo de corpo de prova utilizado, modo de aplicação e valor da tensão e, finalmente, a forma de exposição (imersão completa, exposição à fase vapor ou combinação de ambas). O tempo requerido para início do trincamento, a velocidade de propagação das trincas e o tempo de ruptura total são também de importância dependendo dos objetivos dos testes.

O período de incubação representa o tempo necessário para iniciar o trincamento por corrosão sob tensão sob condições de teste, e é frequentemente usado como um critério de falha nos corpos de prova não entalhados. A determinação do momento exato de início das primeiras trincas propagadas é difícil e trabalhosa. Remoções periódicas do corpo de prova e exames microscópicos da superfície polida fazem-se necessários para determinar este tempo.

O tempo para ocorrência da ruptura total do corpo de prova em condições de teste é ligeiramente maior do que o período de incubação e mais facilmente detectável. Este critério de falha é normalmente utilizado nos ensaios de CST com carregamento do tipo carga constante e testes de baixa taxa de deformação.

2.8. CORROSÃO SOB TENSÃO EM AÇO INOXIDÁVEL AUSTENÍTICO SOLDADO

O ciclo de aquecimento e resfriamento que ocorre durante o processo de soldagem afeta a microestrutura e composição das soldas e do metal base adjacente. Face a isto a resistência à corrosão das juntas soldadas pode diferir daquela do metal base recozido por

tratamento térmico apropriado. Vários fatores contribuem para este fato, entre os quais citam-se [7]: a microsegregação, precipitação de fases secundárias, recristalização e crescimento de grão na zona afetada pelo calor (ZAC), contaminação da poça de fusão durante a solidificação e volatilização de elementos de liga da poça líquida.

A energia imposta à peça, a técnica de soldagem adotada, bem como o modo de solidificação das soldas também são variáveis que podem afetar significativamente a susceptibilidade à corrosão das soldas.

Em se tratando de corrosão sob tensão, considera-se que os conjuntos soldados estão sujeitos ao trincamento devido ao fato da operação de soldagem introduzir um campo de tensões residuais de tração na zona de solda.

Assim como os aços carbono e de baixa liga, o aço inoxidável austenítico soldado pode estar sujeito à CST, sendo que os problemas de corrosão estão principalmente relacionados com os efeitos dos precipitados e segregação química, além das condições do meio. Estes problemas podem ser minimizados através do controle metalúrgico do metal de base, controle da prática de soldagem e seleção apropriada do metal de enchimento.

As trincas de corrosão sob tensão nos aços inoxidáveis austeníticos podem ser classificadas em duas categorias, conforme favoreçam o trincamento intergranular ou transgranular. As trincas transgranulares ocorrem principalmente devido à presença do íon cloreto, e, as trincas intergranulares aparecem nos ambientes aquosos, estando, sua ocorrência, subordinada à presença de um estado metalúrgico de sensibilização [16].

2.8.1. EFEITO METALÚRGICO DA SOLDA

O principal efeito metalúrgico da solda é a criação de tensões residuais de tração, sendo que, nas proximidades da zona fundida, as tensões máximas correspondem

aproximadamente ao limite de elasticidade do material. Estas tensões são, por si só, responsáveis por inúmeros casos de ocorrência de trincas de CST, independentemente da aplicação de tensões externas.

Além das tensões residuais de tração, as modificações metalúrgicas nas soldas influenciam na resistência à corrosão das mesmas. Duas das modificações metalúrgicas produzidas pelo rápido ciclo térmico a que está submetida a zona afetada pelo calor de uma solda de aço inoxidável austenítico, relacionam-se aos efeitos da precipitação de partículas de segunda fase e ao crescimento do tamanho de grão. Os principais precipitados da ZAC são os carbonetos $M_{23}C_6$ enquanto que no metal de solda precipitam a ferrita delta e a fase sigma. Os carbonetos $M_{23}C_6$ são ricos em cromo e precipitam nos contornos de grão da zona afetada pelo calor, sendo cercados por uma fina camada empobrecida deste elemento. Este fenômeno é conhecido por sensitização.

Segundo Irving [24], o fenômeno da sensitização nos aços inoxidáveis austeníticos pode ser assim explicado: para formar os carbonetos $M_{23}C_6$, é necessário uma quantidade adicional de cromo, o qual é obtido das regiões de contorno de grão. Os átomos de cromo no contorno difundem-se rapidamente para o carboneto, fazendo com que átomos de cromo das regiões vizinhas ao contorno difundam-se em direção ao mesmo para substituir aqueles que passaram a constituir o carboneto. Desta forma, estas regiões do contorno de grão não formam a camada passiva de auto-proteção por não terem cromo suficiente. Esta microestrutura sensitizada torna-se menos resistente à corrosão devido à camada empobrecida em cromo e ao fato da região de precipitação constituir-se em ponto preferencial de ataque.

Existe uma diferença de potencial entre a região central da superfície de um grão e a camada (borda) empobrecida. A borda funciona como ânodo, sendo dissolvida por soluções específicas, e o centro do grão e os precipitados de cromo passam a ser zonas catódicas. Por ser pequena a área anódica em relação à catódica, a densidade de corrente anódica é grande e a corrosão nos contornos de grão é intensa [25].

Como resultado da operação de soldagem dos aços inoxidáveis austeníticos, a microestrutura do metal fundido difere de forma apreciável da microestrutura do metal base. E

por serem estes aços susceptíveis ao trincamento durante a solidificação, a composição do metal fundido deve ser ajustada de forma a ter a presença de uma certa quantidade de ferrita delta. Se o teor de ferrita exceder em 10%, isso geralmente resulta numa rede contínua de ferrita ao longo dos limites dos grãos, com um efeito altamente prejudicial à resistência do aço à corrosão. Assim, o teor de ferrita do metal de enchimento de aços inox austeníticos é mantido dentro dos limites de 2 a 10%, com uma redução gradativa desses teores para os tipos AWS E316 e E317, tanto quanto possível [26].

Analisando diversos trabalhos já publicados, pode-se dizer que ainda não existe um consenso sobre a influência da ferrita delta na resistência à corrosão sob tensão das soldas de aços inoxidáveis austeníticos. Estudos realizados por Krishnam e Rao [27] em amostras revestidas por soldagem TIG sem tratamento térmico pós-soldagem, utilizando eletrodos 309Nb e 308Nb (FN 3 e 8, respectivamente), mostravam que um aumento no conteúdo de ferrita delta resulta em decréscimo da resistência à CST. Este decréscimo da resistência à CST relacionava-se à propagação das trincas devido ao mecanismo de dissolução da ferrita (dissolução anódica localizada). Similarmente, o decréscimo na resistência a CST verificado em amostras com alto teor de ferrita (FN 12), soldadas pelo processo de arco submerso e tratadas termicamente após soldagem à 600 e 800°C, era atribuído à dissolução da rede de fase sigma.

Baerslack *et al.* [28] estudando a importância das características microestruturais sobre as propriedades de corrosão sob tensão de um metal de solda obtido por soldagem TIG autógena, observaram que a resistência à CST em solução de $MgCl_2$ de chapas de aço inox AISI 304 era maior em materiais com maior conteúdo de ferrita delta. Segundo os autores a maior susceptibilidade à CST no metal de solda puramente austenítico era atribuído ao maior tamanho de grão e à inexistência de ferrita nos contornos destes grãos.

Conclusões semelhantes obtiveram Sherman *et al.* [29] em seus estudos, os quais afirmam que a corrosão sob tensão em solução a quente de cloretos pode ser acelerada pelo

crescimento de grão verificado nas adjacências da ZAC de soldas austeníticas realizadas por soldagem TIG autógena. Caso haja um balanceamento entre os elementos estabilizadores da ferrita e da austenita de tal forma que uma quantidade significativa de ferrita delta seja formada na ZAC, não ocorreria crescimento de grão e as trincas de CST deslocar-se-iam para o metal de base não afetado termicamente.

A relação entre o crescimento de grão na zona afetada pelo calor e a presença da ferrita delta nas soldas austeníticas e sua interferência com a susceptibilidade à corrosão sob tensão nestas ligas é explicada nas linhas que se seguem.

Durante as etapas iniciais da solidificação de uma solda de aço inox austenítico que se solidifica inicialmente como ferrita, a fase líquida transforma-se em ferrita delta, a qual experimenta um crescimento preferencialmente dendrítico, formando uma rede orientada, em cujo seio se confina o líquido remanescente. Este líquido remanescente, enriquecido em elementos estabilizadores da austenita, transforma-se em austenita à medida que a solidificação prossegue. Esta transição na solidificação gera uma grande heterogeneidade química na interface ferrita-austenita.

Grande parte da ferrita formada durante a solidificação transforma-se em austenita com o subsequente resfriamento à temperatura ambiente. Esta transformação do estado sólido ocorre por difusão com migração controlada das interfaces ferrita-austenita e envolve transporte de elementos austenitizantes (particularmente C e N) para a austenita formada. Ao mesmo tempo, os elementos ferritizantes difundem-se, formando frações remanescentes de ferrita. Esta transformação do estado sólido é extremamente dependente da velocidade de resfriamento [29].

Na região da ZAC da solda que experimenta temperatura de pico próxima à temperatura da linha solidus ($\sim 1400^{\circ}\text{C}$), ocorre uma nova transformação para ferrita delta, com a transformação ocorrendo preferencialmente em bandas segregadas ricas em elementos

estabilizadores da ferrita. As altas velocidades de resfriamento a que se sujeitam estas regiões causam a retenção de frações de ferrita delta nos contornos de grão da austenita que, por sua vez, impedem a formação e crescimento dos grãos maiores [30]. Conforme observações de Myers *et al.* [apud 29], a taxa de nucleação das trincas de corrosão sob tensão é diretamente proporcional ao tamanho de grão, enquanto que a taxa de propagação de trincas é relativamente independente do tamanho de grão.

As informações acima coincidem com os estudos realizados por Gooch [16] que relata que a ferrita delta tem um efeito benéfico quanto à resistência ao trincamento por CST. Brandi [31] relata em sua pesquisa que a presença de ferrita delta nas soldas de aços austeníticos tipo AISI 304 e 316 aumenta sensivelmente a resistência à CST. Segundo o autor, aumentando-se a quantidade de ferrita, aumenta-se a tensão crítica para ocorrer a CST. No caso do aço AISI 304, a presença de 10% de ferrita aumenta a tensão crítica de 50 MPa para aproximadamente 150 MPa em meio contendo cloreto a 204°C.

Viswanathan *et al.* [20] não verificaram nenhuma correlação lógica entre o teor inicial de ferrita em soldas de revestimento e a susceptibilidade à CST de aços inoxidáveis austeníticos tipos AISI 308, 309 e 316. Por exemplo, no aço AISI 308 a solda com 7,9% de ferrita trincou mais facilmente do que a com 1,6% de ferrita, apesar de possuírem praticamente o mesmo conteúdo de carbono. No caso do aço AISI 316, a solda com 2,5% de ferrita teve melhor desempenho do que as soldas com 4,8 e 5,1% de ferrita. Já as soldas de aço AISI 309 com 3,5 e 3,8% de ferrita apresentaram a mesma susceptibilidade ao trincamento por corrosão sob tensão.

2.8.2. TRINCAMENTO TRANSGRANULAR POR CORROSÃO SOB TENSÃO

O trincamento transgranular deve-se essencialmente à presença de cloretos, constituindo-se a causa principal do trincamento por CST nos aços inoxidáveis austeníticos. Uma das características da CST originada pela presença de cloretos é que o nível crítico de tensões relacionado ao início e propagação das trincas pode ser muito baixo [13]. Dessa forma, torna-se necessário pouca elevação adicional de tensão para superar este valor crítico, tendo em vista o baixo valor de limite de elasticidade dos aços inoxidáveis austeníticos, aliado ao fato dos materiais comerciais apresentarem um certo grau de deformação plástica que originam tensões residuais internas. Por isto, os níveis de tensões residuais originados pela operação de soldagem, situar-se-ão em valores superiores a este. Conseqüentemente, existe um risco real de trincamento sempre que os aços inoxidáveis austeníticos encontram-se em contato com meios que contenham cloretos à temperaturas superiores à ambiente.

Na presença de íons cloretos, o filme de óxido passivo formado sobre a superfície dos aços inoxidáveis tende a romper-se, e por hidrólise, o cloreto e a água formam o ácido hidrocloreto. Se a concentração deste ácido for suficientemente alta, torna-se difícil a formação de um bom filme passivo, de forma que uma corrosão por pites é iniciada, frequentemente como precursora da corrosão sob tensão.

Os consumíveis utilizados na soldagem de aços inoxidáveis austeníticos devem ser mais ligados que o metal base com o objetivo de limitar a ocorrência de segregações produzidas durante a solidificação e, conseqüentemente, minimizar a diminuição da resistência à corrosão. Considerando que a zona fundida, sob a ótica da composição química é mais resistente à CST do que o metal base, exceção feitas para as soldagens autógenas, a máxima susceptibilidade ao trincamento é obtida quando o metal contém em torno de 10% de níquel [19].

O conteúdo de ferrita no metal fundido modifica de forma acentuada a trajetória da trinca e a resistência à CST [12, 32, 47]. O trincamento transgranular é normalmente verificado nos metais depositados com baixo conteúdo de ferrita ou totalmente austeníticos [28].

Embora não se verificam conteúdos de ferrita muito superiores a 10% nas soldagens industriais, não se pode concluir que tais níveis sejam suficientes, uma vez que, o conteúdo do conjunto soldado está limitado pelo comportamento do metal base e zona termicamente afetada.

Certas soldas de aço inoxidável austenítico com relação Cr/Ni elevada, revelam formação de ferrita na zona termicamente afetada de alta temperatura, situada próxima à zona de fusão: neste caso, pode-se aumentar a resistência da ZAC ao trincamento transgranular por CST; a fratura ocorrerá fundamentalmente na região de temperaturas mais baixas no metal base ou na zona afetada pelo calor [29].

2.8.3. TRINCAMENTO INTERGRANULAR POR CORROSÃO SOB TENSÃO

O trincamento intergranular ocorre devido a uma diminuição local da resistência à corrosão, portanto, sua ocorrência é esperada em todo meio que destrói a película passivadora que recobre a união dos grãos, de forma que estas regiões (contornos) tornam-se ativas. Sua ocorrência depende da ação combinada de três fatores [16]:

- a) tensão de tração
- b) estado metalúrgico sensitizado
- c) condições do meio próximas à transição ativo/passiva na superfície do

material.

No caso da operação de soldagem pode verificar-se a ocorrência das duas primeiras condições.

A experiência nos diz que é necessário a aplicação de tensões de tração para induzir a formação de trincas de CST [04-07,10, 16]. A tensão efetiva necessária para se produzir trincas intergranulares por CST está muito próxima do limite elástico de 0,2%. No caso da operação de soldagem, as tensões residuais de tração encontram-se muito próximas deste valor,

não havendo dúvidas quanto à necessidade de sua redução para evitar o trincamento, o que pode ser conseguido com um tratamento térmico pós soldagem. Porém, na maioria das vezes, as condições de serviço não favorecem a sua realização.

O trincamento intergranular por CST produzido em serviço ocorre principalmente nos aços não estabilizados, como por exemplo o AISI 304, ou quando o teor de carbono tende ao máximo especificado. O fenômeno, quando ocorre em aços estabilizados, verifica-se nas proximidades da linha de fusão sendo resultado do tempo demasiadamente curto, imposto pelas condições de soldagem, para que os elementos estabilizadores possam fixar completamente o carbono.

A ferrita também exerce, neste caso, uma grande influência sobre o risco de trincamento por corrosão sob tensão. No caso do trincamento intergranular, a presença da ferrita constitui uma grande zona de interface para a precipitação dos carbonetos, de forma que o empobrecimento em cromo reduz-se consideravelmente [32].

2.8.4. EFEITO DAS VARIÁVEIS DE SOLDAGEM.

Poucos trabalhos têm sido realizados para estudar a influência do procedimento de soldagem sobre a susceptibilidade ao trincamento intergranular ou transgranular por corrosão sob tensão nos aços inoxidáveis austeníticos. Face a isto, tentar-se-á expor nas linhas que se seguem, algumas observações sobre a influência do procedimento de soldagem na CST de aços inoxidáveis austeníticos comerciais.

Segundo Gooch [16] o aporte de energia de soldagem interfere com a susceptibilidade ao trincamento intergranular à medida que ao aumentar-se o mesmo, ocorre um aumento na precipitação dos carbonetos. Aparentemente também é maior o risco de trincamento por corrosão sob tensão quando se trabalha com níveis mais elevados de energia de soldagem. No

que se refere ao trincamento transgranular, esta ação prejudicial do aporte térmico parece ser secundária em relação às variáveis relacionadas com o meio. Além disso, o nível máximo de tensões residuais mantém-se constante (em torno do limite elástico) para uma extensa faixa de condições de soldagem.

Krishman e Rao [27] avaliaram a influência do aporte térmico na susceptibilidade à corrosão sob tensão de aços inoxidáveis austeníticos soldados através de um estudo comparativo da resistência à CST de amostras soldadas pelos processos TIG e arco submerso tratadas termicamente após soldagem. Segundo os pesquisadores, as amostras soldadas pelo processo TIG ($E = 30,0 \text{ kJ/cm}$) apresentaram melhor resistência à corrosão sob tensão do que aquelas soldadas pelo processo arco submerso ($E = 115,2 \text{ kJ/cm}$) devido ao fato do valor mais baixo de aporte de energia favorecer uma morfologia mais refinada da ferrita na condição soldada. Isto contribui para uma maior dissolução da ferrita após tratamento térmico.

Outros aspectos da operação de soldagem devem ser levados em consideração, tais como:

- A formação de óxidos durante a operação de soldagem pode originar corrosão local por pites, tanto por um mecanismo de aeração diferencial ou por um aumento das irregularidades superficiais e da concentração de íons cloretos. Uma limpeza cuidadosa da solda torna-se necessária, uma vez que tais pites podem levar à fissuração por corrosão sob tensão.

- Os defeitos produzidos por falta de penetração, principalmente nas soldagens de passe único, podem provocar uma concentração do íon cloreto e, portanto, aumentar o risco de aparecimento de corrosão sob tensão.

A influência de ausência de limpeza da solda e falta de penetração quanto à resistência à corrosão de juntas soldadas de aço inox, em amostras soldadas por eletrodos revestidos, foi relatada em estudos realizados por Sathler e Perdigão [9].

A experiência prática obtida pelo IIW (International Institute of Welding) mostra que quando os conjuntos soldados sofrem trincamento por CST por cloretos, esta tem lugar essencialmente nas proximidades da solda, o que implica que as tensões residuais da solda são um fator importante [16]. Dessa forma um tratamento térmico após soldagem pode ser útil.

Ishinara *et al.* [32] observaram que o carbono em solução favorece o trincamento por CST em aços austeníticos e, o tratamento térmico após soldagem constitui-se num meio benéfico de diminuir a quantidade de carbono dissolvido através da precipitação de carbonetos.

Com o objetivo de evitar o trincamento por CST em aços inox austeníticos, Gooch [16] recomenda a utilização de tratamentos de alívio de tensões à temperaturas mais baixas (da ordem de 400°C) apesar deste procedimento conseguir eliminar somente em torno de 40% das tensões. Em suas observações de Krishman e Rao [27] concluíram que tratamentos térmicos pós-soldagem (TTPS) realizados a 1000°C aumentam a resistência a CST ao passo que TTPS realizados a 600 e 800°C tendem a diminuí-la.

Apesar de não se ter claramente definido o nível de relaxação de tensões necessário para evitar o trincamento por corrosão sob tensão de aços inoxidáveis austeníticos soldados em meios contendo cloretos, o tratamento térmico após soldagem parece ser uma forma eficiente de prevenir a sua ocorrência.

III. MATERIAIS E MÉTODOS

Para permitir a avaliação da susceptibilidade à corrosão sob tensão por cloretos de juntas soldadas de aços inoxidáveis austeníticos foi realizada soldagem a arco manual com eletrodos revestidos, de chapas de aço tipo AISI 304, utilizando material de adição de três composições químicas diferentes e dois níveis de aporte térmico. Destas chapas soldadas foram usinados corpos de prova não entalhados para realização do ensaio de corrosão sob tensão em solução em ebulição de cloreto de magnésio. A análise dos corpos de prova fraturados foi realizada por microscopia ótica e eletrônica de varredura.

Apresenta-se, a seguir, informações mais detalhadas a respeito dos materiais utilizados e dos procedimentos experimentais adotados.

3.1. MATERIAIS EMPREGADOS

3.1.1. METAL DE BASE

Foi utilizado o aço inoxidável austenítico tipo AISI 304 como metal de base. Este aço, como a maioria dos inoxidáveis austeníticos, é largamente utilizado na indústria química e petroquímica em tubulações e como revestimento de equipamentos pressurizados, tais como os reatores, os quais estão sujeitos quando em serviço ao trincamento por corrosão sob tensão.

Na Tabela 3.1, apresenta-se a composição química das chapas de aço AISI 304, espessuras de 5 e 6mm, utilizadas nos experimentos e, a faixa química especificada pela AISI para os diversos elementos. A análise química das chapas foi realizada pela AÇOS VILLARES S.A.

Abaixo são relacionadas algumas das propriedades mecânicas mais representativas do aço AISI 304 no estado recozido:

Resistência à Tração: 590 MPa

Limite Elástico 0,2%: 290 MPa

Alongamento em 2": 55%

Redução de Área: 65%

Dureza Rockwell B: 80

TABELA 3.1 - Composição química (% em peso) do metal de base AISI 304

ELEMENTOS	FAIXA ESPECIFI- CADA AISI	ESPESSURA	
		5 mm	6 mm
C	0,08 máx.	0,068	0,066
Mn	2,00 máx.	1,40	1,46
Si	1,00 máx.	0,53	0,59
Cr	18,0 - 20,0	18,3	18,3
Ni	8,0 - 12,0	8,26	8,31
Mo	0,50 máx.	0,12	0,03
P	0,045 máx.	0,045	0,040
S	0,030 máx.	0,005	0,014

3.1.2. METAL DE ADIÇÃO

Com o objetivo principal de se avaliar a influência da composição química (conteúdo de ferrita delta) na susceptibilidade à CST do aço inoxidável austenítico AISI 304 soldado, utilizou-se os consumíveis E308L-16, E309-16 e E316L-16, normatizados pela AWS A5.4-92 [35]. Na Tabela 3.2 apresenta-se a composição química característica do metal de solda depositado por estes consumíveis, bem como, valores mínimos de resistência à tração e alongamento em 2". A análise química destes consumíveis foi realizada por espectrometria ótica, sendo que a preparação das amostras soldadas observou as condições prescritas na norma AWS A5.4-92

TABELA 3.2 - Composição química (% em peso) do metal de solda depositado e valores mínimos de resistência à tração e alongamento em 2".

CLASSIFIC. AWS	C	Mn	Si	Cr	Ni	N ₂	Mo	σ_r MPa	Al 2" (%)
E308L-16	0,034	0,84	0,58	19,63	9,44	0,0387	0,034	517	35
E309-16	0,114	0,80	0,79	23,79	12,43	0,0786	0,052	517	30
E316L-16	0,022	0,69	0,96	19,51	11,79	0,0580	2,70	483	30

Nota: σ_r e Al 2" conforme norma ANSI/AWS A5.4-92

Os eletrodos apresentavam revestimento do tipo rutilico básico, diâmetro da alma de 2,5 mm e comprimento entre 250 a 300 mm. Todos os consumíveis foram fornecidos pela RLAM/PETROBRÁS.

3.2. PROCEDIMENTO DE SOLDAGEM

3.2.1. PREPARAÇÃO DOS CORPOS DE PROVA

As chapas de aço AISI 304 utilizadas na preparação dos corpos de prova soldados foram fornecidas pela **RLAM/PETROBRÁS** nas espessuras de 5 e 6 mm. As chapas de espessura 6 mm foram recortadas em quadrados de 150 x 150 mm, enquanto que as chapas de espessura de 5 mm foram recortadas nas dimensões de 140 x 150 mm, visando um melhor aproveitamento do material.

A etapa seguinte ao corte, foi a realização de usinagem de chanfros em "V" conforme croqui apresentado na figura 3.1. Os chanfros foram feitos, utilizando uma fresa angular DIN 847 de 60° e dimensões 63 x 14 x 22 mm.

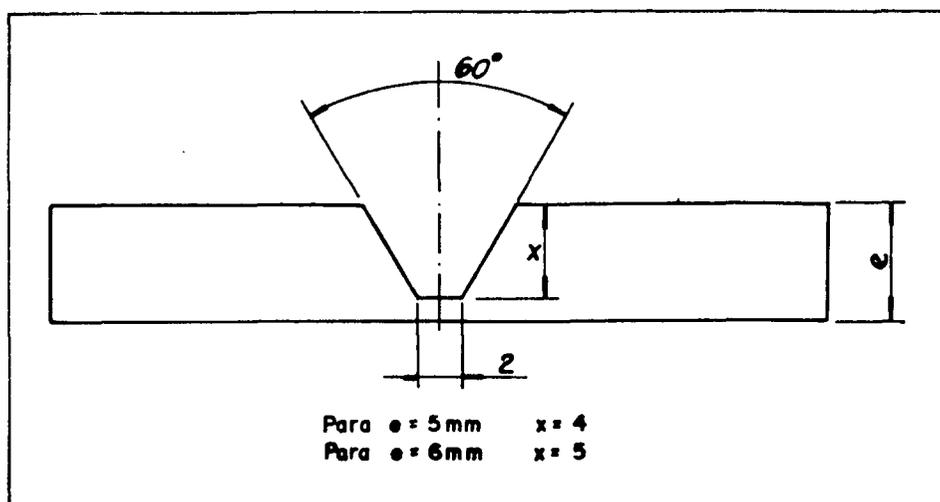


FIGURA 3.1 - Perfil do chanfro usinado nas chapas de aço AISI 304

Nas chapas que se destinavam à confecção de corpos de prova de tração com solda transversal ao seu eixo, foi usinado apenas um chanfro na sua região central. Já naquelas que se destinavam à confecção de corpos de prova de tração com solda longitudinal foram

usinados três chanfros distribuídos ao longo das mesmas conforme croqui mostrado na figura 3.2.

A espessura destas últimas era de 5 mm.

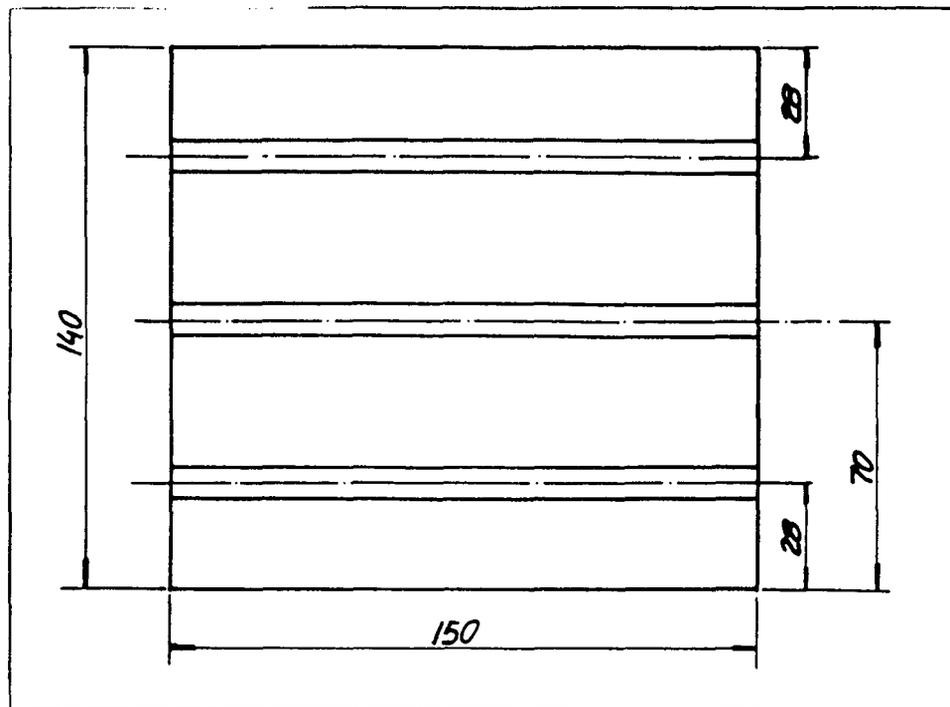


FIGURA 3.2 - Localização dos chanfros nas chapas de espessura 5 mm

3.2.2. DEPOSIÇÃO DOS CORDÕES DE SOLDA

A operação de soldagem constou do preenchimento total de cada um dos chanfros usinados nas chapas pela técnica de soldagem a arco manual com eletrodos revestidos, utilizando corrente alternada. Todas as soldas foram realizadas na posição plana pelo mesmo soldador.

Na soldagem dos corpos de prova foi utilizado um transformador retificador como fonte de energia, o qual apresenta as seguintes características:

Fabricante:	Oerlikon-Argonac
Modelo:	AD 360 WR
Tensão em Vazio (U_0):	74 V
Corrente Nominal (I_n):	300 A $\cos \varphi = 0,72$ a $I = 280$ A

Anteriormente à operação de soldagem, todos os corpos de prova foram rigidamente fixados em uma bancada com o objetivo de evitar empenamento excessivo dos mesmos face à sua pequena espessura.

Nas laterais dos corpos de prova que se destinavam à confecção de CP de tração com solda longitudinal foram soldadas "orelhas" de aproximadamente 35mm de comprimento para o início e término das deposições do cordão de solda de forma a garantir o preenchimento completo das extremidades do chanfro.

Uma das variáveis de soldagem que se pretendeu investigar no presente trabalho é a energia imposta à peça ou simplesmente, aporte térmico. Face a isto, a operação de soldagem foi realizada objetivando dois níveis diferentes de aporte térmico: um mais baixo, em torno de 5,0 kJ/cm, que chamaremos de "Nível 1" e outro de intensidade maior, aproximadamente 9,0 kJ/cm, que denominaremos de "Nível 2". Estes valores foram selecionados dentro da faixa usualmente empregada em soldas de reparo em uma refinaria.

Para o completo preenchimento dos chanfros foram necessários 2 e 3 passes para soldas feitas com níveis de energia 2 e 1, respectivamente. Após cada passe, uma limpeza cuidadosa do cordão era feita visando a remoção total de escória e salpicos. Esta limpeza é muito importante uma vez que a presença de óxidos pode originar a formação de pites que constituem pontos preferenciais de ataque, podendo levar ao trincamento por corrosão sob tensão [16]. Todos os passes foram realizados na mesma direção e sentido.

Os consumíveis utilizados foram secados a 250°C por 90 min em forno mufla antes da sua utilização. Tal procedimento tinha por objetivo evitar a formação de porosidade nas soldas. Na Tabela 3.3 são apresentados os parâmetros de soldagem adotados.

TABELA 3.3 - Parâmetros de Soldagem Adotados

PARÂMETROS DE SOLDAGEM	SOLDA TRANSVERSAL		SOLDA LONGITUDINAL	
	NÍVEL 1	NÍVEL 2	NÍVEL 1	NÍVEL 2
	APORTE (kJ/cm)	5,1	8,9	5,1
TENSÃO (Volt)	28	26	28	28
CORRENTE (Ampere)	76	86	78	88
VELOC. SOLDAGEM (cm/min)	25,35	15	25,71	16,8
Nº PASSES	3	2	3	2

As variáveis controladas durante a soldagem foram a corrente e a velocidade de soldagem. A velocidade de soldagem foi monitorada por dispositivo externo conhecido por "Tartaruga". Para medição da intensidade de corrente (valor eficaz) foi utilizado o instrumento CLAMP-ON MULTIMETER, modelo MX 1200S, fabricante ITT INSTRUMENTS, conhecido por "alicate de corrente".

Após a deposição dos cordões de solda, os corpos de prova foram deixados resfriar ao ar.

3.3. ENSAIO DE CORROSÃO SOB TENSÃO

Dentre os poucos tipos de ensaios de corrosão sob tensão aplicáveis aos aços inoxidáveis austeníticos decidiu-se pela utilização do ensaio com carregamento tipo carga constante e corpos de prova de tração sem entalhe soldados transversal e longitudinalmente.

A escolha fundamentou-se, principalmente, no fato de ser este tipo de ensaio bastante flexível quanto à escolha das dimensões dos corpos de prova, permitindo trabalhar com nível variado de tensões, além de ser relativamente rápido. O dispositivo de teste, por ser de pequena dimensão, apresenta a vantagem de ser de fácil construção.

3.3.1. BANCO DE TESTE

O banco de teste constituiu-se de um dispositivo de aplicação de carga sobre o corpo de prova por um sistema de peso morto, que confere boa uniformidade e repetibilidade da carga. O corpo de prova é acondicionado em uma cuba de vidro para mantê-lo submerso na solução de teste. A cuba está acoplada a um condensador de refluxo, constituindo um circuito fechado, conforme esta ilustrado na figura 3.3.

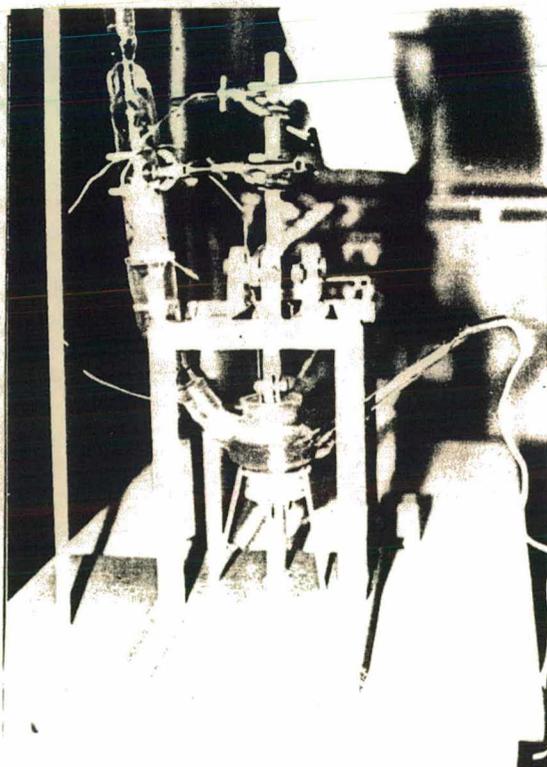


FIGURA 3.3 - Vista parcial da célula de ensaio de CST

O condensador de refluxo foi construído conforme norma ASTM G36-73 [23]. Seu uso é indicado para evitar alterações na concentração da solução de teste devido às perdas por evaporação, o que, por sua vez, garante a manutenção da temperatura da solução durante todo o ensaio, devido à grande dependência existente entre a concentração do $\text{MgCl}_2 \cdot 6\text{H}_2\text{O}$ e a temperatura de ebulição da solução [23]. O aquecimento do sistema foi proporcionado por uma resistência elétrica de 100 Watts protegida por um invólucro de vidro e colocada em contato com a solução corrosiva. A monitoração da temperatura foi feita por um sistema de medição composto por um sensor (termopar tipo J) e uma unidade de tratamento de sinal com indicador digital acoplado, fabricado pela GLAS-COL.

A transmissão da carga se dá por meio de uma alavanca montada sobre um eixo que gira apoiado em mancais. Em uma das extremidades da alavanca encontra-se fixado o suporte para pesos e na outra, a garra superior de tração.

Todo o projeto e construção do banco de ensaio de corrosão sob tensão foi desenvolvido no **LABSOLDA**. Na construção da estrutura metálica foram utilizados barras laminadas em perfis redondo e quadrado, chapas e cantoneiras, todas de aço ABNT 1020.

Na figura 3.4 apresenta-se uma fotografia do banco de ensaio de CST. No anexo I relacionam-se os desenhos das peças e do conjunto do dispositivo de aplicação de carga.

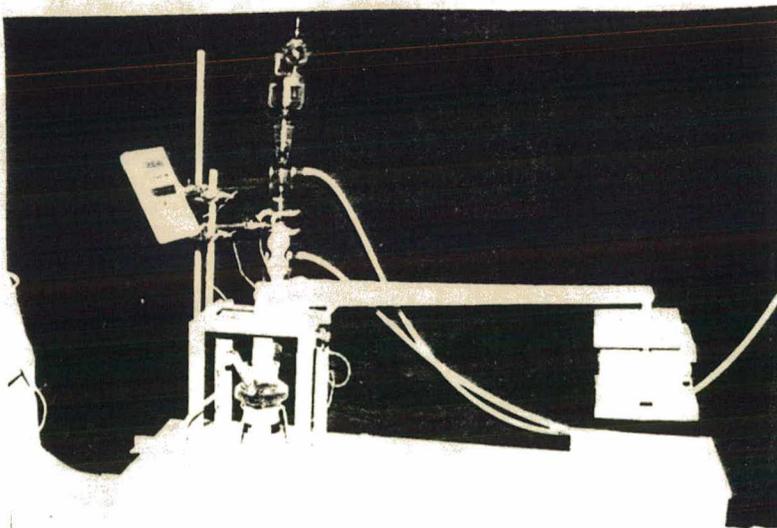


FIGURA 3.4 - Banco de Ensaio de Corrosão sob Tensão

O controle do tempo de ensaio foi feito por um relógio analógico ligado ao sistema por meio de uma válvula normalmente aberta, que interrompia o circuito no momento da ruptura.

3.3.2. PREPARAÇÃO DOS CORPOS DE PROVA

Os corpos de prova utilizados no ensaio de corrosão sob tensão são semelhantes àqueles utilizados no ensaio de tração convencional. Sua preparação e utilização observou os procedimentos prescritos e padronizados pelas normas ASTM G58-78 [34] e ASTM E8-79a [35].

A preparação dos corpos de prova constou das seguintes etapas:

1- Desempeno das chapas de aço inoxidável AISI 304 já com os cordões de solda depositados.

2 - Redução da espessura inicial das chapas. A espessura das chapas, inicialmente 5 e 6mm, foi reduzida para 3mm através da remoção por usinagem de igual valor em ambas as faces.

3 - Corte por serra: tendo em vista que de cada chapa soldada foram confeccionados três corpos de prova idênticos, as mesmas foram recortadas em tiras de dimensões aproximadas de 40 x 150mm.

4 - Fresagem: de cada tira recortada foi usinado um corpo de corpo de tração, utilizando como ferramenta de corte uma fresa de topo.

Mostra-se esquematicamente na figura 3.5, as etapas de preparação do corpo de prova de tração com solda longitudinal, e na figura 3.6, as dimensões dos referidos corpos de prova. O corpo de prova de tração com solda transversal obedeceu as mesmas dimensões.

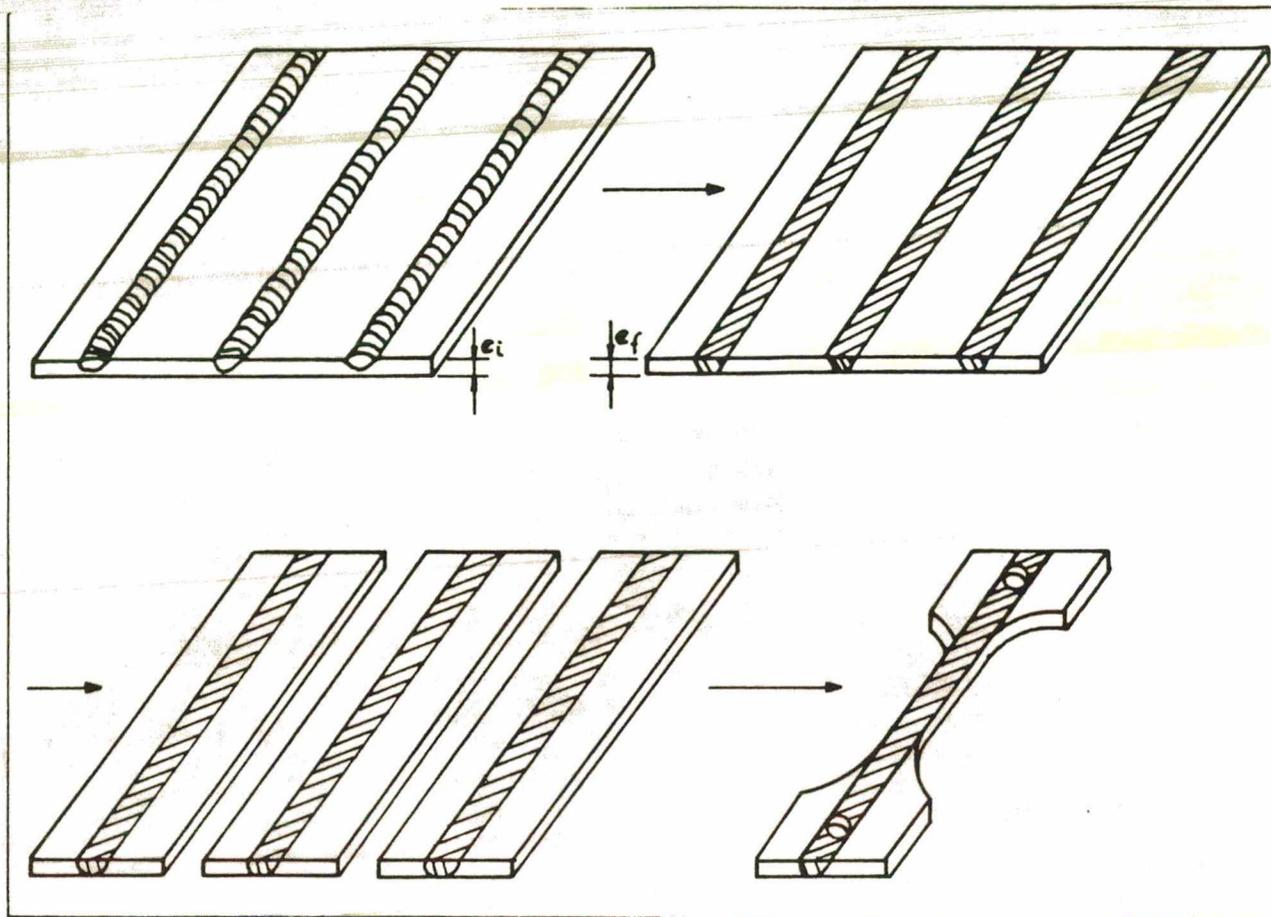


FIGURA 3.5 - Etapas de preparação dos corpos de prova de tração soldados

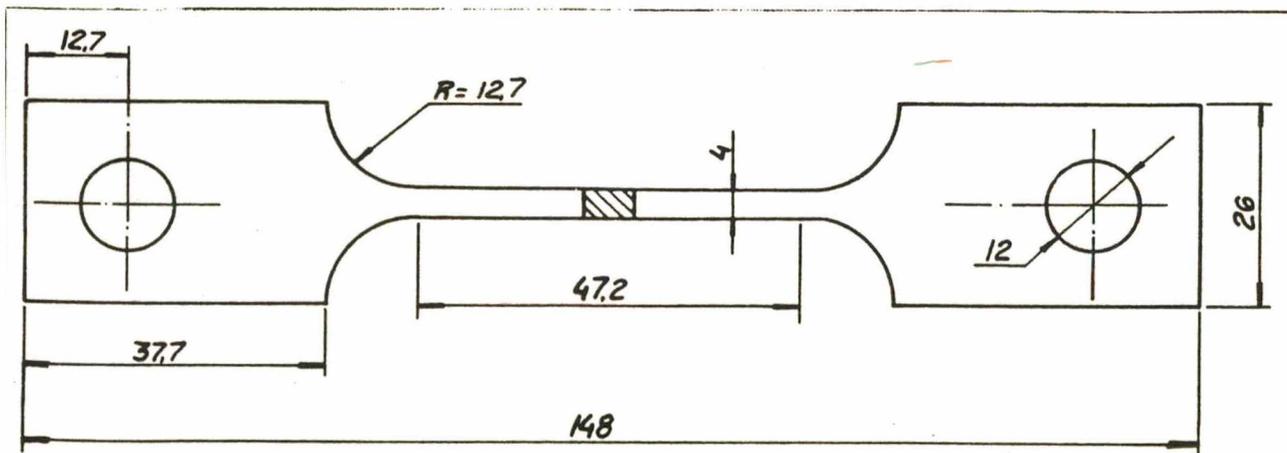


FIGURA 3.6 - Corpo de prova de tração soldado. Dimensões em mm. Espessura 3mm

5 - Lixamento e Polimento. O lixamento foi realizado com lixas d'água com acabamento até a lixa de 600. O polimento foi realizado com alumina 1 μm .

6 - A última etapa de preparação dos corpos de prova consistiu da identificação dos mesmos. Esta foi realizada conforme indicado na Tabela 3.4 em função do tipo de metal de adição utilizado e aporte térmico (níveis 1 ou 2).

TABELA 3.4 - Identificação dos Corpos de Prova

<i>METAL DE ADIÇÃO</i>	<i>SOLDA TRANSVERSAL</i>		<i>SOLDA LONGITUDINAL</i>	
	<i>NÍVEL 1</i>	<i>NÍVEL 2</i>	<i>NÍVEL 1</i>	<i>NÍVEL 2</i>
<i>E308L-16</i>	B1,B2,B3	W1,W2,W3	E1,E2,E3	S1,S2,S3
<i>E309-16</i>	C1,C2,C3	X1,X2,X3	F1,F2,F3	T1,T2,T3
<i>E316L-16</i>	A1,A2,A3	Y1,Y2,Y3	D1,D2,D3	R1,R2

3.3.3. PROCEDIMENTO DE ENSAIO

A primeira tarefa a ser executada foi a acomodação do corpo de prova de tração na cuba de vidro. Como o corpo de prova atravessava a mesma de um lado a outro, houve necessidade de uma vedação cuidadosa para evitar possíveis vazamentos da solução. Esta vedação foi feita com borracha de silicone. No caso dos corpos de prova com solda transversal, esta borracha também foi utilizada para isolar partes dos mesmos, deixando apenas uma região central de aproximadamente 10 mm exposta à solução corrosiva. Este procedimento tinha por objetivo direcionar o ataque para a região da solda. Esta preparação era feita com 24 horas de

antecedência para permitir a cura completa da borracha de silicone, garantindo a vedação do sistema.

A etapa seguinte consistia na preparação da solução de ataque. Por tratar-se de corrosão sob tensão em aço inoxidável austenítico a solução utilizada foi a solução aquosa de cloreto de magnésio (43%) conforme norma ASTM G36-73 [23]. Para preparar aproximadamente 150ml de solução foram necessários 200g de $MgCl_2 \cdot 6H_2O$ e 17,6ml de água destilada.

Esta solução era colocada na cuba de vidro, na qual já estava acoplado o sistema de aquecimento. Após vedar-se a parte superior da cuba, colocando-se uma rolha de borracha, a mesma era fixada ao dispositivo de aplicação de carga. Esta fixação era feita prendendo-se o corpo de prova às garras superior e inferior de tração.

Após a fixação da cuba ao dispositivo de ensaio, o condensador de refluxo e o termopar com indicador digital eram adaptados ao sistema e a carga colocada sobre o prato do suporte de pesos. A tensão aplicada axialmente ao eixo do corpo de prova era de 240 MPa, correspondente à aproximadamente 80% do limite do escoamento 0,2% do aço inoxidável austenítico AISI 304.

A temperatura de trabalho objetivada nos ensaios foi de $145 \pm 5^\circ C$, equivalente à temperatura de ebulição de uma solução de cloreto de magnésio com concentração de 43%.

Ao iniciar-se o ensaio foram registrados os seguintes dados:

- * data e hora de início do teste
- * identificação do CP em ensaio
- * tempo necessário para atingir a temperatura de trabalho
- * valor da carga aplicada

Como o critério adotado para avaliação da susceptibilidade à corrosão sob tensão no presente trabalho foi o tempo para ocorrência da ruptura total dos corpos de prova, o ensaio só encerrava-se após a ruptura do CP, quando o mesmo era removido para análises. Após os ensaios, os corpos de prova eram submetidos a um processo químico de limpeza superficial em

solução aquosa 10% de HNO_3 por 20 min à temperatura de 60°C , conforme recomendação prática ASTM G1-72 [36].

3.4. ENSAIOS MECÂNICOS E METALOGRAFICOS

Para permitir uma avaliação dos aspectos microestruturais da região da solda e zonas adjacentes quanto à susceptibilidade à corrosão sob tensão por cloretos foram realizados ensaios metalográficos dos corpos de prova fraturados através de microscopia ótica e eletrônica de varredura. Também foi realizado ensaio mecânico de dureza em corpos de prova soldados.

3.4.1. ENSAIO DE DUREZA VICKERS

Foram realizadas medições de dureza Vickers com carga de 10 kgf (HV_{10}) em cada um dos corpos de prova soldados. As medidas foram tomadas a uma distância de 2mm da face superior da superfície soldada, em sua seção transversal. A distância entre duas medidas consecutivas feitas sobre uma horizontal era de 1mm sendo que, nas proximidades da linha de fusão, as mesmas foram executadas a 0,5mm de distância. Em cada amostra foram realizadas um total de 20 medições.

A figura 3.7 mostra um desenho esquemático indicando a posição onde foram realizadas as medições de cada dureza.

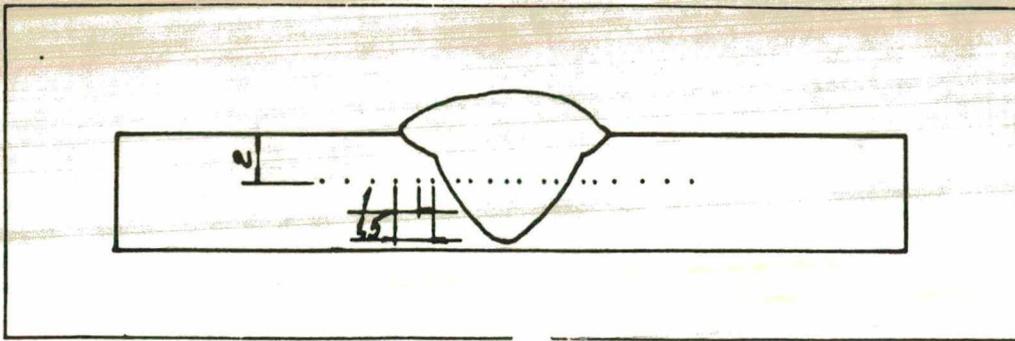


FIGURA 3.7 - Esquema da medição de durezas Vickers

3.4.2. ENSAIOS METALOGRAFICOS

De cada corpo de prova de tração fraturado foi removido uma amostra de 20mm de comprimento, medido a partir da extremidade fraturada, para realização de ensaios metalográficos.

A preparação das amostras compreendeu sequência de lixamentos com lixas d'água de granulometrias 200, 320, 400 e 600, seguido de polimento mecânico em politriz giratória com alumina de granulometria de 1 μm e 0,25 μm .

Quase a totalidade das amostras foram atacadas eletroliticamente em solução de ácido oxálico 10%, durante 90 s e densidade de corrente de 1 A/cm². Algumas amostras sofreram ataque químico em solução de 90 ml de H₂O, 10 ml de HCl e 1 g de Na₂S₂O₅.

As análises foram efetuadas pelo exame das amostras ao microscópio ótico (MO) e microscópio eletrônico de varredura (MEV).

O exame das amostras ao microscópio ótico possibilitou a determinação da morfologia e localização das trincas, região onde ocorreu a ruptura (metal de solda, ZAC ou metal de base) e a avaliação da quantidade e tamanho das trincas de corrosão de sob tensão. Foram feitas diversas fotografias de algumas regiões de interesse no estudo. Parte destas análises foram realizadas no Laboratório Metalográfico de Inoxidáveis da **Cia. ACESITA** em Timóteo-MG.

Foram os seguintes os equipamento utilizados nestas análises:

- * Microscópio Ótico OLIMPUS B071
- * Microscópio Ótico JENA-NEOPHOT 30
- * Microscópio Ótico EPYTIP 2 - ausJENA

3.4.3. INSPEÇÃO VISUAL

A análise da fratura dos corpos de prova submetidos ao ensaio de corrosão sob tensão foi realizada por inspeção visual. A fratura foi classificada em função da sua aparência em frágil (FR), dúctil (DU) ou transição dúctil/frágil (FR/DU).

IV. RESULTADOS E DISCUSSÕES

4.1. CARACTERIZAÇÃO MICROESTRUTURAL DA JUNTA SOLDADA

O aspecto típico dos cordões e a macrografia de duas amostras soldadas são mostradas nas figuras 4.1 e 4.2, respectivamente. Verifica-se que nenhuma das juntas soldadas apresentou defeitos de falta de penetração, porosidades e/ou inclusões de escórias.

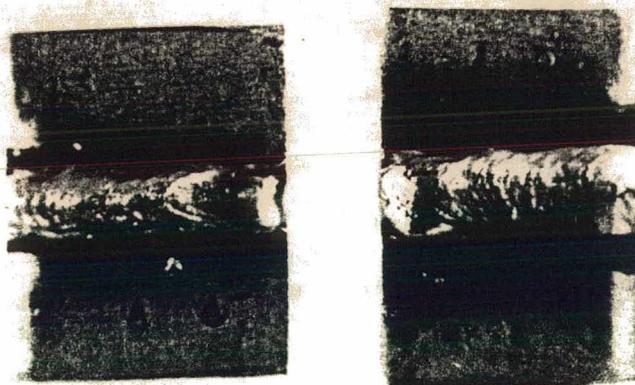


FIGURA 4.1 - Aspecto dos cordões de solda

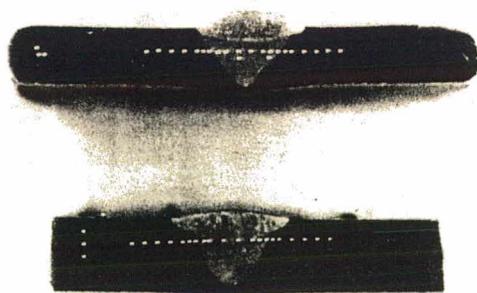


FIGURA 4.2 - Macrografia dos cordões de solda em sua seção transversal. Ataque eletrolítico.

A microestrutura do metal de base é formada por grãos poligonais de austenita, verificando-se também a presença de maclas. Esta estrutura é conhecida como estrutura degrau. As regiões da zona afetada pelo calor onde as temperaturas durante a soldagem atingiram a faixa de sensibilização (410 a 820°C) apresentaram precipitação de carbonetos $(FeCr)_{23}C_6$ nos contornos de grão da austenita, conforme é mostrado na figura 4.3. Todas as juntas soldadas apresentaram o fenômeno da sensibilização.

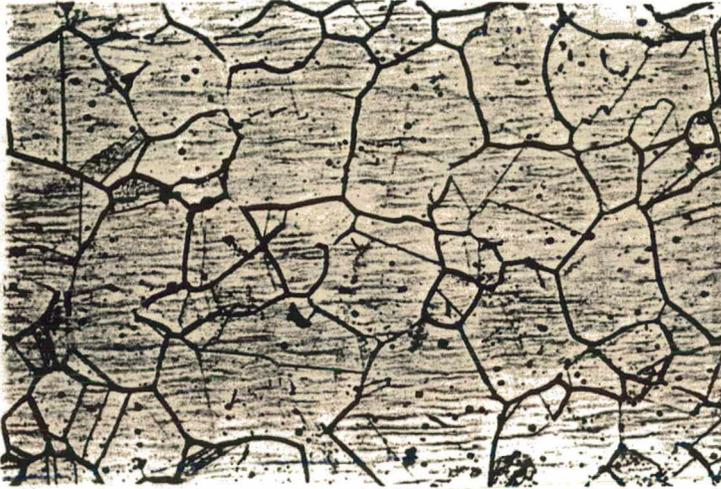


FIGURA 4.3 - Microestrutura do metal base sensibilizada.

A fase clara é a austenita e a região de ataque preferencial são os carbonetos. Ataque ácido oxálico 10%. 200x

A precipitação destes carbonetos pode resultar em heterogeneidade composicional na região de contorno de grão, tornando estas áreas anódicas em relação ao restante do grão, e por conseguinte, acelerando o desenvolvimento de trincas de corrosão, uma vez que estas regiões são pontos de concentração de tensões. Várias amostras apresentaram trincas na região da ZAC sensibilizada

Durante a realização das soldas não foi adotado nenhum procedimento para evitar ou atenuar os efeitos da precipitação de carbonetos uma vez que as chapas utilizadas na preparação dos corpos de prova foram fornecidas como sendo de aço inoxidável austenítico AISI 304L. O equívoco só foi conhecido após já ter-se executado as operações de soldagem através de análise química das chapas solicitada à Siderúrgica Aços Villares S.A.

A microestrutura do metal de solda apresentava quantidades variáveis de ferrita delta. De uma forma geral, a morfologia vermicular da ferrita foi predominante tanto nas soldas realizadas com energia de soldagem de 5,1 kJ/cm como naquelas realizadas com energia de 8,9 kJ/cm. A figura 4.4 ilustra este fato. A ferrita delta formada é uma ferrita intradendrítica e é resultado da transformação incompleta da ferrita primária em austenita.

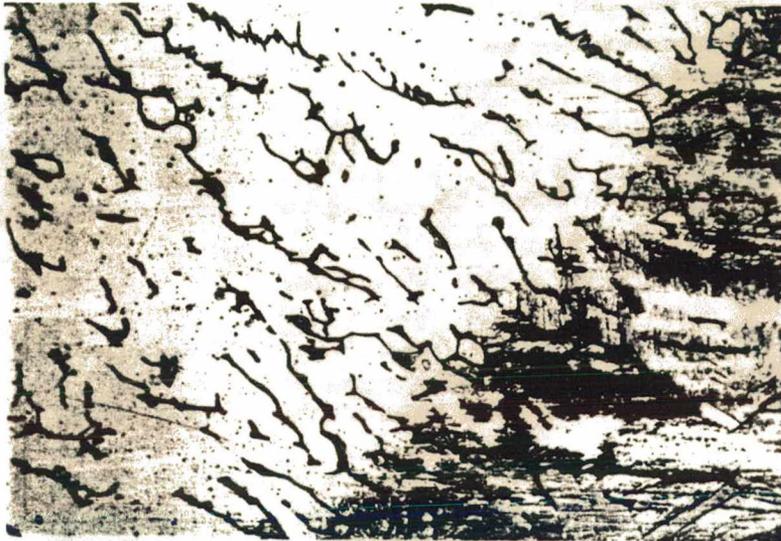


FIGURA 4.4 - Estrutura vermicular da ferrita (fase escura). A fase clara é a austenita. Ataque hipossulfito de sódio. Aumento 700x

A figura 4.5 mostra a microestrutura do metal de solda E308L-16, energia de soldagem de 5,1 kJ/cm. Observam-se duas morfologias distintas da ferrita: uma vermicular e outra entrelaçada, muito regular e alinhada. Segundo David [38] esta morfologia entrelaçada da ferrita é característica do terceiro passe de soldas multipasses, estando sua origem relacionada à transformação das células de ferrita delta primária em austenita de Widmanstätten e ferrita secundária durante resfriamento rápido.

Estas características microestruturais do metal de solda são controladas pelo modo de solidificação e pelas transformações no estado sólido subsequentes que ocorrem no mesmo durante o resfriamento.

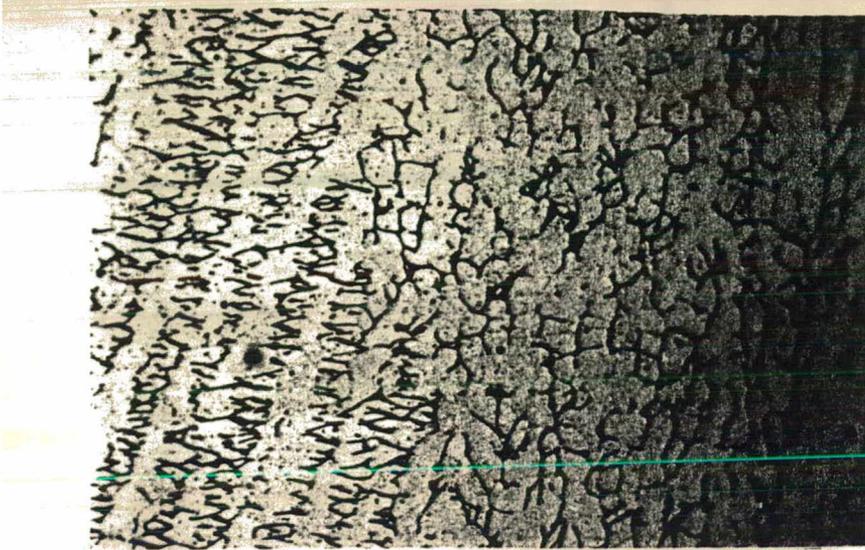


FIGURA 4.5 - Microestrutura do metal de adição E308L-16, energia de 5,1 KJ/cm, evidenciando duas morfologias da ferrita δ . À direita, morfologia vermicular e à esquerda, morfologia de rede. Ataque hipossulfito de sódio. Aumento 700x

O teor de ferrita delta das soldas realizadas foi determinado por métodos matemáticos utilizando para tal o Diagrama de DeLong [33, apud 35], o qual é mostrado na figura 4.6. Este diagrama permite prever a quantidade de ferrita delta presente na zona fundida de uma solda cuja composição caia na região de coexistência das fases ferrita e austenita, baseado no Ferrite Number (FN), em função do cromo e níquel equivalentes calculados pelas expressões abaixo:

$$Cr_{eq} = \%Cr + \%Mo + 1,5 \times \%Si + 0,5 \times \%Nb \quad (2)$$

$$Ni_{eq} = \%Ni + 30 \times \%C + 0,5 \times \%Mn + 30 \times \%N \quad (3)$$

As soldas realizadas apresentaram valores para relação $(Cr/Ni)_{eq}$ variando entre 1,54 a 1,89. Os valores do Cr_{eq} e Ni_{eq} foram determinados pelas equações (2) e (4), propostas por Schaeffler [apud 35, apud 39] e utilizadas por Suutala et al. [40] na classificação dos modos de solidificação das soldas de aços inoxidáveis austeníticos:

$$Ni_{eq} = \%Ni + 30 \times \%C + 0,5 \times \%Mn \quad (4)$$

Segundo esta classificação, os modos de solidificação do metal de solda austenítico podem ser associados a determinados valores da relação $(Cr/Ni)_{eq}$ como se segue:

a) Modo A → solidificação como austenita primária

$$(Cr/Ni)_{eq} \leq 1,48$$

b) Modo B → solidificação ferrítica-austenítica

$$1,48 < (Cr/Ni)_{eq} < 1,95$$

c) Modo C → solidificação como ferrita primária

$$(Cr/Ni)_{eq} \geq 1,95$$

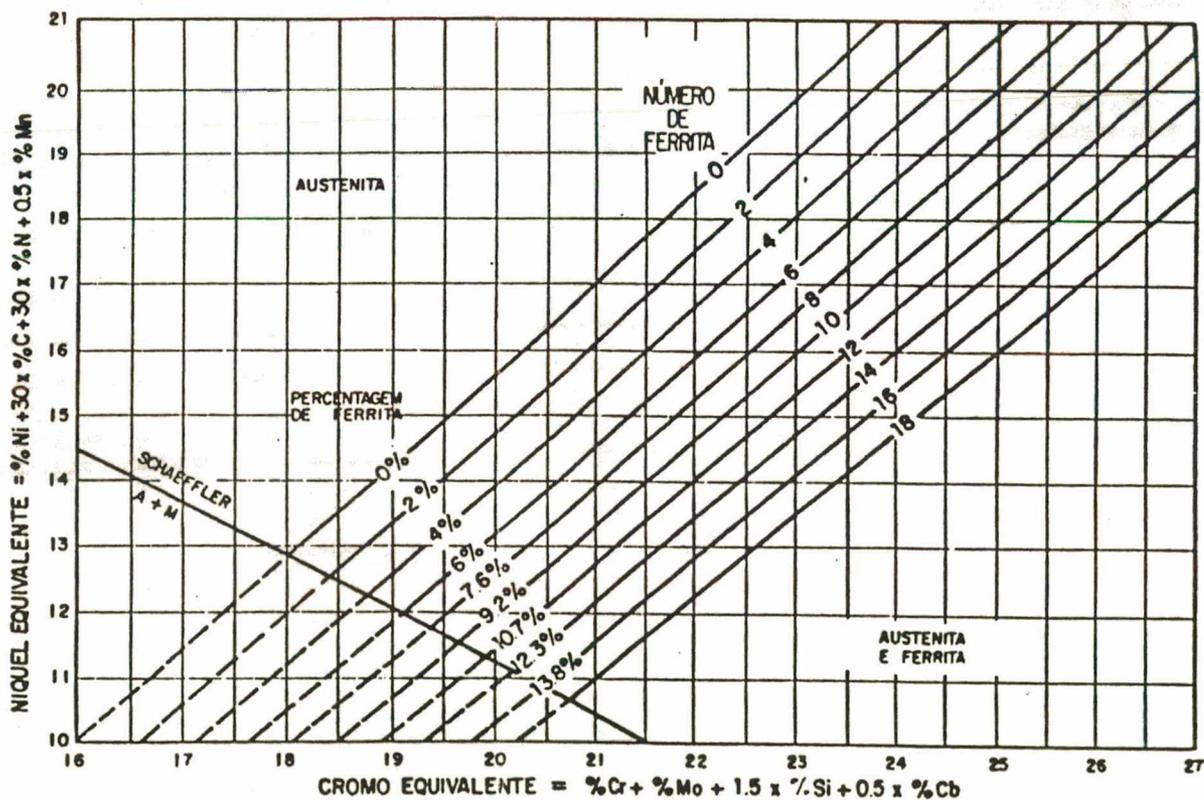


FIGURA 4.6. Diagrama de DeLong para o metal de solda no sistema Fe-Cr-Ni

Considerando os valores da relação $(Cr/Ni)_{eq}$ obtidos para as soldas realizadas, verifica-se que as mesmas solidificaram no modo B. Neste modo, a solidificação é inicialmente ferrítica com posterior nucleação da austenita entre as células de ferrita primária ou dendritas do líquido enriquecido em austenitizantes [41]. À temperatura ambiente, a microestrutura constitui-se de ferrita vermicular e/ou em ripas (lathy ferrite) localizada no eixo da célula.

No apêndice II são relacionadas micrografias das diversas juntas soldadas retrando a zona fundida, a ZAC e a região de interface de cada uma delas.

4.2. DUREZA DAS JUNTAS SOLDADAS

Conforme a norma NACE MR0175 [18, apud 42] uma dureza máxima de 22HRc (248 HV) é requerida para os materiais metálicos (aços carbonos e inoxidáveis austeníticos) a serem utilizados em equipamentos petrolíferos, de forma a evitar o trincamento por corrosão sob tensão em meios contendo H_2S . Nenhuma correlação entre a dureza das juntas soldadas de aço inoxidável austenítico e a sua susceptibilidade à CST por cloretos foi relatada, mas acredita-se que o valor de 22 HRc (~250 HV) máximo também possa ser aplicado a estas soldas. Conforme estudos de McIntyre [17], o aço inoxidável AISI 410 apresenta melhor resistência ao trincamento por corrosão sob tensão quando temperado e revenido para valores de dureza menores que 22 HRc.

Nas figuras 4.7 a 4.9 são apresentados os gráficos de dureza Vickers das soldas realizadas. As durezas foram medidas horizontalmente na seção transversal das amostras e a 2 mm da superfície. O máximo valor de dureza medido foi de 219 HV_{10} o que classifica os materiais como aceitáveis, de acordo com os critérios adotados pela NACE.

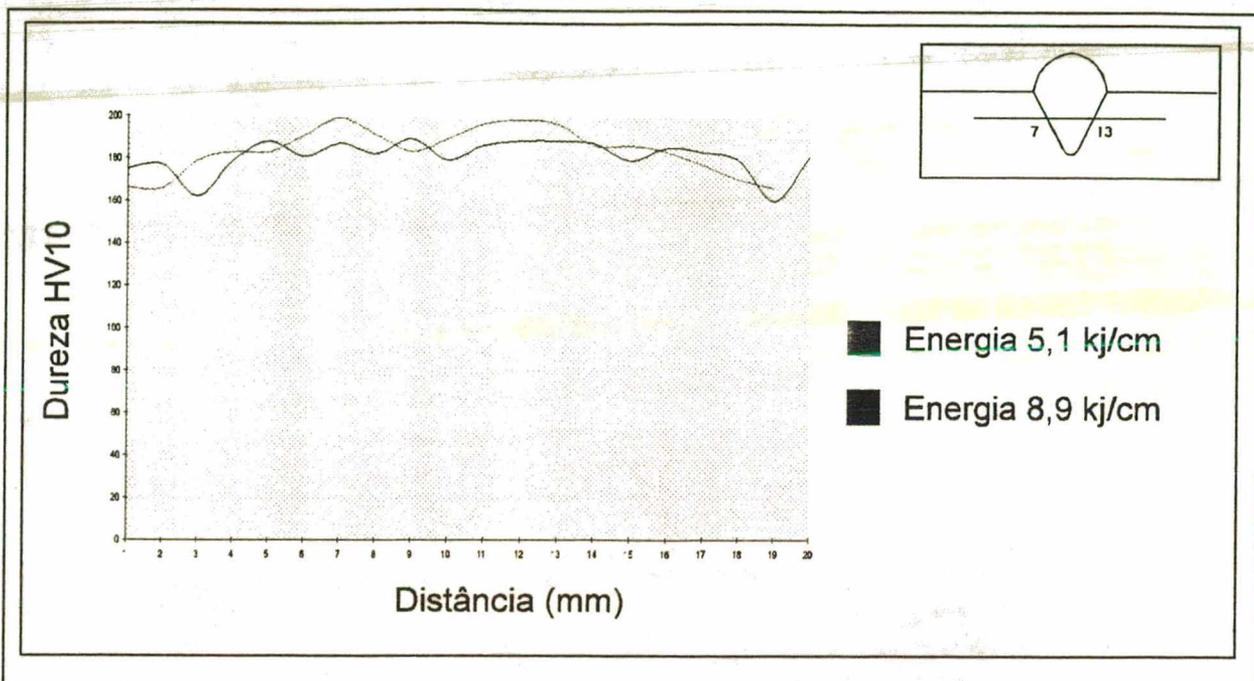


FIGURA 4.7 - Perfis de dureza do aço AISI 304 soldado com E308L-16

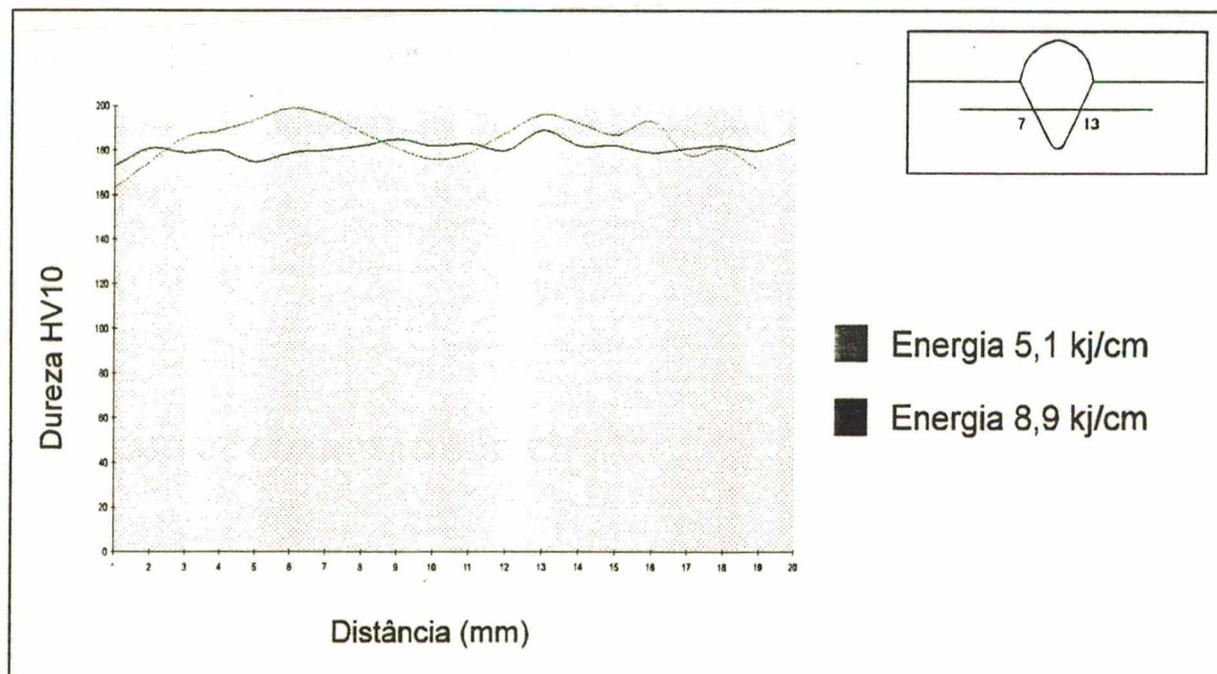


FIGURA 4.8 - Perfis de dureza do aço AISI 304 soldado com E309-16

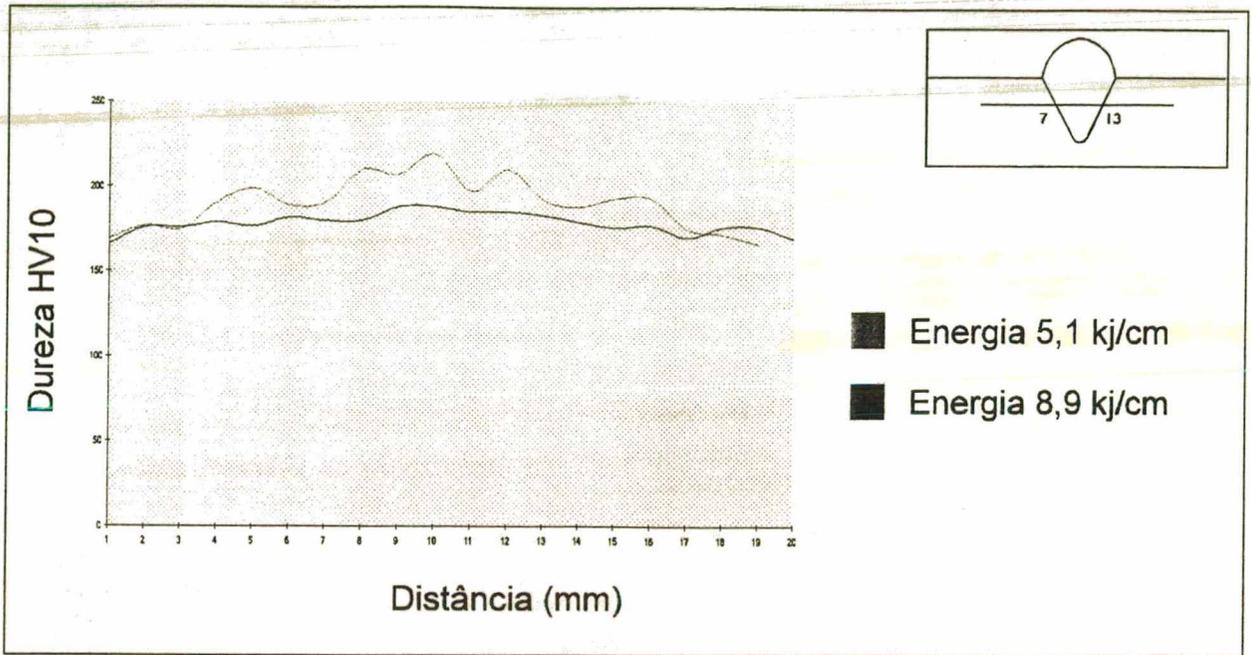


FIGURA 4.9 - Perfis de dureza do aço AISI 304 soldado com E316L-16

Analisando as figuras acima, verifica-se que as soldas realizadas com menor aporte térmico (5,1 kJ/cm) apresentaram uma tendência à dureza mais elevada, o que era de se esperar pela mais rápida taxa de resfriamento experimentada por estas soldas. Isto é mais marcante no caso do E316L-16, possivelmente devido à presença do molibdênio em sua composição.

4.3. ENSAIO DE CORROSÃO SOB TENSÃO

Os ensaios de corrosão sob tensão foram realizados utilizando corpos de prova de tração soldados transversal- e longitudinalmente ao seu eixo. Para facilitar a análise dos resultados obtidos em cada uma das situações, as observações e seus respectivos comentários serão realizados em separado.

TABELA 4.2 - Resultados dos ensaios de CST realizados nos corpos de prova com solda transversal e energia de soldagem de 8,9 kJ/cm

Metal de Adição	E308L-16			E309-16			E316L-16		
	W1	W2	W3	X1	X2	X3	Y2	Y4	Y5
Identificação CP's	W1	W2	W3	X1	X2	X3	Y2	Y4	Y5
Tempo Teste (min)	120	135	73	95	159	150	180	72	75
Temperatura (°C)	146,1	146	146	145,3	146	147	145	145,3	147
Local de Ruptura	MS	ZAC	MB	MB	ZAC	MB	MB	ZAC	ZAC
Aspecto Fratura	DU/FR	DU/FR	DU/FR	DU/FR	DU/FR	DU/FR	FR	DU/FR	DU/FR
Morfologia Trinca	TG	TG	TG	TG	TG	TG	TG	TG	TG

Nota: Os corpos de prova Y2, W3 e X1 tiveram uma seção de aproximadamente 30 mm em relação ao centro dos mesmos, exposta à solução corrosiva. Nos demais CP's esta seção foi de 10mm.

Quanto ao tipo de metal de adição usado nas solda, os resultados desses ensaios realizados em corpos de prova com solda transversal não permitem tirar conclusões sobre a sua influência na CST, uma vez que, praticamente não se verificou ruptura do corpo de prova no metal de solda. Esta ocorreu quase que na sua totalidade na região do metal de base, que apresentou maior susceptibilidade.

A análise macroscópica da região fraturada das amostras mostrou a presença de duas regiões distintas: uma proveniente do processo corrosivo e outra oriunda da fratura mecânica, consequência do aumento da tensão em função da redução de área dos corpos de prova. A fratura frágil caracterizou a maioria das amostras, sendo que, algumas apresentaram uma transição entre dúctil / frágil. Esta classificação pode ser comprovada pelos baixos valores de alongamentos [43] obtidos: os valores medidos situaram-se entre 3 a 7% enquanto que os aços inoxidáveis austeníticos apresentam valores da ordem de 50%.

4.3.1.1. ANÁLISE METALOGRÁFICA

O exame microscópico das amostras de aço inoxidável austenítico AISI 304 mostrou ser a zona afetada pelo calor (ZAC) a região mais susceptível ao trincamento. De uma forma geral todas as amostras apresentaram trincas nesta região, sendo que, na sua maioria, este trincamento levou à ruptura do corpo de prova. De fato, a zona afetada pelo calor de uma solda está submetida a rápidos ciclos térmicos, os quais produzem modificações metalúrgicas em sua estrutura, tais como, precipitação de partículas de segunda fase que constituem pontos preferenciais de ataque, além de crescimento dos grãos austeníticos. Trabalhos anteriores [28, 29] já reportavam o crescimento de grão na ZAC como uma das causas do trincamento por corrosão sob tensão das soldas de aços austeníticos. As figuras 4.10 e 4.11 mostram regiões de duas amostras distintas que apresentaram trincas na zona de precipitação de carbonetos.



FIGURA 4.10- Microestrutura da ZAC sensitizada. Metal de adição E308L-16 e energia de 8,9 kJ/cm. Ataque ácido oxálico 10%. 200x



FIGURA 4.11- Trinca transgranular de CST na região da ZAC sensibilizada. Metal de adição E309-16 e energia de 5,1 kJ/cm. Ataque ácido oxálico. 200x

Quanto à morfologia das trincas, a análise metalográfica revelou que as trincas eram predominantemente transgranulares, com algumas apresentando ramificações. As mesmas ocorriam sempre na direção perpendicular à tensão aplicada, o que também as caracterizam como trincas de corrosão sob tensão. Vale comentar que apesar da sensibilização, o percurso das trincas de CST não ocorreu intergranularmente.

Apesar dos resultados indicarem o metal de solda como a região mais resistente ao trincamento por CST, possivelmente devido à presença de ferrita em sua microestrutura, os testes realizados não dão uma indicação muito precisa sobre a influência dos diferentes metais de adição usados e do aporte térmico na resistência à CST. Esta análise foi possível com a realização dos testes de corrosão sob tensão em corpos de prova com solda longitudinal.

No apêndice III são mostradas algumas micrografias dos corpos de prova com solda transversal ensaiados por CST, evidenciando as trincas nas diversas regiões da junta soldada.

4.3.2. CORPOS DE PROVA COM SOLDA LONGITUDINAL

Nas Tabelas 4.3 e 4.4 são apresentados os resultados obtidos no ensaio de CST com os corpos de prova com solda longitudinal soldados com energia de 5,1 kJ/cm e 8,9 kJ/cm, respectivamente.

Os corpos de prova com solda longitudinal apresentaram maior resistência à corrosão sob tensão do que aqueles com solda transversal. Isto concorda com os resultados dos ensaios com CP's transversais que mostrou ser o metal de solda a região mais resistente à CST, em relação às regiões do metal de base afetadas ou não pelo calor, tendo em vista que, nesse caso, toda a seção do corpo de prova submetida à tensão aplicada externamente era composta pelo metal de adição.

TABELA 4.3 - Resultados dos ensaios de CST realizados nos corpos de prova com solda longitudinal e energia de 5,1 kJ/cm.

Metal de Adição	E308L-16			E309-16			E316L-16		
	E1	E2	E3	F1	F2	F3	D1	D2	D3
Identificação CP's	E1	E2	E3	F1	F2	F3	D1	D2	D3
Tempo Teste (min)	149	227	210	417	403	372	162	222	183
Temperatura (°C)	146,8	147,1	148	146,5	146,7	147,6	150,2	147	147,4

TABELA 4.4 - Resultados dos ensaios de CST realizados nos corpos de prova com solda longitudinal e energia de 8,9 kJ/cm.

Metal de Adição	E308L-16			E309-16			E316L-16	
	S1	S2	S3	T1	T2	T3	R1	R2
Identificação CP's	S1	S2	S3	T1	T2	T3	R1	R2
Tempo Teste (min)	248	298	194	639	246	1026	325	243
Temperatura (°C)	147	145,1	146,9	147,5	147,1	148,2	147,5	144,2

Os resultados do ensaio de CST dos corpos de prova com solda longitudinal mostram que as soldas realizadas com metal de adição AWS E309-16 são significativamente mais resistentes ao trincamento em relação às realizadas com metais de adição AWS E308L-16 e E316L-16. O comportamento destes últimos foi praticamente idênticos.

Além disso, no que diz respeito ao aporte térmico, os corpos de prova soldados com maior valor de energia (vide Figura 4.13), apresentaram um melhor desempenho do que aqueles soldados com energia mais baixa (vide Figura 4.12). Este fato foi mais pronunciado nas soldas realizadas com metal de adição E309-16, onde o tempo para ocorrência de fratura completa chegou a atingir 17 horas de ensaio.

Era esperado que as soldas realizadas com menor aporte apresentassem maior resistência ao trincamento por CST. Justifica-se pelo fato da zona afetada pelo calor destas soldas experimentarem maiores velocidades de resfriamento, fazendo com que houvesse um menor tempo para que a transformação da ferrita primária em austenita se completasse. Isto proporciona uma microestrutura mais refinada, uma vez que as porções de ferrita delta retidas nos contornos da austenita inibiriam a formação e crescimento dos grãos austeníticos [30].

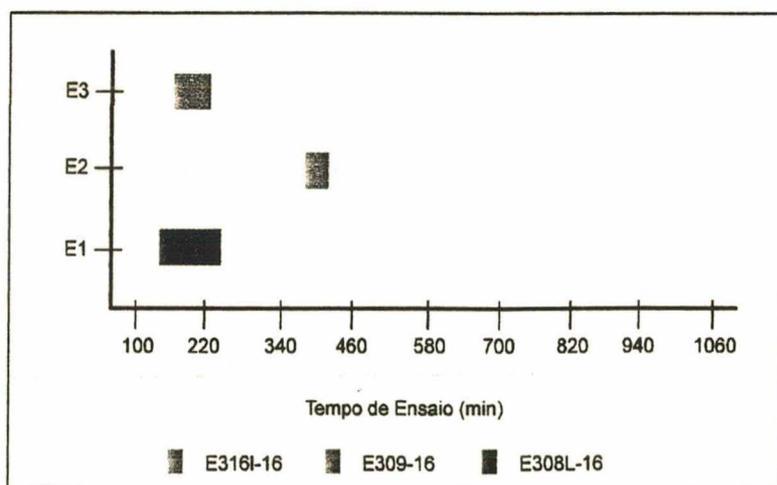


FIGURA 4.12 - Resultado do ensaio de CST (tempos mínimos e máximos). Corpo de prova soldado com energia de 5,1 kJ/cm.

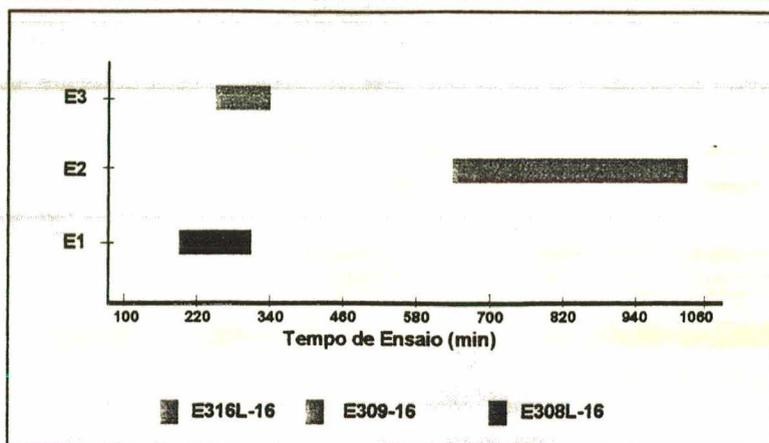


FIGURA 4.13 - Resultado do ensaio de CST (tempo mínimo e máximo). Corpo de prova soldado com energia de 8,9 kJ/cm.

Observa-se pelas figuras 4.12 e 4.13, que o tempo para ocorrência de fratura completa dos corpos de prova soldados com eletrodo E309-16 é aproximadamente 1,5 e 2 vezes, respectivamente, superior ao máximo tempo verificado para os eletrodos E308L-16 e E316L-16.

4.3.2.1. ANÁLISE MICROESTRUTURAL

Os valores do Cr e Ni equivalentes destas soldas foram calculados de acordo com as equações 2 e 3. Estes valores foram plotados no Diagrama de DeLong para a determinação do *Ferrite Number* das soldas realizadas com metais de adição E308L-16, E309-16 e E316L-16, sendo que os valores encontrados foram 12, 10 e 18 respectivamente.

O metal de adição E309-16, que apresentou o melhor desempenho nos testes de corrosão sob tensão, foi o que teve o menor conteúdo de ferrita delta presente em sua microestrutura (FN 10). As amostras observadas ao microscópio ótico mostravam uma rede de ferrita semicontínua distribuída sobre a matriz austenítica, sendo que, em algumas regiões da

microestrutura a mesma apresentava-se como grãos isolados. Esta microestrutura existiu tanto nas soldas realizadas com maior aporte térmico como naquelas de menor aporte. A rede de ferrita descontínua nos contornos das dendritas e dos últimos grãos a se solidificarem age como uma barreira que minimiza o crescimento do grão austenítico durante o resfriamento da junta soldada[28]. A figura 4.14 mostra uma região da zona fundida de uma amostra soldada com eletrodo E309-16 e energia de 5,1 kJ/cm, evidenciando a microestrutura da ferrita.

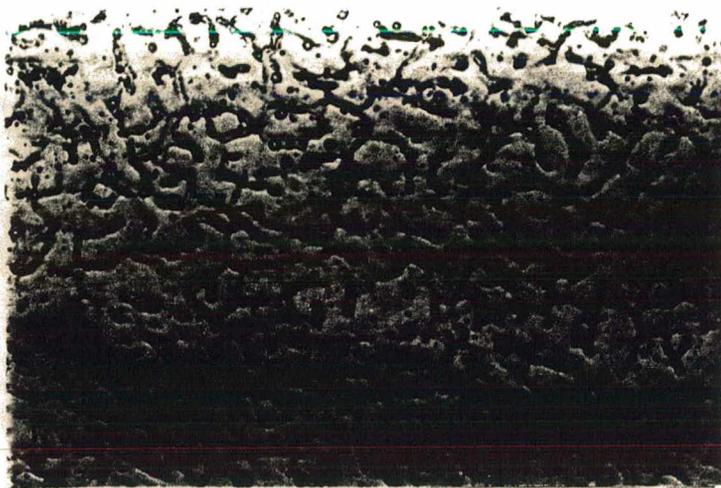


FIGURA 4.14 - Microestrutura da zona fundida do metal de solda E309-16, mostrando a rede de ferrita δ descontínua (fase escura). A fase clara é a austenita. Ataque ácido oxálico 10%. Aumento 720x.

Os metais de solda E308L-16 e E316L-16 tinham sua microestrutura constituída por dendritas de ferrita, acusando uma morfologia vermicular, distribuída na matriz austenítica. A rede de ferrita δ desses metais de solda era em sua maioria contínua, sendo que a espessura da ferrita era ligeiramente maior do que aquela verificada na microestrutura do metal de solda E309-16. Uma possível explicação para este fato, pode ser o maior conteúdo de ferrita (FN 12 e FN 18) encontrado nessas soldas. Nas figuras 4.15 e 4.16 são mostradas duas microestruturas da zona fundida dos metais de adição E308L-16 e E316L-16.

Fundamentando-se nas observações até então mencionadas, pode-se afirmar que a interferência da presença de ferrita delta nas soldas austeníticas com a susceptibilidade ao

trincamento por corrosão sob tensão parece estar mais relacionada com a sua forma e distribuição na matriz austenítica do que com o seu conteúdo.

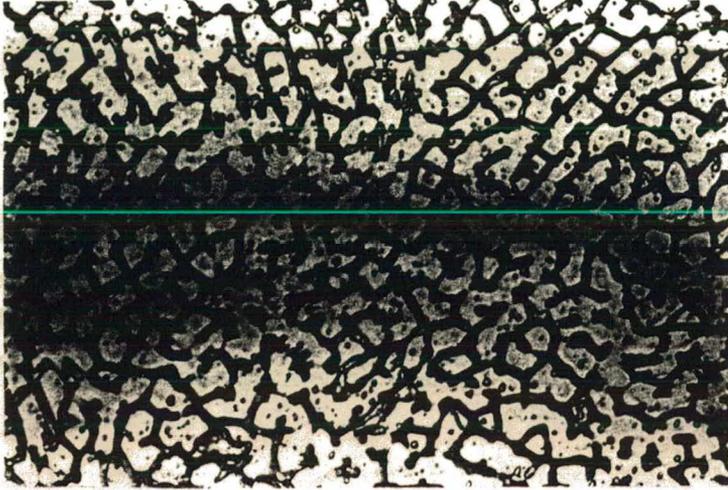


FIGURA 4.15 - Microestrutura da zona fundida do metal de solda E308L-16. A fase escura é a ferrita δ (veios contínuos) e a fase clara é a matriz austenítica. Ataque ácido oxálico 10%. Aumento 700x.

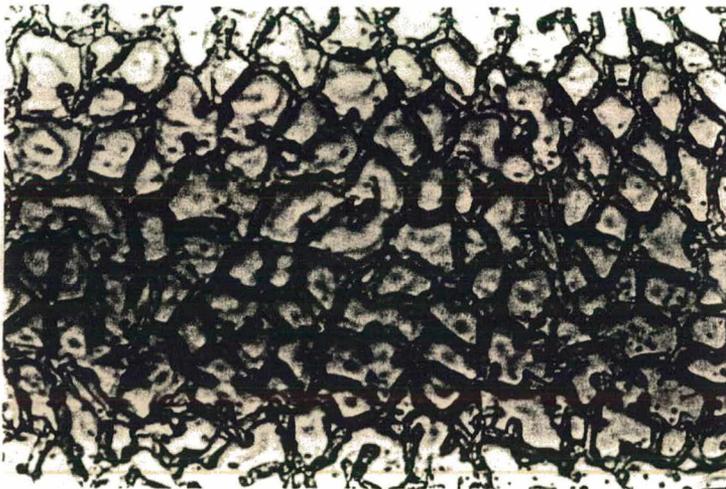


FIGURA 4.16 - Microestrutura da zona fundida do metal de solda E316L-16, mostrando a rede de ferrita δ (fase escura). A fase clara é a austenita. Ataque ácido oxálico 10%. Aumento 700x..

De fato a melhor performance do metal de adição E309-16 não pode ser arbitrariamente atribuída ao baixo conteúdo de ferrita δ presente em sua microestrutura, tendo em vista que, a microestrutura da zona fundida do metal de adição E308L-16 apresentou teor de ferrita δ muito próximo do valor encontrado no E309-16 (FN 12 e 10, respectivamente). porém o seu desempenho no ensaio de CST foi bastante inferior ao deste último.

Quanto às trincas, as mesmas se desenvolveram através das dendritas e ao longo dos contornos da ferrita. Solarí *et al.* [44] em seus estudos reportam que o desenvolvimento das trincas de CST ao longo dos contornos austenita-ferrita deve-se ao fato da ferrita atuar como ânodo, protegendo a austenita que age como catodo. As figuras 4.17 a 4.19 mostram trincas desenvolvidas nos diversos metais de solda ensaiados, onde observa-se, com distinção, o caminho percorrido por cada uma delas.

No apêndice IV são mostradas diversas outras micrografias destacando as microestruturas dos corpos de prova ensaiados, bem como as trincas desenvolvidas.

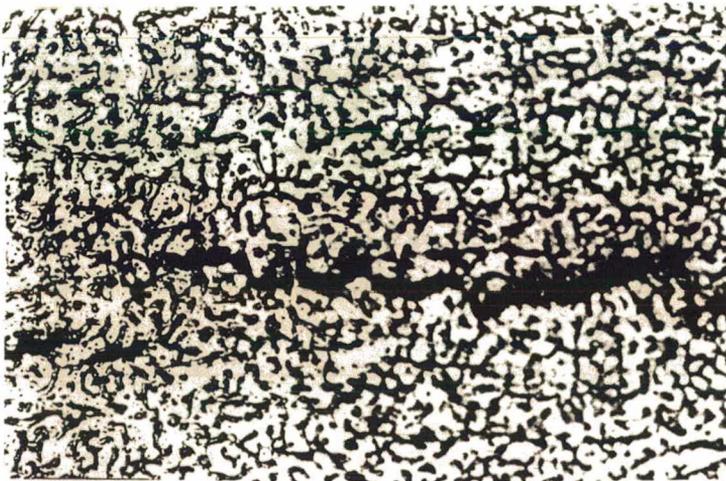


FIGURA 4.17 - Trinca de CST desenvolvida ao longo das dendritas no metal de solda E309-16 e energia de 8,9 kJ/cm. Ataque ácido oxálico. Aumento 720x

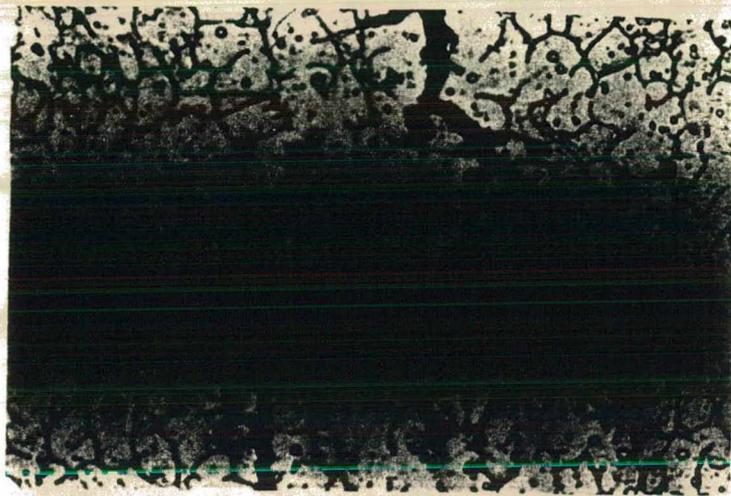


FIGURA 4.18 - Trinças de CST desenvolvidas ao longo das dendritas no metal de solda E308L-16 e energia de 8,9 kJ/cm. Ataque ácido oxálico. 720x

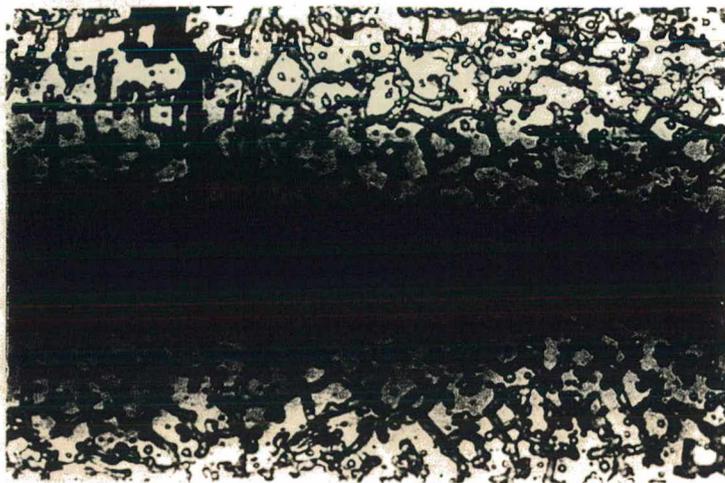


FIGURA 4.19 - Trinca de CST desenvolvida ao longo das dendritas no metal de solda E316L-16 e energia de 5,1 kJ/cm. Ataque ácido oxálico. 720x

V. CONCLUSÕES

As análises e observações sobre o efeito do aporte térmico e da composição do metal de adição das juntas soldadas de aço inoxidável austenítico AISI 304 quanto à susceptibilidade à corrosão sob tensão por cloretos nas condições ensaiadas, permitiu as seguintes conclusões:

1 - O eletrodo AWS E309-16 apresenta-se como o metal de adição mais indicado para uso nas soldas de reparo a serem realizadas em equipamentos sujeitos à corrosão sob tensão. Sua microestrutura formada por uma rede de ferrita descontínua dificulta a propagação das trincas.

2 - A contribuição da ferrita na resistência a corrosão sob tensão relaciona-se muito mais com a sua morfologia e distribuição do que com o seu conteúdo nas soldas austeníticas.

3 - Os eletrodos AWS E308L-16 e E316L-16 apresentam um comportamento bastante similar quanto à susceptibilidade à CST nas soldas austeníticas, tendo porém, um desempenho bastante inferior ao eletrodo AWS E309-16.

4 - As soldas dos corpos de prova cortados longitudinalmente e realizadas com maior aporte térmico apresentaram uma maior resistência à corrosão sob tensão. Contudo, a pequena diferença entre os valores de aporte utilizado, não permite que este resultado seja considerado indiscriminadamente.

5 - Quanto ao metal base AISI 304, a zona afetada pelo calor apresentou-se como a região mais susceptível ao trincamento por corrosão sob tensão em meios contendo cloretos. A precipitação dos carbonetos nos contornos da austenita pareceu ter contribuído para o decréscimo da resistência à CST pois estas regiões tornam-se anódicas em relação ao restante do material, favorecendo o mecanismo de dissolução anódica como precursor das trincas de CST.

6. Os valores de dureza encontrados ficaram abaixo do limite proposto pela NACE (22 HRc), sem nenhuma correlação aparente com a corrosão sob tensão. Dos três metais de adição utilizados, o que apresentou maior dureza foi o E316L-16, tanto na zona fundida como na zona afetada pelo calor.

VI. SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

A proposta de definir técnicas de reparo de aço inoxidável austenítico de baixa susceptibilidade à corrosão sob tensão em meios contendo cloretos não se esgota com as conclusões do presente trabalho. Muitas indagações surgiram durante a realização deste, e para tentar solucionar estes questionamentos, sugere-se o prosseguimento da discussão do tema, através dos seguintes trabalhos:

→ Avaliação do comportamento à CST do material 309 em outros processos de soldagem tais como TIG e MIG (pulsado ou não), comparando-o com os metais de adição 308L e 316L com o intuito de se confirmar a melhor performance do eletrodo E309-16.

→ Avaliação da influência da velocidade de resfriamento de juntas soldadas austeníticas com baixo conteúdo de carbono ou estabilizadas no trincamento por CST. Estas ligas são menos susceptíveis à precipitação de carbonetos, o que já elimina a sua interferência com a CST. Poderia ser realizado resfriamento com jato de ar ou a água.

→ Para uma melhor avaliação dos efeitos do aporte térmico na CST sugere-se a realização de testes com corpos de prova soldados com níveis de energia mais diferenciados, como por exemplo, utilizando energia de soldagem em valores superiores a 10 kJ/cm e inferiores a 5 kJ/cm.

→ Considerando que as ligas austeníticas são muito mais sensíveis ao trincamento por CST, seria prudente a realização de trabalhos experimentais em conjuntos soldados que empregam as ligas austenoferríticas, de forma a ter-se informações sobre a importância das tensões residuais de solda no comportamento destas ligas.

→ Utilização de outros métodos de ensaio de corrosão sob tensão, como o teste de baixa taxa de deformação ou teste com amostras pré-trincadas, na avaliação do comportamento de juntas soldadas com material 309, de forma a poder comparar a performance deste material em relação aos testes com carga estática.

VII. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

01. JONES, R. L. "Prevention of Stress Corrosion Cracking in Boiling Water Reactors".
Materials Selection & Design, Feb. 1991, p. 70-74
02. RAMANATHAN, L. V. "Corrosão e seu controle". Hemus, São Paulo. [1988?], 339 p.
03. NEWMAN, R. C. and MEHTA, A. "An AC Impedance Study of the De-alloying of Fe-Ni Alloys, and its Relevance to Chloride SCC of Stainless Steels". Corrosion Science, v. 28, n. 12, 1988. p. 1183-1187
04. ASM. "Corrosion". In: Metals Handbook, Vol. 13, 9a. ed., ASM International, Metals Park, USA. 1978-1989
05. WOLYNEC, S. "Corrosão Sob Tensão". In: Análise de Fraturas, Associação Brasileira de Metais (ABM), São Paulo, [19--]. 248 p. , p. 201-248
06. KISER, S. D. & COX, C. W. "Understanding the Mysteries of Stress Corrosion Cracking".
Welding Journal, vol. 71, n. 12, 1992, p. 55-57
07. FONTANA, M. G. "Corrosion Engineering". 3a. ed., Mc Graw-Hill Book, New York, 1987.
556 p.
08. DUFFÓ, G. S.; MAIER, I. A. and GALVELLE, J. R. "The Influence of Temperature on the Susceptibility of Stress Corrosion Cracking in LiCl Solutions". Corrosion Science, v. 28, n. 10, 1988. p. 1003-1008
09. SATHER, L. e PERDIGÃO, S. C. "Corrosão de Juntas Soldadas de Aços Inoxidáveis Austeníticos". Associação Brasileira de Soldagem, n.3, jan./mar., 1984
10. SEDRIKS, A. J. "Corrosion of Stainless Steels". John Willey & Sons, New York, 1979.
282 p.
11. SEDRIKS, A. J. ; SLATTERY, P. W. and PUGH, E. N. "Proceedings of the Conference on Fundamental Aspects of Stress Corrosion Cracking". NACE, Houston, Tex., 1969, p. 673

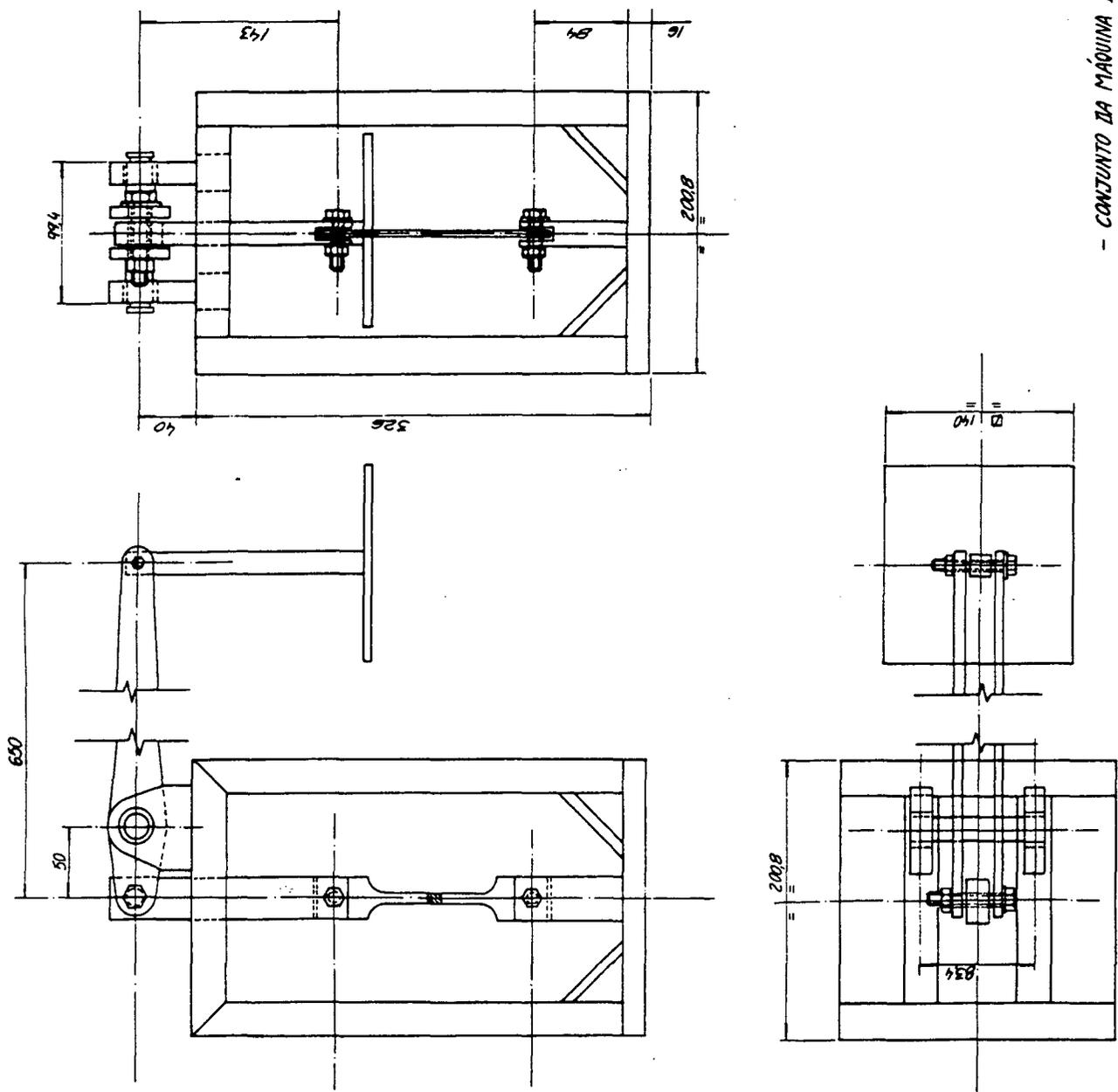
12. MANFREDI, C.; MAIER, I. A. and GALVELE, J. R. "The Susceptibility of Type AISI 304 Stainless Steel to Transgranular and Intergranular SCC in 40% MgCl₂ Solution at 100°C". Corrosion Science, vol. 27, n. 9, Great Britain, p. 887-903
13. KRAFFT, G. H. G. et al. "Threshold Stress and Incubation Period in Stress Corrosion Types 302 and 316 Wire in Boiling Magnesium Chloride". Corrosion, vol 21, n. 6, 1985, p. 188-195
14. UHLIG, H. H. "New Perspective in Stress Corrosion Problem". Physical Metallurgy of Stress Corrosion Fracture, Interscience Publishers, New York, 1959
15. FONTANA, M. G. and GREENE, N. D. "Corrosion Engineering". Mc Graw-Hill, New York, 1984
16. GOOCH, T. G. "Agrietamiento por Corrosion Bajo Tensiones del Acero Inoxidable Austenitico Soldado". Revista de Soldadura, vol. 15, n. 2, 1985, p. 84-95
17. McINTYRE, D. R. "How to Prevent Stress Corrosion Cracking in Stainless Steels -II". Chemical Engineering, May 5, 1980, p. 131-136
18. LOGAN, H. L. "Stress Corrosion". In.: NACE Basic Corrosion Course, Anton deS. Brasunas, Houston, Texas. 11a. ed. , jun. 90, cap. 10
19. COPSON, H. R. "Effect of Composition on Stress Corrosion Cracking of Some Alloys Containing Nickel". In: Physical Metallurgy of Stress Corrosion Fracture, Interscience, New York, 1959, p. 247-272
20. VISWANATHAN, R.; NURNINEN, J. I. and ASPDEN, R. G. "Stress Corrosion Behaviour of Stainless Steel Welds in High Temperature Water Containing Chlorides". Welding Journal, vol. 58, n. 4, 1979, p. 118-126
21. CRAIG, H. L.; SPROWLS, D. O. and PIPER, D. E. "Stress Corrosion Cracking". In: Handbook on Corrosion Testing and Evaluation, W. H. Ailor, John Wiley & Sons, New York, 1971. 861 p., p. 231-290
22. "Standard Recommended Practice for Preparation and Use of Direct Tension Stress Corrosion Test Specimens". ASTM G49-76, Annual Book of ASTM Standards, American Society for Testing and Materials

23. "Standard Recommended Practice for Performing Stress Corrosion Cracking Tests in a Boiling Magnesium Chloride Solution". ASTM G36-73, Annual Book of ASTM Standards, American Society for Testing and Materials
24. IRVING, B. "Stress Corrosion Cracking: Welding's Number 1 Nemesis". *Welding Journal*, vol. 71, n.12, 1992, p. 39-40
25. RIBBE, A. P. *et al.* "Corrosão e Tratamentos Superficiais dos Metais". Associação Brasileira de Metais - ABM, São Paulo, 1971, 508 p.
26. KYLLANDER, G. "Efeito da Ferrita na Soldagem e Resistência à Corrosão de Aços Inoxidáveis". Avesta Jernverks AB. Tradução do original sueco. [198-]
27. KRISHMAN, K. N. and RAO, K. P. "Room Temperature Stress Corrosion Cracking Resistance of Post-weld Heat-Treated Austenitic Weld Metals". *Corrosion*, vol. 46, n. 9, 1990, p. 734-742
28. BAESLACK, W. A.; SAVAGE, W. F. and DUQUETTE, D. J. "Effect of Nitrogen on the Microstructure and Stress Corrosion Cracking of Stainless Steel Weld Metals". *Welding Journal*, vol. 58, n. 3, 1979, p. 83-90
29. SHERMAN, D. H.; DUQUETTE, D. J. and SAVAGE, W. F. "Stress Corrosion Cracking Behaviour of Duplex Stainless Steel Weldments in Boiling $MgCl_2$ ". *Corrosion*, vol. 31, n. 10, 1974, p. 376-380
30. FOLKHARD, E. "Welding Metallurgy of Stainless Steel". Springer-Verlag Wien, New York, 1988. 279 p.
31. BRANDI, S. D.. "Estudo da Soldabilidade do Aço Inoxidável Duplex DIN W. Nr. 1.4462 (UNS S31803)". Tese de Doutorado em Engenharia Metalúrgica e de Materiais, Escola Politécnica, Universidade de São Paulo, 1992.
32. ISHIHARA, T.; SHIMIZU, Y. and ITO, G. "Stress Corrosion Cracking of Austenitic Stainless Steel Weld Overlays in High Temperature Water". *Welding Research Abroad*, Vol. XXI, n. 4, 1975, p. 11-18
33. "Specification for Stainless Steel Electrodes for Shielded Metal Arc Welding", A5.4-92, American Welding Society (AWS)

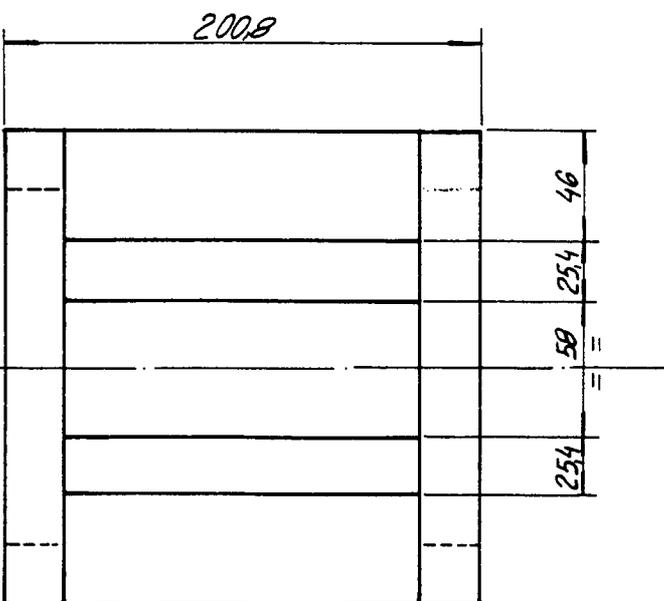
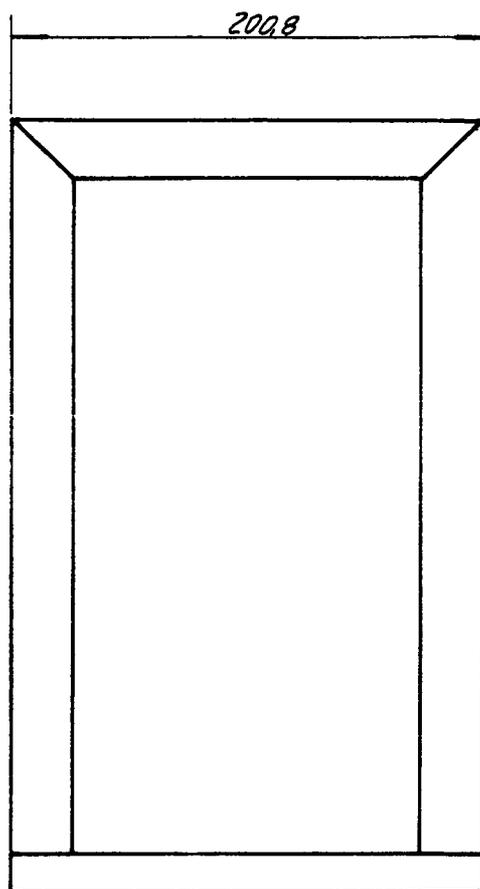
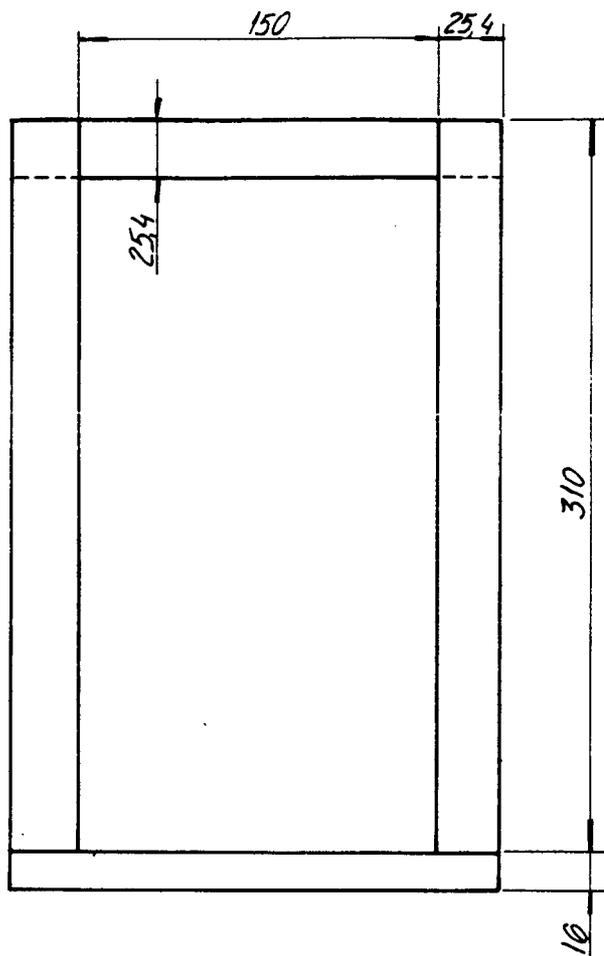
34. "Standard Practice for the Preparation of Stress Corrosion Test Specimens for Weldments", ASTM G58-78, Annual Book of ASTM Standards, American Society of Testing and Materials
35. "Standard Methods of Tension Testing of Metallic Materials", ASTM E8-79a, Annual Book of ASTM Standards, American Society of Testing and Materials
36. "Standard Recommended Practice for Preparing, Cleaning and Evaluation Corrosion Test Specimens", ASTM G1-72, Annual Book of ASTM Standards, American Society of Testing and Materials
37. DAVID, S. A. "Ferrite Morphology and Variations in Ferrite Content in Austenitic Stainless Steel Welds". Welding Research Supplement. In.: Welding Journal, vol. 60, n. 4, 1981, p. 63s-71s
38. MODENESI, P. J.; MARQUES, P. V. and SANTOS, D. B. dos "Curso de Metalurgia da Soldagem". Universidade Federal de Minas Gerais (UFMG), Belo Horizonte, 1992, 297 p., p. 207-259
39. BUSSINGER, E. R. "Soldagem dos Aços Inoxidáveis". Publicação da Petróleo Brasileiro S. A. (PETROBRAS), SEPES-DIVEN, Rio de Janeiro, 1978, 105 p.
40. SUUTALA, N., TAKALO, T. & MOISIO, T. "Ferritic-Austenitic Solidification Mode in Austenitic Stainless Steels Welds". Metallurgical Transactions, vol. 11A, n. 5, 1980, pp. 717-725
41. KUJANPÄÄ, V. *et al.* "Correlation Between Solidification Cracking and Microstructure in Austenitic and Austenitic-Ferritic Stainless Steels Welds". Welding Research International, vol. 9, n. 2, 1979, p. 55-76
42. DDODY, T. "Intermediate Mixed Zones in Dissimilar Metal Welds for Sour Service". Welding Journal, vol. 71, n. 3, 1992, p. 55-60
43. SOUZA, S. A. "Ensaio Mecânicos de Materiais Metálicos". 5ª ed., Edgard Blücher, São Paulo, 1982, 286 p., p. ilustr.
44. SOLARI, M. *et al.* "Guia para Soldadura de los Aceros Inoxidables Duplex.

45. LIPPOLD, J. & SAVAGE, W. F. "Solidification of Austenitic Stainless Steel Weldments: Part 2 - The Effect of Alloy Composition on Ferrite Morphology". *Welding Journal*, vol. 59, n. 2, 1980, Research Supplement, pp. 48s-58s
46. DEAN, S. W., Jr. "Review of Recent Studies on the Mechanism of Stress Corrosion Cracking in Austenitic Stainless Steels". In.: *Stress Corrosion - New Approaches*, H. L. Craig, ASTM STP 610, American Society for Testing and Materials, 1976, pp. 308-337
47. TAKALO, T. , SUUTALA, N. & MOISIO, T. "Influence of Ferrite Content on its Morphology in Some Austenitic Weld Metals". *Met. Trans.*, 7A (10), 1976, pp. 1591-1592
48. BAESLACK III, W. A.; DUQUETTE, D. J. and SAVAGE, W. F. "The Effect of Ferrite Content on Stress Corrosion Cracking in Duplex Stainless Steel Weld Metals at Room Temperature". *Corrosion*, vol. 35, n. 2, 1979, p. 45-54

**APÊNDICE 1 - DESENHO DAS PARTES/CONJUNTO DA MÁQUINA DE ENSAIO DE
CORROSÃO SOB TENSÃO**

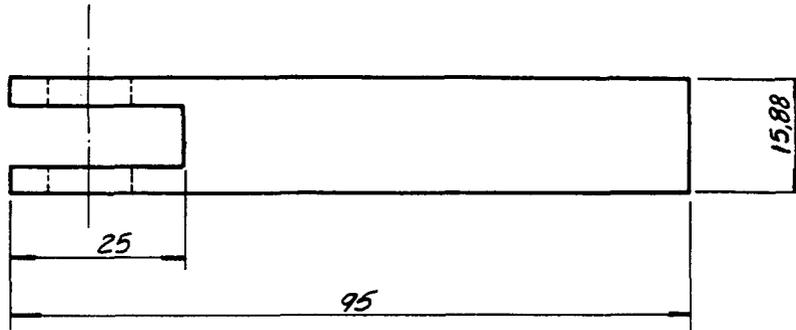
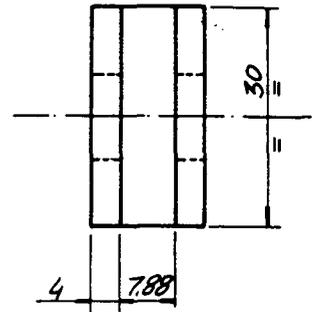
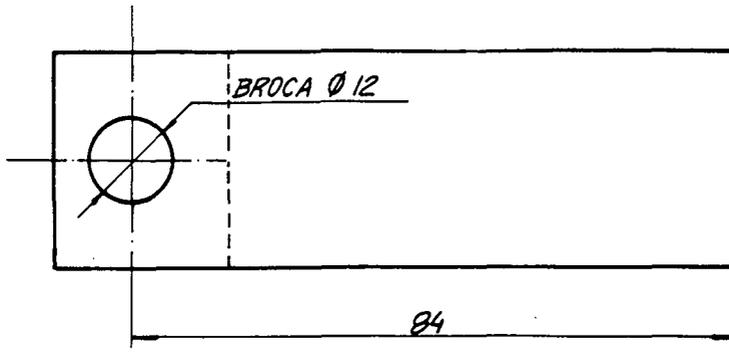


- CONJUNTO DA MÁQUINA DE TRACÇÃO - Esc. 1:3

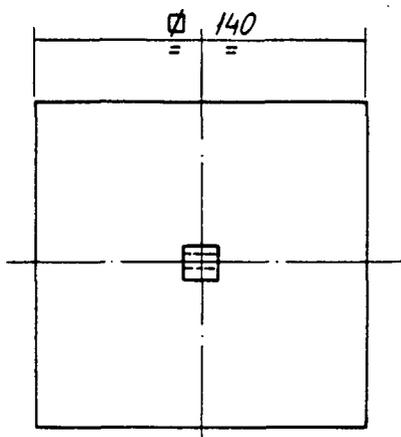
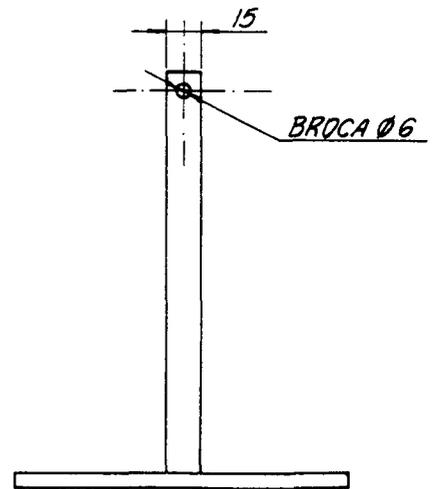
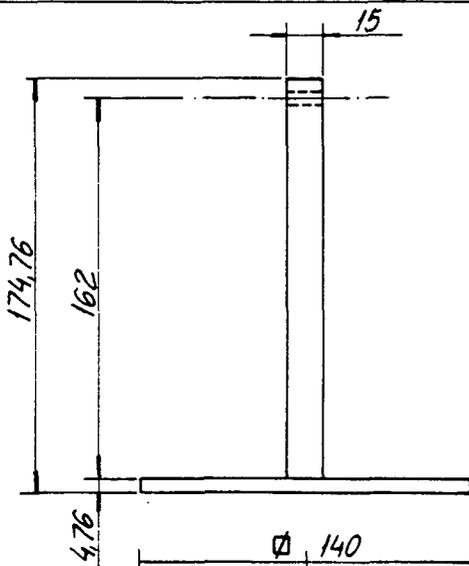


CORPO DA MÁQUINA DE TRACÇÃO

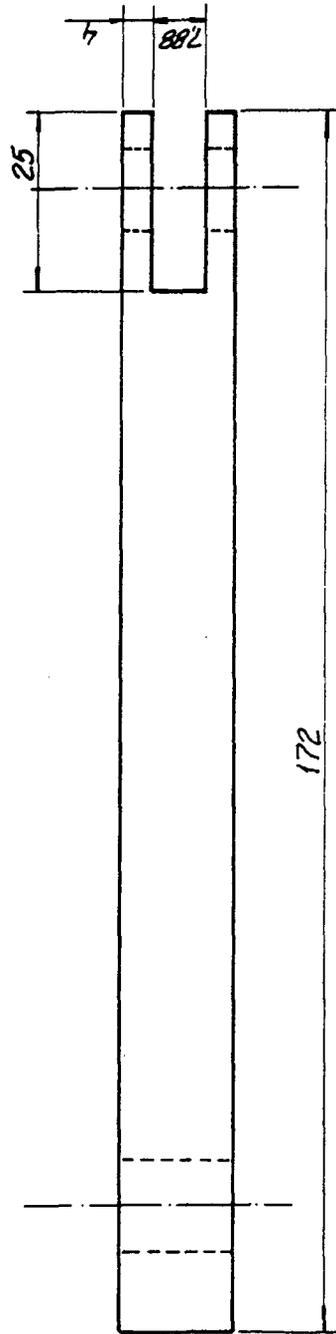
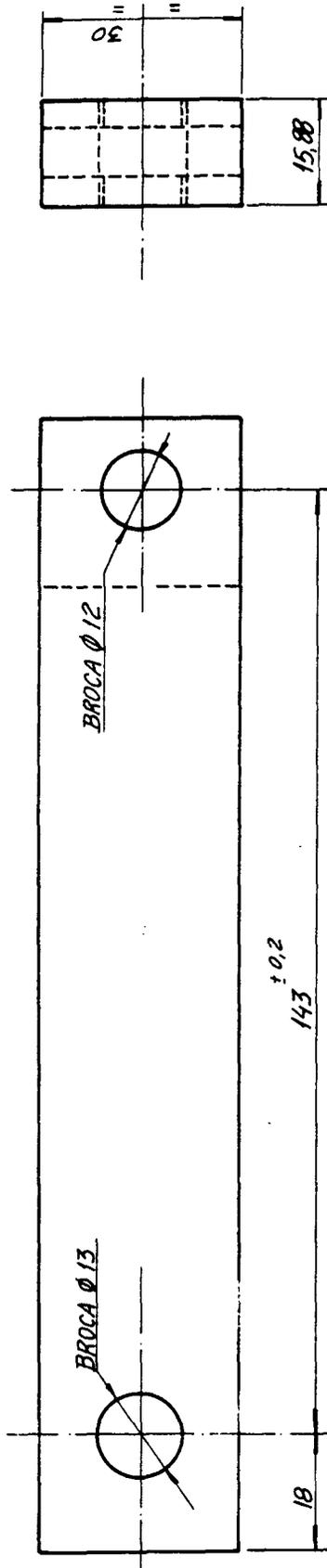
ESC. 1:3



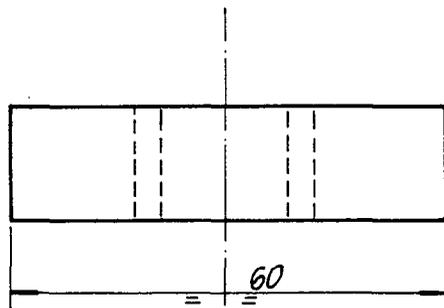
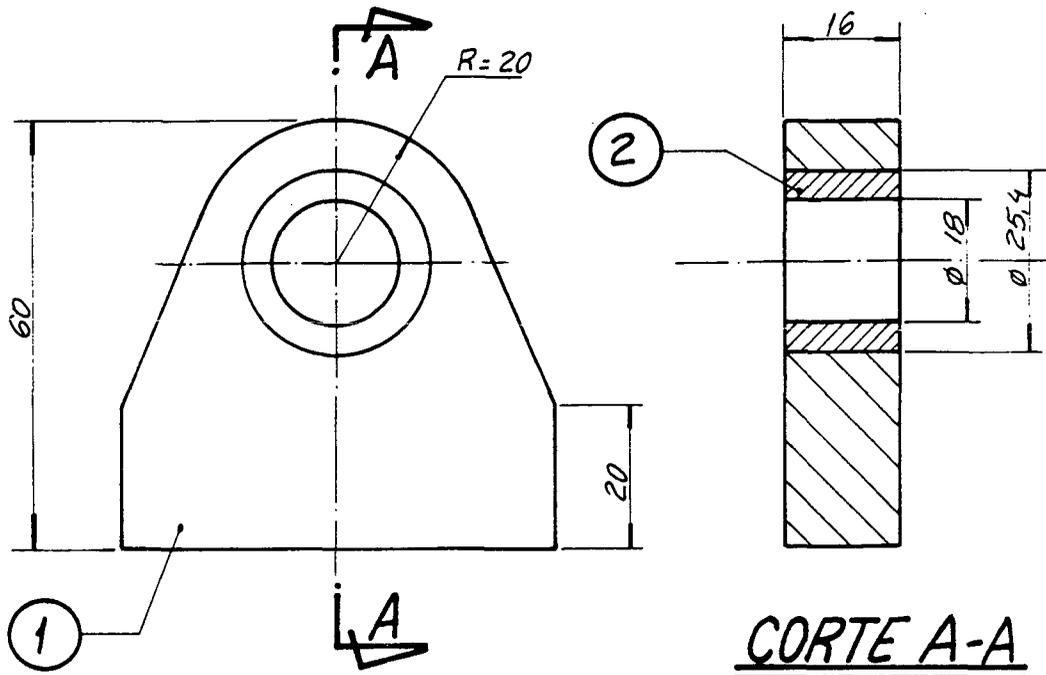
-GARRA DE TRACÃO INFERIOR - ESC.1:1



-SUPORTE PARA PESOS - ESC. 1:25



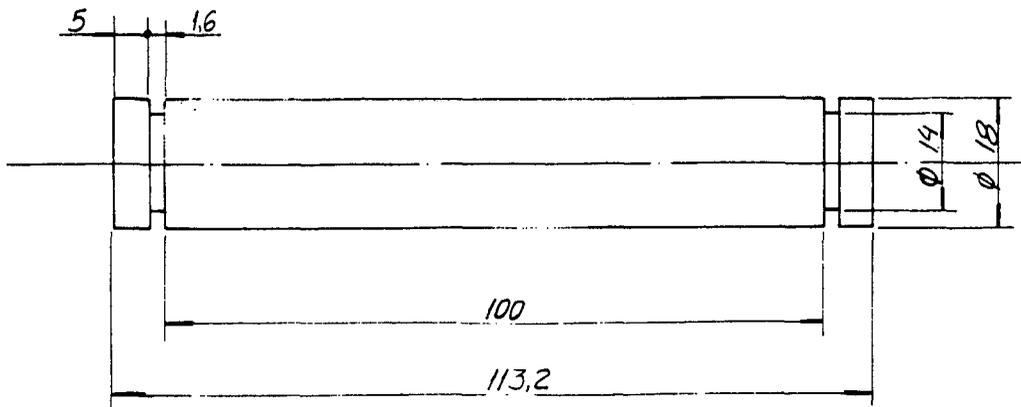
-GARRA DE TRACAO SUPERIOR



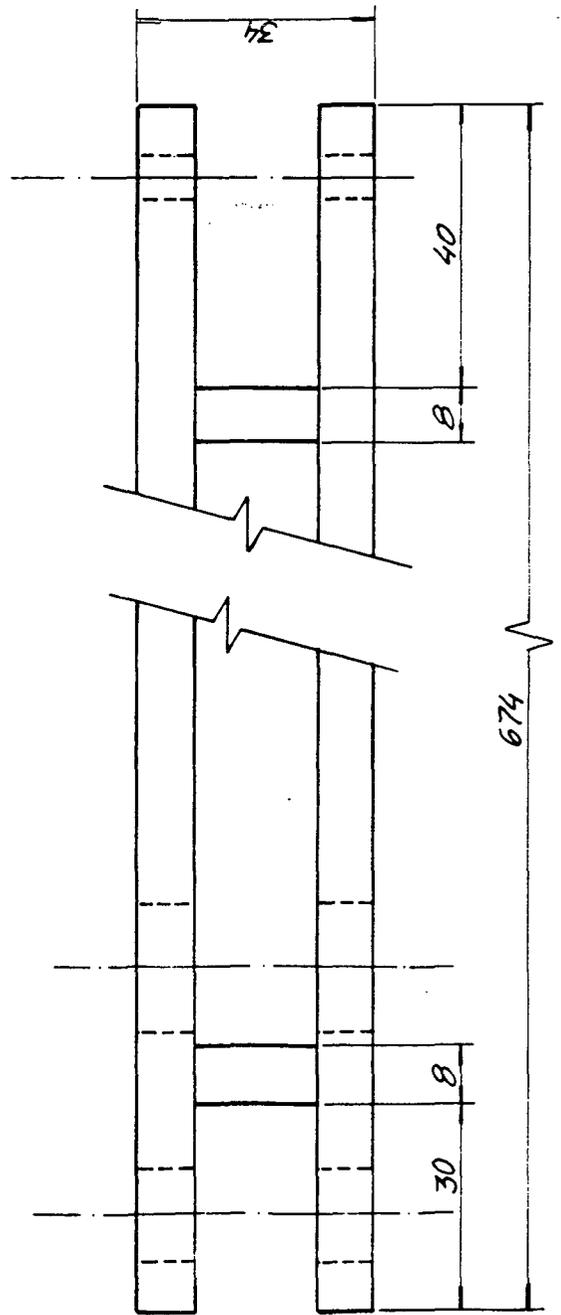
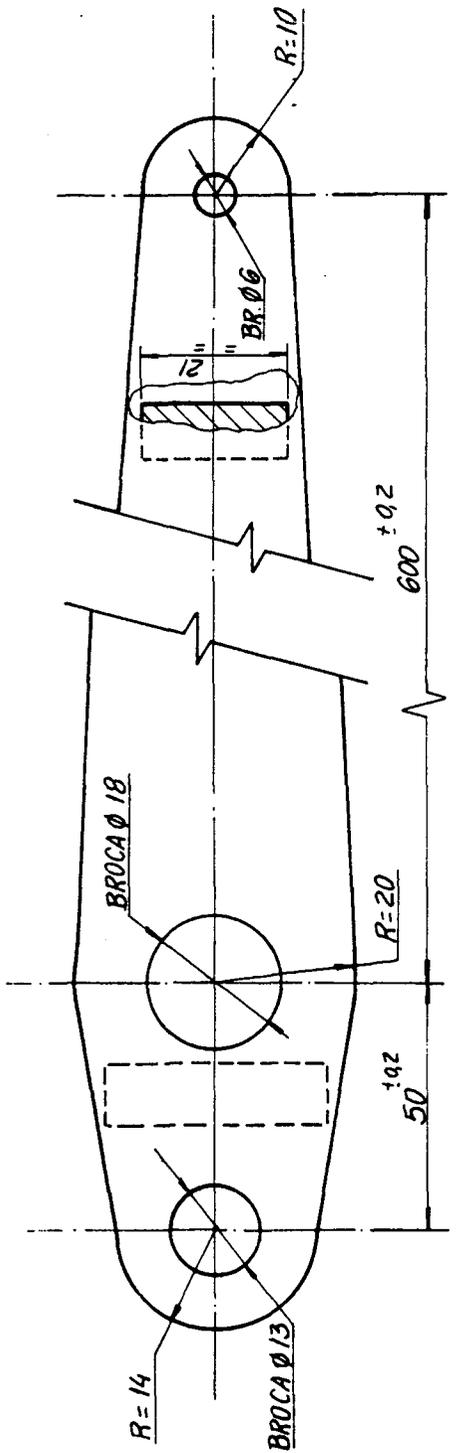
NOTA(S):

1- ITEM 2: BUCHA DE BRONZE

- MANCAL - ESC. 1:1



- EIXO - ESC. 1:1



APÊNDICE 2 - MICROGRAFIA DAS AMOSTRAS NA CONDIÇÃO SOLDADA

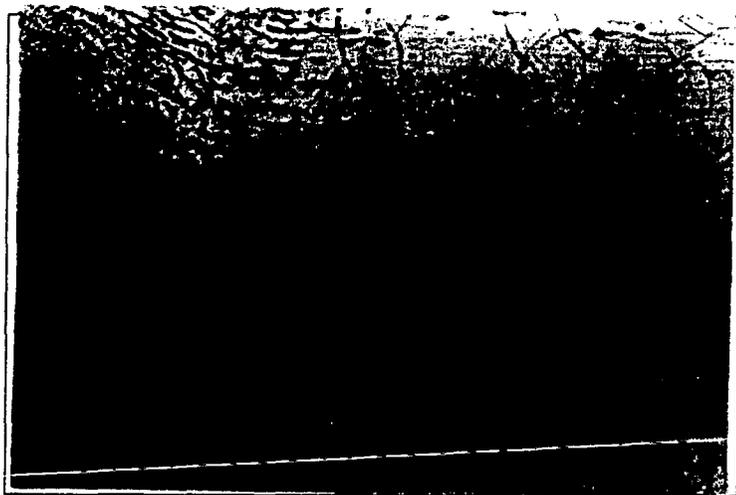


FOTO 2.1 - Microestrutura da região de interface ZAC / Metal de Solda E308L. Amostra B. Ataque ácido oxálico 10%. Aumento 250x

FOTO 2.2 - Estrutura do metal de solda E308L-16 soldado com $E = 5,1$ kJ/cm. Ataque ácido oxálico. Aumento 500x.

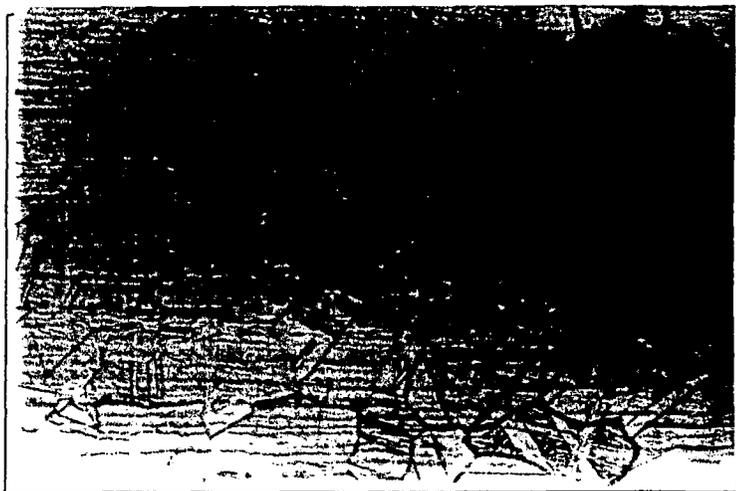
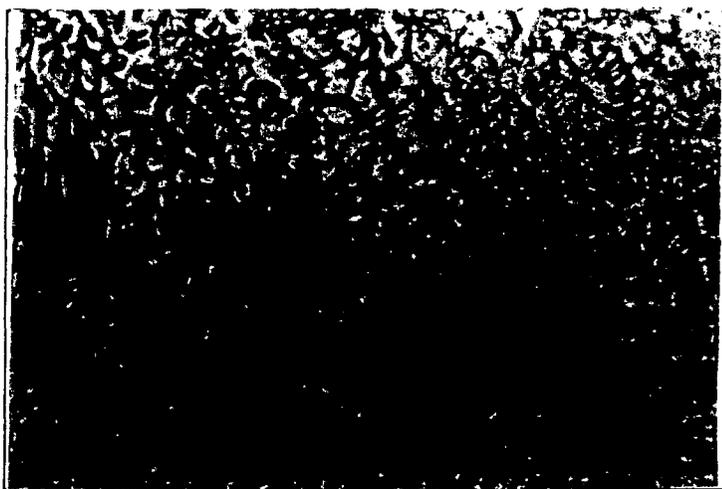


FOTO 2.3 - Estrutura do metal de base, mostrando os carbonetos precipitados nos contornos de grão da austenita. Amostra W. Ataque ácido oxálico. Aumento 250x

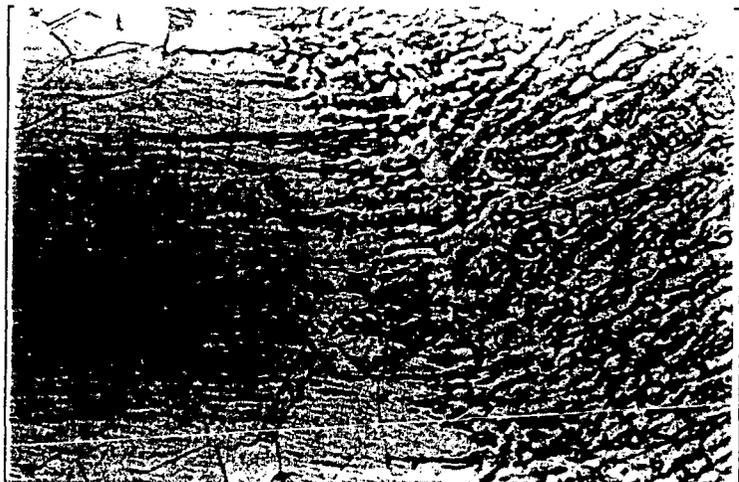


FOTO 2.4 - Microestrutura da região de interface ZAC / Metal de Solda E308L. Energia 8,9 kJ/cm. Ataque ácido oxálico 10%. Aumento 250x

FOTO 2.5 - Estrutura do metal de solda E308L-16 soldado com $E = 8,9$ kJ/cm. Ataque ácido oxálico. Aumento 400x.



FOTO 2.6 - Região de interface ZAC grosseira e metal de solda E309-16. Metal de base AISI 304. Energia de 5,1 kJ/cm. Ataque ácido oxálico. Aumento 250x



FOTO 2.7 - Estrutura do metal de solda

E309-16 soldado com $E = 5,1 \text{ kJ/cm}$. A parte escura é a ferrita δ . Ataque ácido oxálico. Aumento 400x.

FOTO 2.8 - Microestrutura da região de interface metal de solda E309-16, linha de fusão e zona afetada pelo calor. Ataque ácido oxálico. Aumento 250x



FOTO 2.9 - Estrutura sensitizada do metal de base AISI 304 soldado com E316L-16 e energia de $8,9 \text{ kJ/cm}$. Ataque ácido oxálico. Aumento 250x.



FOTO 2.10 - Estrutura do metal de solda E316L-16 soldado com $E = 8,9$ kJ/cm. Região de interface entre o primeiro e segundo passes. Ataque ácido oxálico. Aumento 400x.

FOTO 2.11 - Estrutura da zona afetada pelo calor e metal de solda E316L-16. Energia de 5,1 kJ/cm. Ataque ácido oxálico. Aumento 250x

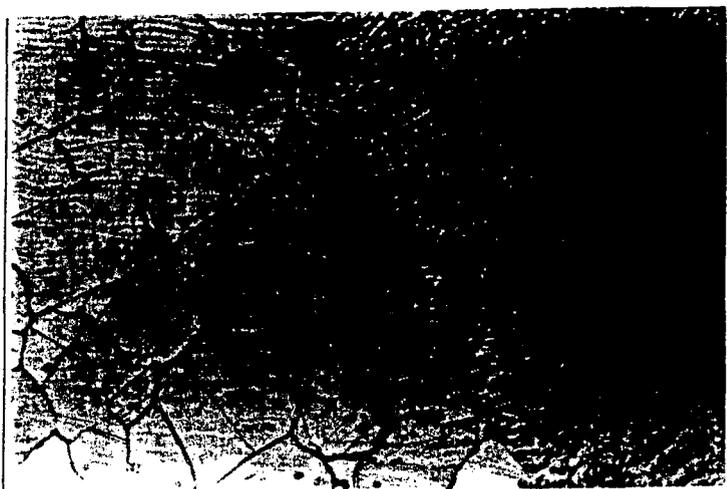


FOTO 2.12 - Estrutura da região de precipitação de carbonetos da amostra A. Ataque ácido oxálico. Aumento 250x

**APÊNDICE 3 - MICROGRAFIA DOS CP's COM SOLDA TRANSVERSAL APÓS
ENSAIO DE CORROSÃO SOB TENSÃO.**

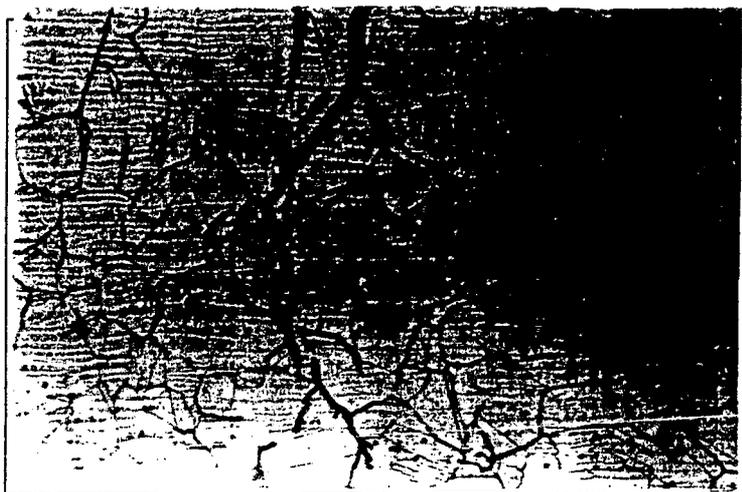


FOTO 3.1 - Trincas transgranulares de CST na zona afetada pelo calor. Aço AISI 304 ensaiado a 144,1°C em solução de cloreto de magnésio. Aumento 200x

FOTO 3.2 - Trincas transgranulares de CST por cloretos a 143,2°C. Tempo de ensaio: 1h54min. Aumento 200x.

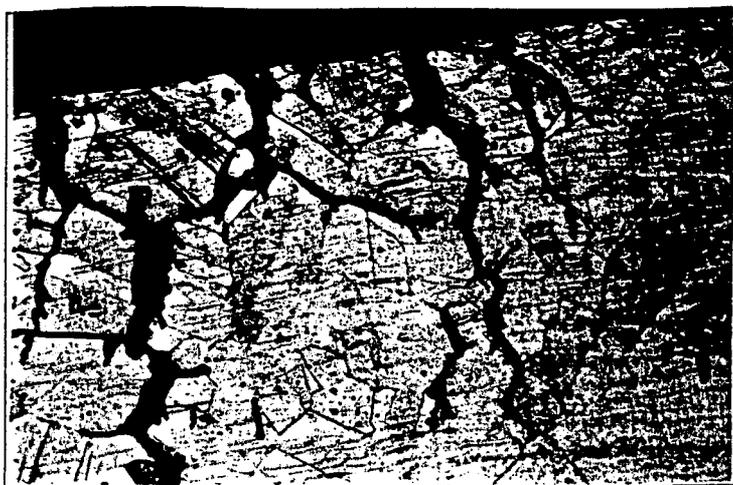


FOTO 3.3 - Trinca transgranular de corrosão sob tensão na zona afetada pelo calor, próxima à linha de fusão. Amostra A3. Ataque ácido oxálico 10%. Aumento 200x



FOTO 3.4 - Região de interface zona afetada pelo calor e metal de solda E308L. Energia 5,1 kJ/cm (amostra B2). Ataque ácido oxálico 10%. Aumento 200x

FOTO 3.5 - Trincas transgranulares no metal de base (local da ruptura) da amostra B2. Ataque ácido oxálico 10%. Aumento 200x.

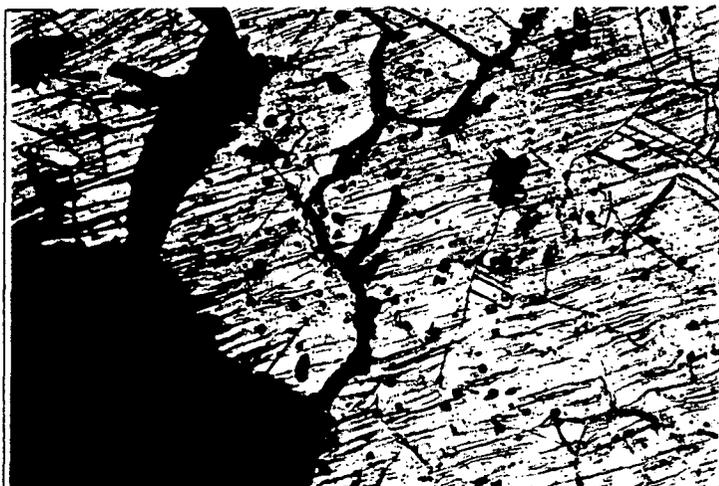


FOTO 3.6 - Trinca transgranular na ZAC junto à linha de fusão. Aço AISI 304 soldado com E309. Energia de 5,1 kJ/cm. Ataque ácido oxálico 10%. Aumento 200x

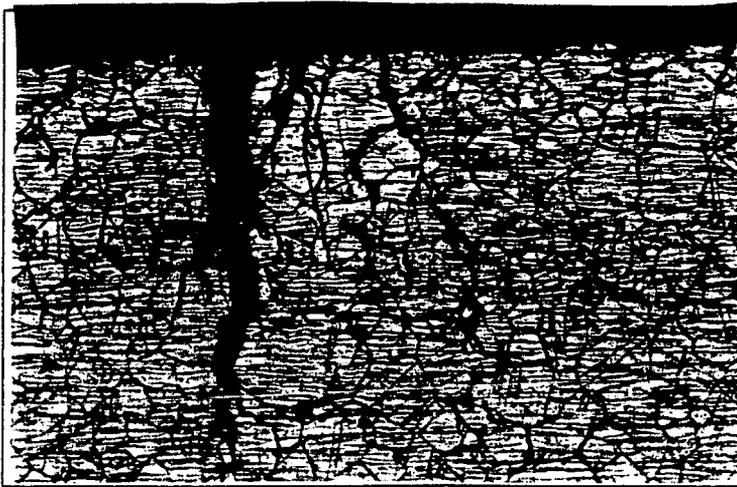


FOTO 3.7 - Trincas transgranulares de CST ramificada. Amostra C1. Ataque ácido oxálico 10%. Aumento 100x.

FOTO 3.8 - Detalhe das trincas mostradas na foto anterior, destacando a sua morfologia transgranular e ramificada. Ataque ácido oxálico 10%. Aumento 200x

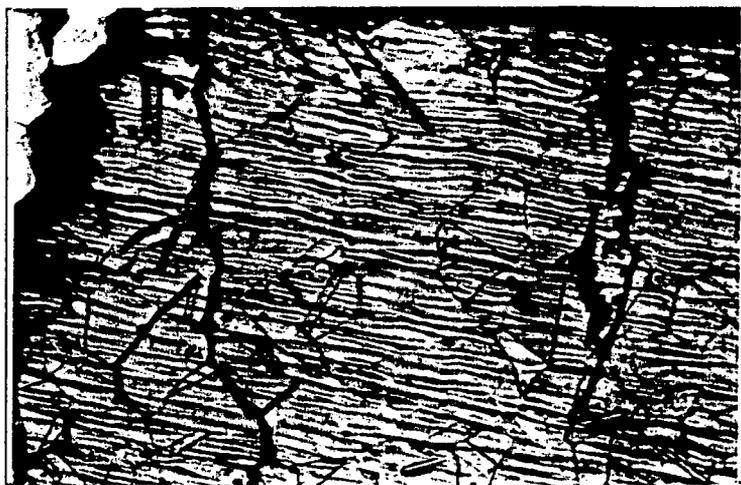
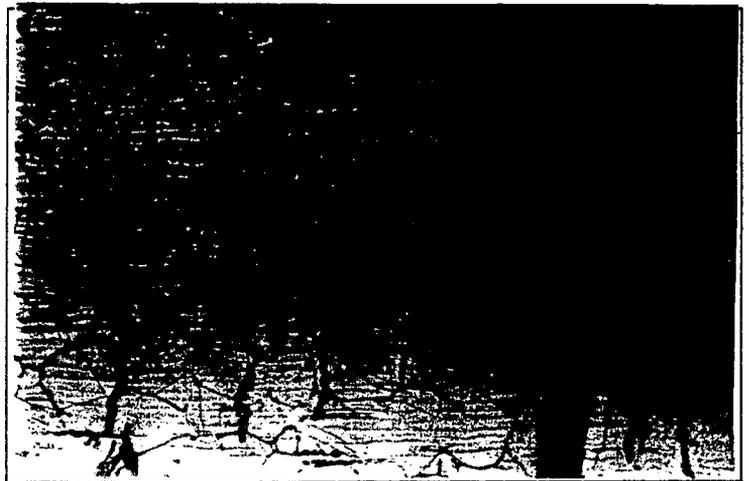


FOTO 3.9 - Microestrutura das trincas na região de ruptura Amostra C3. Ataque ácido oxálico 10%. Aumento 200x.

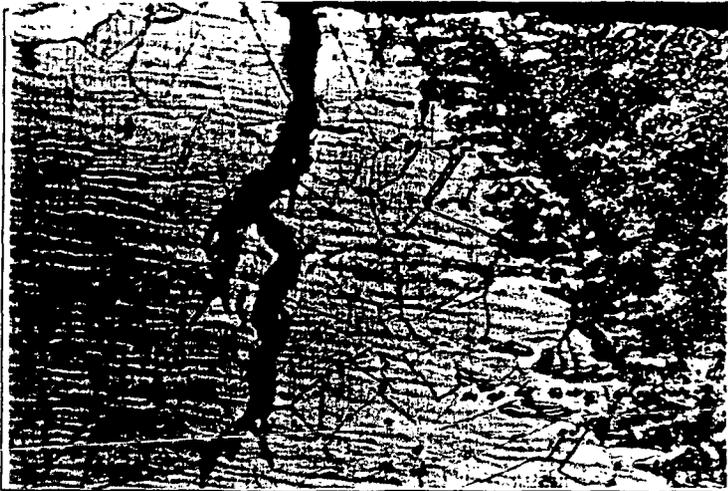


FOTO 3.10 - Trinca transgranular de corrosão sob tensão na ZAC, junto ao cordão de solda (metal de adição E316L-16 - 8,9 kJ/cm). Ataque ácido oxálico 10%. Aumento 200x.

FOTO 3.11 - Trincas na zona afetada pelo calor e linha de fusão do metal de solda E316L-16 e energia de 8,9 kJ/cm. Ataque ácido oxálico 10%. Aumento 100x



FOTO 3.12 - Trincas transgranulares de corrosão sob tensão na região de ruptura (zona afetada pelo calor). Tempo de ensaio 2h39min. Aumento 100x.

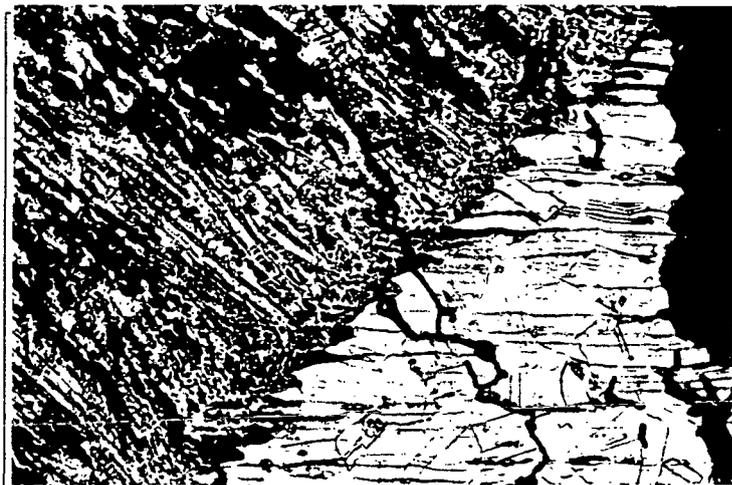


FOTO 3. 13 - Trincas na região de interface metal de solda e zona afetada pelo calor com penetração no metal de solda.

Amostr W2. Aumento 200x.



FOTO 3.14 - Trinca de corrosão sob tensão no metal de base AISI 304. Amostra W3. Ataque ácido oxálico 10%. Aumento 200x.

**APÊNDICE 4 - MICROGRAFIA DOS CP's COM SOLDA LONGITUDINAL APÓS
ENSAIO DE CORROSÃO SOB TENSÃO**

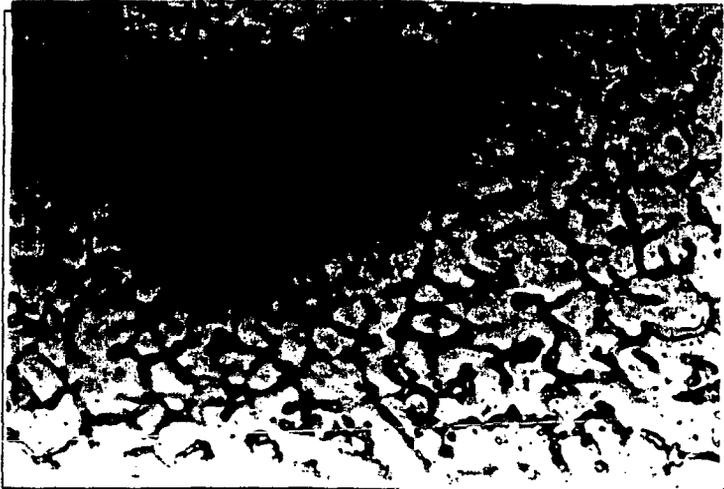


FOTO 4.1 - Microestrutura da zona fundida do metal de solda E309. Amostra T2. Ataque ácido oxálico 10%. Aumento 720x

FOTO 4.2 - Estrutura do metal de solda E309-16 (FN 10) soldado com $E = 8,9$ kJ/cm. Ataque ácido oxálico 10%. Aumento 720x.

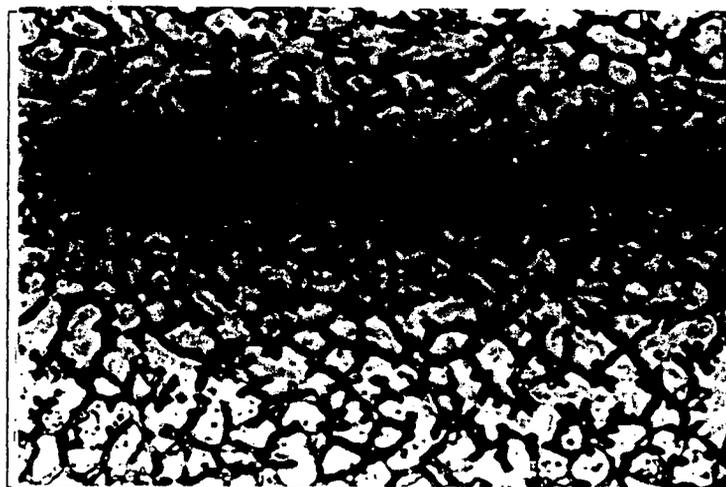
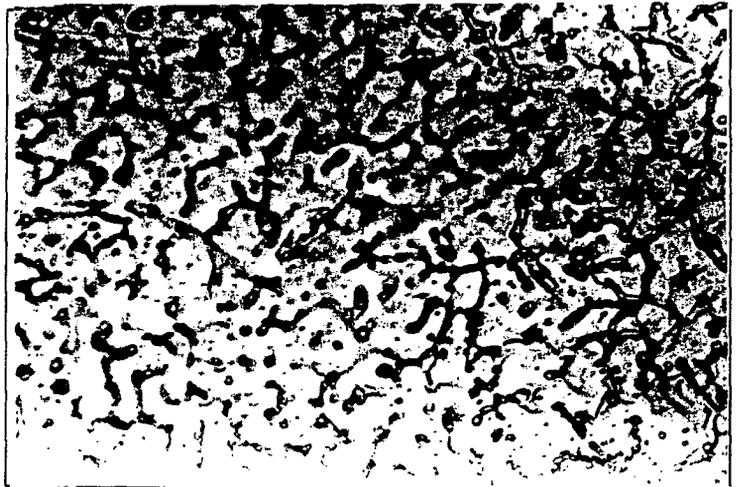


FOTO 4.3 - Microestrutura do metal de solda E308L, mostrando a estrutura vermicular da ferrita (FN 12). Amostra S3. Ataque ácido oxálico 10%. Aumento 720x



FOTO 4.4 - Microestrutura da zona fundida do metal de solda E316L (FN 18). Energia 8,9 kJ/cm. Ataque ácido oxálico 10%. Aumento 720x

FOTO 4.5 - Estrutura do metal de solda E308L-16 soldado com E = 5,1 kJ/cm. Ataque ácido oxálico 10%. Aumento 720x.

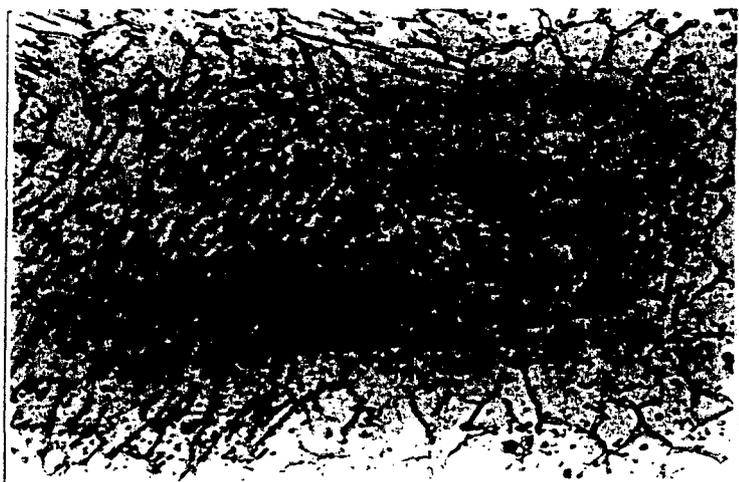
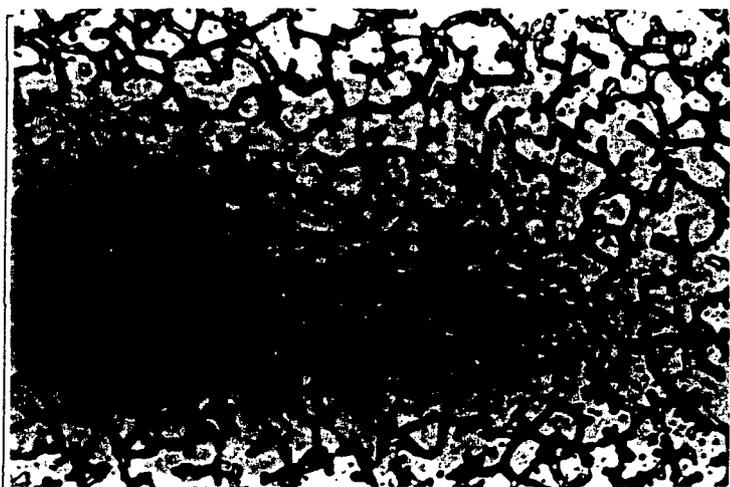


FOTO 4.6 - Região de interface entre o segundo e terceiro passes da solda realizada com metal de adição E308L. Ataque ácido oxálico. Aumento 720x



FOTO 4.7 - Microestrutura do metal de solda E309-16 soldado com E = 5,1 kJ/cm. A ferrita δ encontra-se mais finamente distribuída na matriz austenítica. Ataque ácido oxálico. Aumento 720x.

FOTO 4.8 - Trinca transgranular na zona fundida desenvolvida ao longo dos contornos das dendritas. Metal de solda E316L (FN 18). Ataque ácido oxálico. Aumento 720x

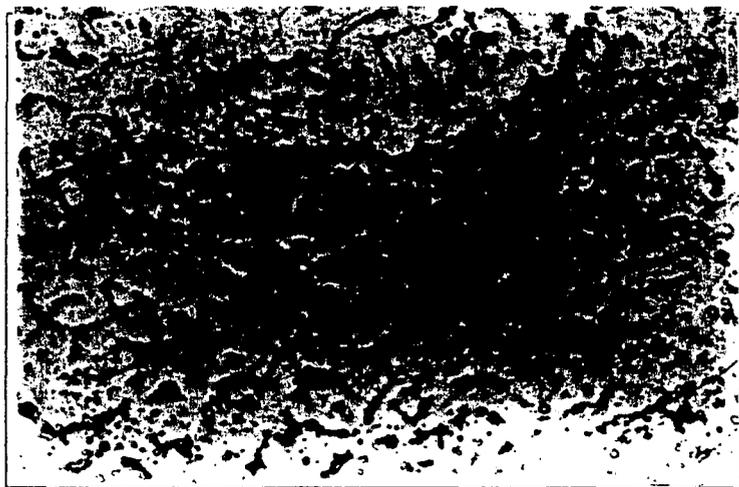


FOTO 4.9 - Microestrutura da zona fundida da solda realizada com metal de adição E309. Evidencia a rede descontínua de ferrita delta. Amostra F2. Ataque ácido oxálico. Aumento 720x.