

Universidade Federal do Rio Grande do Sul.

Escola de Engenharia

Departamento de Metalurgia

Estudo de Coberturas Metálicas Sobre o

Aço API 5L X65 para Otimização

Da Vida Útil em Corrosão-Fadiga

Trabalho de Diplomação

Maiquel Emersom Pfingstag

Prof. Orientador: Iduvirges Lourdes Muller

Porto Alegre, julho de 2004.

AGRADECIMENTOS

Agradeço primeiramente a Deus por me dar saúde para vencer esta etapa de grandes superações.

À minha orientadora Prof.^a Dr. Iduvirges Lourdes Muller e ao Prof. Dr. Roberto Moreira Schroeder que acima de tudo estiveram sempre prontos para sanar minhas dúvidas.

À minha namorada Aline que sempre me auxiliou nos momentos de saudade da família e do lugar de onde eu vivia.

Aos meus pais Helenita e Ronaldo Pflingstag que sempre estiveram presentes na minha formação e me deram o ensinamento de que devo só realizar aquilo que é certo, nunca passando ninguém para trás.

Às minhas irmãs Débora e Simone que sempre acreditaram em mim.

Aos meus colegas e amigos pelo convívio harmônico e pelo apoio que me deram.

SUMÁRIO

Agradecimentos	2
Lista de Figuras	4
Lista de tabelas	5
1.0 Resumo	6
2.0 Introdução	7
3.0 Revisão Bibliográfica	9
3.1 Corrosão Fadiga	9
3.4 Modelos Aplicados a Corrosão Fadiga	10
3.2 Fragilização pelo Hidrogênio Associado à Corrosão Fadiga	11
3.3 Efeitos da Estrutura na Corrosão Fadiga	12
3.5 Fragilização Pelo Hidrogênio	13
3.6 Mecanismos de Fragilização pelo Hidrogênio	15
3.6.1 Teoria da Pressão Interna	15
3.6.2 Modelo de Favorecimento do Escorregamento	16
3.6.3 Modelo da Energia Superficial	16
3.6.4 Modelo da Formação de Hidretos	16
3.6.5 Teoria da Descoesão	17
3.7 Efeitos do Recobrimento com Alumínio e Zinco	17
3.8 Aspensão Térmica	18
4.0 Materiais e Métodos	21
4.1 Aço API 5L X65	21
4.2 Propriedades Mecânicas	22
4.3 Aspecto Metalográfico	22
4.4 Camadas Depositadas	23
4.5 Métodos	24
4.6 Instrumentação e máquina	24
5.0 Resultado e discussões	28
6.0 Conclusão	32
7.0 Sugestão para Trabalhos Futuros	33
8.0 Bibliografia	34

LISTA DE FIGURAS

Figura 3.1 Esquema de Aspersão Térmica tipo Wire Flame Spray	20
.....	
Figura 4.1 Seção útil dos corpos de prova	21
.....	
Figura 4.2 Aspecto metalográfico do aço API 5L X65.(aumento 500x)	22
.....	
Figura 4.3 Camada de alumínio aspergida no aço API 5LX65	23
.....	
Figura 4.4 Camada de zinco aspergida no aço API 5LX65	23
.....	
Figura 4.5 Região da fratura do corpo de prova aspergido com alumínio.	24
.....	
Figura 4.6 Região da fratura do corpo de prova aspergido com zinco.	24
.....	
Figura 4.7 Instrumentação da máquina de fadiga.	26
.....	
Figura 4.8 máquina de fadiga.	27
.....	
Figura 4. Interface do Software	27
.....	
Figura 5.1 Comportamento a Fadiga do Aço API 5L X65 ao ar	28
.....	
Figura 5.2 Comportamento à Corrosão Fadiga do Aço API 5LX65 no Potencial de Corrosão,(E = -742 mV).	28
.....	
Figura 5.3 Comportamento à Corrosão Fadiga do Aço API 5L X65 com Potencial Aplicado de -1100 mV em água do mar sintética.	29
.....	
Figura 5.4 Comportamento à corrosão fadiga do aço API 5L X65 aspergido com Zinco em água do mar sintética, (E = -1080 mV).	29
.....	
Figura 5.5 Comportamento à corrosão fadiga do aço API 5L X65 aspergido com Alumínio	30
.....	
Figura 5.6 Comportamento à fadiga e à corrosão-fadiga em água do mar sintética em diversas condições do aço API 5LX65.	31
.....	

LISTA DE TABELAS

Tabela 4.1 Composição química do aço API 5L X65	
.....	21
Tabela 4.2 Propriedades mecânicas do aço API 5LX65	
.....	22

1.0 RESUMO

Estudou-se o comportamento do aço API 5L X65, empregado em tubulações de transporte de fluídos em plataformas “off-shore” e em refinarias, frente à fadiga, com ensaios feitos ao ar com alta frequência de carregamento e à corrosão-fadiga, em presença de água do mar sintética, em frequência de carregamento suficientemente baixa para simular os movimentos da água do mar(0,3 Hz). Os ensaios foram realizados com os corpos de prova apresentando um entalhe, no potencial de corrosão e em potencial catódico onde foram determinadas as curvas S-N, nessas condições, para comparação com os resultados obtidos ao ar.

A água do mar é um eletrólito sabidamente bastante agressivo, com diversos sais dissolvidos podendo, através de um processo corrosivo e da reação de redução catódica de hidrogênio à gás, causar o ingresso deste elemento no aço.

Uma das formas de minimizar este processo corrosivo é a proteção catódica, bastante empregada em empresas ligadas à exploração e refino de petróleo, que, se por um lado reduz a taxa de corrosão, pode acelerar ainda mais a entrada de hidrogênio no material. Avalia-se neste trabalho de que forma este elemento participa do processo de corrosão fadiga. O meio corrosivo tem uma influência importante sobre a curva de Wöhler do aço API 5L X65, sendo ele revestido ou não com camadas de Zn ou Al, reduzindo o número de ciclos necessários até a ruptura.

2.0 INTRODUÇÃO

O desenvolvimento de tecnologia para a perfuração e produção de petróleo em plataformas “off-shore”, a grandes profundidades e em condições adversas, leva à necessidade de novos estudos, buscando o desenvolvimento de novos materiais ou avaliações dos já existentes. O aço estudado neste trabalho é usado como material estrutural principalmente como tubulações e sofre ação de esforços estáticos como o próprio peso e pressão interna, e esforços cíclicos como movimento de ondas e maré, que, quando associados ao meio corrosivo (água do mar), podem conduzir à corrosão sob tensão e corrosão-fadiga respectivamente.

A presença de hidrogênio no interior dos aços altera o comportamento desses materiais modificando as suas propriedades mecânicas, podendo a liga sofrer fraturas frágeis inesperadas dependendo de certas características do aço, do meio e do teor de hidrogênio absorvido.

Quando os esforços são cíclicos, a influência do meio, através do ingresso de hidrogênio no aço, pode reduzir o limite de fadiga a valores bastante baixos, colocando a estrutura em riscos de sofrer falhas catastróficas por esse processo.

Uma das formas habituais de prevenir a corrosão da estrutura submersa da plataforma é a proteção catódica. Dependendo do potencial aplicado para exercer essa proteção, pode-se incrementar o teor de hidrogênio no interior da estrutura e acelerar o processo de fragilização como efeito colateral do combate à corrosão.

O recobrimento com metais que possuem potenciais mais negativos do que o do aço tem sido empregado como uma forma de reduzir o potencial da estrutura e simultaneamente servir

como barreira à entrada de hidrogênio, evitando, portanto, a fragilização. No presente trabalho empregamos revestimentos de zinco e o alumínio, que foram depositados pela técnica de aspersão térmica, com camadas aproximadamente de 150 μm .

3.0 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

3.1 Corrosão Fadiga

Quando um metal é submetido a solicitações mecânicas alternadas ou cíclicas pode, dependendo do valor da tensão e do número de ciclos, ocorrer um tipo de fratura denominado fratura por fadiga.

Caracteristicamente, forma-se uma pequena trinca, geralmente num ponto de concentrações de tensões, que penetra lentamente no metal em uma direção perpendicular à tensão. Após certo tempo, que pode ser um período de milhões de ciclos, a área resistente da peça metálica se reduz de tal modo que não mais pode suportar a carga aplicada, ocorrendo a fratura final e repentina, freqüentemente de maneira frágil.

A resistência à fadiga de um metal é determinada pelo seu limite de fadiga, que é a tensão específica máxima de tração que pode ser aplicada alternada e indefinidamente sem causar ruptura, sendo sempre inferior ao limite de escoamento em tração. Quando a tensão alternada aplicada é superior ao limite de fadiga, o metal fratura após um número de ciclos que decresce com o aumento de tensão aplicada.

O limite de fadiga é claramente observado para aços testados na atmosfera, enquanto alguns metais não ferrosos não o apresentam. Experiências modernas mostram, entretanto, que esses materiais testados em vácuo ou nitrogênio seco apresentam o mesmo comportamento dos aços. Desse modo, é provável que as curvas de fadiga dos não ferrosos ao ar sejam curvas de corrosão-fadiga.

Caso um componente esteja sujeito a esforços cíclicos em um meio capaz de atacar quimicamente ou eletroquimicamente o material exposto, verificam-se condições para a

implantação da corrosão fadiga. Os metais que fundamentalmente estão sujeitos a esse tipo de ataque são aqueles que têm uma camada protetora de óxido formado espontaneamente na sua superfície.

As fraturas mecânicas sucessivas, durante a propagação da trinca de fadiga rompem continuamente as camadas protetoras, expondo o material ativo à ação do ambiente corrosivo. O processo se caracteriza pelo desaparecimento do limite de fadiga, havendo mesmo para baixas tensões um número de ciclos que conduz à fratura.

A ação corrosiva na ruptura da película é dependente do tempo, logo a frequência de aplicação de carga tem grande influência. Frequências baixas são mais prejudiciais que as frequências mais altas.

Na corrosão levando em conta o metal só importa o poder corrosivo do meio, podendo ser a princípio qualquer tipo de meio. Para os aços:

- Água de rios,
- Água do mar,
- Meios químicos, etc.

Experimentalmente, verifica-se que o dano causado pela corrosão fadiga é maior que a soma dos danos causados pela corrosão e pela fadiga agindo separadamente.

3.2 Modelos Aplicados à Corrosão Fadiga

Segundo Mutarza e Akid (4), dois modelos têm sido propostos para predizer a vida útil de um componente sujeito à corrosão fadiga. O primeiro deles é o modelo modificado de Hobson (MMH). No MMH o processo de falha por corrosão fadiga pode ser dividido nos seguintes três estágios:

1. O desenvolvimento de Pite,

2. Crescimento de trincas curtas por corrosão fadiga,
3. Desenvolvimento de trincas longas por corrosão fadiga.

O estágio 2 seria controlado principalmente por uma deformação assistida por dissolução anódica e não por fragilização por hidrogênio. Já no terceiro estágio após a fissura ter atingido um comprimento equivalente a 120 μm (aproximadamente quatro vezes o tamanho médio dos grãos austeníticos primários), o crescimento da fissura mostra um comportamento mais contínuo podendo ser associado a um processo mecânico. Os citados autores sugerem que este processo teria a contribuição do meio eletrolítico através de um processo de fragilização por hidrogênio. A contribuição química no processo de propagação, isto é, a corrosão diminuiria à medida que a fissura cresce.

3.2 Fragilização pelo hidrogênio associado à corrosão fadiga

A redução do tempo de vida de componentes sob fadiga, como um resultado da presença de um meio agressivo está se tornando comum e pode ser catastrófico para engenharia industrial. Informações do material como composição química, microestrutura e resistência química, ponta da trinca, soluções químicas, etc, podem ser bastante úteis para estudos da corrosão fadiga e de falhas de processos.

A fragilização por hidrogênio é o provável mecanismo para propagação de trincas em corrosão fadiga na maioria dos sistemas estruturais liga - ambiente. A identificação da fragilização está baseada em uma forte, mas circunstancial evidência de experimentos de taxa de crescimento de trincas, estudos fractomecânicos e modelamento químico da trinca. Aços de alta resistência são adversamente sensíveis ao ambiente, que move a entrada de hidrogênio propagando trinca por fadiga. Muitos estudos indicam que a propagação da trinca é uma

função de variáveis químicas e mecânicas incluindo faixa de intensidade de tensão, média de tensão (R), frequência de ciclos (f), pressão, composição eletrolítica, potencial do eletrodo e temperatura.

3.3 Efeitos da Estrutura na Corrosão Fadiga

Em um ambiente carregado de hidrogênio, a microestrutura afeta significativamente o comportamento da corrosão fadiga dos aços assistida pelo hidrogênio.

Segundo L. Tau et al (3), as taxas de corrosão fadiga de estruturas bainíticas foram mais baixas do que as martensíticas revenidas com alta tensão de escoamento. Mas espécies com carbeto esferoidizados revenidos à 600°C contudo apresentaram uma melhor resistência a corrosão fadiga na presença de hidrogênio.

O aumento da taxa de corrosão fadiga em presença de hidrogênio de estruturas martensíticas revenidas cresce com o aumento da tensão de escoamento (ou decresce com a temperatura de revenimento).

Para Mutarza e Akid (4), inclusões não metálicas parecem ser sítios em potencial para a iniciação de fadiga ao ar bem como trincas de corrosão-fadiga. Em laboratório com ambiente ao ar a separação da interface inclusão/matriz resultou na iniciação de trincas curtas. Em um ambiente corrosivo (0,6 M NaCl) trincas foram iniciadas a partir de pites nas inclusões de sulfeto.

A influência da microestrutura foi muito significativa nos primeiros estágios de crescimento da trinca em ambos os ambientes, onde grãos austeníticos primários tiveram um marcante efeito na taxa de crescimento da trinca.

3.5 Fragilização Pelo Hidrogênio

O hidrogênio pode ser absorvido pelos metais tanto durante seu processo de fabricação, quanto durante sua utilização. Procedimentos como soldagem, decapagem e eletrodeposição são exemplos de fontes de hidrogênio na etapa de desenvolvimento do produto. Durante o seu emprego, a principal origem deste elemento é o meio eletroquímico, que estará em contato com o componente, através das reações de corrosão. Uma vez presente no interior dos materiais, o hidrogênio difunde intersticialmente, com grande velocidade (alto coeficiente de difusão na maioria dos materiais), para as zonas onde há maior concentração de tensões, devido ao seu pequeno diâmetro atômico, fragilizando essas regiões, podendo levar o aço à fratura prematura.

Fragilização por hidrogênio é a degradação das propriedades mecânicas de um material com perda da ductilidade devido a presença de hidrogênio em excesso na rede cristalina, podendo a liga sofrer fratura frágil, dependendo da sua natureza e do teor de H absorvido. O hidrogênio, para penetrar no material, deve estar sob a forma atômica exigindo em geral uma ou mais etapas de adsorção deste elemento sobre a superfície metálica como íon H^+ para reduzir-se a H.

Gray (5) classifica em três tipos distintos a participação do hidrogênio como fragilizante da estrutura.

- Fragilização por Hidrogênio Interno Reversível (IHE)
- Fragilização por Hidrogênio do meio ambiente (HEE)
- Fragilização por Reação do Hidrogênio (HRE)

A IHE acontece quando o metal é carregado com hidrogênio antes de seu uso em alguma etapa de sua fabricação tais como soldagem, decapagem, fundição entre outros, e somente se

manifesta em carregamentos lentos, como em fadiga estática e no teste de baixa taxa de deformação, indicando que a difusão de hidrogênio dentro da rede é o passo controlador deste tipo de fragilidade. Esta é reversível ou seja a ductilidade pode ser recuperada desde que se retire a tensão aplicada e o hidrogênio através de tratamento térmico adequado e não existam microtrincas já iniciadas. As fissuras, neste caso de fragilidade, nucleiam internamente abaixo da raiz do entalhe, se houver, ou de alguma irregularidade superficial na região de maior triaxialidade de tensões. A perda da ductilidade é mais severa em temperaturas próximas à ambiente.

A fragilização por HEE ocorre quando o hidrogênio está presente no meio no momento do carregamento, exigindo que ocorram etapas de adsorção física, dissociação, adsorção química e absorção antes que passe a fragilizar o reticulado. Gray (5) comenta que há alguma controvérsia entre os pesquisadores quanto a se este tipo de fragilização não seria uma outra forma de IHE ou se realmente é um tipo distinto de fragilidade. Para que estas duas formas de deterioração sejam consideradas equivalentes, o passo controlador dos processos deveria ser igual. No entanto, enquanto a fragilização por HEE parece ser controlada por adsorção na superfície metálica (6), no caso de IHE é devido a absorção ou difusão na rede metálica, uma vez que o hidrogênio já se encontra presente na rede cristalina do material quando solicitado mecanicamente.

A fragilização por HRE inclui a formação de compostos através da reação do hidrogênio com elementos presentes na matriz levando o material a perder suas características originais. Embora as fontes de hidrogênio possam ser qualquer uma das mencionadas antes, este tipo de fragilidade é bastante diferente dos discutidos acima. O hidrogênio pode reagir com ele mesmo, com a matriz ou com elementos estranhos, presentes na matriz (inclusões). As novas fases formadas são muito estáveis e, portanto não reversíveis. Como exemplo deste tipo de

fragilidade pode-se citar: a formação de hidretos frágeis com elementos da matriz (MH_x). Este tipo de fragilidade imposta pelo hidrogênio não acontece nos aços pois não formam hidretos estáveis, logo não será abordada em maiores detalhes nesta revisão.

Já uma outra corrente de pesquisadores acha que a diferença entre os processos se resume a que em um dos casos o hidrogênio aparece em quantidades uniformes no metal (fragilidade interna) e em outro os que apresentam um gradiente deste elemento desde a superfície em direção ao centro (fragilização externa). No entanto o mecanismo geral seria o mesmo apesar de diferenças no grau e no tipo de manifestação da fragilidade. A única exceção seria o ataque a temperaturas elevadas com a formação de bolhas de metano e a conseqüente descarbonetação.

3.6 Mecanismos de Fragilização pelo Hidrogênio

Apresentou-se uma revisão dos principais mecanismos e formas de degradação envolvendo a deterioração dos metais pelo hidrogênio, encontrados na literatura e que se enumera a seguir: Hirth (7)

3.6.1 Teoria da Pressão Interna

A teoria da pressão interna supõe a formação de hidrogênio supersaturado em vazios ou outros defeitos preexistentes, tensionando a rede cristalina que, auxiliado pela tensão aplicada, pode levar o material a romper-se em um nível de carga inferior ao esperado. Este mecanismo proposto inicialmente por Zapffe e Sims (8), não é aceito como uma explicação geral do

fenômeno de fragilização uma vez que exigiria altas pressões externas para atingir as concentrações necessárias no interior do metal. No entanto, pode haver propagação de fissuras mesmo a pressões menores que a atmosférica. O movimento de discordância poderia acelerar o transporte de íons hidrogênio facilitando o aumento da fugacidade interna do gás. Este mecanismo é em geral aceito para a formação de "*blisters*" na ausência de tensões externas e em presença de alta pressão externa de hidrogênio.

3.6.2 Modelo de Favorecimento do Escorregamento

Este modelo proposto por Beachem (9), confere ao hidrogênio o papel de facilitar o movimento de discordâncias, ou seja o deslizamento ocorreria a tensões menores. O aumento da facilidade de escoar do material inclui uma maior mobilidade das discordâncias em hélice o que aumenta a injeção de discordâncias na superfície livre e promove instabilidade quanto ao cisalhamento. No entanto, o aumento da dureza também pode ser observado com a introdução de hidrogênio na rede cristalina; além disso, para nuclear uma trinca em uma inclusão, por exemplo, necessita-se de hidrogênio e de movimento de discordâncias.

3.6.3 Modelo da Energia Superficial

O modelo de Petch e Stables (10) sugere que a absorção de hidrogênio baixaria a energia superficial das superfícies criadas durante a propagação da trinca, diminuindo a energia necessária (ou trabalho) para a fratura e conseqüentemente produzindo a propagação de fissuras.

3.6.4 Modelo da formação de Hidretos

Neste mecanismo, proposto por Westlake (11), a fissura poderia ser precedida da formação de hidretos próximos ao vértice da trinca. O campo de tensões quase hidrostático que existe nesta zona poderia estabilizar o hidreto mesmo quando ele é instável na ausência de tensões. Como este tipo de composto, em geral, é muito frágil ele poderia facilitar o avanço da fissura. Algumas ligas não ferrosas, incluindo nióbio e titânio poderiam sofrer fragilização baseado neste mecanismo. Para ligas ferrosas foi encontrado que nenhum hidreto é estável até pressões de hidrogênio externas muito altas equivalentes a 2 GPa, desta maneira, este modelo não tem sido considerado para ferro e aço.

3.6.5 Teoria da Descoesão

Desenvolvida originalmente por Troiano (12), esta teoria supõe que o acúmulo de hidrogênio na zona de maior triaxialidade de tensões produziria uma descoesão por acréscimo do espaço interatômico da rede cristalina que causa um aumento da repulsão entre os átomos, facilitando o aparecimento de fissuras. Este tipo de alteração nas forças eletrostáticas envolvidas e nas distâncias entre os átomos deveria resultar em modificação no módulo de elasticidade o que não foi observado.

3.7 Efeito do Recobrimento com Alumínio e Zinco

O processo de metalização sobre superfície foi desenvolvido por volta de 1900. O uso do alumínio e do zinco em plataformas “offshore” está sendo cada vez mais difundido nos últimos anos devido a boa proteção contra a corrosão que a camada oferece ao aço. A proteção oferecida pelo alumínio e zinco são de duas formas: Primeiro, eles formam uma barreira entre o substrato (aço) e o meio agressivo e, segundo, atuam como uma proteção catódica por ânodo de sacrifício aos componentes recobertos. Este tipo de recobrimento pode ser usado em conjunto com os sistemas de proteção catódica tradicional e estudos mostram que este tipo de proteção é adequado para aços em todas as zonas marinhas incluindo atmosferas marinhas, áreas de respingo e zonas imersas. No entanto, a aplicação do alumínio e do zinco por aspersão resulta em um recobrimento contendo poros, que obriga a aplicação de um selante para aumentar a vida útil da camada. A presença desses metais e ou da proteção catódica levam o potencial para valores negativos em relação ao potencial do aço nu, de corrosão o que favorece o ingresso de hidrogênio no interior do material, aumentando a possibilidade de fissuração por fragilização da estrutura.

3.8 Aspersão Térmica

A engenharia moderna se depara com uma situação de grande desafio. A diversidade de opções em relação ao emprego de materiais e o apelo da competitividade industrial convidam a um complexo jogo, onde se deve aliar características de desempenho a fatores de custo de aquisição e processamento, na escolha dos materiais mais adequados a uma aplicação específica. Materiais tradicionais, como os aços e as cerâmicas, vão sofrendo alterações de composição e processamento, enquanto novos materiais como os polímeros e compósitos, vão

se adequando ao uso, concorrendo com os demais. A utilização de revestimentos sobre componentes ou produtos metálicos é conhecida como Engenharia de Revestimento, e vem crescendo drasticamente devido, principalmente, aos altos custos dos materiais estruturais avançados e aos crescentes requisitos de ciclo de vida dos sistemas de alto desempenho. Tendo-se em vista a variedade de tipos de revestimentos e a complexidade dos fatores ambientais, pode-se usar um material estrutural economicamente apropriado como substrato e aplicar o revestimento adequado para facear o “mundo exterior”, ou seja, o ambiente onde se empregará o referido material. Esta lógica tem levado ao rápido desenvolvimento da tecnologia de revestimentos para uso como parte integrante do projeto em diversas aplicações de engenharia. Revestimentos diferem de tratamentos de superfícies, os quais adicionam pouca ou quase nenhuma massa à superfície (filmes finos). Revestimentos são considerados como filmes espessos, maiores do que 10 μm , os quais são aplicados por diversos métodos, incluindo a Deposição Química de Vapor (CVD), Deposição Física de Vapor (PVD), Eletrodeposição, Soldagem, Caldeamento e Aspersão Térmica. A aplicação de revestimentos pelo processo de Aspersão Térmica tem apresentado, recentemente, a maior evolução dentre os diversos métodos existentes, principalmente quanto ao uso de materiais cerâmicos ou compósitos em produtos e componentes que requeiram elevada resistência ao desgaste, isolamento térmico e/ou elétrico e compatibilidade biológica. Um dos aspectos mais relevantes da utilização desse processo em revestimentos é a diversidade de aplicação, visto que a seleção de materiais é praticamente ilimitada.

A tecnologia de aplicação de revestimentos pelo processo de Aspersão Térmica vem sendo objeto de muito trabalho de pesquisa e desenvolvimento, notadamente nas duas últimas décadas, objetivando um entendimento mais amplo dos mecanismos envolvidos na formação do revestimento e da influência dos diversos parâmetros do processo, bem como para que se

alcance melhorias de propriedades do revestimento, eficácia de deposição e adesão ao substrato.

O método utilizado no presente trabalho foi a Aspersão de aquecimento por combustão denominada WFS (Wire Flame Spray) que se baseia na aspersão de um arame por chama.

A Fig. 3.1 apresenta esquematicamente o método WFS.

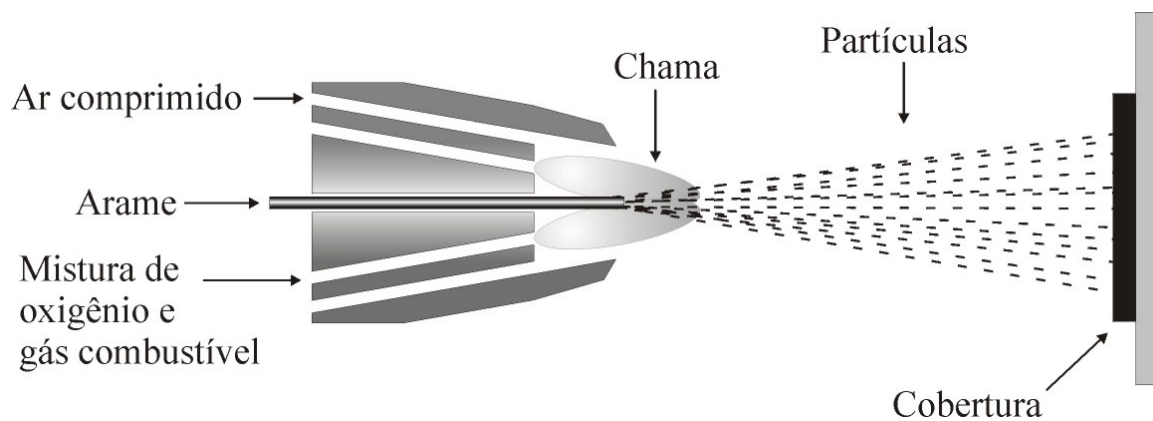


Figura 3.1 Esquema de Aspersão Térmica tipo Wire Flame Spray

4.0 MATERIAIS E MÉTODOS

4.1 Aço API 5L X65

O aço em estudo é o API 5L X65, que é largamente usado em tubulações de condução de gases e fluidos combustíveis, e também como material estrutural de plataformas off-shore, e tem a composição química conforme a tabela 4.1 abaixo.

Tabela 4.1 Composição química do aço API 5L X65

% C	% Si	% Mn	% P	% S	% Cr	% Mo
0.1311	0.2344	1.304	0.0112	0.006	0.0248	0.0449
% Ni	% Al	% Co	% Cu	% Nb	% Ti	% V
0.0108	0.035	<0.01	<0.01	0.0416	0.0012	0.0427
% W	% Pb	% Sn	% Mg	% B	% Fe	
<0.01	<0.002	<0.001	<0.002	<0.0001	98.1	

Os corpos de prova foram confeccionados segundo a norma ASTM E 466 – 96, e sua seção útil é como mostra a figura 4.1.

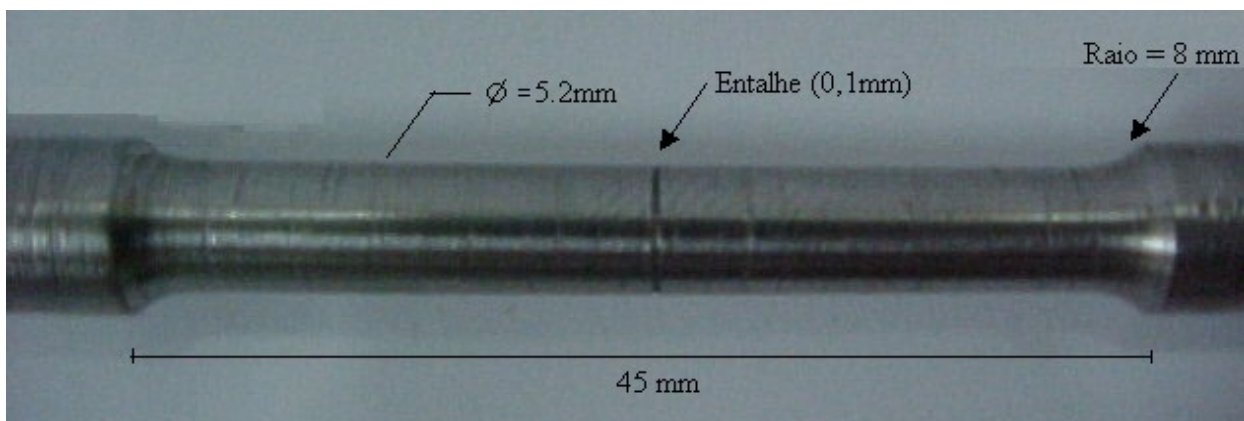


Figura 4.1 Seção útil dos corpos de prova

4.2 Propriedades Mecânicas

Tabela 4.2 Propriedades mecânicas do aço API 5LX65

Amostra	Alongamento (%)	Red.deÁrea (%)	Limite de Escoamento (MPa)	Limite de Resistência (MPa)
API 5L X65	16	56,9	521,7	623,8

4.3 Aspecto Metalográfico

O corpo de prova foi embutido longitudinalmente em baquelite, para possibilitar o lixamento em granulometrias desde n°100 até n°1000 e logo após polido em feltro com alumina e com pasta de diamante respectivamente. O corpo de prova foi atacado com Nital 3% e apresentou o aspecto metalográfico conforme a figura 4.2 onde vemos em cor clara ilhas de ferrita alongadas e em escuro perlita.

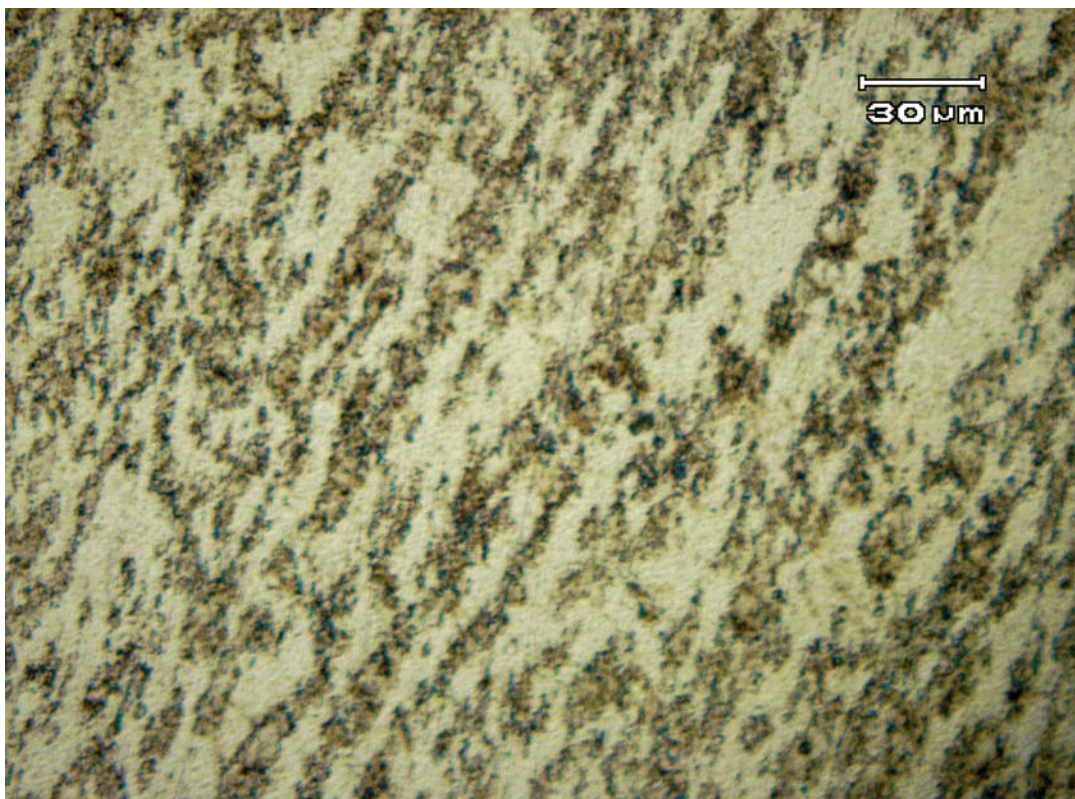


Figura 4.2 Aspecto metalográfico do aço API 5L X65.(aumento 500x)

4.4 Camadas Depositadas

As camadas foram analisadas em microscópio eletrônico de varredura para avaliar a existência de defeitos e poros e também a variação de espessura ao longo da superfície. Essa análise permitiu ver que não encontravam poros passantes. Houve grande variação na espessura ficando toda a seção em aproximadamente 150 μ m como se vê nas figuras 4.3 e 4.4.

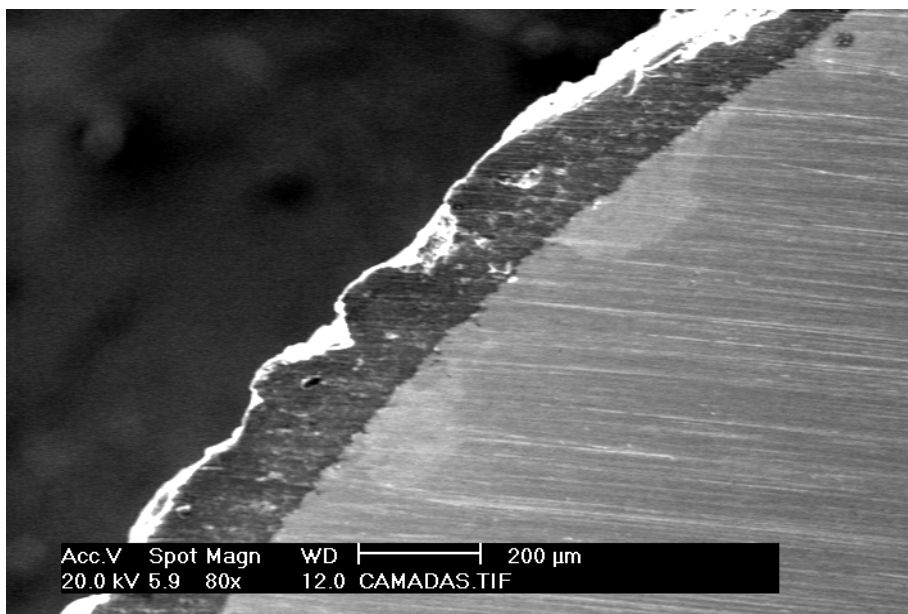


Figura 4.3 Camada de alumínio aspergida no aço API 5LX65

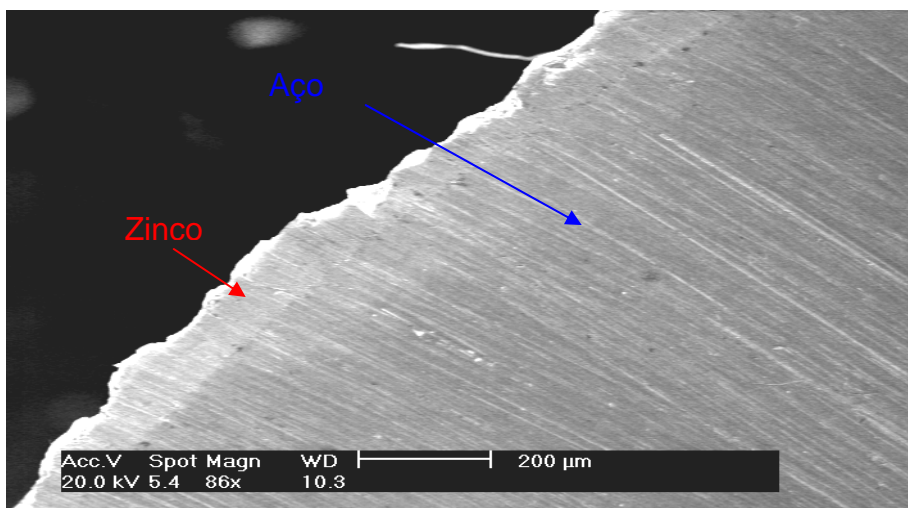


Fig 4.4 Camada de zinco aspergida no aço API 5LX65

Na região da fratura nota-se que houve o descolamento da camada segundo as figuras 4.5 e 4.6.

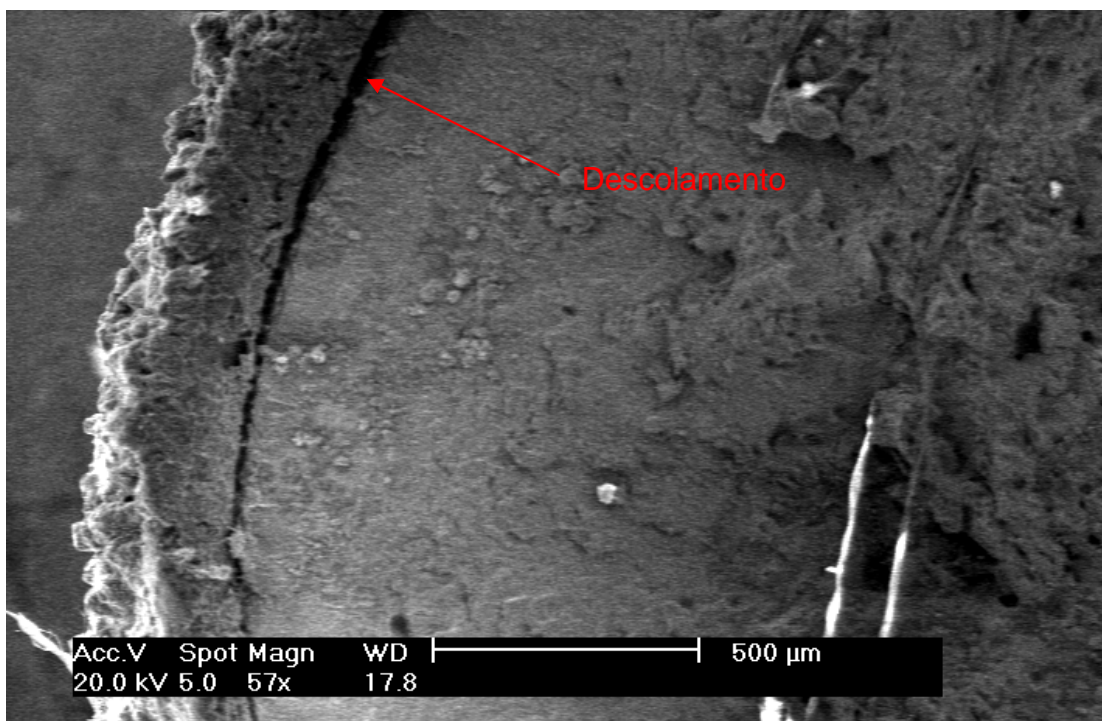


Figura 4.5 Região da fratura do corpo de prova aspergido com alumínio.

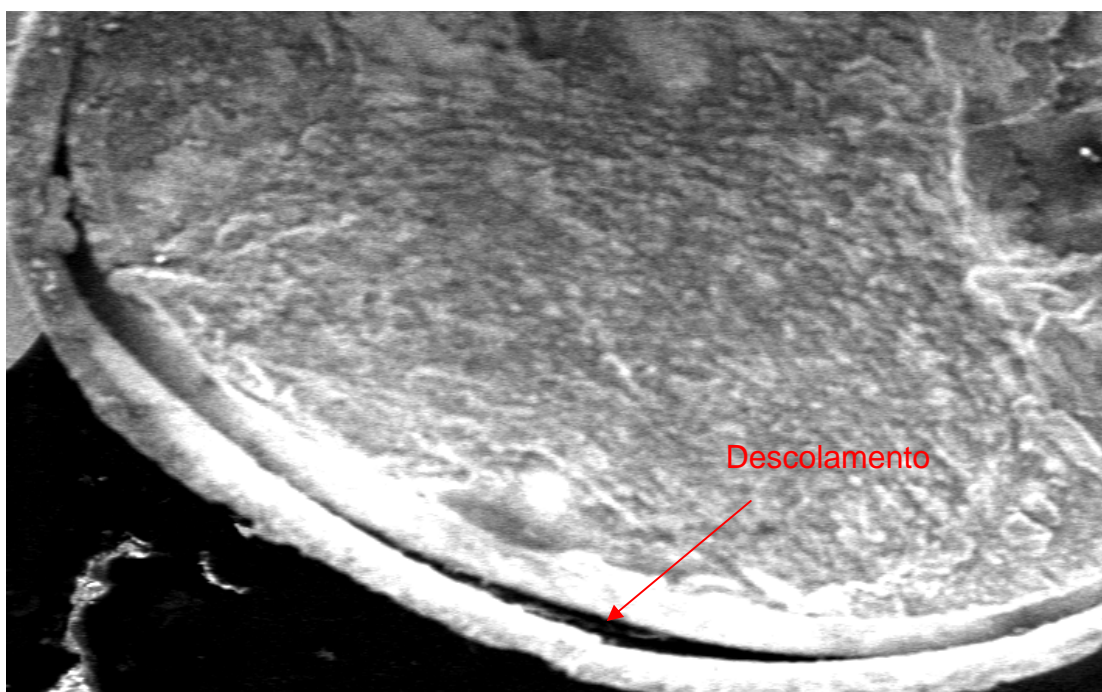


Figura 4.6 Região da fratura do corpo de prova aspergido com zinco.

Estes descolamentos são indesejáveis, pois aí pode-se ter corrosão por fresta e também estes pontos poderão ser concentradores de tensão já que haverá variações de aderência na superfície do aço.

4.5 Métodos

Para a realização deste trabalho foi empregada a seguinte metodologia:

Ensaio de fadiga do aço API 5L X65 em cinco situações:

1^a. Situação – Ensaio de fadiga ao ar (que serve de “branco” para posteriores comparações).

2^a. Situação – Ensaio de fadiga do aço API 5L X65 sem cobertura metálica em água do mar sintética no potencial de corrosão (-720mV) do mesmo.

3^a. Situação – Ensaio de fadiga do aço API 5L X65 sem cobertura metálica em presença de água do mar sintética aplicando potencial catódico,(-1100mV, proteção catódica).

4^a. Situação – Ensaio de fadiga do aço API 5L X65 recoberto por Zinco em presença de água do mar sintética com potencial catódico induzido (-1080 mV)

5^a. Situação – Ensaio de fadiga do aço X-65 recoberto por Alumínio em presença de água do mar sintética com potencial catódico induzido (-880 mV).

Para as cinco situações será levantada as curvas tensão X n° de ciclos (Curvas S – N ou de Wöhler), para posteriores comparações entre os métodos de proteção.

4.6 Instrumentação e máquina

As máquinas utilizadas para realização dos ensaios de corrosão-fadiga foram desenvolvidas pelo LAPEC (Laboratório de Pesquisa em Corrosão) e possuem sua instrumentação conforme a figura 4.3 abaixo.

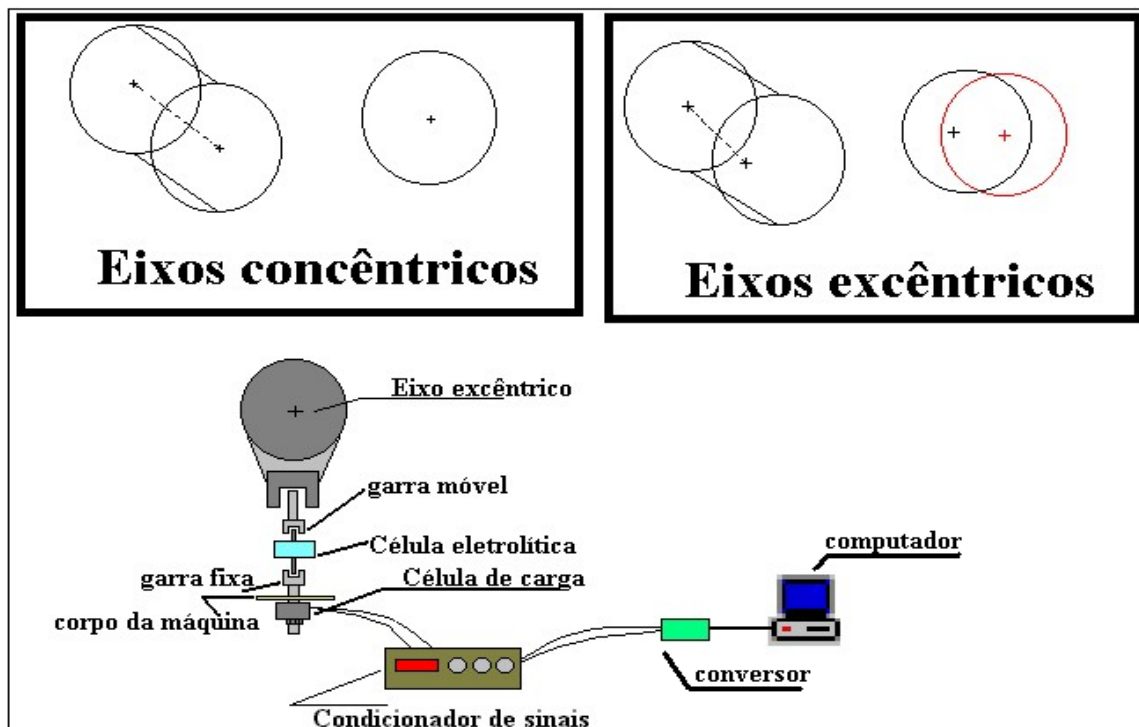


Figura 4.7 Instrumentação da máquina de fadiga.

A máquina utilizada possui um motor trifásico de 1 hP que tem sua frequência de giro controlado por um inversor de frequência, com o que se pode trabalhar com frequências variadas desde valores bem baixos (~3 Hz) até um pouco mais do que a frequência da rede (~60 Hz) e ainda variar tamanhos de polias, também aumentando e diminuindo a frequência de ciclos. Segundo a figura 4.8 temos uma vista completa desta máquina.

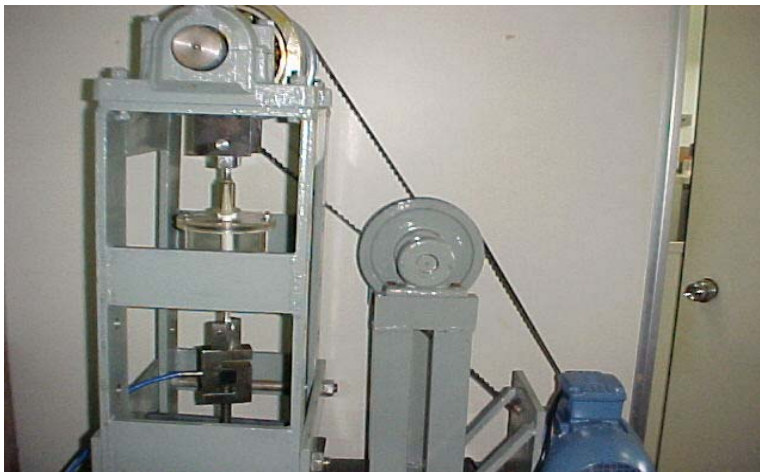


Figura 4.8 máquina de fadiga

Seu funcionamento é baseado na diferença de centro dos eixos, onde se pode regular o quanto eles estarão excêntricos, resultando aí a flecha desejada. Nos ensaios foram utilizadas flechas com tamanho variado o que corresponde a tensões diferentes.

A célula eletrolítica é constituída de polímero e vedada com anéis de borracha podendo trabalhar com soluções agressivas, mantendo-se sem deterioração. A célula de carga é baseada na variação de resistência elétrica contendo Ponte de Wheatstone completa e podendo suportar até 2 toneladas.

Para aquisição de dados foi utilizado um software desenvolvido no laboratório, através de qual se registrava a tensão máxima e mínima, bem como o número de ciclos até o rompimento e duração do ensaio, em horas. Sua interface é mostrada na figura 4.5 que segue.

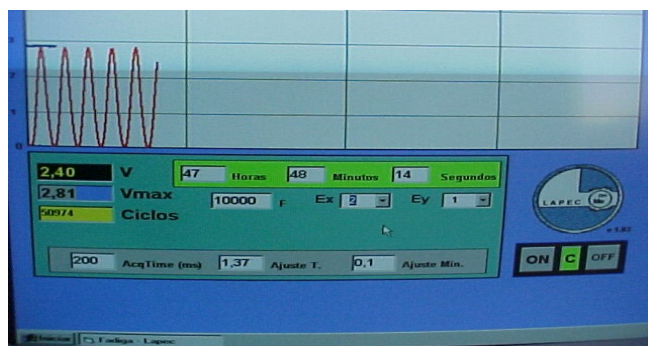


Figura 4.5 Interface do Software

5.0 RESULTADOS E DISCUSSÕES

Todos os resultados estão baseados nas curvas de Wöhler abaixo:

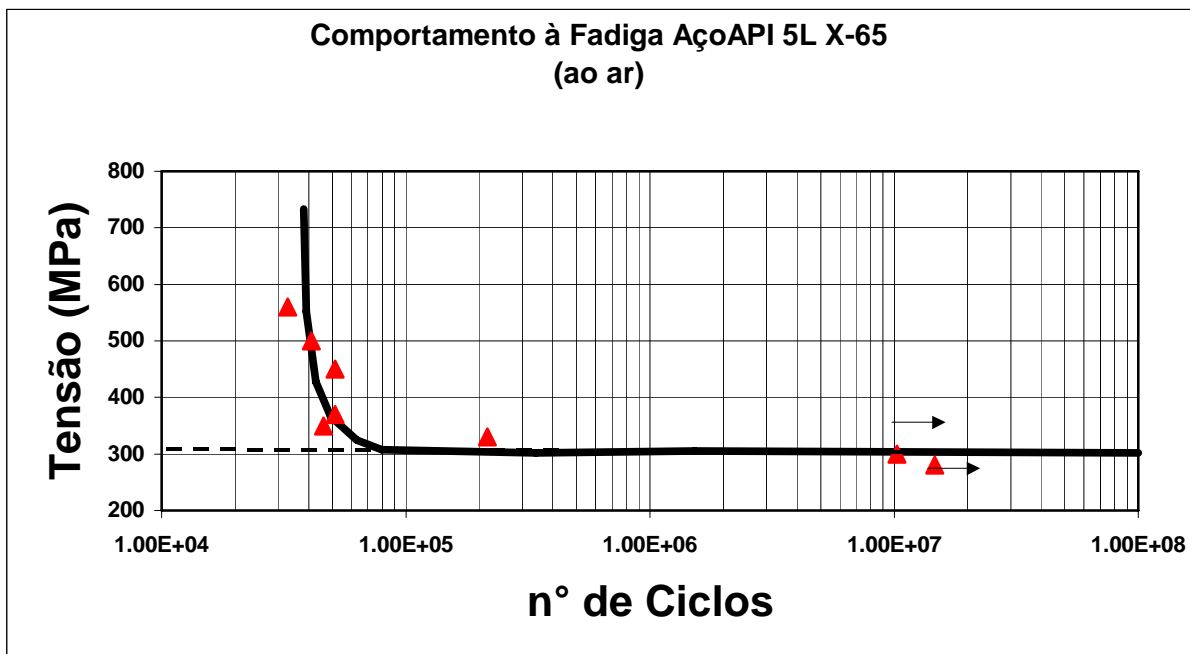


Figura 5.1 Comportamento à Fadiga do Aço API 5L X65 ao ar.

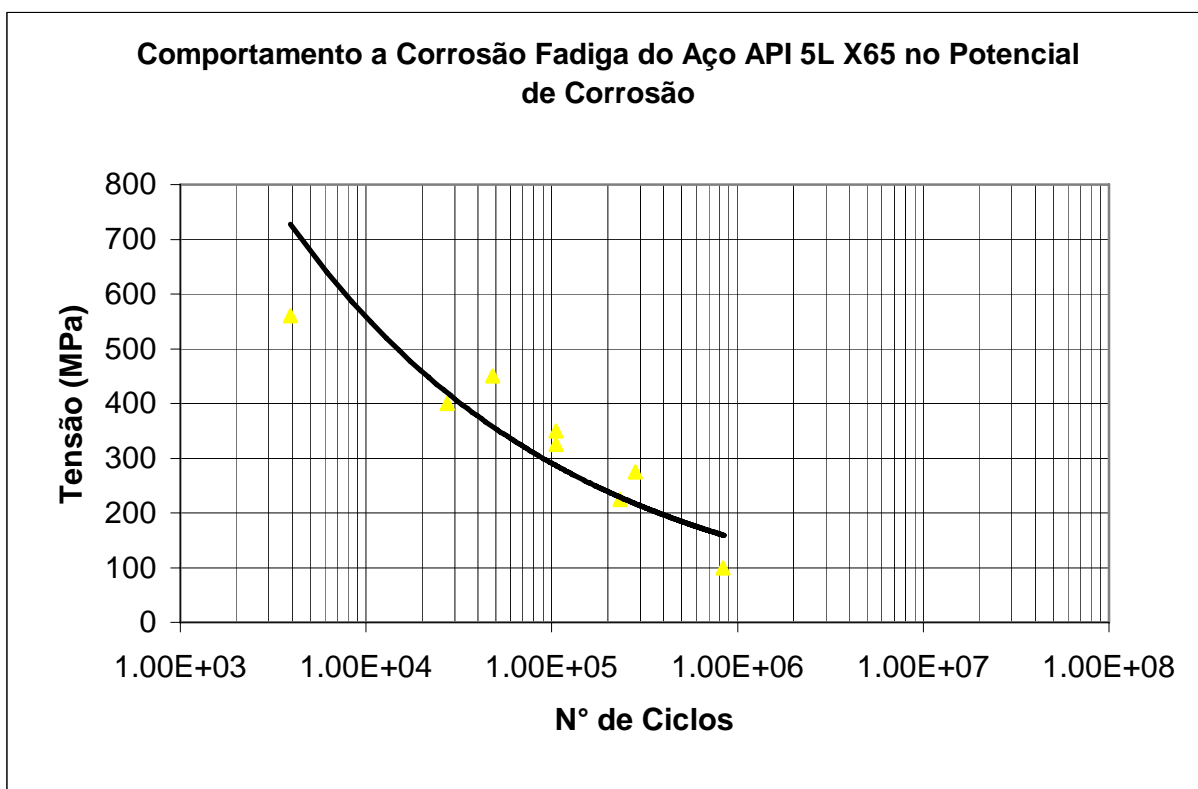


Figura 5.2 Comportamento à Corrosão Fadiga do Aço API 5LX65 no Potencial de Corrosão, ($E = -742$ mV).

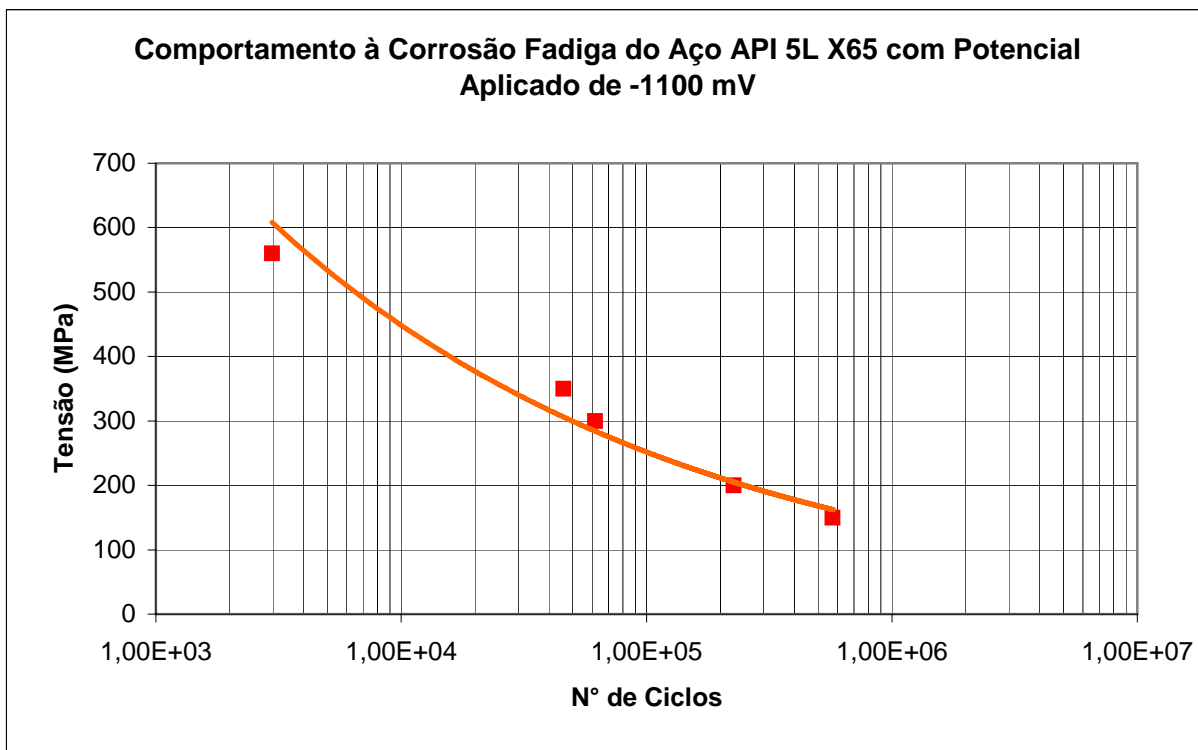


Figura 5.3 Comportamento à Corrosão Fadiga do Aço API 5L X65 com Potencial Aplicado de -1100 mV em água do mar sintética.

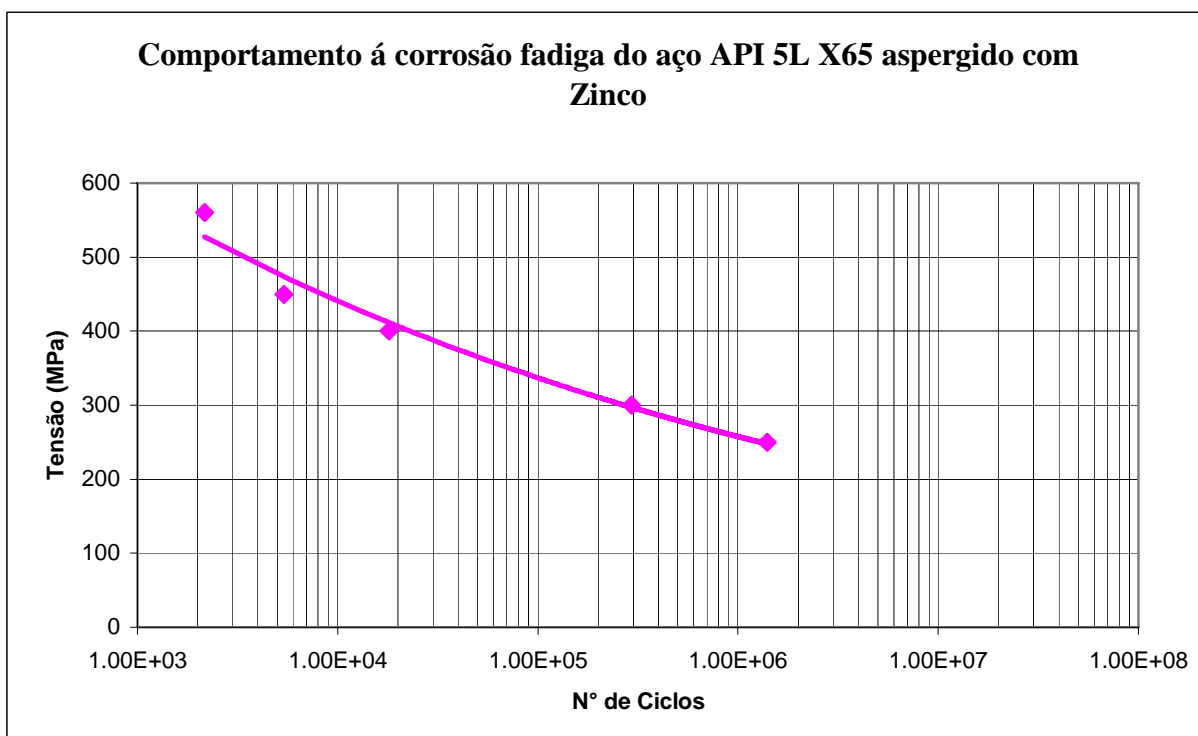


Figura 5.4 Comportamento à corrosão fadiga do aço API 5L X65 aspergido com Zinco em água do mar sintética, ($E = -1080$ mV).

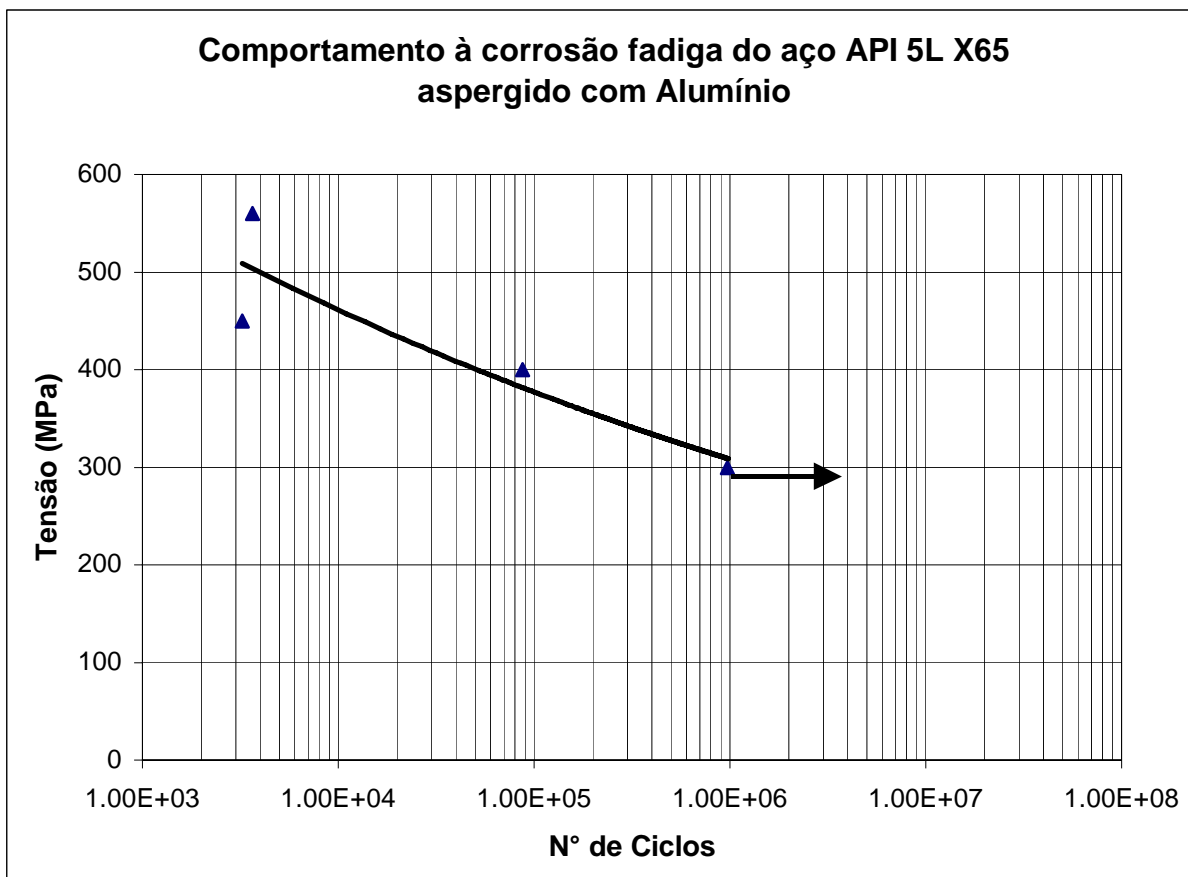


Figura 5.5 Comportamento à corrosão fadiga do aço API 5L X65 aspergido com Alumínio, (E -808 mV)

Obteve-se um limite de fadiga bem definido para o aço API 5L X65 ao ar como se observa na figura 5.1. Em solução, este limite desaparece para os ensaios ao potencial de corrosão do mesmo, segundo se vê a figura 5.2.

Para os ensaios com proteção catódica melhora-se a vida em fadiga como se vê comparando as figuras 5.2 e 5.3, observando-se que para tensões baixas no potencial de corrosão à 100 MPa, tivemos um número de ciclos até a ruptura semelhante ao protegido catodicamente à 150 MPa.

Nos ensaios com o aço recoberto com zinco segundo figura 5.3 provou-se em cargas baixas ser mais eficiente do que somente a proteção catódica mas em cargas altas obteve-se ciclagens mais baixas até a ruptura.

Para melhor análise dos resultados então foram colocadas em apenas um gráfico em que comparamos todas as curvas, conforme se observa a figura 5.6.

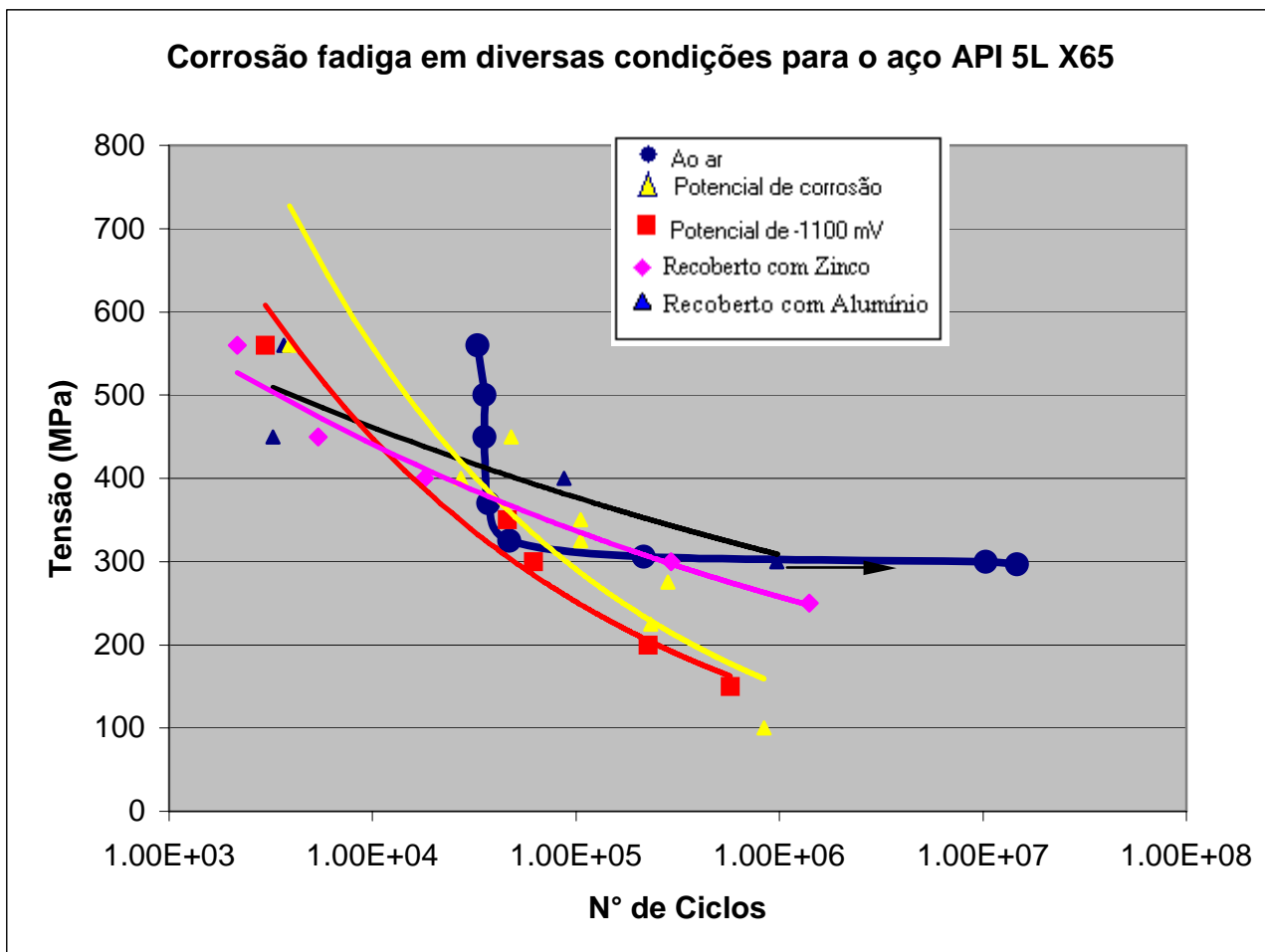


Figura 5.6 Comportamento à fadiga e à corrosão-fadiga em água do mar sintética em diversas condições do aço API 5LX65.

6.0 Conclusão

Como visto nas curvas (S-N) chega-se a conclusão de que para este meio e para estas condições de fadiga temos um melhor desempenho para cargas de trabalho para o aço aspergido com alumínio, mas em altas cargas transformaremos proteção em deterioração acelerada, onde a camada rompe rapidamente e tendo potencial misto entre a camada e o aço assim acelerando o ingresso de hidrogênio e fragilizando o aço.

A aspersão de zinco não deixa de ser uma boa proteção, visto que apresentou fadiga em altos ciclos bem maior do que somente o de proteção catódica e com o aço no seu potencial de corrosão, em tensões abaixo do limite da fadiga, porque em altas cargas apresentou-se ser o de menor resistência à corrosão-fadiga.

7.0 Sugestão Para Trabalhos Futuros

- Avaliar quanto à corrosão fadiga outras espessuras de camada depositada por aspersão térmica;
- Avaliar algumas ligas como depósito, visto que foram usados nesse trabalho alumínio e zinco comercialmente puros;
- Testar outra técnica de aspersão que não a Wire Flame Spray;

8.0 Revisão Bibliográfica

1 – Gentil, Vicente. Corrosão. LTC – Livros Técnicos e Científicos S.A. 3^a Edição. pp135 – 137. Rio de Janeiro RJ, 1996.

2 – Murtaza G., Akid R. Corrosion fatigue short crack growth behaviour in a high strength steel. Int. J. Fatigue, volume 18, n^o8, pp557 – 566, 1996.

3 – Tau L., Chan S. L. I., Shin C. S. Hydrogen enhanced fatigue crack propagation of bainitic and tempered martensitic steels. Corrosion Science, volume 38, n^o 11; pp. 2049 – 2060, 1996.

4 - Salama M.M.; Thomason W.H.; Evaluation of Aluminum – Sprayed Coatings for Corrosion Protection of offshore Structure ; 5th Offshore South East Asia Singapura 21 a 24 de fevereiro 1984).

5 - GRAY H. R.; In Hydrogen Embrittlement Testing, ASTM - STP 543, pp. 131, 1972.

6 - NELSON H.G., Williams D.P. e Tetelman A.S.; Metallurgical Transactions , Vol. 2, N^o 4, pp. 953, 1971.

7 - HIRTH J. P.; In "Chemistry and physics of Fracture", Edited by Latanision R. M. e Jones R. H., NATO Serie ASI, Martinus Nijhof, Vol. 19A, pp. 1319, 1988.

8 - ZAPFFE C. e Sims C.; Trans. AIME, Vol. 145, pp. 225, 1945.

9 - BEACHEM C. D. Met. Trans. Vol. 3, pp. 437, 1972.

10 - PETCH N. J. e Stables P.; Nature, Vol. 169, pp. 842, 1952.

11 - WESTLAKE D. G. ; Trans. A.S.M., Vol. 62, pp. 1000, 1969.

12 - TROIANO A. R.; Trans. A.S.M., Vol. 44, pp. 54, 1960.

13 - PRESSOUYRE G. M.; In "Hydrogen Effects in Metals", Edited by Bernstein and Tompson, AIME, 1983.

14 - CHAVANE A., Habashi M., Pressouyre G. M. e Gallant J.; Corrosion NACE, Vol. 42, N^o 1, 1986.

15 - LANCH A.M. e Elices M.C.; Rev. Iber Corros. y Prot., Vol. XVII, N^o 1, pp. 23, 1986.

16 - Wolfson S. L. Coatings & Linings Corrosion Control of Subsea Piping Systems Using Thermal Sprayed Aluminum Coatings pp 32 ; julho; 1996