

MINISTÉRIO DA EDUCAÇÃO  
UNIVERSIDADE FEDERAL DO RIO GRANDE DO SUL  
Escola de Engenharia  
Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais-PPGEM

Avaliação da vida em fadiga de juntas soldadas do aço API 5L X65 em meios aquosos salinos saturados com diferentes pressões parciais de CO<sub>2</sub>

Maurício Ferrapontoff Lemos

Dissertação para obtenção do título de Mestre em Engenharia

Porto Alegre

2009

MINISTÉRIO DA EDUCAÇÃO  
UNIVERSIDADE FEDERAL DO RIO GRANDE DO SUL  
Escola de Engenharia  
Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais-PPGEM

Avaliação da vida em fadiga de juntas soldadas do aço API 5L X65 em meios aquosos salinos saturados com diferentes pressões parciais de CO<sub>2</sub>

Maurício Ferrapontoff Lemos  
Engenheiro de Materiais

Trabalho realizado no Departamento de Metalurgia da Escola de Engenharia da UFRGS, dentro do Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais - PPGEM, como parte dos requisitos para a obtenção do título de Mestre em Engenharia.

Área de Concentração: Ciência e Tecnologia dos Materiais

Porto Alegre  
2009

Esta Dissertação foi julgada adequada para obtenção do título de Mestre em Engenharia, área de concentração Ciência e Tecnologia dos Materiais e aprovada em sua forma final, pelo Orientador e pela Banca Examinadora do Curso de Pós-Graduação.

Orientador: Prof. Dr. Carlos Eduardo Fortis Kwietniewski

Banca Examinadora:

Dr. Eng. Carlos Martins..... LAMEF / UFRGS

Dr. Eng. Fabiano Dornelles Ramos..... LAMEF / UFRGS

Dr. Eng. Thomas Clarke..... PNPd / CAPES

Prof. Dr. Carlos Pérez Bergmann  
Coordenador do PPGEM

Dedico a minha querida família.

## AGRADECIMENTOS

À Paola Barbosa Sironi pela compreensão e apoio incondicional. Os méritos desse trabalho são divididos contigo. Somente foi possível escrever essa dissertação contando com a sua ajuda. Obrigado.

Ao meu pai e minha mãe, exemplos de vida, de sucesso profissional e de dedicação total a família. Obrigado pelo exemplo.

Aos meus queridos irmãos e familiares, que constroem a cada dia essa família que é um exemplo para mim.

À família Sironi pelas relaxantes tardes de domingo.

Ao professor Carlos Eduardo Fortis Kiwietniewski pela orientação, pelo tempo dispendido para conversas e pela dedicação detalhada para leitura da dissertação.

Aos colegas e amigos do LAMEF, através do prof Dr. Telmo Roberto Strohaecker, principalmente o pessoal do GECOR (Aldo, Charles, Jefferson, Márcio, Marlon, Raphael, Rodrigo e Russel). Esse trabalho é mérito de vocês também. Se não fosse pelo sucesso do grupo, não seria possível a realização de mais essa etapa da minha vida. Obrigado pessoal. Sucesso a todos. Podem contar sempre comigo.

Ao CNPq pela bolsa de mestrado necessária para meus estudos.

Ao CENPES / Petrobras S/A, através do Carlos J.B. Jóia, pela possibilidade de divulgação dos resultados dos ensaios e pela confiança destinada ao LAMEF.

A todos que colaboraram direta ou indiretamente na elaboração deste trabalho, o meu reconhecimento.

## SUMÁRIO

|  |      |
|--|------|
| AGRADECIMENTOS.....  | V    |
| LISTA DE FIGURAS. ....   | VII  |
| LISTA DE TABELAS. ....   | X    |
| LISTA DE SÍMBOLOS. ....  | XI   |
| RESUMO. ....   | XII  |
| ABSTRACT.....  | XIII |
| 1. INTRODUÇÃO .....  | 1    |
| 2. OBJETIVOS .....   | 4    |
| 3. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA .....   | 5    |
| 3.1 Aços para aplicação em dutos .....   | 5    |
| 3.2 Corrosão por CO <sub>2</sub> .....   | 9    |
| 3.2.1 Efeito da pressão parcial de CO <sub>2</sub> .....   | 14   |
| 3.3 Fadiga: ao ar e associada a ambientes agressivos .....   | 17   |
| 3.4 Corrosão fadiga de aços para dutos em ambientes contendo CO <sub>2</sub> .....                     | 24   |
| 4. PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL .....   | 30   |
| 4.1 Preparação dos corpos de prova.....  | 30   |
| 4.2 Análise química.....   | 31   |
| 4.3 Ensaios de Tração .....  | 31   |
| 4.4 Ensaios de corrosão fadiga.....  | 31   |
| 4.4.1 Sistema para ensaio de corrosão fadiga .....   | 34   |
| 4.5 Análise metalográfica e perfil de microdureza .....  | 35   |
| 5. RESULTADOS .....  | 36   |
| 5.1 Análise química.....   | 36   |
| 5.2 Ensaios de Tração .....  | 36   |
| 5.3 Caracterização microestrutural e de microdureza .....  | 37   |
| 5.4 Ensaios de fadiga ao ar e no meio agressivo.....   | 41   |
| 6. DISCUSSÃO .....   | 48   |
| 6.1 Alto carregamento nos ensaios de corrosão fadiga em meios aquosos contendo CO <sub>2</sub> ... 54  |      |
| 6.2 Baixo carregamento nos ensaios de corrosão fadiga em meios aquosos contendo CO <sub>2</sub> ... 55 |      |
| 7. CONCLUSÕES .....  | 58   |
| 8. SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS .....  | 59   |
| 9. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS .....  | 60   |

## LISTA DE FIGURAS

|             |  |    |
|-------------|--|----|
| Figura 3.1  | Tensão de escoamento em função do tamanho de grão para aços baixo carbono [1].....   | 6  |
| Figura 3.2  | Etapas do processo de fabricação de tubos UOE [14].....  | 8  |
| Figura 3.3  | Demonstração de uma camada de carbonato de ferro formada em aço exposto a corrosão em solução saturada em CO <sub>2</sub> [26]. .....  | 12 |
| Figura 3.4  | Exemplo do efeito da formação de uma camada de carbonato de ferro na taxa de corrosão do aço em solução contendo CO <sub>2</sub> [26]. .....   | 13 |
| Figura 3.5  | Efeito da pressão parcial de CO <sub>2</sub> na taxa de corrosão em meios a 60°C que não favorecem a formação de camadas protetoras de carbonato de ferro [26].....  | 14 |
| Figura 3.6  | Efeito da pressão parcial de CO <sub>2</sub> na taxa de corrosão em meios que favorecem o surgimento de escamações protetoras em superfície de tubo fabricado em aço [26]. .....                                   | 15 |
| Figura 3.7  | Gráfico indicando a espessura de camada de carbonato formada em função da pressão parcial de CO <sub>2</sub> do meio. Cada ponto se refere a um corpo-de-prova exposto ao meio em tempos fixos e iguais [27]...... | 15 |
| Figura 3.8  | Efeito do aumento da pressão parcial de CO <sub>2</sub> nas taxas de corrosão localizada e generalizada em meios aquosos [27]......  | 16 |
| Figura 3.9  | Demonstração esquemática do surgimento de bandas de deslizamento na superfície, quando da aplicação de cargas estáticas e cíclicas [35]......  | 18 |
| Figura 3.10 | Blocos esquemáticos representando as etapas de iniciação e propagação de trincas de fadiga até a falha [35]......  | 18 |
| Figura 3.11 | Curva S-N de aço SAE 4130, indicando as regiões distintas de baixo e alto ciclo e o limite de fadiga [35]......  | 19 |
| Figura 3.12 | Típica curva S-N demonstrando a redução na vida em fadiga de juntas soldadas em água do mar [20]. .....  | 20 |
| Figura 3.13 | Ilustração esquemática do efeito de variáveis ambientais, frequência e razão de carregamento no crescimento de trincas de fadiga em aços de alta resistência [33].   | 21 |
| Figura 3.14 | Ilustração esquemática da dissolução anódica associada ao crescimento de trinca de fadiga [33]......   | 22 |
| Figura 3.15 | Seção ilustrando uma solda circunferencial usada em risers [16]......  | 26 |
| Figura 3.16 | Taxa de crescimento de trinca em diferentes frequências. Os resultados de Szklarz [19] e Eadie [49] foram produzidos em meios contendo CO <sub>2</sub> ( <i>sweet</i> ). .....                                     | 26 |

|             |  |    |
|-------------|--|----|
| Figura 3.17 | Taxa de crescimento de trincas de corrosão fadiga em meios contendo 10% de CO <sub>2</sub> , em diferentes frequências [49].   | 27 |
| Figura 3.18 | Comparativo de ensaios de corrosão fadiga em diferentes frequência, em meios contendo CO <sub>2</sub> [18].  | 28 |
| Figura 4.1  | Visualização do tubo após os três cortes longitudinais.  | 30 |
| Figura 4.2  | Desenho do corpo de prova de tração.   | 31 |
| Figura 4.3  | Desenho do corpo de prova para ensaio de fadiga  | 32 |
| Figura 4.4  | Corpos de prova preparados para o ensaio de corrosão fadiga.   | 32 |
| Figura 4.5  | Principais componentes do equipamento desenvolvido.  | 34 |
| Figura 4.6  | Quadro de reação montado para realização de ensaios.   | 34 |
| Figura 5.1  | Ensaio de tração dos 3 corpos de prova.  | 36 |
| Figura 5.2  | Macrografia da solda ensaiada mostrando o metal de solda (MS), zona termicamente afetada (ZTA), o material base (MB) e a raiz da solda (MS passe raiz).  | 37 |
| Figura 5.3  | Micrografia do material de base da junta estudada. Aumento 200x. Reagente NITAL 2%.  | 38 |
| Figura 5.4  | Micrografia do metal de solda estudado. Aumento 200x. Reagente NITAL 2%.   | 39 |
| Figura 5.5  | Micrografia da zona afetada pelo calor da solda estudada. Aumento de 50x. Reagente NITAL 2%.   | 39 |
| Figura 5.6  | Perfis de microdureza Vickers em três níveis da junta soldada. Carga utilizada de 1Kgf.  | 40 |
| Figura 5.7  | Curva S-N de fadiga ao ar da junta soldada do aço API 5L X65. Frequência de 15 Hz, razão de carregamento de 0,1.   | 42 |
| Figura 5.8  | Curva S-N de fadiga ao ar e corrosão fadiga da junta soldada do aço API 5L X65. Frequência de 0,2 Hz para o meio agressivo, razão de carregamento de 0,1. Solução a 35°C contendo 115.000ppm de cloretos desaerada e saturada com gás contendo 3 psia de CO <sub>2</sub> . | 43 |
| Figura 5.9  | Curva S-N de fadiga ao ar e corrosão fadiga da junta soldada do aço API 5L X65. Frequência de 0,2 Hz para o meio agressivo, razão de carregamento de 0,1. Solução a 35°C contendo 115.000ppm de cloretos desaerada e saturada com gás contendo 8 psia de CO <sub>2</sub> . | 44 |
| Figura 5.10 | Curva S-N de fadiga ao ar e corrosão fadiga da junta soldada do aço API 5L X65. Frequência de 0,2 Hz para o meio agressivo, razão de carregamento de 0,1. Solução  |    |



|   |    |
|---|----|
| aquosa a 35°C contendo 115.000 ppm de cloretos desaerada e saturada com gás contendo 15psia de CO <sub>2</sub> . .....  | 45 |
| Figura 5.11 Curvas S-N de fadiga ao ar e corrosão fadiga da junta soldada do aço API 5L X65. Frequência de 0,2 Hz para o meio agressivo, razão de carregamento de 0,1. Solução aquosa a 35°C contendo 115.000 ppm de cloretos desaerada e saturada com gás contendo diferentes pressões parciais de CO <sub>2</sub> . ..... | 46 |
| Figura 5.12 Fratura característica dos corpos de prova dos ensaios de fadiga e corrosão fadiga. ....  | 46 |
| Figura 5.13 Superfície de fratura de um dos corpos de prova do ensaio de corrosão fadiga. ....  | 47 |
| Figura 6.1 Locais típicos para iniciação de trincas de fadiga em juntas soldadas [53]. .....  | 49 |
| Figura 6.2 Corpo de prova embutido e analisado com objetivo de relacionar a propagação de trinca de fadiga com a microestrutura. ....   | 49 |
| Figura 6.3 Micrografia da região de início da falha (ponto 1 da Figura 6.2). Observe a região de maior concentrador de tensões no canto inferior esquerdo, onde ocorreu a nucleação da trinca de fadiga. Aumento 200x. Reagente NITAL 2%. ....  | 50 |
| Figura 6.4 Micrografia da região 2 da Figura 6.2. Aumento 200x. Reagente NITAL 2%. .....  | 50 |
| Figura 6.5 Micrografia da região 3 da Figura 6.2. Aumento 200x. Reagente NITAL 2%. .....  | 51 |
| Figura 6.6 Curvas S-N para diferentes pressões parciais de CO <sub>2</sub> . Frequência de 0,2 Hz e razão de carregamento de 0,1. ....  | 51 |
| Figura 6.7 Curva S-N em meios contendo CO <sub>2</sub> e a indicação da redução da vida em corrosão fadiga para a solução aquosa saturada com 15 psia do gás. ....  | 54 |
| Figura 6.8 Curvas S-N utilizando diferentes pressões parciais de CO <sub>2</sub> . Frequência de 0,2 Hz e razão de carregamento de 0,1. Escala do eixo das abscissas estendido para visualização da vida em corrosão fadiga para mais baixos carregamentos. ....  | 56 |

## LISTA DE TABELAS

|            |   |    |
|------------|---|----|
| Tabela 4.1 | Matriz de ensaios de corrosão fadiga.....   | 33 |
| Tabela 5.1 | Resultados da composição química do metal de base.....  | 36 |
| Tabela 5.2 | Resultados dos ensaios de fadiga ao ar aplicada da junta soldada do aço API 5L X65. Frequência de ensaio de 15 Hz e razão de carregamento de 0,1. ....  | 41 |
| Tabela 5.3 | Resultados dos ensaios de corrosão fadiga da junta soldada do aço API 5L X65. Solução contendo 115.000ppm de cloretos desaerada e então saturada com gás contendo 3 psia de CO <sub>2</sub> . Temperatura de 35°C. Frequência de 0,2 Hz e razão de carregamento de 0,1.....   | 43 |
| Tabela 5.4 | Resultados dos ensaios de corrosão fadiga da junta soldada do aço API 5L X65. Solução contendo 115.000ppm de cloretos desaerada e então saturada com gás contendo 8 psia de CO <sub>2</sub> . Temperatura de 35°C. Frequência de 0,2 Hz e razão de carregamento de 0,1.....   | 44 |
| Tabela 5.5 | Resultados dos ensaios de corrosão fadiga da junta soldada do aço API 5L X65. Solução contendo 115.000 ppm de cloretos desaerada e então saturada com gás contendo 15 psia de CO <sub>2</sub> . Temperatura de 35°C. Frequência de 0,2 Hz e razão de carregamento de 0,1..... | 45 |

## LISTA DE SÍMBOLOS

ARBL – Alta resistência e baixa liga.

API – *American Petroleum Institute* (Instituto americano do petróleo).

ASTM – *American Society for Testing of Materials* (Sociedade americana para teste de materiais).

S-N – Curvas de Wöhler, relacionando tensão alternada aplicada com número de ciclos até a fratura.

K – Fator de intensidade de tensões.

$K_{ISCC}$  – Fator de intensidade de tensões no trincamento por corrosão sob tensão.

$\Delta K$  – Intervalo entre o fator de intensidade de tensões máximo e mínimo.

ppm – Parte por milhão de uma substância.

Psia – Unidade de pressão absoluta.

$\sigma_{max}$  – Tensão máxima no ensaio de tração (limite de resistência).

$\sigma_e$  – Tensão de escoamento.

P – Carga aplicada em corpo de prova.

L, I, b e h – Medidas geométricas em corpo de prova.

MEV – Microscópio eletrônico de varredura

HV – Medida de microdureza Vickers

## RESUMO

Aços de alta resistência e baixa liga (ARBL) são largamente utilizados na indústria de óleo e gás. As principais vantagens são suas propriedades relacionadas à soldabilidade, tenacidade e resistência mecânica. Tubos produzidos com esses aços são utilizados na fabricação de dutos através do emprego de soldas circunferenciais. Os dutos então são usados para transporte de grandes volumes de produtos sob altas pressões.

As tubulações inevitavelmente serão expostas a carregamentos dinâmicos, principalmente em aplicações de dutos em alto mar (*offshore*). Dentro desse contexto, o tubo estará exposto à água do mar em sua superfície externa e fluido de produção na parte interna. De fato, esse último é a maior preocupação, visto que pode ser composto de soluções aquosas com alta concentração de cloretos, contaminadas pelos gases H<sub>2</sub>S e CO<sub>2</sub>.

Desse modo, a determinação da vida remanescente em corrosão fadiga das soldas fabricadas com essa classe de aços é de suma importância, principalmente na região da raiz das soldas circunferenciais, expostas ao meio agressivo interno. Esse trabalho tem por objetivo determinar a vida em corrosão fadiga de juntas soldadas do aço ARBL API 5L X65 em soluções contendo cloretos, e saturadas com diferentes pressões parciais de CO<sub>2</sub>. Foram ensaiados corpos de prova de juntas soldadas desse aço em solução contendo 115.000 ppm de cloretos e saturada com pressões de 3, 8 e 15 psia de CO<sub>2</sub> a 35°C. Os ensaios de fadiga foram realizados em um dispositivo de flexão a quatro pontos, com frequência de 0,2 Hz e razão de carregamento alternado de 0,1.

Os resultados encontrados indicaram que o aumento da pressão parcial de CO<sub>2</sub> tende a aumentar a taxa de corrosão e diminuir a vida remanescente em corrosão fadiga. Isso foi verificado principalmente para altos níveis de carregamento. Entretanto, quando os corpos de prova foram submetidos a carregamentos dinâmicos de menor magnitude, a curva de fadiga da maior pressão parcial de CO<sub>2</sub> estudada apresenta uma tendência de “recuperação” (devido à inclinação mais positiva da curva S-N), permanecendo assim mais próxima às curvas encontradas para as outras condições estudadas de menor pressão parcial do gás.

Com base na literatura consultada, foram criadas algumas justificativas para tal comportamento. Tudo indica que o fenômeno de “recuperação” da vida em corrosão fadiga foi atribuído à formação de camadas de carbonato não fraturadas e à dissolução anódica de microdeformações típicas da nucleação de trincas de fadiga (microintrusões e microextrusões).

## ABSTRACT

High strength low alloy steels (HSLA) are widely applied in the oil and gas industry. The main advantages from this steel class are good weldability, toughness and mechanical strength. Pipelines are manufactured using girth welding process of tubes sections fabricated with this material. These pipelines are particularly useful for high pressure high volume products transportation.

Regarding offshore application, pipelines are inevitably submitted to dynamic loading. The steel is externally exposed to sea water, and internally, to production fluids. In fact, the later is a big concern, since it may contain high chloride content aqueous solution saturated with the H<sub>2</sub>S and CO<sub>2</sub> gases.

In this way the corrosion fatigue life determination of HSLA girth welding root are important. These weld joint regions are exposed to environments such as found in the internal side of pipelines. So in order to evaluate CO<sub>2</sub> influence on design life of such pipelines, this work aims to determine corrosion fatigue life of API 5L X65 girth welds exposed to high chloride content solution saturated with different partial pressures of CO<sub>2</sub>. The steel's girth weld specimens were tested in aqueous solution with chloride content of 115.000 ppm saturated with different partial pressures of 3, 8 and 15psia of CO<sub>2</sub> at 35°C. Four point bend test device were applied for dynamic loading at 0,2 Hz frequency and 0,1 loading ratio.

Results found shown that the increase of CO<sub>2</sub> partial pressure increases corrosion rate and so decreases the corrosion fatigue life. This was clearly verified for high levels of applied loading. On the other hand, corrosion fatigue life at conditions of elevated partial pressure of CO<sub>2</sub> seems to produce some "recovery" when submitted to low stress range levels (due to higher slope of S-N curve), thus recovering fatigue life until it matches with the other two corrosive conditions with lower gas partial pressure.

Such behavior of S-N curves was explained based on literature. The "recovery" phenomenon for corrosion fatigue life was attributed to non fractured carbonate scale layers formation and also due to anodic dissolution of microstrain deformations formed during initial corrosion fatigue process (intrusions and extrusions).

## 1. INTRODUÇÃO

Aços para tubulações são fabricados tipicamente de aços de alta resistência e baixa liga (ARBL), classificados na indústria do petróleo e gás através da norma API 5L (Instituto americano do petróleo). Dentre os diversos motivos para utilização desses aços, os principais são a boa soldabilidade, tenacidade e resistência mecânica da liga. A soldagem de segmentos de tubos fabricados com esse material é utilizada na fabricação de dutos de transporte. Estes dutos são especialmente empregados no transporte de produtos na indústria de óleo e gás. As boas propriedades desses aços ARBL permitem a fabricação de dutos que sejam utilizados em condições mecânicas mais severas. Ou seja, transportando maior volume de produto e ainda a pressões mais elevadas.

Dutos para aplicação *offshore*, soldados tanto em terra como em alto mar, serão submetidos inevitavelmente a carregamentos dinâmicos em operação, principalmente na indústria de óleo e gás. Seja devido à expansão e contração durante operação e desligamento, ou devido ao movimento dos dutos produzidos por vento e pela maré. Em conjunto com o carregamento mecânico, há a preocupação com a exposição do material a meios quimicamente agressivos, principalmente nas soldas circunferenciais dos tubos para uso em águas profundas. No lado externo dessas soldas, submetida à proteção catódica, há exposição à água do mar. Já no lado interno (raiz da solda), há o contato com água de produção, petróleo e gases corrosivos. Assim, este cenário tecnicamente complexo demanda uma avaliação criteriosa do comportamento em fadiga combinada com um meio agressivo (corrosão fadiga) dos materiais empregados para a fabricação dos tubos em questão.

De fato, o lado interno do tubo, onde a raiz da solda é exposta a meios contendo, por exemplo, gás CO<sub>2</sub>, é a região de maior preocupação. Dentro deste contexto, há um limite de disponibilidade de dados na literatura quando se trata do comportamento em fadiga dentro de ambientes mais complexos e específicos de projeto. Somado a isso, a raiz da solda produzida no processo de soldagem do tubo é um local preferencial para nucleação de trincas de fadiga, devido à concentração local da tensão.

Os fenômenos envolvidos na corrosão por CO<sub>2</sub> são motivos de muitos estudos [24-32]. Diversos mecanismos são apresentados, indicando inclusive uma possível formação de carbonato de ferro na superfície do aço exposto a meios aquosos saturados com este gás. Apesar de existirem muitos dados na literatura a respeito da formação de camadas de carbonato de ferro em muitas situações e em muitos materiais, pouca informação é encontrada que relacione a formação destas escamações durante condições que envolvem carregamentos dinâmicos. Este último cenário é aquele, de fato, tipicamente encontrado em dutos de transporte.

Uma revisão do estado da arte, datada de 2005, e um artigo publicado em 2004, apontam que somente duas referências foram encontradas até a época para ensaios de taxa de crescimento de trinca em meios contendo CO<sub>2</sub> [21,48]. No entanto, nesse tipo de ensaio não é possível se determinar o tempo até a iniciação de uma trinca, que é o principal fator de importância na resistência à corrosão fadiga de um componente. Desta forma, nenhum trabalho publicado até 2007 se mostrou relevante para aplicação em avaliação da vida em fadiga de dutos de transporte *offshore* em diferentes condições de saturação com CO<sub>2</sub>. Em 2008 PARGETER, HOLMES e BAXTER [18] publicaram um artigo que abordou ensaios de fadiga em juntas soldadas do aço API 5L X65 imersos em meios aquosos salinos contendo CO<sub>2</sub>. De acordo com o observado no referido trabalho, houve um aumento na vida em corrosão fadiga por um fator de 8, no meio agressivo, em uma frequência de 0,2 Hz. Entretanto, para frequência maior, de 2,5 Hz, houve uma diminuição em um fator de 2 em relação aos resultados de fadiga ao ar.

Como a literatura apresenta maiores taxas de corrosão para meios contendo maiores pressões parciais de CO<sub>2</sub>, exceto em meios que favorecem a formação de carbonatos estáveis, é de se esperar que o comportamento em carregamento dinâmico no meio seja pior que o ao ar. Entretanto, a escassez de referências bibliográficas e a divergência de resultados acerca do comportamento de materiais em corrosão fadiga refletem a necessidade de estudos mais conclusivos nessa área do conhecimento. Por outro lado, o desenvolvimento de métodos e de resultados que avaliam o comportamento de materiais aplicados em dutos submetidos a condições encontradas na prática é de suma importância para indústria, principalmente a de óleo e gás.

Portanto, esse trabalho tem por objetivo principal avaliar a vida em corrosão fadiga da junta soldada do aço API 5L X65 em ambientes aquosos contendo diferentes pressões parciais de CO<sub>2</sub>. Os ensaios fizeram parte de um projeto realizado pelo Laboratório de Metalurgia

Física da Universidade Federal do Rio Grande do Sul (LAMEF/UFRGS) em parceria com a empresa Petróleo Brasileiro S/A (PETROBRAS).

Na realização dos testes de corrosão fadiga são levantadas curvas S-N, universalmente conhecidas como curvas de Wöhler, que relacionam o número de ciclos até a fratura e o nível de carregamento submetido à junta soldada. Os CPs foram submetidos a carregamento dinâmico em um dispositivo de flexão a quatro pontos. O meio agressivo utilizado consiste em água de produção (contendo 115.000 ppm de cloretos) à temperatura controlada de 35°C, saturado com pressões parciais de 3, 8 e 15 psia de CO<sub>2</sub> balanceado com nitrogênio. No ensaio foi utilizada frequência de 0,2 Hz e razão de carregamento de 0,1.

As falhas observadas foram examinadas com relação a seu aspecto macrográfico, tendo como objetivo a verificação do local de iniciação das trincas de corrosão fadiga. Após a construção das curvas, estas foram relacionadas com os dados encontrados na literatura, buscando dessa forma a explicação dos resultados, com foco em fenômenos eletroquímicos de possível ocorrência.

Os resultados encontrados nos dados de corrosão fadiga apontam para dois diferentes comportamentos do material no meio em questão. Inicialmente, para altas cargas, a vida em corrosão fadiga da junta soldada apresenta redução em relação ao ar. Por outro lado, quando extrapolados os dados a menores solicitações mecânicas, observou-se que a vida remanescente em corrosão fadiga das juntas soldadas apresentou uma tendência de “recuperação”, quando uma maior pressão parcial de CO<sub>2</sub> (15 psia) foi empregada. Este efeito fez com que a curva de fadiga para a maior concentração de CO<sub>2</sub> e elevado número de ciclos ficasse mais próxima às curvas de 3 e 8 psia.



## 2. OBJETIVOS

Avaliar a vida em corrosão fadiga da junta soldada do aço API 5L X65 em ambientes aquosos contendo diferentes pressões parciais de CO<sub>2</sub>.

Relacionar as curvas de corrosão fadiga traçadas com os dados encontrados na literatura, buscando a explicação dos resultados, com foco em fenômenos eletroquímicos observados.

### 3. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

#### 3.1 Aços para aplicação em dutos

Com o crescimento do consumo mundial de energia, novas fontes de óleo e gás passaram a ser exploradas em regiões cada vez mais remotas e, portanto, as especificações para dutos de transporte tornaram-se cada vez mais exigentes. A necessidade crescente de buscar soluções econômicas para transporte destes recursos tornou comum a utilização de aços para dutos que atendam certos requisitos de propriedades mecânicas, como resistência, tenacidade à fratura, ductilidade, soldabilidade, resistência à corrosão fadiga e corrosão sob tensão [1-8]. Somado a esses requisitos, existem também as necessidades de projeto, que envolvem, por exemplo, a fabricação de dutos de grandes diâmetros e que operem sob altas pressões, aumentando assim a produção escoada por estes [2,3,8]. Isso levou a um aumento na demanda por aços estruturais de alta resistência e boa tenacidade.

Os aços ARBL (alta resistência e baixa liga) surgem como a opção mais eficiente economicamente. De fato, estes aços além de apresentarem uma relação ótima de compromisso entre resistência e peso, também dispõem de uma excelente tenacidade e grande soldabilidade [1]. Estas duas últimas propriedades garantem a esses aços a preferência na aplicação em dutos de transporte, estruturas e vasos de pressão [1,3,5,8]. Os aços para dutos, com aplicação na indústria do petróleo e gás, são especificados pela *American Petroleum Institute* (API), através da norma API 5L [2,4] para dutos com e sem costura. Estes aços são classificados por esta norma primeiramente conforme a resistência mecânica do tubo soldado (como fabricado). A norma ainda especifica limites para alguns elementos de sua composição química. Entretanto, a propriedade que determina o grau do tubo é o limite de escoamento em Ksi [2]. De acordo com as exigências dos tubos, as especificações API 5L A e B são utilizadas em sistema de baixas pressões, enquanto que as API 5L X 42, 60, 70 etc. para uso em altas pressões [2,5].

Por definição, os tubos serão tratados aqui como a menor seção independente encontrada em um duto. Ou seja, o duto é formado pela soldagem de diversas seções de tubos.

Os aços para tubos, citados anteriormente, caracterizam-se por pequenas adições de elementos microligantes formadores de carbonetos e nitretos (aqui referidos como carbonitretos) [1,3]. As adições de certos elementos, como o vanádio, titânio, alumínio, zircônio, nióbio, e boro resultam em um somatório de no máximo 0,1% em peso na liga [1-3]. A presença destes elementos possibilita a redução da quantidade de carbono nos aços, aumentando a soldabilidade e a tenacidade [3,8].

Contudo, a simples diminuição do teor de carbono do aço causaria uma redução proporcional do limite de escoamento do material. Logo, um outro mecanismo de endurecimento deve ser acionado para que se possa produzir uma liga com boa resistência mecânica e elevada tenacidade (baixo carbono). Este mecanismo, resultado da adição de elementos microligantes nos aços ARBL, é o de refino de grão [1,8]. A diminuição do tamanho de grão é o único método de aumento da resistência mecânica e tenacidade simultaneamente [7]. Baseado nas equações de Hall-Petch [7], uma diminuição do tamanho de grão ASTM 6-8 (aços comum) para ASTM 12-14 (típico dos ARBL) resulta em um aumento de resistência na ordem de 210 MPa [1]. De fato, apesar da adição de elementos de liga favorecer o endurecimento por solução sólida e também precipitação de carbonitretos, o refino de grão é o método mais eficiente e mais almejado no processamento de aços baixa liga. A Figura 3.1 apresenta uma espécie de “resumo” das contribuições dos diversos mecanismos existentes para o endurecimento de aços baixo carbono [1].

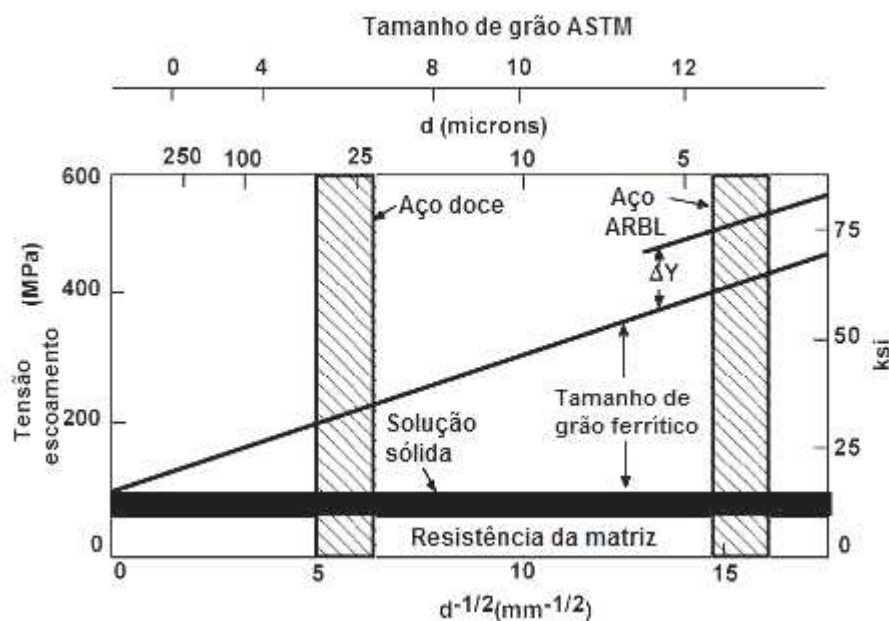


Figura 3.1 Tensão de escoamento em função do tamanho de grão para aços baixo carbono [1].

Pode-se observar na Figura 3.1 que há uma relação proporcional da diminuição do tamanho de grão com o aumento da tensão de escoamento em aços baixo carbono. Ou seja, na medida em que há diminuição do tamanho de grão da microestrutura, ocorre um aumento da resistência ao escoamento do material. O incremento na tensão de escoamento representado por  $\Delta Y$  é a contribuição de outros mecanismos de endurecimento, como a precipitação de carbonitretos, no caso específico dos aços ARBL [1,7]. A faixa indicada para os aços ARBL possui tamanhos de grão ASTM por volta de 15.

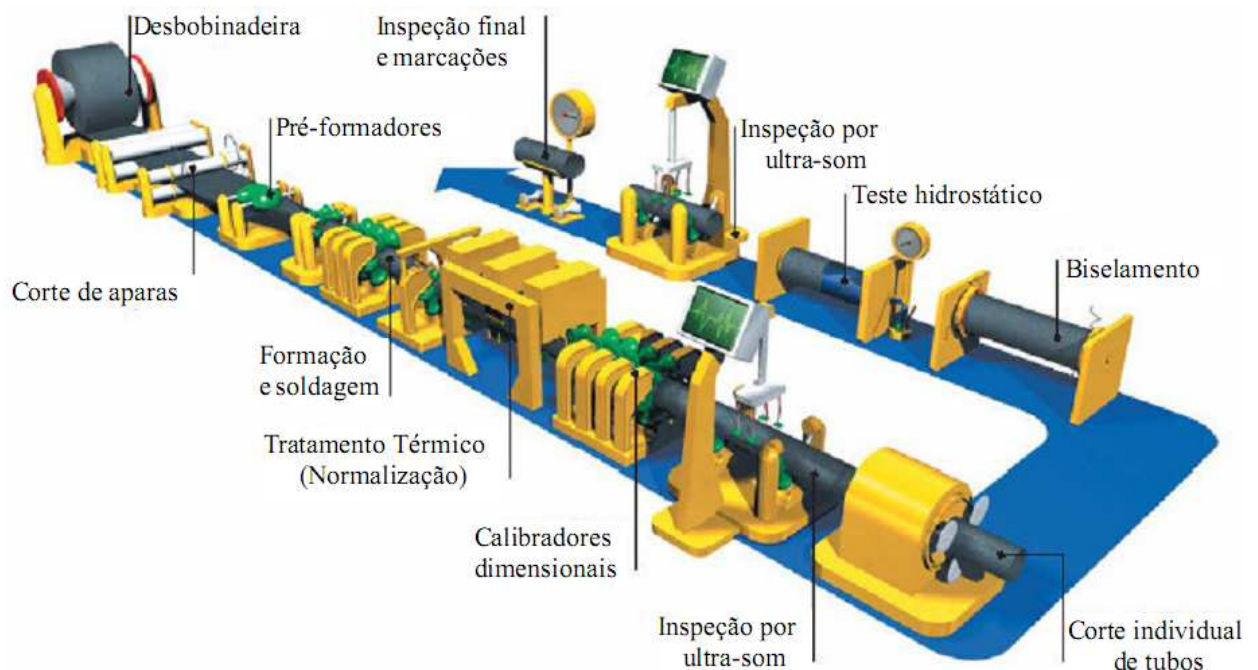
Por outro lado, na obtenção deste material, o efeito do “microligamento” está relacionado também com presença de inclusões, resfriamento e processos termomecanicamente controlados [1-3]. O processamento por laminação a quente controlado é considerado a primeira rota para a produção de aços API com aplicação na indústria de dutos [3,8]. Esta tecnologia permite a redução do tamanho de grão e precipitação de carbonitretos durante o tratamento térmico, através de combinações diversas entre temperatura e quantidade de deformação a quente [1]. Esse procedimento consiste em vários estágios de laminação com temperatura controlada, quantidade de redução pré-determinada em cada passe e temperatura de acabamento precisamente definida [3].

O controle de temperatura durante a laminação é realizado de modo a inibir a recristalização. Sem a recristalização, os sucessivos passes de laminação aumentam a quantidade de deformação e, conseqüentemente, também a densidade de discordâncias. O aumento da porcentagem de deformação dos grãos austeníticos induz a precipitação de carbonetos e nitretos dispersos na microestrutura, os quais retardam o processo de recristalização. Para aços que sofreram os passes de acabamento dentro do campo austenítico, tem-se, durante o resfriamento a partir de  $A_{r3}$ , a nucleação da ferrita. Esta se dá principalmente nos contornos de grão austeníticos e nas bandas de deformação. Como a microestrutura já se encontra refinada e altamente deformada, o crescimento se dá até ser impedido por outro grão de ferrita, produzindo grãos na ordem de 2 a 6  $\mu\text{m}$ . Por outro lado, o grão mais refinado produzido por laminação convencional é da ordem de 10  $\mu\text{m}$ . Entretanto, para aços cujos passes de acabamento foram realizados no campo intercrítico, o tamanho de grão final pode ser em média ainda menor, pois a menor temperatura favorece a nucleação em detrimento do crescimento. Somado a isso, a laminação abaixo de  $A_{r3}$  produz chapas de maior dureza, pois há sucessivo encruamento da ferrita durante sua nucleação. Entretanto, perde-se em propriedades que favorecem a soldabilidade. Por isso, variações do processo podem ser encontradas, dependendo do fabricante e da composição química (principalmente da quantidade de microligantes) [1-13].

A adição de elementos estabilizantes da austenita, como o nitrogênio e o manganês, retardam a transformação austenita-ferrita, contribuindo ainda mais para refinamento da microestrutura. Assim, a ferrita pode ser formada somente em temperaturas menores, atingindo um maior grau de superresfriamento, e então uma maior taxa de nucleação [1].

A microestrutura normalmente encontrada nesses aços é tipicamente ferrita e perlita [1,6], ainda que aços com pequenas alterações microestruturais possam conter bainita e ferrita acicular [1]. Além disso, em juntas soldadas, podem-se encontrar morfologias diversas de ferrita [5].

Os tubos utilizados para fabricação de dutos de transporte de produtos da indústria de óleo e gás podem ser fabricados por dois processos [2,15]. Um envolve a fabricação sem etapas de soldagem (*seamless* – sem costura), realizado normalmente via extrusão a quente, fundição por centrifugação ou fundição convencional [15]. Porém, este é o processamento menos viável economicamente. Já um segundo caminho, mais frequentemente utilizado, é via processo de conformação a frio UOE de uma chapa, que envolve uma soldagem (*welded* – tubos com costura) [2,3,14]. Resumidamente, este último processo envolve o dobramento em U, fechamento em O e expansão E [3]. A Figura 3.2 ilustra as etapas de fabricação do tubo através do uso de chapas.



**Figura 3.2** Etapas do processo de fabricação de tubos UOE [14].

A soldagem (costura) é realizada principalmente pelo processo de arco submerso (SAW – *submerged arc welding*), onde o primeiro passe é interno e o segundo externo. Após, é realizada uma extensiva inspeção da solda longitudinal.

Após a fabricação das chapas e conformação dos tubos, os dutos são construídos através da união de segmentos, utilizando-se soldas circunferenciais. Os processos de soldagem empregados são por arco elétrico com eletrodo não consumível de tungstênio para o passe de raiz, e o restante do preenchimento por arco elétrico com eletrodo revestido [16-18].

A soldagem entre seções de tubos para fabricação de dutos, usados em transporte de produtos na indústria de óleo e gás, se dá em terra (*onshore*) ou no mar (*offshore*), dependendo do local onde será instalado o duto [16]. Se a soldagem e fabricação ocorrem dentro de barcos (*offshore*), ocorrerá subsequentemente a imersão do duto (acomodação no leito do mar). Apesar da praticidade desse processo, que envolve a instalação logo após a fabricação do duto, o processo mais economicamente eficiente é a soldagem *onshore*, pois permite a inspeção mais detalhada das soldas realizadas. Este último processo é utilizado para dutos que serão instalados não somente no mar, mas também em terra. No caso de dutos instalados em alto mar, o transporte do duto fabricado é realizado por barcos específicos [16,17].

Dutos para aplicação *offshore*, fabricados tanto em terra como em alto mar, serão submetidos inevitavelmente a carregamentos dinâmicos em operação [16-22], resultado da expansão e contração durante operação e desligamento [19,20] ou devido ao movimento dos dutos produzidos por vento e pela maré [20-22]. Em conjunto com o carregamento mecânico, há a preocupação com a exposição do material ao meio agressivo, principalmente nas soldas circunferenciais dos dutos para uso em águas profundas [20,23]. Ou seja, no lado externo da solda submetido à proteção catódica em água do mar e no interno (raiz da solda) em contato com água de produção, petróleo e gases como H<sub>2</sub>S e CO<sub>2</sub> [18,20,21]. Assim, este cenário tecnicamente complexo demanda uma avaliação criteriosa do comportamento em fadiga combinada com um meio agressivo (corrosão fadiga) dos materiais empregados para a fabricação dos tubos em questão.

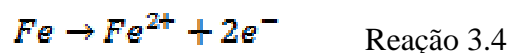
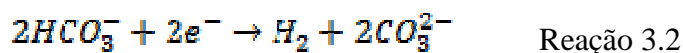
### 3.2 Corrosão por CO<sub>2</sub>

Frequentemente, materiais aplicados em dutos de transporte estão expostos a meios agressivos contendo CO<sub>2</sub>. Corrosão por este gás é um problema sério na indústria do petróleo, nos tubos e também em equipamentos [24]. Os aços baixa liga utilizados na fabricação de dutos, como o API 5L X65, apesar de apresentarem diversas vantagens, principalmente

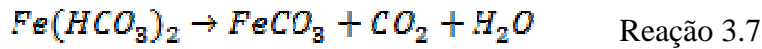
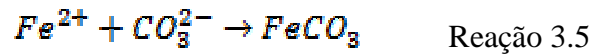
econômicas, são suscetíveis à corrosão por CO<sub>2</sub> [24,25]. Nessas condições, filmes de produtos de corrosão podem se formar na superfície exposta, como o FeCO<sub>3</sub> (carbonato de ferro), na ausência do oxigênio e em temperaturas relativamente elevadas. Dependendo da natureza desta camada e das condições de sua formação, esta pode ser protetora ou não [24,26,27].

O CO<sub>2</sub> é encontrado frequentemente na produção de óleo e gás, bem como na água de produção [28]. Esse gás também é encontrado no processo de recuperação de poços maduros, que envolve a injeção de água de produção (que está saturada com o CO<sub>2</sub>) dentro do poço, de modo então a aumentar a pressão interna deste [29]. Com isso, facilita-se a extração do petróleo [30,31]. Na medida em que o poço fica mais maduro, a porcentagem de óleo retirado pode chegar somente a 5%, aumentando assim a porcentagem de água saturada com CO<sub>2</sub> e conseqüentemente os problemas com corrosão [30]. De fato, estudos apontam que as pressões parciais do gás encontradas em poços de produção podem alcançar 200 a 300 bar, com porcentagens de gás sulfídrico (H<sub>2</sub>S) de até 30%. Tudo em meios aquosos com até 160.000 ppm de cloretos [32]. Não obstante, estima-se que a corrosão por CO<sub>2</sub> esteja relacionada, ou diretamente responsável, a 60% das falhas encontradas em campos de produção [30].

O dióxido de carbono (CO<sub>2</sub>) dissolve na água formando H<sub>2</sub>CO<sub>3</sub>, ácido carbônico, que possui uma corrosividade que pode ser superior a qualquer outro ácido completamente dissociado em um mesmo pH [25]. Muitos mecanismos de dissolução do ferro em soluções desaeradas e saturadas com CO<sub>2</sub> são descritos na literatura. Os diversos processos podem ser resumidos pelas reações catódicas (Reação 3.1, Reação 3.2 e Reação 3.3) e a anódica (Reação 3.4) descritas abaixo [25,30].



Através dessas reações, uma camada de produto de corrosão pode se formar na superfície metálica. O carbonato de ferro é um importante ator na formação destas escamações protetoras [26]. A sua formação é explicada conforme as reações descritas abaixo [25,26,30].



A presença de CO<sub>2</sub> aumenta a taxa de corrosão do ferro em soluções aquosas por aumentar a taxa de evolução do hidrogênio [26]. Na corrosão induzida por este gás, pode ocorrer principalmente a corrosão generalizada e também três tipos de ataque localizado (pite, tipo mesa e induzida por fluxo localizado) [25,29]. O ataque localizado é a principal causa de falha em equipamentos de produção e transporte [29].

Praticamente todas as ligas de interesse técnico, principalmente aços não ligados ou de baixa liga, podem sofrer corrosão por pite em meios contendo CO<sub>2</sub>[25]. A susceptibilidade ao pite aumenta com o incremento da temperatura e da pressão parcial de CO<sub>2</sub> e a sua ocorrência em aços ao carbono é quase independente da presença de cloretos. Este tipo de corrosão ocorre principalmente em condições específicas de fluxo e em temperaturas de ponto de orvalho em poços de produção de gás [25,29].

O ataque tipo mesa é uma forma de corrosão localizada onde um filme superficial de carbonato de ferro é formado, mas é instável e pouco protetor, ocorrendo destruição parcial e localizada. Com isso, a região exposta se torna anódica e aquela ainda recoberta continua catódica. Deste modo, a corrosão se intensifica nas regiões de metal exposto. Em condições dinâmicas, este processo acontece sucessivamente até a falha do componente. Traços de concentração de cromo (Cr), quando adicionados ao aço carbono, podem reduzir o ataque tipo mesa [25].

Em condições onde a corrosão está associada ao fluxo, uma camada inicialmente formada de carbonato de ferro pode ser parcialmente removida, levando a exposição da região anódica [29]. Este tipo de corrosão inicia com a formação de pites e/ou ataque tipo mesa, acima de fluxos críticos. Assim, o defeito se propaga pela turbulência local gerada ou pela geometria das instalações. As condições de fluxo podem impedir a re-formação de uma camada protetora no metal exposto [25,26,29].

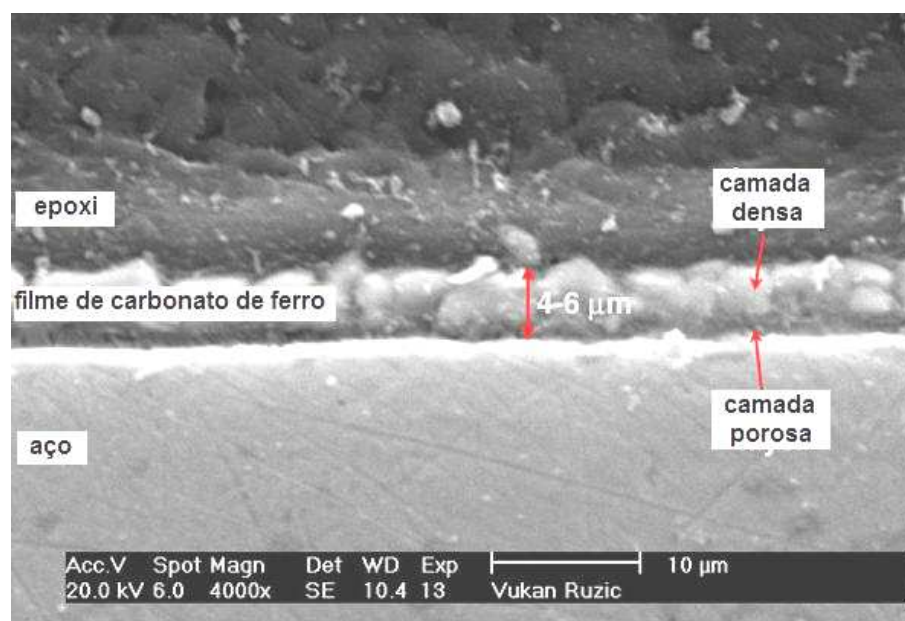
Camadas de corrosão protetoras são capazes de diminuir a taxa de corrosão inicial em até 3 vezes, levando ao estabelecimento de uma taxa nula de corrosão com o passar do tempo [25]. Entretanto, a formação da camada depende de fatores ambientais, como temperatura e composição do fluido [24,25], de variáveis intrínsecas ao material [26-31] e do tempo de exposição ao meio [24-31]. Somado a isso, a irregularidade da camada ou a sua destruição localizada são os principais fatores que contribuem para a corrosão localizada por CO<sub>2</sub> [29].



O dano mecânico é uma das principais formas de destruição desta camada, seja por deformação do aço, cisalhamento a partir do fluxo de líquido ou por impacto com partículas [27]. Especialmente em locais como válvulas, reduções, curvas, etc. onde há aumento localizado de fluxo e conseqüentemente uma tensão de cisalhamento na parede, pode haver possibilidade de descolamento de incrustação protetora. Este efeito pode levar a um ataque localizado do metal [26]. Outro fator importante na estabilidade das camadas protetoras de carbonato de ferro é a quantidade de oxigênio dissolvido. Filmes ou camadas protetoras de  $\text{FeCO}_3$  se formam somente em soluções anaeróbicas [30].

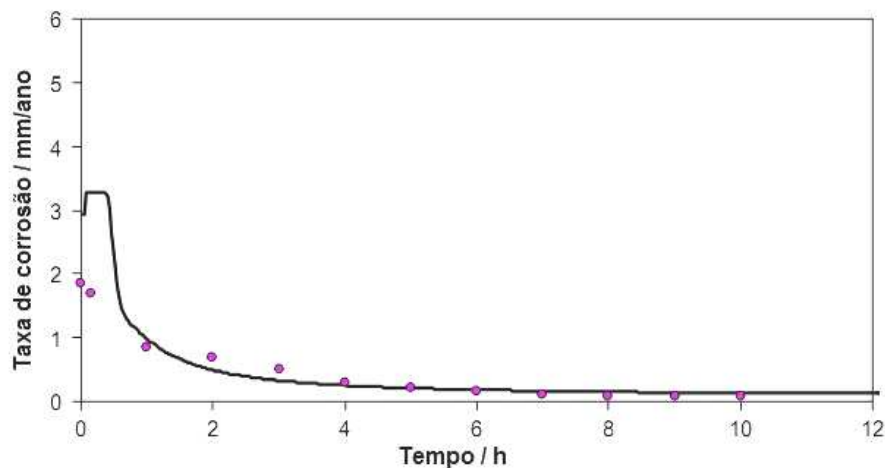
Quando há formação de camadas protetoras significa que a solubilidade do sal é excedida na solução, levando à precipitação e formação desta camada na superfície de um metal [27,29]. A proteção pode ocorrer de duas formas: oferecendo barreira difusional para as espécies que promovem as reações de corrosão ou cobrindo a superfície do metal de maneira parcial ou integral [26].

O crescimento de incrustações de carbonato de ferro e sua capacidade de proteção dependem primeiramente, mas não exclusivamente, da sua taxa de precipitação [27]. Em camadas protetoras, a taxa de precipitação, maior que a taxa de corrosão, favorece o preenchimento de vazios em incrustações (escamações) inicialmente formadas [26]. Essas camadas podem ser finas (da ordem de  $1\ \mu\text{m}$ ) e ainda assim serem protetoras (ver Figura 3.3). Mas se a taxa de corrosão do metal for maior que a de precipitação em sua superfície, haverá formação contínua de incrustações (escamações, camadas) porosas e não protetoras, mesmo quando camadas espessas forem formadas (em torno de  $100\ \mu\text{m}$ ) [26].



**Figura 3.3** Demonstração de uma camada de carbonato de ferro formada em aço exposto a corrosão em solução saturada em  $\text{CO}_2$  [26].

Dois dos fatores mais importantes que governam a precipitação das escamas de carbonato de ferro são a microestrutura do material e a composição química da água [30]. Para obtenção de níveis de precipitação apreciáveis, deve haver uma supersaturação de íons carbonato na solução [27,29]. Neste caso, a temperatura também exerce importante papel. Na temperatura ambiente, o processo de precipitação é muito lento, e escamas não protetoras e porosas são formadas mais facilmente. Nesta condição, somente para longos tempos de operação poderá ser observada uma camada mais protetora [25]. O contrário pode ocorrer acima de 60°C, onde a precipitação é acelerada e camadas efetivamente protetoras podem se formar prontamente, mesmo em níveis de supersaturação baixos [26,30]. A Figura 3.5 ilustra o efeito de uma camada protetora na taxa de corrosão ao longo do tempo para um aço carbono exposto a uma solução salina saturada com CO<sub>2</sub> na temperatura de 80°C.



**Figura 3.4** Exemplo do efeito da formação de uma camada de carbonato de ferro na taxa de corrosão do aço em solução contendo CO<sub>2</sub> [26].

Pode-se perceber a partir da Figura 3.5, que a taxa de corrosão diminui com o tempo, indicando que ocorre a formação de alguma camada entre o aço base e o eletrólito que está servindo como uma barreira contra a corrosão.

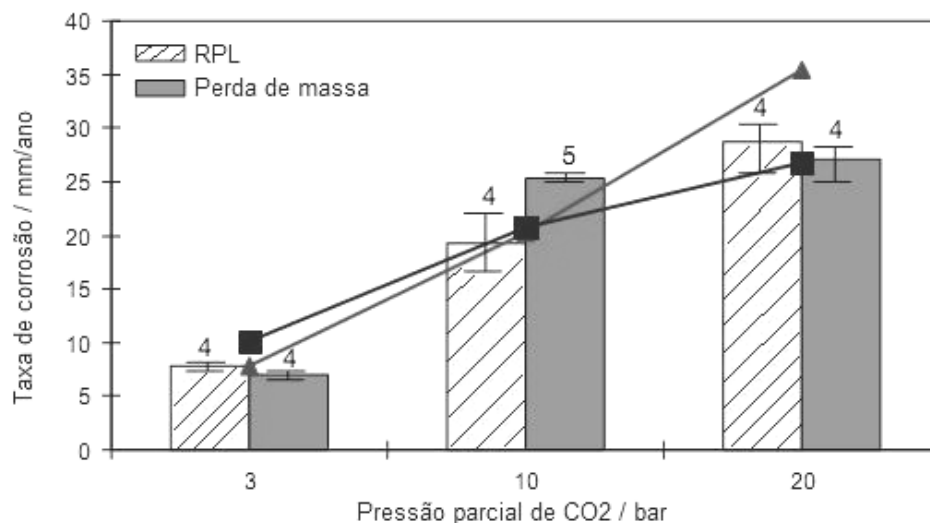
No entanto, o aumento da temperatura somente favorece a precipitação de escamas protetoras em altos valores de pH [30] ou em situações que diminuem a solubilidade dos íons carbonato [26]. O aumento da temperatura em valores de pH baixos (menores que 5) ocasiona maiores taxas de corrosão e a formação de camadas protetoras é mais dificultada. O pico de taxa de corrosão é observado normalmente entre 60 e 80°C, dependendo da composição química da água e das condições de fluxo [26].

O pH possui uma influência importante na taxa de corrosão. Valores típicos de pH em água saturada com CO<sub>2</sub> giram em torno de 4 ou menos [25,26]. Em valores de pH menores

que 5, a redução do íon  $H^+$  se torna mais importante, particularmente em baixas pressões parciais de  $CO_2$  [26], sendo a solubilidade do íon  $Fe^{2+}$  cerca de 100 vezes maior [25]. Porém, o pH realmente é importante porque afeta diretamente a formação de incrustações de carbonato. De fato, altos valores de pH diminuem a solubilidade dos íons carbonato [25,30], sendo que, para valores acima de 5, já há indícios de uma maior taxa de precipitação e consequente formação de uma escamação mais densa e protetora [26].

### 3.2.1 Efeito da pressão parcial de $CO_2$

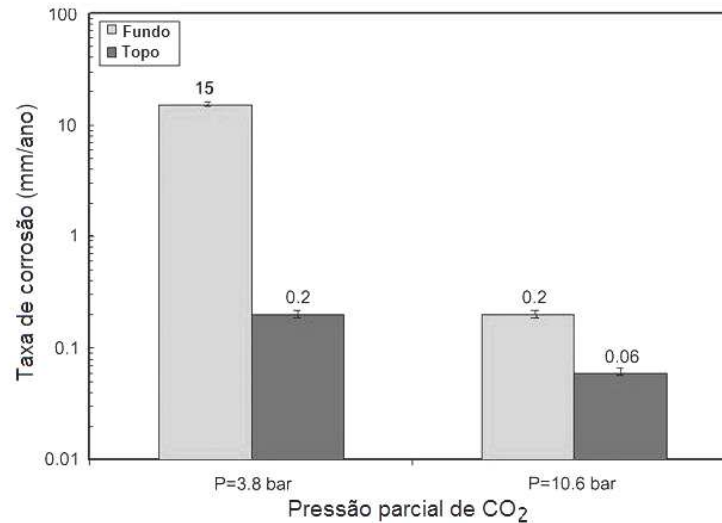
Em condições de pouca ou nenhuma formação de escamação pela corrosão por  $CO_2$ , ou onde o produto de corrosão se dissolve no meio de ensaio, há tendência de aumento na taxa de corrosão com o aumento da pressão parcial do gás [30]. Isto se deve ao fato de que há aumento da taxa de reação catódica com o aumento da concentração de  $H_2CO_3$  (ver Figura 3.5) [25,30].



**Figura 3.5** Efeito da pressão parcial de  $CO_2$  na taxa de corrosão em meios a  $60^\circ C$  que não favorecem a formação de camadas protetoras de carbonato de ferro [26].

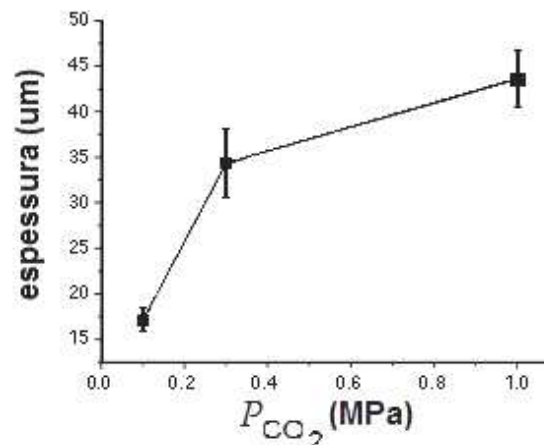
Observa-se na Figura 3.7 que com o aumento da pressão parcial de  $CO_2$ , há um incremento também na taxa de corrosão, medida por dois diferentes métodos. O método RPL, sigla para “resistência a polarização linear”, é uma medida eletroquímica que indica a taxa de corrosão através da medição da resistência do sistema ao transporte de espécies iônicas. Já a medida de perda de massa consiste na imersão de corpos-de-prova na solução de interesse, sendo medidas as massas antes e depois da exposição do material ao meio por certo tempo [26].

Entretanto, para valores elevados de pH, ou em outras condições onde há favorecimento na formação de camadas protetoras, o aumento da pressão parcial pode ser benéfico. De fato, uma alta taxa de corrosão pode acarretar em uma grande precipitação de carbonato e bicarbonato, que podem formar escamações protetoras (ver Figura 3.6) [26].



**Figura 3.6** Efeito da pressão parcial de CO<sub>2</sub> na taxa de corrosão em meios que favorecem o surgimento de escamações protetoras em superfície de tubo fabricado em aço [26].

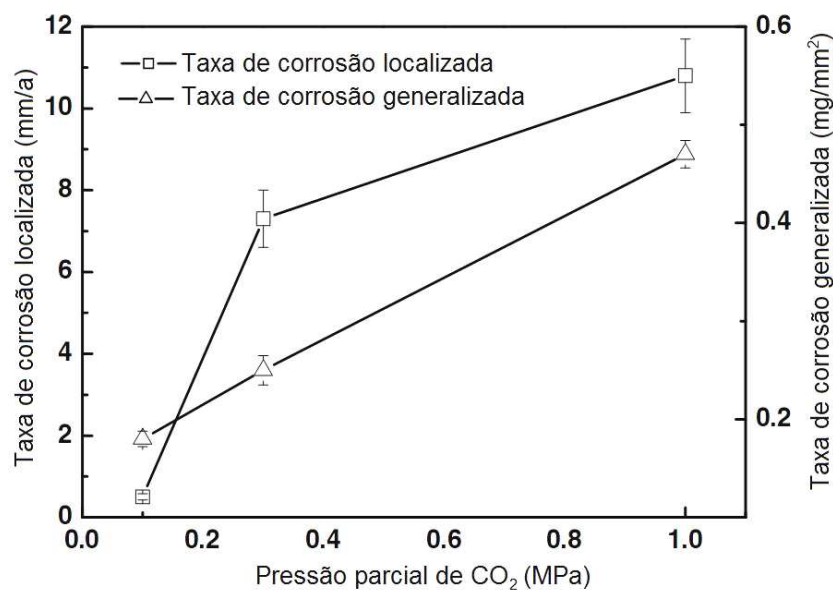
Pela Figura 3.8, verifica-se que o aumento da pressão parcial acarretou em uma diminuição da taxa de corrosão tanto no fundo quanto no topo de um tubo exposto a uma solução contendo CO<sub>2</sub> a 90°C. Isto indica que o meio, na medida em que teve sua pressão parcial de CO<sub>2</sub> aumentada, favoreceu a formação de uma camada protetora sob a superfície metálica [26]. Outro estudo mediu a espessura da escamação formada de carbonato com o incremento da pressão parcial de CO<sub>2</sub> [27]. Os resultados apresentados na Figura 3.9 indicam que a espessura da camada aumenta com a elevação da pressão parcial de CO<sub>2</sub>. [27].



**Figura 3.7** Gráfico indicando a espessura de camada de carbonato formada em função da pressão parcial de CO<sub>2</sub> do meio. Cada ponto se refere a um corpo-de-prova exposto ao meio em tempos fixos e iguais [27].

A Figura 3.9 indica que à medida que há elevação da pressão parcial de  $\text{CO}_2$ , ocorre um aumento na espessura das camadas protetoras de carbonato. Até uma espessura de aproximadamente  $35 \mu\text{m}$ , é possível observar uma alta taxa de formação da camada. Porém, a menor inclinação da reta verificada deste ponto em diante demonstra que há uma diminuição da taxa de crescimento da camada com o aumento da pressão parcial de  $\text{CO}_2$ . Esse fenômeno é explicado pelo aumento inicial da espessura, que leva à formação de uma camada relativamente protetora, que dificulta a reação do  $\text{CO}_2$  da solução com a superfície do aço. Assim, do ponto de  $35 \mu\text{m}$  em diante, verifica-se uma diminuição da taxa de formação de mais carbonato e conseqüentemente também a inclinação da reta.

Neste mesmo estudo, que produziu os resultados apresentados na Figura 3.9, foi demonstrado que a taxa de corrosão, tanto localizada quanto generalizada, aumentou quase linearmente com o aumento da pressão parcial de  $\text{CO}_2$ . Entretanto, existe uma semelhança na forma da curva que relaciona a taxa de corrosão localizada e a espessura, ambas em relação ao aumento da pressão parcial de  $\text{CO}_2$ . Pode-se verificar essa semelhança na Figura 3.10.



**Figura 3.8** Efeito do aumento da pressão parcial de  $\text{CO}_2$  nas taxas de corrosão localizada e generalizada em meios aquosos [27].

Assim como observado na Figura 3.9, a curva que representa a taxa de corrosão localizada tem sua inclinação diminuída a partir de certo ponto (no caso, a uma pressão de 0,3 MPa, ou seja, 3 bar).

O fenômeno observado nas figuras acima, do aumento da taxa de corrosão com a elevação da pressão parcial de  $\text{CO}_2$ , pode ser explicado em termos de cinética de formação da camada protetora de carbonato. As reações de formação desta camada levam a um aumento da concentração dos íons  $\text{CO}_3^{2-}$  e, conseqüentemente, a uma supersaturação deste composto, que

por sua vez leva ao aumento da precipitação de  $\text{FeCO}_3$ . Em termos gerais, é esta sequência de reações que leva a um aumento na espessura da camada formada sobre o aço. Na medida em que essa camada cresce em espessura, suas tensões internas também crescem. Este efeito torna as camadas de carbonato muito susceptíveis à fratura, mesmo para cargas relativamente baixas. De fato, foi verificada, no mesmo estudo, uma redução nas propriedades mecânicas da escama (camada de carbonato) com o aumento da pressão parcial de  $\text{CO}_2$  [27].

A formação e o crescimento de camadas protetoras sobre o aço carbono são assuntos muito estudados, sendo seus mecanismos de operação ainda não completamente compreendidos. Adicionalmente, apesar de existirem muitos dados na literatura a respeito da formação de camadas de carbonato de ferro em muitas situações e em muitos materiais, pouca informação é encontrada que relacione a formação destas escamações durante ensaios que envolvem carregamentos dinâmicos, situações estas tipicamente observadas em dutos de transporte. A próxima seção trata deste tema.

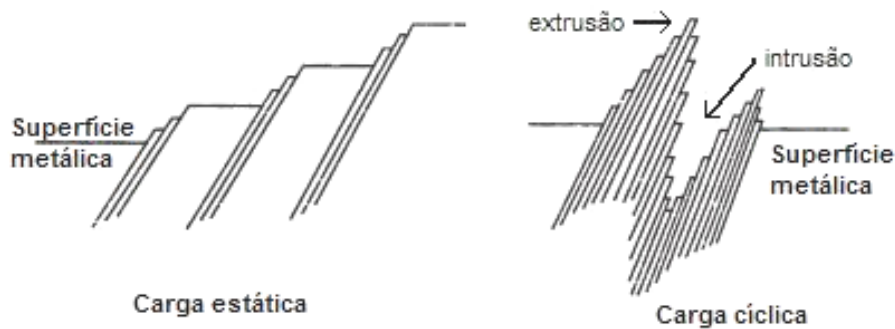
### 3.3 Fadiga: ao ar e associada a ambientes agressivos

Fadiga é um fenômeno caracterizado pelo dano a um material que avança através de carregamentos cíclicos de um componente ou estrutura [35]. Entretanto, como já comentado, os aços utilizados em dutos são submetidos também a ambientes quimicamente agressivos. Assim, a corrosão fadiga se torna um importante e complexo modo de falha destes componentes de alto desempenho [34]. Este mecanismo se caracteriza pela interação e combinação de deformações plásticas cíclicas com reações químicas e eletroquímicas localizadas [33,34,39].

O efeito do ambiente varia muito, dependendo principalmente da combinação particular entre metal e meio. Esta influência altera a probabilidade de iniciação de trinca de fadiga, bem como seu crescimento [39]. Para um entendimento mais claro das etapas envolvendo a falha de um material por corrosão fadiga, faz-se necessário primeiramente o esclarecimento dos conceitos de fadiga sem a presença de ambientes agressivos.

A iniciação de trincas de fadiga ao ar ou em ambiente inertes e pouco corrosivos segue etapas descritas amplamente na literatura [33,35]. O fenômeno de surgimentos destas falhas é, de maneira geral, superficial. A aplicação de carga cíclica causa na superfície um deslizamento cíclico irreversível, associado a um acúmulo de discordâncias localizado ou à formação de finas camadas de óxido que restringem o retorno do deslizamento. Este processo forma intrusões e extrusões superficiais, que são locais preferenciais para a

iniciação de trincas de fadiga devido à concentração de tensões associada [33,35] (ver Figura 3.9).



**Figura 3.9** Demonstração esquemática do surgimento de bandas de deslizamento na superfície, quando da aplicação de cargas estáticas e cíclicas [35].

O surgimento de trincas de fadiga é influenciado facilmente pelas condições superficiais do material (rugosidade, defeitos superficiais e subsuperficiais, tratamento térmico de superfície, camadas e revestimentos superficiais, tensão residual) [35,41]. Em juntas soldadas, utilizadas amplamente para dutos de transporte, este fator é ainda mais pronunciado. A trinca de fadiga ocorre em regiões específicas da junta e é influenciada pela geometria do cordão, composição química do metal de adição e de base, bem como das microestruturas das regiões encontradas na solda [40]. De uma maneira geral, a iniciação e propagação de trincas de fadiga levam a falha do componente conforme as etapas descritas no diagrama de blocos da Figura 3.12.



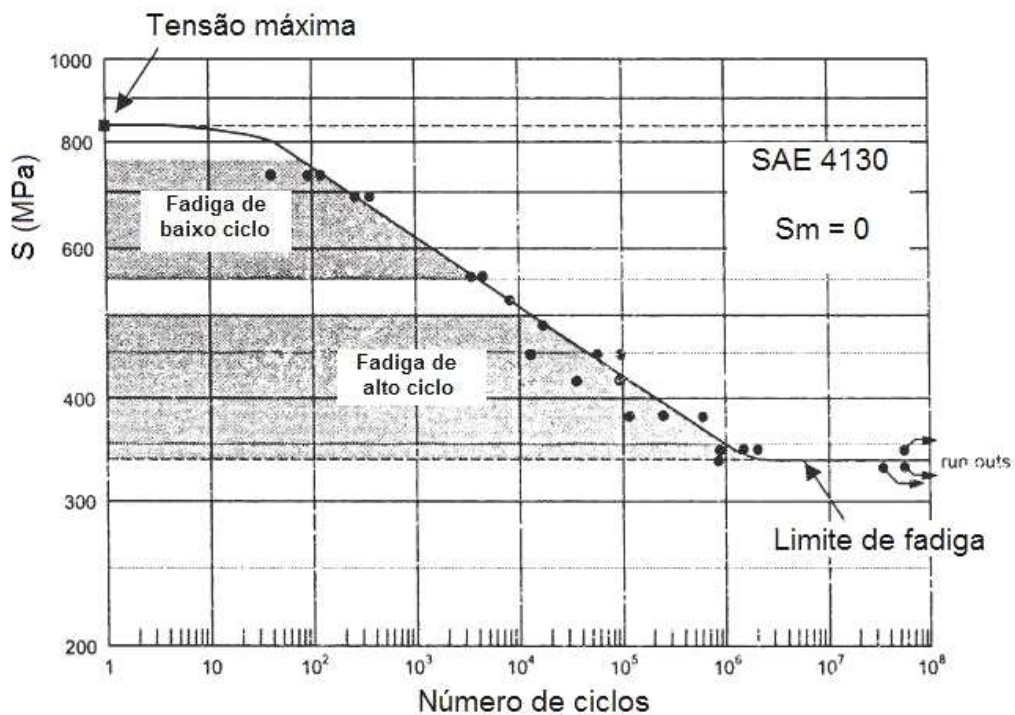
**Figura 3.10** Blocos esquemáticos representando as etapas de iniciação e propagação de trincas de fadiga até a falha [35].

Descrevendo da esquerda para direita, os blocos demonstram que para iniciação e propagação de trincas de fadiga, existem etapas sucessivas. Primeiramente, há o escorregamento ou deslizamento cíclico formando as intrusões e extrusões. A nucleação da trinca é então seguida pelo crescimento de microtrincas de fadiga a partir da superfície. Após atingir um comprimento considerável, uma macrotrinca cresce de

maneira descrita pela Lei de Paris [33,35,40] até atingir um tamanho crítico, onde há então a falha final [35].

O gráfico universalmente utilizado para determinação da vida em fadiga de um material é a curva S-N. A sua construção consiste na aplicação de carga cíclica com amplitudes constantes de tensão onde se controla o número de ciclos até a falha [33,40,41]. A Figura 3.11 mostra as informações obtidas com um gráfico característico S-N. O interesse para curtas vidas em fadiga é maior para estruturas expostas a curtos, porém severos ciclos de carga, como vasos de pressão [35]. Entretanto, a vida em fadiga para alto ciclo é o de maior interesse para projetos de estruturas, componentes e máquinas [35,40,41].

Os ensaios de fadiga possuem, normalmente, uma elevada dispersão nos resultados em virtude dos vários fatores que influenciam a vida em fadiga (frequência do ensaio, acabamento superficial, modo de carregamento, nível de tensões residuais etc.). Esta dispersão é ainda maior quando o material possui descontinuidades (como em juntas soldadas) ou se estiver exposto a algum ambiente corrosivo [37,40,42].



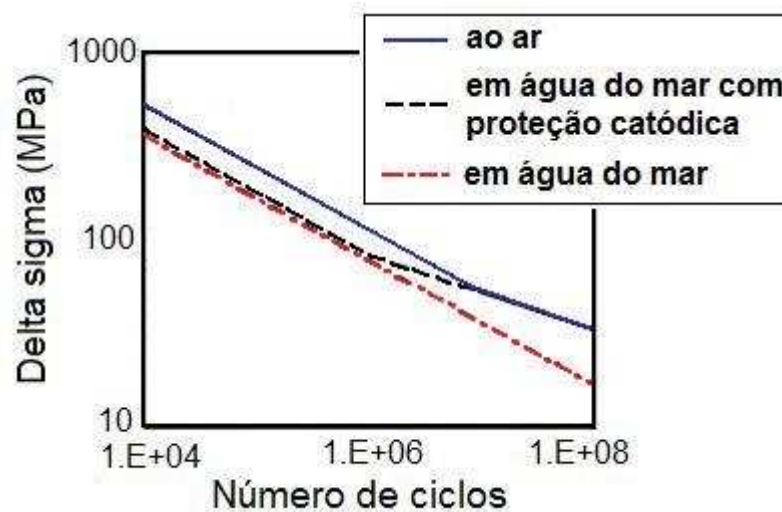
**Figura 3.11** Curva S-N de aço SAE 4130, indicando as regiões distintas de baixo e alto ciclo e o limite de fadiga [35].

O limite de fadiga, indicado na Figura 3.13, indica a magnitude de tensão abaixo da qual não há ruptura do material exposto à carga cíclica [35,40,41]. Porém, esta é uma propriedade observada somente para alguns materiais expostos à fadiga ao ar ou em



ambientes inertes. Quando associado aos ambientes agressivos, o material não apresenta este limite [40,41].

Intrusões e extrusões formadas em meios mais agressivos favorecem a adsorção de espécies fragilizantes (como oxigênio ou hidrogênio) ou a formação de camadas de óxidos que torna difícil a reversibilidade destas [33]. Assim, a corrosão fadiga é um fenômeno que pode produzir falha em um componente ou estrutura através da combinação de cargas cíclicas com um ambiente agressivo gasoso ou líquido, que isoladamente não necessariamente produziria uma falha [40,41]. Materiais expostos a estes ambientes deletérios normalmente verificam redução em sua vida em fadiga [41], conforme ilustra a Figura 3.14 [20].

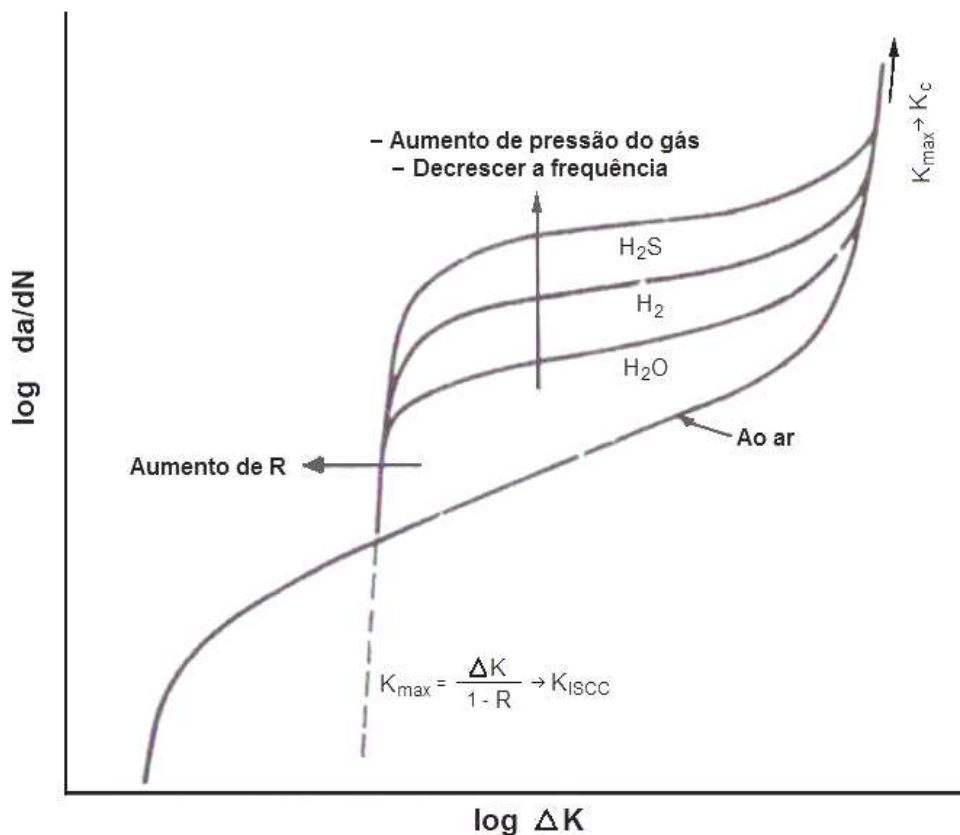


**Figura 3.12** Típica curva S-N demonstrando a redução na vida em fadiga de juntas soldadas em água do mar [20].

Os mecanismos possíveis para iniciação de trincas de fadiga em ambientes agressivos aquosos aumentam em relação ao ar. Esses podem estar associados ao aumento de concentração de tensões na corrosão por pites formado em ataque localizado; à dissolução preferencial em região de maior deformação plástica, que age como anodo; à ruptura de filmes protetores pelos ciclos de deformação; à redução da energia superficial causada pela adsorção de espécies presente no meio, promovendo a propagação de trincas de fadiga; ou ainda a fragilização por hidrogênio [33,40,42]. Todos estes efeitos podem agir separadamente ou em conjunto.

Um ambiente agressivo também tende a aumentar a taxa de crescimento de trincas de fadiga. Em aços de alta resistência, o efeito de gases e meios aquosos é ilustrado na Figura 3.15 [33]. A presença desse meio agressivo acelera a taxa de crescimento de trinca em muitas ordens de magnitude quando o fator de intensidade de tensões máximo ( $K_{m\acute{a}x}$ ) é maior que

$K_{ISCC}$  – fator de intensidade de tensões no trincamento por corrosão sob tensão, quando submetido à tração [33,40].



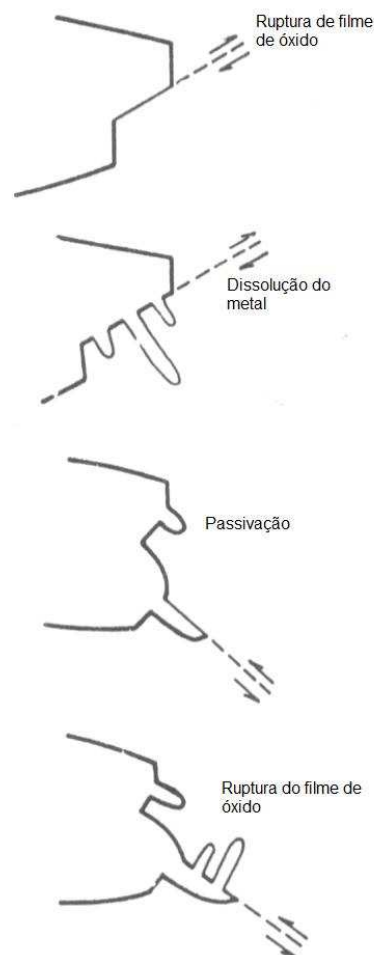
**Figura 3.13** Ilustração esquemática do efeito de variáveis ambientais, frequência e razão de carregamento no crescimento de trincas de fadiga em aços de alta resistência [33].

Os mecanismos de corrosão fadiga são dependentes do tempo [33,40]. Por isso, é essencial que ensaios de corrosão fadiga sejam realizados em frequências representativas das condições em serviço [48]. Ainda, a taxa de propagação de trincas de fadiga em meios agressivos é normalmente mais pronunciada em baixas frequências, onde há mais tempo entre cada ciclo para interação do meio com a ponta da trinca [45,48]. Porém, esta tendência não é observada em todos os estudos e deve levar em conta as condições do material aplicado na prática [44]. O limiar de  $\Delta K$  ( $K_{m\acute{a}x} - K_{m\acute{i}n}$ ) aplicado em fadiga, no qual a trinca por corrosão fadiga inicia o seu crescimento, diminui com o aumento da razão de carregamento [33]. Durante o regime linear de avanço da trinca, regido pela Lei de Paris, o incremento na taxa de crescimento se dá através de interações com a ponta da trinca, durante os ciclos de deformação. Logo, a influência da razão de carregamento é menor [43]. Devido a esta interação do ambiente com a ponta da trinca, um importante fator é o transporte de massa do fluido corrosivo até este local [46]. A concentração e as características do fluido nesses locais

irão determinar os processos não estacionários no crescimento de trinca de corrosão fadiga, como fechamento da trinca ocasionado por produtos de corrosão, por exemplo [46].

Em termos gerais, a relação das reações de corrosão com o esforço cíclico envolve dois processos de dano possíveis em meios aquosos: a fragilização por hidrogênio e a dissolução anódica [18,33,34]. Esses podem estar ocorrendo individualmente ou em conjunto, dependendo da situação em questão.

O surgimento e avanço de trincas envolvendo a dissolução ocorrem inicialmente com a difusão das espécies ativas até a superfície do metal, ou em trincas pré-existentes. A Figura 3.14 mostra as etapas envolvidas na relação entre dissolução anódica e crescimento de trincas de fadiga.



**Figura 3.14** Ilustração esquemática da dissolução anódica associada ao crescimento de trinca de fadiga [33].

Observa-se que, após a difusão das espécies envolvidas no processo, o filme formado é rompido por um deslizamento superficial associado à fadiga (deformação plástica localizada), pelo surgimento de uma trinca ou ainda pela fricção das faces de uma trinca

presente [33]. Com isso, o metal exposto é novamente dissolvido pela corrosão, provocando a nucleação e crescimento de mais uma camada de filme [33,34]. Este processo é repetido diversas vezes até atingir um tamanho crítico de trinca onde haverá falha catastrófica do componente [34]. Outro fator típico que explica a diminuição da vida em fadiga no meio agressivo é o surgimento de pites. Estes podem agir como locais preferenciais para iniciação de trincas, devido à concentração de tensões associada [34].

Por outro lado, em estágios iniciais da trinca, a dissolução pode ser benéfica para vida em corrosão fadiga por cegar a ponta desta e diminuir a taxa de propagação [18,47,51]. Outro efeito que pode contribuir para esta diminuição do avanço da trinca é o fechamento da trinca (*crack closure* em inglês), ocasionado pela acumulação de produtos de corrosão que eventualmente não são rompidos durante os ciclos de tensão [40,46,47]. Desta forma, o meio e as suas condições específicas devem ser levados em conta no desenvolvimento de teorias que expliquem os mecanismos de avanço de trincas de corrosão fadiga por dissolução anódica. Igualmente, é importante se considerar a natureza do material (microestrutura e produto de corrosão formado), frequência de carregamento e tempo de exposição ao ambiente agressivo [18,33-47].

Um trabalho de GIRONÈS et al., datado de 2003, realizou medidas de monitoramento de densidade de corrente eletroquímica em um aço inoxidável superdúplex (UNS S32750), submetido a um carregamento dinâmico, tendo em vista o monitoramento da formação de filmes e trincas [51]. Mesmo que o ambiente utilizado não contivesse CO<sub>2</sub>, importantes constatações, aplicáveis de uma maneira geral, foram realizadas e serão relacionadas com os resultados encontrados neste trabalho. Uma delas é que, em meios de maior agressividade, o aumento da carga cíclica aplicada ao material causa uma maior taxa de redução da vida em fadiga do componente. Ainda, o aumento da concentração de cloretos em soluções aquosas causa o enfraquecimento de filmes passivantes formados e, conseqüentemente, maior facilidade de ruptura destes em carregamento dinâmico. Por outro lado, foi verificado que, em alguns meios agressivos específicos, as microdeformações formadas na fadiga – intrusões e extrusões - que originam as trincas, poderiam ser dissolvidas. Principalmente em carregamentos menores e em condições de agressividade moderadas.

Mais tarde, em 2008, PARGETER, HOLMES E BAXTER realizaram ensaios de corrosão fadiga em aços API 5L X65 em ambientes contendo CO<sub>2</sub> e produziram resultados que corroboram com os dados encontrados em 2003 (mesmo utilizando materiais e meios diferentes) [18]. De fato, um aumento na vida em fadiga de componentes poderia ser

observado devido à competição entre a corrosão e taxa de propagação de trincas de fadiga, em condições de dissolução anódica [18].

Desse modo, materiais submetidos à dissolução anódica podem experimentar tanto uma redução quanto um aumento na vida em corrosão fadiga. Este último cenário pode ser resultado da formação de filmes protetores ou então por dissolução superficial das intrusões e extrusões que originam trincas de fadiga. No entanto, essa condição depende diretamente do meio e de sua evolução com o tempo.

As taxas de ataque pelo ambiente e sua influência na vida em fadiga são determinadas pela eletroquímica do meio, bem como pelas condições específicas de carregamento mecânico [46]. Variáveis como magnitude e frequência de carregamento, pH, quantidade de oxigênio dissolvido, corrente anódica, presença ou não de proteção catódica, temperatura e composição da solução são algumas que podem alterar significativamente os resultados. Portanto, para uma avaliação mais precisa do comportamento de um dado material em um determinado meio, deve-se ensaiá-lo nas mesmas condições específicas de operação do componente ou estrutura [33-34,39,40-41].

Isso tudo torna difícil o estabelecimento de teorias universais de iniciação e propagação de trincas de corrosão fadiga [33]. Apesar disso, pode-se separar as variáveis que governam os mecanismos em três grupos, isto é, variáveis mecânicas, metalúrgicas e eletroquímicas [34]. Somado a isso, a corrosão fadiga pode ser dependente do tempo [48]. Mesmo que tudo isso opere de maneira conjunta em materiais submetidos à carga cíclica no meio agressivo, o discernimento do efeito de cada uma pode contribuir de maneira significativa para a interpretação de resultados de corrosão fadiga [34]. Por isso, a seguir será discutido mais a fundo o fenômeno de fadiga em ambientes contendo CO<sub>2</sub>.

### 3.4 Corrosão fadiga de aços para dutos em ambientes contendo CO<sub>2</sub>

Uma aplicação para dutos de aços ARBL na indústria do petróleo e gás é na fabricação de *risers* rígidos, que são tubulações de transporte utilizadas largamente em instalações *offshore*. Esses *risers* servem como conexão entre estruturas submersas e flutuantes, carregando óleo, gás, água de produção e qualquer outro produto de interesse na exploração e produção. A elevação do óleo de grandes profundidades até a superfície é uma etapa fundamental na produção em águas profundas, e esta tarefa é possível através destes *risers*, juntamente com um sistema de bombas e injeção apropriado.

Os *risers* estão frequentemente expostos à fadiga associada ao meio agressivo. Por definição, os aços para aplicação neste tipo de componente estarão submetidos a

diferentes ambientes, dentro e fora do tubo. A região externa, conforme ilustrado na Figura 3.15, fica sob o efeito da proteção catódica em água do mar. A parte interna, por sua vez, está em contato com fluidos de produção (água altamente salina e petróleo) e gases produzidos na extração e refino do óleo [18,20,21]. Especificamente no ambiente interno, pode-se encontrar 2 situações quanto à natureza dos gases dissolvidos, isto é, “azedo” (com H<sub>2</sub>S) e “doce” (com CO<sub>2</sub>).

Sabe-se que a resistência ao surgimento de trincas de fadiga e a outros defeitos é menor na região da solda e também adjacente a esta. De fato, essas regiões devem ser extensivamente estudadas no que diz respeito ao seu comportamento frente ao ambiente em que estão sob solicitações mecânicas [37]. As soldas longitudinais dos tubos, produzidos para subsequente construção de *risers*, são realizadas tanto pelo lado interno quanto pelo lado externo. Logo, essas possuem geralmente boa resistência à corrosão fadiga se comparadas às soldas circunferenciais [38].

O detalhe de preocupação primária nos *risers* e demais dutos é a solda circunferencial. Algumas máquinas que produzem estas soldas até conseguem realizar a mesma tanto no lado externo quanto no interno do tubo. Porém, geralmente a solda é de topo, e realizada do lado externo [23].

Soldas circunferenciais de *risers*, como demonstrado na Figura 3.18, são submetidas geralmente a água do mar pelo lado externo (reforço da solda) e fluido de produção no interno (raiz da solda) [20,21]. O efeito da corrosão pela água do mar no lado externo é controlado pela proteção catódica, mesmo que esta leve à geração de hidrogênio [20,21]. Materiais submetidos à corrosão fadiga nestas condições já foram amplamente estudados [20]. Ainda, o reforço da solda pelo lado externo é geralmente retirado para realização de inspeção ultrassônica automática [18]. Assim, há uma melhoria no desempenho em fadiga principalmente devido ao menor concentrador de tensões presente [37,38]. De fato, o lado interno do tubo, onde a raiz da solda é exposta, é a região de maior preocupação, pois há um limite de disponibilidade de dados quando se trata de ambientes mais complexos e específicos de projeto [18-21,23]. Somado a isso, a raiz da solda produzida no processo de soldagem do tubo, é um local preferencial na nucleação de trincas de fadiga, devido ao incremento local da tensão [20,23,37-39].

Existe uma gama de materiais candidatos para aplicação em *risers* que transportam produtos corrosivos, como os diversos aços inoxidáveis, titânio e aços microligados [48]. Entretanto, poucos dados relevantes à vida em corrosão fadiga são disponíveis para estes materiais, principalmente para juntas soldadas [18-22]. Alguns dados para fluidos azedos e

doces são encontrados. Porém, quando se trata de ensaios particularmente no segundo ambiente, ou seja, contendo  $\text{CO}_2$  em água altamente salina, as publicações são ainda mais limitadas [48].

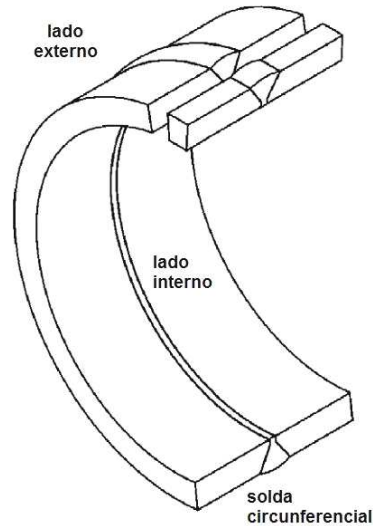


Figura 3.15 Seção ilustrando uma solda circunferencial usada em risers [16].

Uma revisão do estado da arte, datada de 2005 (MADDOX, PARGETER E WOOLLIN) [21], e um artigo publicado em 2004 (WOOLLIN, PARGETER E MADDOX) [48] apontam que somente duas referências foram encontradas para ensaios de taxa de crescimento de trinca em meios contendo  $\text{CO}_2$  [20,21,48]. A Figura 3.16 ilustra os resultados encontrados pelos autores.

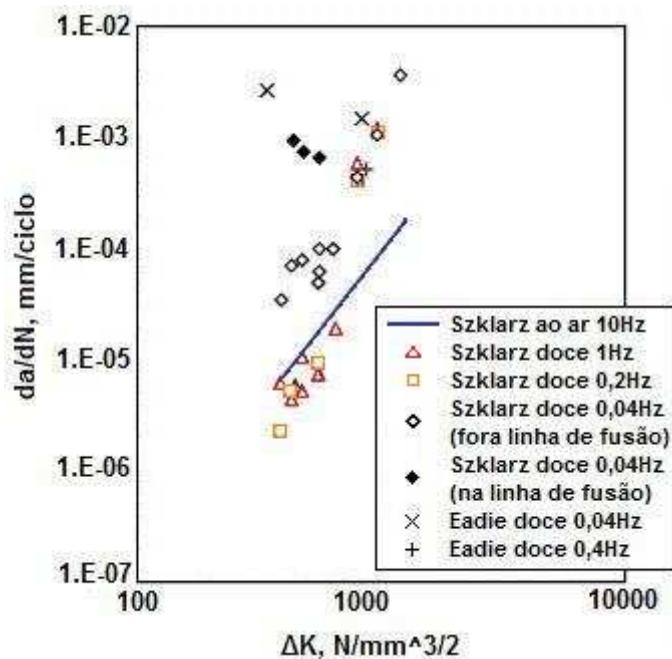
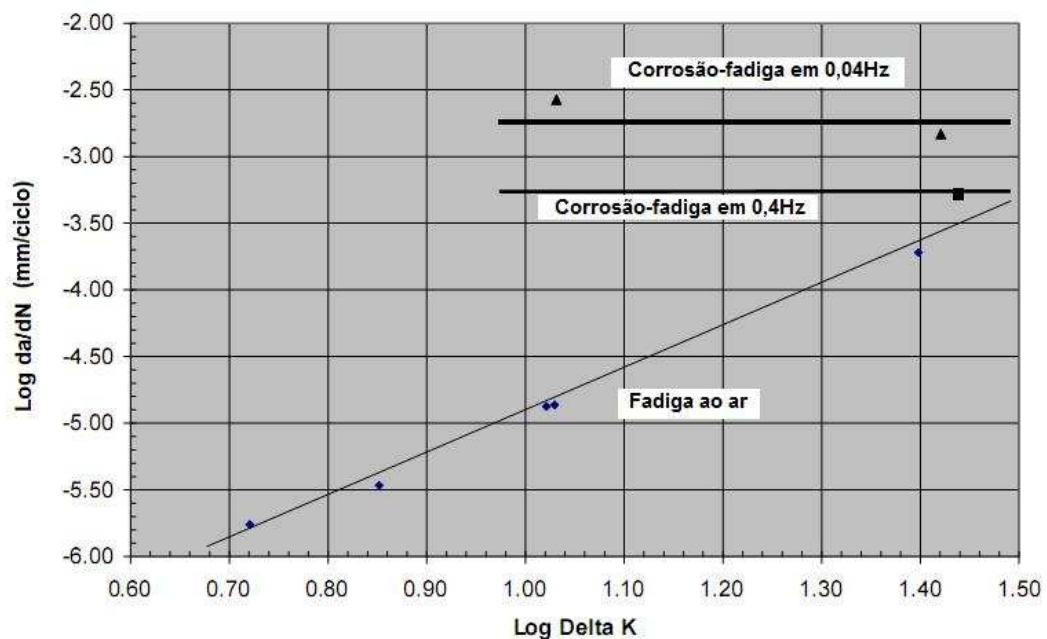


Figura 3.16 Taxa de crescimento de trinca em diferentes frequências. Os resultados de Szklarz [19] e Eadie [49] foram produzidos em meios contendo  $\text{CO}_2$  (*sweet*).

Um desses resultados (SZKLARZ), datados de 1999, para juntas soldadas de aço microligado, foram adquiridos em ambientes doces, a 3 bar de  $\text{CO}_2$  em uma solução 10%NaCl e 10%CaCl<sub>2</sub> a 95°C [19]. Foi encontrado que a propagação da trinca em alguns casos foi mais rápida que ao ar, o que foi creditado principalmente à dissolução anódica na ponta da trinca. Na mais baixa frequência ensaiada (0,04 Hz), a taxa de crescimento de trinca aumentou de 10 a 100 vezes. Porém, há uma dependência forte da taxa de propagação com a frequência de carregamento e também com o  $\Delta K$  aplicado. Por exemplo, em baixas variações do fator de intensidade de tensões e em frequências moderadas (de 0,2 a 5 Hz), a taxa de propagação neste meio foi relativamente semelhante ao ar. Ainda neste mesmo trabalho, afirma-se que em ensaios de corrosão anteriores, há uma forte tendência de corrosão localizada nas soldas circunferenciais [19]. Isto pode ser mais um indicativo que, na realização de um ensaio de fadiga, a trinca seja nucleada nessa região [33,48]. Já em 2003, testes realizados por outros autores (EADIE) [49], na frequência de 0,04 e 0,4 Hz, em solução salina contendo 10% de  $\text{CO}_2$ , também indicaram aumento significativo da taxa de crescimento de trinca quando comparado ao ar (ver Figura 3.17).



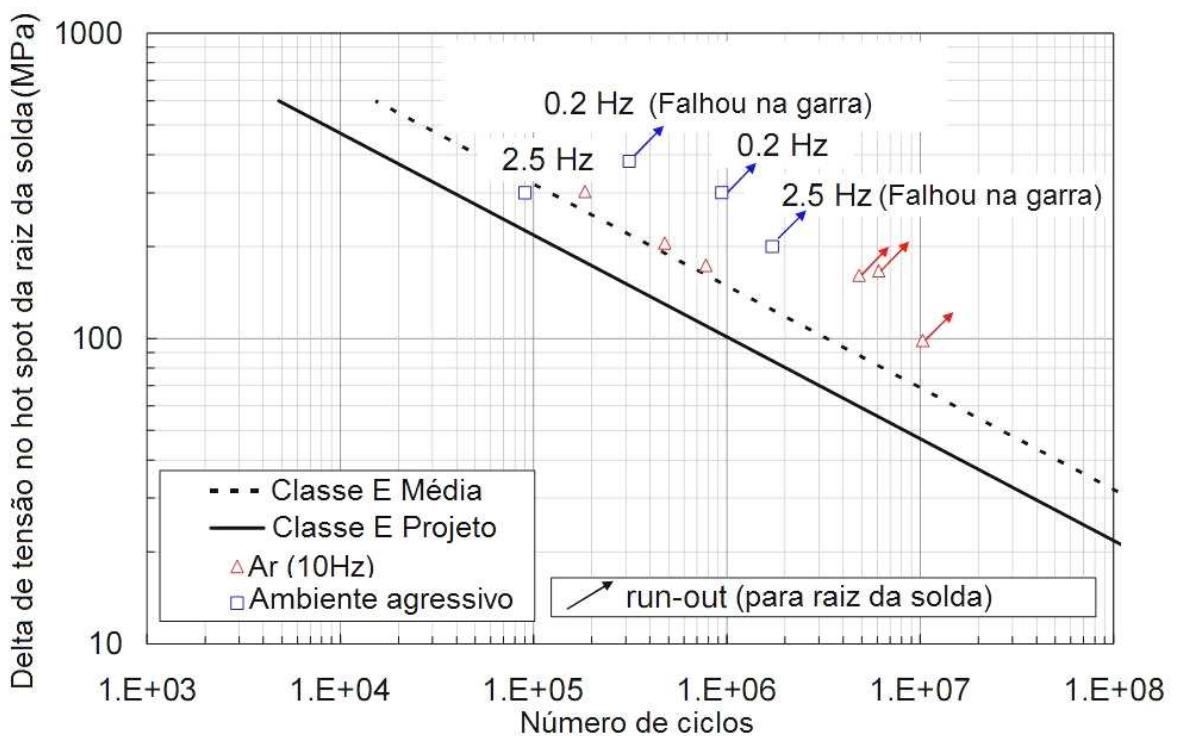
**Figura 3.17** Taxa de crescimento de trincas de corrosão fadiga em meios contendo 10% de  $\text{CO}_2$ , em diferentes frequências [49].

A Figura 3.20 demonstra claramente o aumento da taxa de crescimento de trincas de corrosão fadiga na medida em que a frequência diminui, apesar de que tenham sido realizados poucos ensaios do ponto de vista estatístico. Mesmo o ensaio a 0,04 Hz não apresenta diferença significativa no uso de diferentes  $\Delta K$ , sendo que os resultados continuaram apresentando valores superiores de taxa de crescimento de trinca do que ao ar e a 0,4Hz.



No entanto, em ensaios de taxa de crescimento de trinca, não é possível se determinar o tempo até a iniciação da trinca, que é o principal fator de importância na resistência à corrosão fadiga de um componente. Desta forma, nenhum trabalho publicado até 2007 se mostrou relevante para aplicação em avaliação da vida em fadiga de *risers* em condições de saturação com CO<sub>2</sub>. Entretanto, nesse mesmo ano, em outra revisão do estado da arte [20], foi reportada uma redução de 41% na vida em fadiga do metal de base de aço ao carbono, em relação ao ar, quando submetido à água salina contendo CO<sub>2</sub>.

Em 2008, PARGETER, HOLMES e BAXTER publicaram um artigo que abordou ensaios de fadiga em juntas soldadas do aço API 5L X65 imersos em meios aquosos salinos contendo CO<sub>2</sub> [18]. Os testes de fadiga foram realizados através de tração uniaxial, com o reforço de solda retirado. As condições da solução usadas foram 35.000 ppm de NaCl, com 68 ppm de NaHCO<sub>3</sub> a 85°C, em uma pressão de 1 bara de 100%CO<sub>2</sub>. Os resultados são apresentados na Figura 3.21.



**Figura 3.18** Comparativo de ensaios de corrosão fadiga em diferentes frequência, em meios contendo CO<sub>2</sub>[18].

De acordo com o observado na Figura 3.21, houve um aumento na vida em corrosão fadiga por um fator de 8, no meio agressivo, em uma frequência de 0,2 Hz. Ao contrário do que foi observado nos ensaios analisados até a ocasião. Entretanto, em uma frequência maior, de 2,5 Hz, houve uma diminuição em um fator de 2 em relação aos resultados em fadiga ao ar

[18]. Neste trabalho, assim como o realizado em 2003 [49], há necessidade de maior número de ensaios para as conclusões serem realmente representativas.

A escassez de referências bibliográficas e a contrariedade de resultados acerca do comportamento de materiais em corrosão fadiga refletem a dificuldade na realização de ensaios dessa natureza em laboratório [34,39]. Em muitos casos, ensaios de corrosão fadiga simulando condições reais não são práticos. De fato, a frequência baixa associada à condição em estudo torna os ensaios em bancada muito longos e de difícil controle de todas variáveis envolvidas [34]. Por isso, ensaios de crescimento de trinca são realizados para inferir os resultados do comportamento do material em corrosão fadiga, e então “penalizar” a curva de fadiga ao ar. Ainda, as estruturas aplicadas na prática podem possuir defeitos e a abordagem da mecânica da fratura se faz necessária nesses casos para otimização de projetos e também processos industriais. Entretanto, questiona-se a validação da aplicação de dados encontrados nesses ensaios de mecânica da fratura no comportamento do mesmo material em ensaios de corrosão fadiga. Sendo assim, torna-se inevitável a comprovação do efeito dos ambientes corrosivos específicos de projeto na vida em fadiga de juntas soldadas [20].

#### 4. PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL

De modo a verificar a influência do meio agressivo na vida em fadiga de juntas soldadas, foram realizados diferentes ensaios. Primeiramente, foram realizados dois ensaios de tração da junta soldada, com o objetivo de se obter a resistência à tração ( $\sigma_{\max}$ ) e a tensão de escoamento ( $\sigma_e$ ). Com estes resultados, foi possível calcular as tensões a serem aplicadas aos corpos de prova de fadiga. Em seguida, foram realizados os testes de corrosão fadiga e então as análises macro e micrográficas do metal de base (MB), da zona termicamente afetada (ZTA), do metal de solda (MS) e das superfícies de fratura dos corpos de prova.

A seguir será descrita a metodologia empregada em cada ensaio realizado.

##### 4.1 Preparação dos corpos de prova

Para a retirada dos corpos de prova, foram realizados três cortes longitudinais no tubo, sendo o tubo dividido em três regiões denominadas AB, BC e CA, conforme pode ser visto na Figura 4.1. O diâmetro do tubo é de 508 mm (20") e a espessura de aproximadamente 14,3 mm. Posteriormente, cada região foi dividida em tiras com dimensões próximas as dos corpos de prova, sendo então estes produzidos por usinagem nas dimensões finais. As regiões de encontro entre a solda circunferencial e a solda longitudinal foram descartadas, por possuírem características diferentes do restante do tubo.



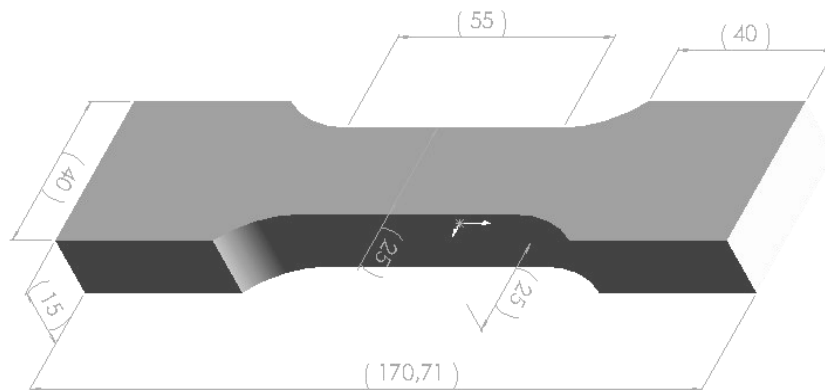
**Figura 4.1** Visualização do tubo após os três cortes longitudinais.

#### 4.2 Análise química

Foram retiradas amostras de todos os tubos utilizados na confecção de corpos de prova para os ensaios de corrosão fadiga para a realização de análise química, sendo utilizado um espectrômetro de emissão ótica modelo Spectrolab tipo LAVFA18B, da Spectro. O aparelho é calibrado com padrões da Spectro, de acordo com a norma DIN ISO 100012.1. Os resultados sempre foram baseados em uma média de três análises.

#### 4.3 Ensaio de Tração

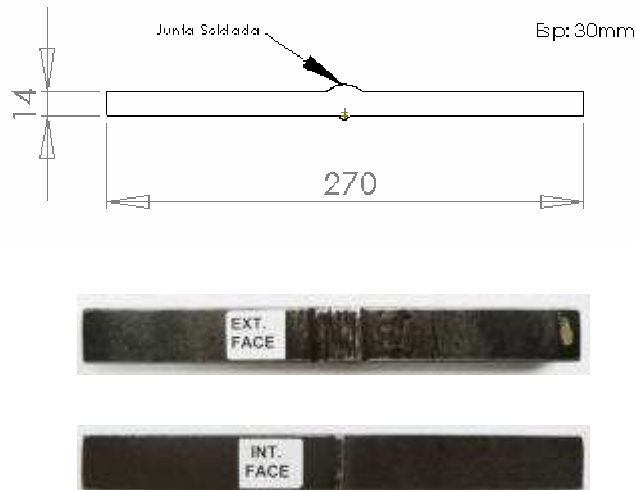
Foram retirados três corpos de prova para os ensaios de tração, como descrito anteriormente, sendo que a média dos valores de tensão máxima obtida nos ensaios foi utilizada como base para construção das curvas de Wöhler. As dimensões dos corpos de prova de tração seguiram a Norma Offshore OS-C401 da DNV [50]. O corpo de prova foi usinado perpendicularmente à solda circunferencial, de modo que essa permanece no centro do comprimento útil do CP.



**Figura 4.2** Desenho do corpo de prova de tração.

#### 4.4 Ensaio de corrosão fadiga

Para os ensaios de corrosão fadiga, foram utilizados corpos de prova com dimensões de 30 mm de largura, 14,8 mm de espessura e 270 mm de comprimento. A configuração dos corpos de prova é apresentada na Figura 4.3. É importante informar que a região da solda não foi planificada, ao contrário do ensaio de tração, pois desta forma se mantém o efeito de concentração de tensões devido à geometria do reforço, sendo então os resultados mais próximos às condições reais em serviço.



**Figura 4.3** Desenho do corpo de prova para ensaio de fadiga

Devido a não existência de uma recirculação do meio corrosivo, os corpos de prova de corrosão fadiga foram pintados, diminuindo a área exposta do metal (ver Figura 4.4). A exposição de todo o corpo de prova ao meio corrosivo poderia implicar em um excesso de produtos de corrosão e saturação do meio de ensaio.



**Figura 4.4** Corpos de prova preparados para o ensaio de corrosão fadiga.

A tensão foi calculada considerando o corpo de prova uma viga de secção retangular em flexão a quatro pontos, sendo neste caso a tensão calculada com o emprego da Equação 4.1.

$$\sigma = \frac{3}{2}(L - I) \frac{P}{bh^2} \quad \text{Equação 4.1}$$

Onde:

$\sigma$ : tensão na superfície sob tração (MPa);

$L$ : distância entre apoios externos (240 mm)

$I$ : distância entre apoios internos (80 mm)

$P$ : carga aplicada (N)

$b$ : largura do corpo de prova (medido para cada CP)

$h$ : altura do corpo de prova (medido para cada CP)

As tensões máximas aplicadas foram desde aproximadamente 85% a 30% da média do limite de resistência, obtidos nos ensaios de tração. Dentro dessa faixa, foram escolhidos

quatro intervalos de tensão a serem utilizados nos ensaios de corrosão fadiga. A razão de carregamento foi de 0,1. Posteriormente, os resultados foram plotados em um gráfico de amplitude de tensão no eixo das ordenadas e logaritmo do número de ciclos até fratura no eixo das abscissas. As condições de ensaio são mostradas na Tabela 4.1. A solução utilizada foi água destilada e deionizada, contendo 115.000 ppm de cloretos dissolvidos a uma temperatura de 35°C.

**Tabela 4.1 Matriz de ensaios de corrosão fadiga.**

| <b>Condição</b> | <b>Gás</b><br>(balanceado com N <sub>2</sub> ) | <b>Pressão</b><br><b>parcial (psi)</b> | <b>Número de CPs</b><br><b>válidos</b> | <b>Frequência</b><br><b>(Hz)</b> |
|-----------------|--|--|--|----------------------------------|
| 1               | Ar   | -                                      | 16                                     | 15                               |
| 2               | CO <sub>2</sub> 99,995%                        | 15                                     | 8                                      | 0,2                              |
| 3               | CO <sub>2</sub> 50%                            | 8                                      | 8                                      | 0,2                              |
| 4               | CO <sub>2</sub> 20%                            | 3                                      | 8                                      | 0,2                              |

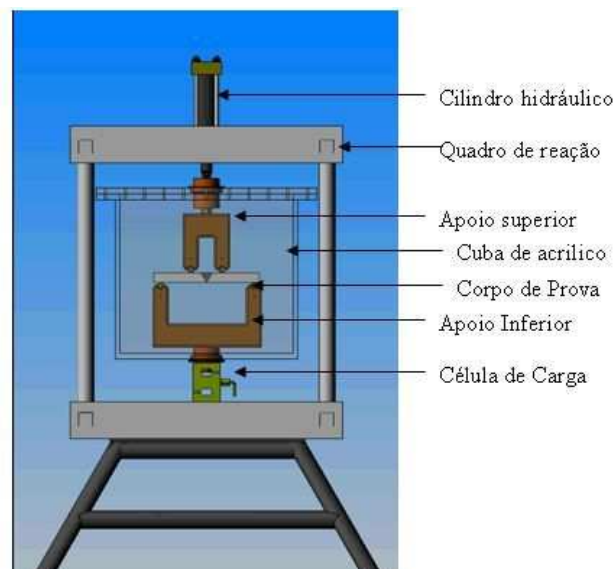
Com base nos resultados, serão construídas curvas de Wöhler para cada uma das quatro condições estudadas. Primeiramente, foram ensaiados corpos de prova submetidos a maiores carregamentos e, conseqüentemente, a menores números de ciclos. O *runout* do ensaio, ou seja, a quantidade de ciclagem máxima que é realizada ao corpo de prova, é de um milhão de ciclos. Logo, o corpo de prova que atingir esse número de ciclos sem romper será retirado do ensaio. Com isso, outros corpos de prova não serão ensaiados com carregamentos de magnitude abaixo desse último. Este limite para ciclagem em fadiga é estabelecido de modo a facilitar e tornar mais prático o ensaio em laboratório. Com a utilização de uma frequência de 0,2 Hz, um ensaio que atingir um milhão de ciclos terá sido realizado em um período de pelo menos 57 dias. Logo, o ensaio em laboratório deve ser otimizado.

O carregamento em fadiga para estruturas reais, submetidas a um maior número de ciclos do que o limite estabelecido aqui, pode então ser obtido com a extrapolação da curva de Wöhler para maiores números de ciclos e menores níveis de carregamentos cíclicos.

#### 4.4.1 Sistema para ensaio de corrosão fadiga

Para a realização dos ensaios de corrosão fadiga, foram construídas estruturas para armazenamento do meio corrosivo e para suporte das solicitações provocadas pelo atuador hidráulico. Detalhes da construção das máquinas e de todos os seus componentes são descritos na literatura por DOS SANTOS [40].

Os ensaios ao ar foram realizados em uma máquina servo-controlada. Para os ensaios em meio corrosivo, foi utilizado um equipamento específico (Figura 4.5 e Figura 4.6), que consiste em um cilindro hidráulico comercial montado em um quadro de reação. Durante o ensaio, o corpo de prova fica dentro de uma cuba de acrílico e exposto à solução de trabalho (115.000 ppm de cloreto). O sistema ainda permite o borbulhamento de gás contendo  $\text{CO}_2$ .



**Figura 4.5** Principais componentes do equipamento desenvolvido.



**Figura 4.6** Quadro de reação montado para realização de ensaios.

O ensaio ainda é composto por uma linha de abastecimento de gás e um sistema de controle de carga.

#### 4.5 Análise metalográfica e perfil de microdureza

Após a realização de algumas condições dos ensaios de corrosão fadiga, os corpos de prova foram analisados visualmente, em lupa e em microscópio óptico. Através da análise visual e em lupa, foram identificados pontos de nucleação de trincas de fadiga, sendo realizados cortes transversais a estes pontos para visualização da microestrutura. Na análise macrográfica, foi realizada a revelação das diferentes regiões da solda, através de um ataque químico com o reagente  $H_2SO_4$  11%. A análise micrográfica seguiu o procedimento padrão de corte, embutimento, lixamento (até # 1000), polimento e ataque químico. Para o ataque químico, foi utilizado o reagente Nital 2%. Em seguida, as amostras foram levadas ao microscópio óptico para realização das micrografias. Além da micrografia dos corpos de prova ensaiados, a junta soldada também foi caracterizada em termos de sua microestrutura.

Com o objetivo de avaliar a variação de dureza ao longo da junta soldada, foram realizados 3 perfis de microdureza Vickers (HV) ao longo da mesma, utilizando-se uma carga de 200 gramas.



## 5. RESULTADOS

### 5.1 Análise química

Os tubos recebidos para a retirada dos corpos de prova apresentaram composição química de acordo com a especificação para o aço API 5L X 65, segundo a norma API 5L (Tabela 5.1).

Tabela 5.1 Resultados da composição química do metal de base

| COMPOSIÇÃO QUÍMICA (% EM MASSA) |       |       |       |        |        |       |       |      |       |       |       |
|---------------------------------|-------|-------|-------|--------|--------|-------|-------|------|-------|-------|-------|
|                                 | C     | Si    | Mn    | P      | S      | Cr    | Ni    | Cu   | Nb    | Ti    | V     |
| Média                           | 0,14  | 0,3   | 1,47  | 0,021  | 0,0057 | 0,023 | 0,017 | 0,1  | 0,045 | 0,011 | 0,047 |
| API 5L X60                      | <0.26 | <0.45 | <1.65 | <0.025 | <0.03  | <0.30 | <0.30 | <0.2 | <0.05 | <0.06 | <0.08 |

### 5.2 Ensaio de Tração

A Figura 5.1 apresenta os resultados dos ensaios de tração da junta soldada.

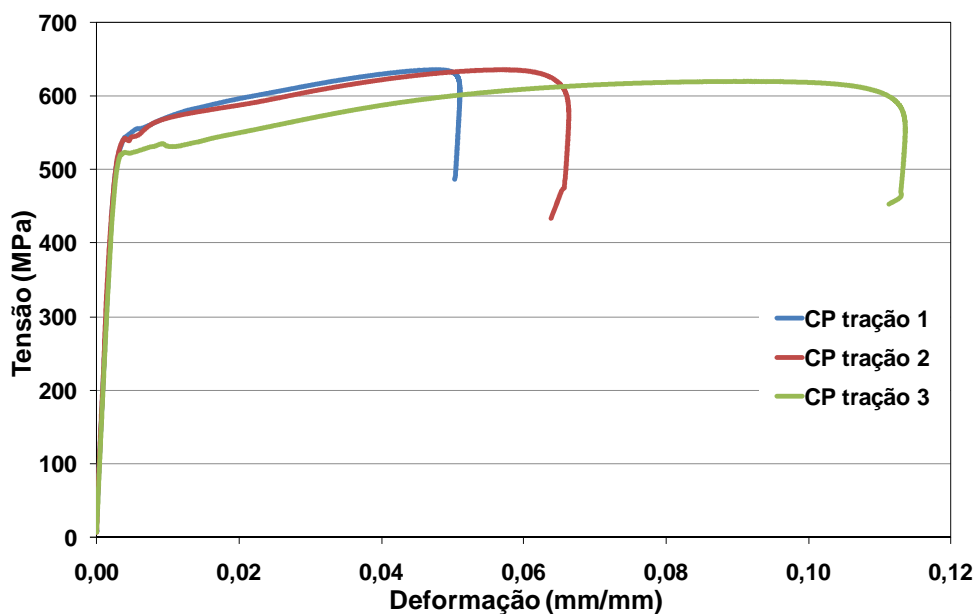


Figura 5.1 Ensaio de tração dos 3 corpos de prova.

Os dados apresentaram uma média de resultados de 537 MPa para a tensão de escoamento ( $\sigma_e$ ) e 630 MPa para o limite de resistência ( $\sigma_{max}$ ). Essa última será utilizada como referência para os cálculos das cargas máximas da fadiga. As cargas mínimas são determinadas a partir das cargas máximas, multiplicando-as pela razão de carregamento.

### 5.3 Caracterização microestrutural e de microdureza

A Figura 5.2 apresenta uma macrografia de umas das soldas estudadas, o que torna possível se distinguir as diferentes regiões da junta soldada. Observa-se que no metal de solda (MS) é possível a diferenciação entre os diferentes passes de soldagem. Já na ZTA, zona termicamente afetada, é identificada uma nítida interface entre esta e o metal de solda. No metal de base (MB) pode-se observar as marcas de usinagem longitudinais ao CP, resultado da confecção do corpo de prova ensaiado. A raiz da solda (MS passe raiz) é o local exposto ao meio agressivo no ensaio de corrosão fadiga. Durante o ensaio de carregamento cíclico a quatro pontos, toda região inferior do CP (incluindo principalmente a raiz) é submetida à tração axial. Logo, esta última região é a mais importante na análise da fratura, que será discutida mais a seguir no trabalho.

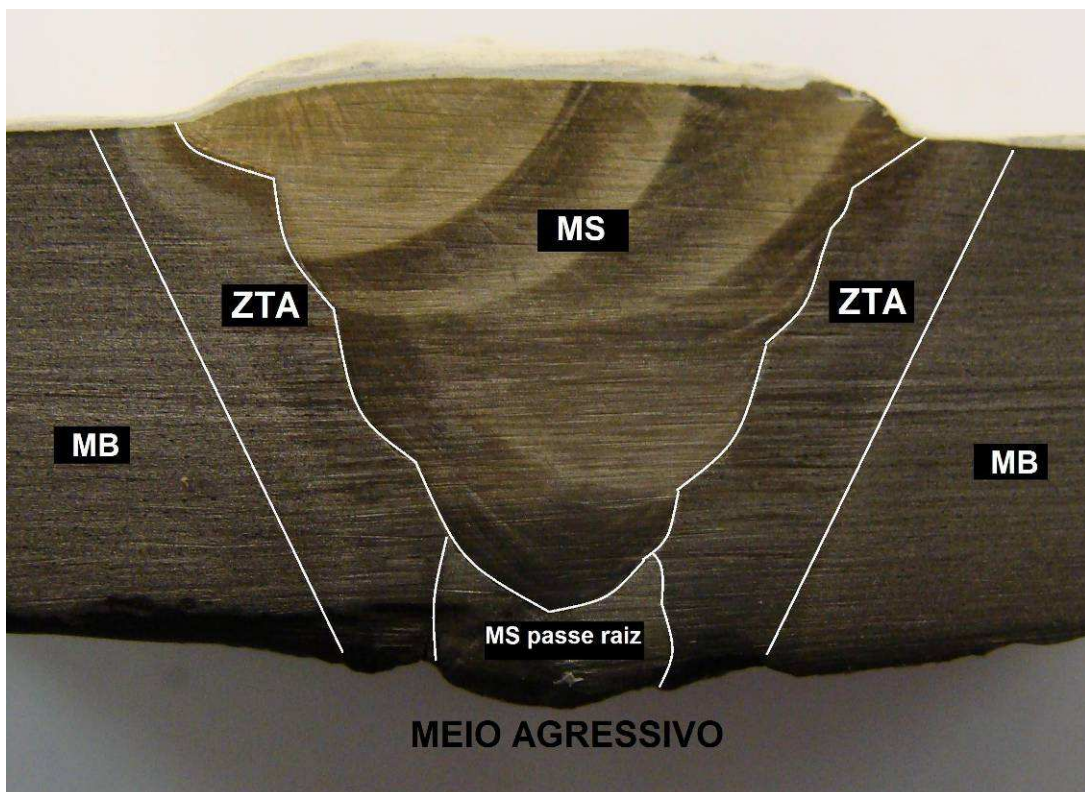


Figura 5.2 Macrografia da solda ensaiada mostrando o metal de solda (MS), zona termicamente afetada (ZTA), o material base (MB) e a raiz da solda (MS passe raiz).

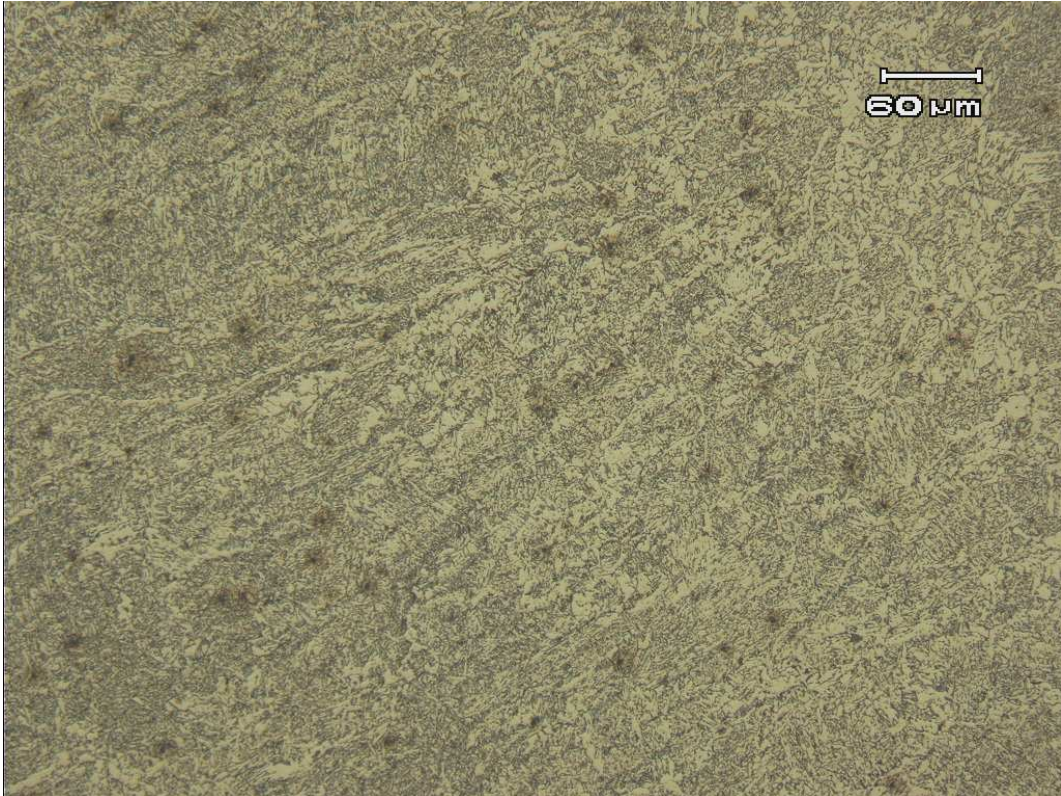
Em seguida, foram caracterizadas microscopicamente as diversas regiões da junta soldada através de microscopia ótica. As Figuras 5.3 a 5.5 apresentam as micrografias do metal de base, metal de solda e zona termicamente afetada, respectivamente.

Pode-se observar na micrografia do metal de base (Figura 5.3) que o material possui microestrutura típica de aço ao carbono, principalmente ferrítica e perlítica, alinhadas e bandeadas conforme o sentido de laminação. O bandeamento é resultado de microsegregação de elementos, principalmente o manganês, e está associado ao tratamento termomecânico específico que este tipo de material sofre no seu processamento. Outros microconstituintes, como bainita e martensita, podem também se formar na microestrutura final dessa classe de aços (ARBL).



**Figura 5.3** Micrografia do material de base da junta estudada. Aumento 200x. Reagente NITAL 2%.

A micrografia seguinte (Figura 5.4) apresenta a microestrutura do metal de solda (MS da Figura 5.2), típica para aços ARBL dessa classe, isto é, dendrítica (bruta de fusão), refinada, com diversas morfologias de ferrita e talvez alguma bainita [52]. Das diferentes morfologias de ferrita que podem ser identificadas na Figura 5.4, destacam-se placas laterais e dentes de serra de Widmanstätten, bem como alotriomorfa de contorno de grão [52].



**Figura 5.4** Micrografia do metal de solda estudado. Aumento 200x. Reagente NITAL 2%.

Já na Figura 5.5, observa-se uma micrografia da zona termicamente afetada (ZTA).



**Figura 5.5** Micrografia da zona afetada pelo calor da solda estudada. Aumento de 50x. Reagente NITAL 2%.

Além da análise microestrutural, foi realizado um perfil de microdureza ao longo da junta, de modo a identificar pontos onde possa existir alguma discrepância nessa propriedade do material.

A seguir, são exibidos os perfis de microdureza Vickers obtidos. Na Figura 5.6, estão indicados os pontos onde foram realizadas as indentações e os resultados obtidos. Os dados foram plotados em um gráfico de microdureza (HV) vs. distância em centímetros. Pode-se observar que, em geral, não existe uma diferença muito acentuada de microdureza dentre as diferentes regiões.

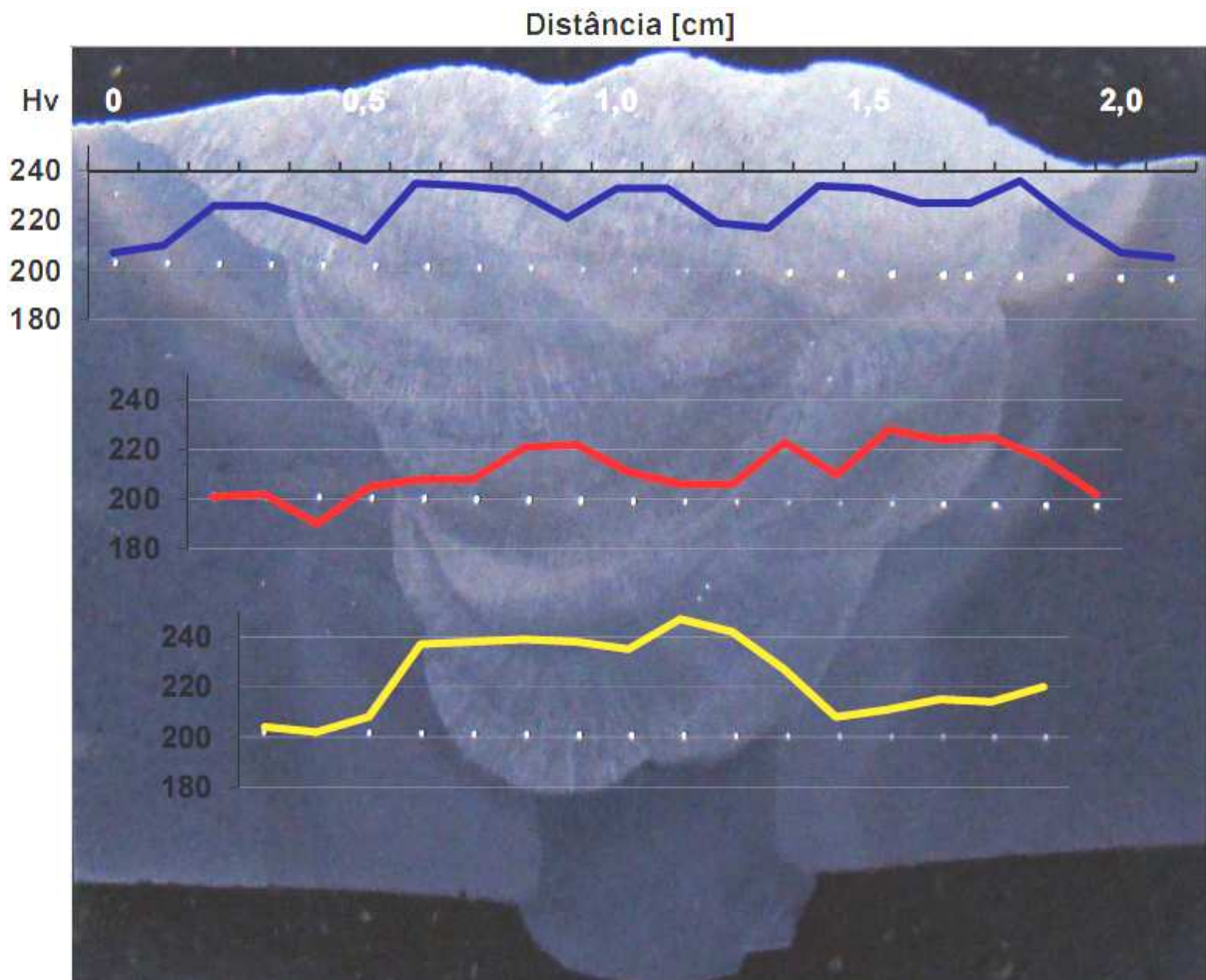


Figura 5.6 Perfis de microdureza Vickers em três níveis da junta soldada. Carga utilizada de 1 Kgf.

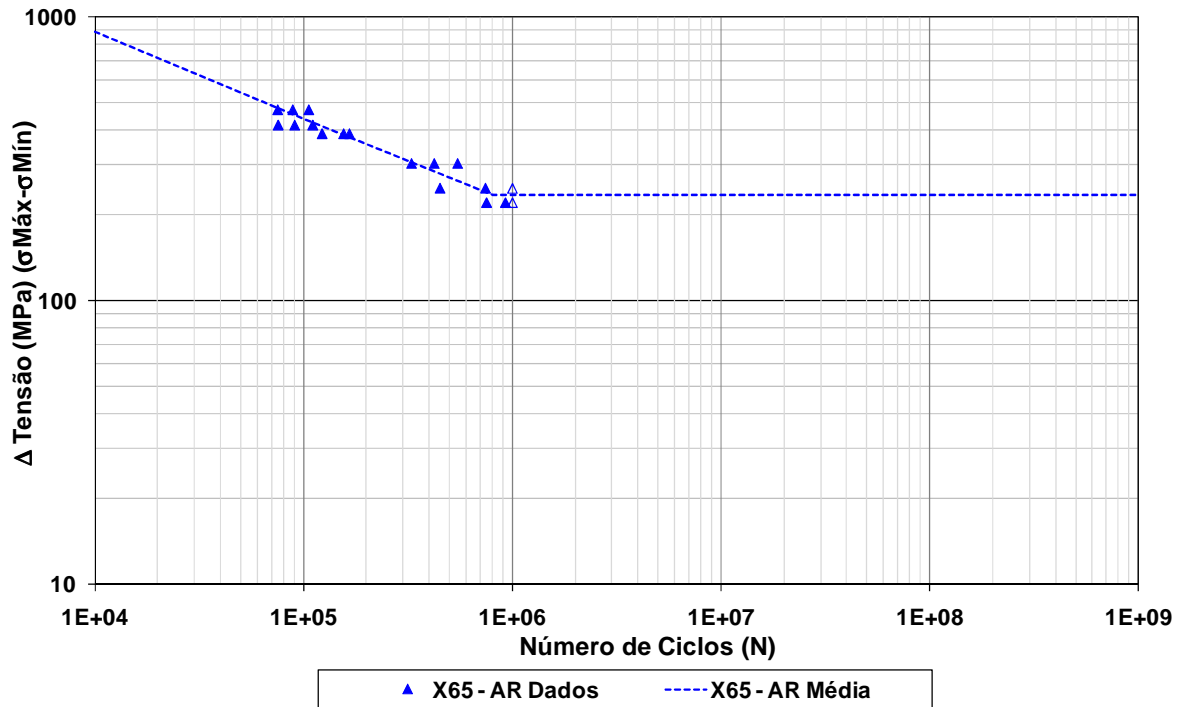
#### 5.4 Ensaio de fadiga ao ar e no meio agressivo

Os ensaios de corrosão fadiga realizados foram divididos em 4 classes diferentes, conforme condição do meio. Os resultados dos ensaios de fadiga ao ar estão apresentados na Tabela 5.2. Esse foram utilizados para construção da curva S-N (ver Figura 5.7), com escala logarítmica do número de ciclos N (eixo das abscissas) e da amplitude de tensão (eixo das ordenadas). A curva S-N ao ar será utilizada como referência para aquelas produzidas pelos ensaios de corrosão fadiga. Desse modo, será possível observar a penalização que o ambiente causa à vida em fadiga. Após a apresentação de todos os dados separadamente, serão apresentadas todas as curvas S-N juntas, plotadas em um só gráfico.

Para as curvas de corrosão fadiga, foi ensaiado um menor número de corpos de prova. A frequência de 0,2 Hz, de fato, é o grande limitante. Como a frequência não possui influência nos resultados da vida em fadiga ao ar, o ensaio pode ser acelerado e o tempo para obtenção de uma curva S-N extremamente reduzido.

**Tabela 5.2** Resultados dos ensaios de fadiga ao ar aplicada da junta soldada do aço API 5L X65. Frequência de ensaio de 15 Hz e razão de carregamento de 0,1.

| Ao ar                  |                      |                |   |                     |               |
|------------------------|----------------------|----------------|---|---------------------|---------------|
| N (ciclos)             | $\Delta\sigma$ (MPa) | $\sigma_{max}$ | $\sigma_{min}$                            | Média de N (ciclos) | Desvio Padrão |
| <b>75.354</b>          | <b>470</b>           | 522,0          | 52,0                                      | 90.202              | 15.481        |
| <b>106.247</b>         |                      |                |   |                     |               |
| <b>89.006</b>          |                      |                |   |                     |               |
| <b>90.900</b>          | <b>415</b>           | 461,0          | 46,0                                      | 92.527              | 17.614        |
| <b>110.898</b>         |                      |                |   |                     |               |
| <b>75.782</b>          |                      |                |   |                     |               |
| <b>155.737</b>         | <b>387</b>           | 430,5          | 43,1                                      | 148.242             | 22.531        |
| <b>166.070</b>         |                      |                |   |                     |               |
| <b>122.918</b>         |                      |                |   |                     |               |
| <b>422.895</b>         | <b>304</b>           | 338,3          | 33,8                                      | 433.030             | 109.271       |
| <b>329.180</b>         |                      |                |   |                     |               |
| <b>547.016</b>         |                      |                |   |                     |               |
| <b>743.610</b>         | <b>249</b>           | 276,8          | 27,7                                      | 597.164             | 207.106       |
| <b>450.718</b>         |                      |                |   |                     |               |
| <b>1000000*</b>        |                      |                |   |                     |               |
| <b>751.795</b>         | <b>221</b>           | 246,0          | 24,6                                      | 838.874             | 123.148       |
| <b>925.953</b>         |                      |                |   |                     |               |
| <b>1000000*</b>        |                      |                |   |                     |               |
|                        |                      | 0,92           | Índice de correlação entre carga e ciclos |                     |               |
| *Atingiu <i>runout</i> |                      |                |   |                     |               |



**Figura 5.7** Curva S-N de fadiga ao ar da junta soldada do aço API 5L X65. Frequência de 15 Hz, razão de carregamento de 0,1.

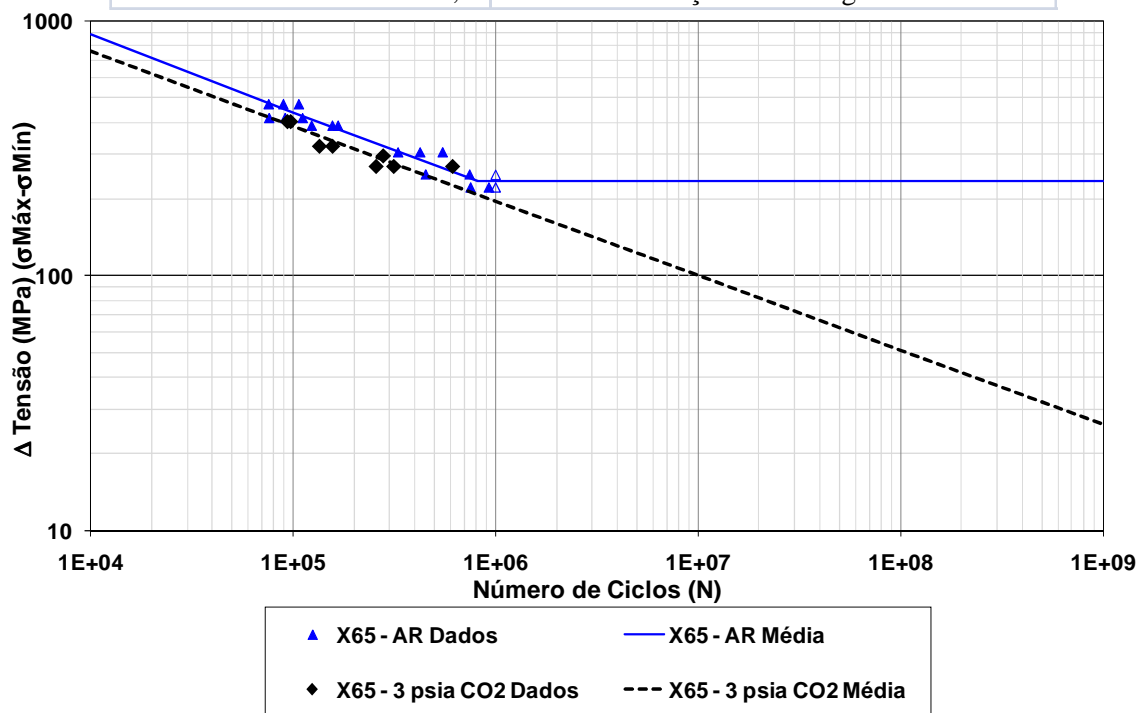
A seguir, serão apresentados os dados produzidos pelos ensaios de corrosão fadiga em solução contendo 115.000 ppm de cloretos, desaerada e com a menor pressão parcial de CO<sub>2</sub> avaliada, isto é, 3 psia (ver Tabela 5.3 e Figura 5.8). Juntamente com os dados de N e  $\Delta\sigma$ , foram calculados a média do número de ciclos e o desvio padrão.

Ao final da Tabela 5.3, é dado o índice de correlação entre os dados gerados, indicando a validade estatística da curva média traçada. Em todos os ensaios de corrosão fadiga, os valores de pH variaram na faixa de 4,5 a 5, do início até o final dos testes.

**Tabela 5.3** Resultados dos ensaios de corrosão fadiga da junta soldada do aço API 5L X65. Solução contendo 115.000ppm de cloretos desaerada e então saturada com gás contendo 3 psia de CO<sub>2</sub>. Temperatura de 35°C. Frequência de 0,2 Hz e razão de carregamento de 0,1.

| 3psia de CO <sub>2</sub> |                      |                 |                 |                     |               |
|--------------------------|----------------------|-----------------|-----------------|---------------------|---------------|
| N (ciclos)               | $\Delta\sigma$ (MPa) | $\sigma_{\max}$ | $\sigma_{\min}$ | Média de N (ciclos) | Desvio Padrão |
| 94.099                   | 403                  | 447,8           | 44,8            | 95.815              | 2.426         |
| 97.530                   |                      |                 |                 |                     |               |
| 157.098                  | 322                  | 357,8           | 35,8            | 146.133             | 15.508        |
| 135.167                  |                      |                 |                 |                     |               |
| 279.388                  | 296                  | 328,9           | 32,9            | -                   | -             |
| 614.266                  | 269                  | 298,9           | 29,9            | 395.772             | 191.374       |
| 257.900                  |                      |                 |                 |                     |               |
| 315.151                  |                      |                 |                 |                     |               |

0,73 Índice de correlação entre carga e ciclos



**Figura 5.8** Curva S-N de fadiga ao ar e corrosão fadiga da junta soldada do aço API 5L X65. Frequência de 0,2 Hz para o meio agressivo, razão de carregamento de 0,1. Solução a 35°C contendo 115.000ppm de cloretos desaerada e saturada com gás contendo 3 psia de CO<sub>2</sub>.

A Tabela 5.4 e a Figura 5.9 apresentam os dados produzidos pelos ensaios de corrosão fadiga em uma solução contendo 115.000 ppm de cloretos desaerada e saturada com um gás contendo 8 psia de CO<sub>2</sub>.



Tabela 5.4 Resultados dos ensaios de corrosão fadiga da junta soldada do aço API 5L X65. Solução contendo 115.000ppm de cloretos desaerada e então saturada com gás contendo 8 psia de CO<sub>2</sub>. Temperatura de 35°C. Frequência de 0,2 Hz e razão de carregamento de 0,1.

| 8psia de CO <sub>2</sub>                       |                      |                 |                 |                     |               |
|--|----------------------|-----------------|-----------------|---------------------|---------------|
| N (ciclos)                                     | $\Delta\sigma$ (MPa) | $\sigma_{\max}$ | $\sigma_{\min}$ | Média de N (ciclos) | Desvio Padrão |
| 99.003   | 415                  | 461,1           | 46,1            | 81.690              | 18.932        |
| 61.475   |                      |                 |                 |                     |               |
| 84.593   |                      |                 |                 |                     |               |
| 178.197  | 332                  | 368,9           | 36,9            | 187.743             | 13.500        |
| 197.289  |                      |                 |                 |                     |               |
| 202.571  | 277                  | 307,8           | 30,8            | 333.629             | 123.508       |
| 350.453  |                      |                 |                 |                     |               |
| 447.862  |                      |                 |                 |                     |               |
| 1300000 *                                      | 194                  | 215,6           | 21,6            | 1.150.000           | 212.132       |
| 1000000 *                                      |                      |                 |                 |                     |               |
| 0,86 Índice de correlação entre carga e ciclos |                      |                 |                 |                     |               |
| *Atingiu <i>runout</i>                         |                      |                 |                 |                     |               |

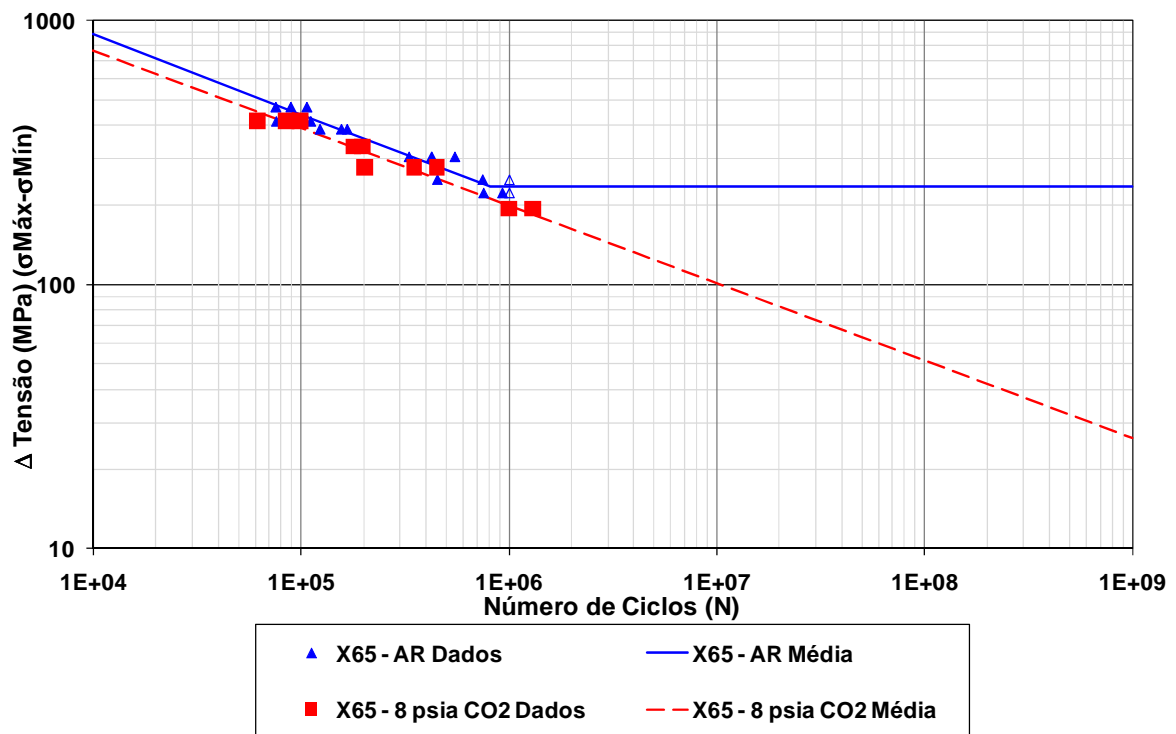
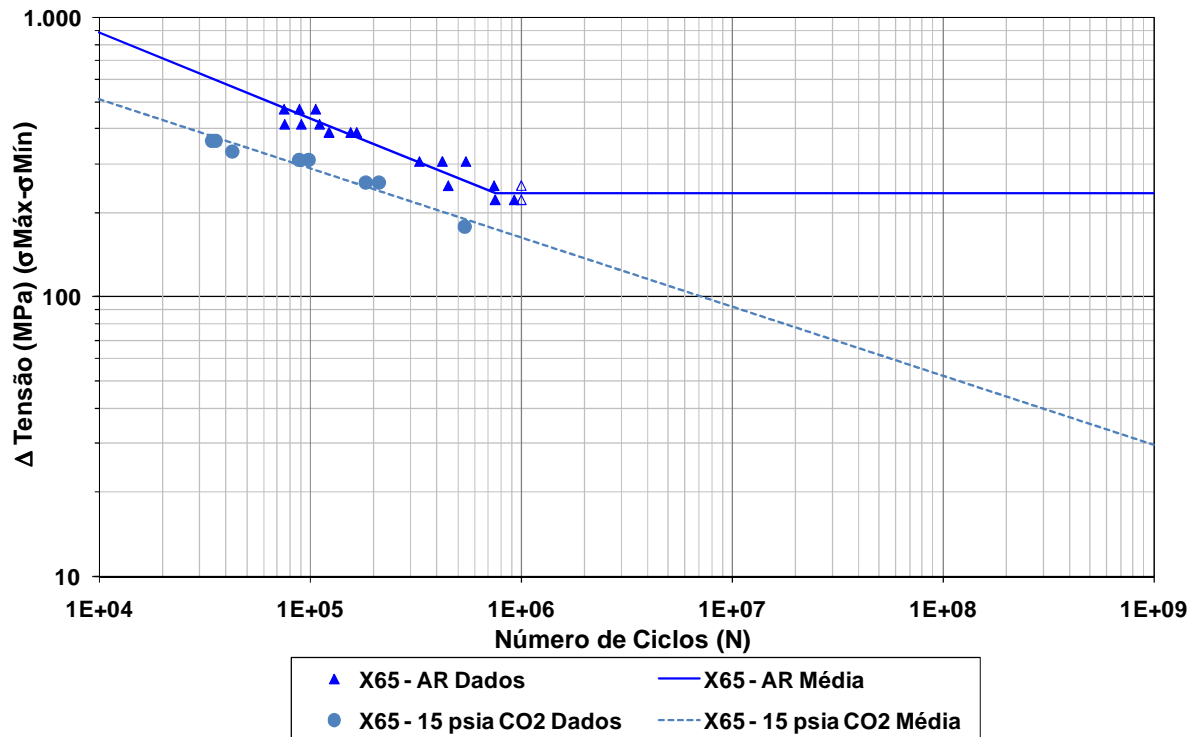


Figura 5.9 Curva S-N de fadiga ao ar e corrosão fadiga da junta soldada do aço API 5L X65. Frequência de 0,2 Hz para o meio agressivo, razão de carregamento de 0,1. Solução a 35°C contendo 115.000ppm de cloretos desaerada e saturada com gás contendo 8 psia de CO<sub>2</sub>.

Finalmente, a Tabela 5.5 e a Figura 5.10 apresentam os dados produzidos pelos ensaios de corrosão fadiga em uma solução contendo 115.000 ppm de cloretos desaerada e saturada com um gás contendo 15 psia de CO<sub>2</sub> (quase 100%).

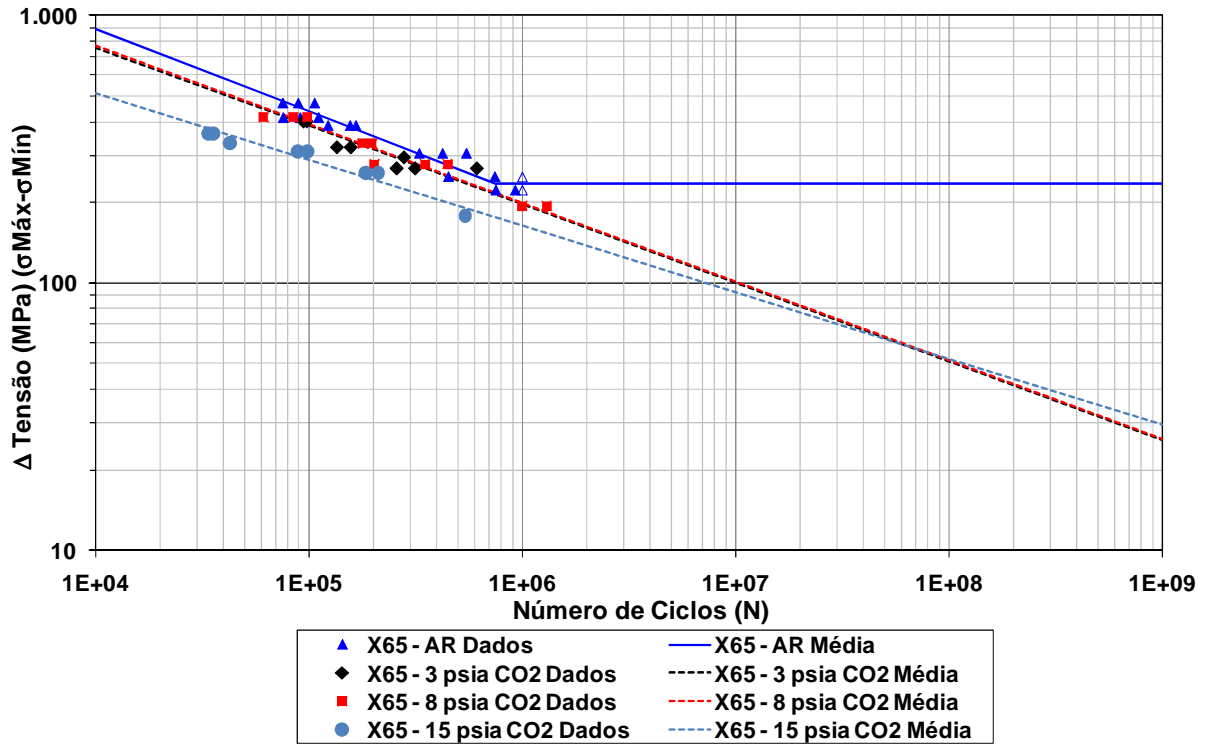
**Tabela 5.5** Resultados dos ensaios de corrosão fadiga da junta soldada do aço API 5L X65. Solução contendo 115.000 ppm de cloretos desaerada e então saturada com gás contendo 15 psia de CO<sub>2</sub>. Temperatura de 35°C. Frequência de 0,2 Hz e razão de carregamento de 0,1.

| 15psia de CO <sub>2</sub>                      |                      |                |                |                     |               |
|--|----------------------|----------------|----------------|---------------------|---------------|
| N (ciclos)                                     | $\Delta\sigma$ (MPa) | $\sigma_{max}$ | $\sigma_{min}$ | Média de N (ciclos) | Desvio Padrão |
| 35.688   | 362                  | 402,2          | 40,2           | 34.840              | 1.200         |
| 33.991   |                      |                |                |                     |               |
| 42.562   | 332                  | 368,9          | 36,9           | -                   | -             |
| 88.535   | 309                  | 343,3          | 34,3           | 93.345              | 6.802         |
| 98.155   |                      |                |                |                     |               |
| 184.236  | 257                  | 285,6          | 28,6           | 198.126             | 19.643        |
| 212.015  |                      |                |                |                     |               |
| 541.645  | 178                  | 197,8          | 19,8           | -                   | -             |
| 0,95 Índice de correlação entre carga e ciclos |                      |                |                |                     |               |



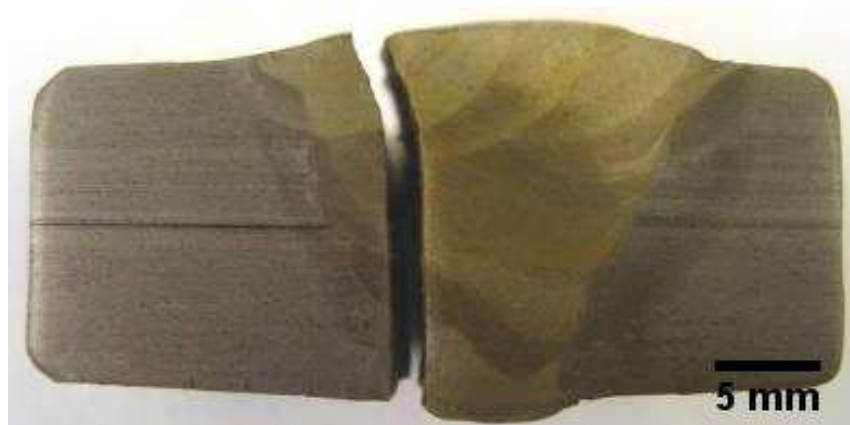
**Figura 5.10** Curva S-N de fadiga ao ar e corrosão fadiga da junta soldada do aço API 5L X65. Frequência de 0,2 Hz para o meio agressivo, razão de carregamento de 0,1. Solução aquosa a 35°C contendo 115.000 ppm de cloretos desaerada e saturada com gás contendo 15psia de CO<sub>2</sub>.

Por fim, a título de comparação entre as diversas curvas de corrosão fadiga produzidas, foi construída a Figura 5.11.



**Figura 5.11** Curvas S-N de fadiga ao ar e corrosão fadiga da junta soldada do aço API 5L X65. Frequência de 0,2 Hz para o meio agressivo, razão de carregamento de 0,1. Solução aquosa a 35°C contendo 115.000 ppm de cloretos desaerada e saturada com gás contendo diferentes pressões parciais de CO<sub>2</sub>.

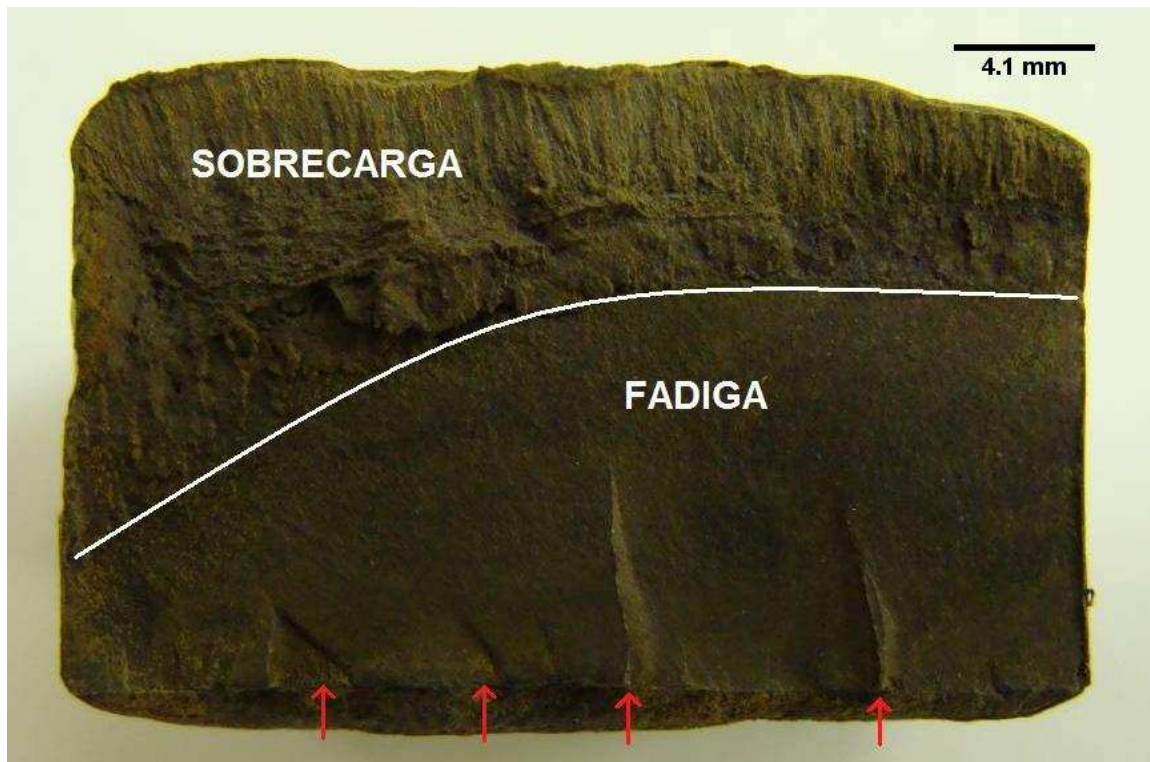
Todos os corpos de prova rompidos apresentaram um aspecto de fratura semelhante, isto é, com a trinca iniciando no pé da raiz da solda e propagando em direção perpendicular à tensão atuante na junta soldada (ver Figura 5.12).



**Figura 5.12** Fratura característica dos corpos de prova dos ensaios de fadiga e corrosão fadiga.

Na Figura 5.13, pode-se observar a superfície de fratura de um dos corpos de prova ensaiados no meio. Devido à corrosão produzida pelo meio, que atua na superfície de fratura ao término de cada ensaio, o aspecto desta não apresenta algumas características típicas de materiais metálicos fraturados por carga cíclica. Entretanto, mesmo com toda a alteração da

superfície de fratura produzida pela corrosão, ainda foi possível verificar pontos de iniciação de trincas de corrosão fadiga. Alguns desses pontos estão indicados com setas na Figura 5.13. Nessa mesma figura estão separadas as duas regiões com aspectos diferentes. A fratura lisa, característico da propagação de trinca de fadiga; e a fratura mais rugosa, onde houve ruptura por sobrecarga quando a seção de material remanescente não suporta mais o carregamento imposto ao material.



**Figura 5.13** Superfície de fratura de um dos corpos de prova do ensaio de corrosão fadiga.

## 6. DISCUSSÃO

Os resultados da análise química, ensaios de tração, caracterização microestrutural e avaliações de microdureza não apresentaram nenhum resultado divergente da literatura consultada [1,3,4].

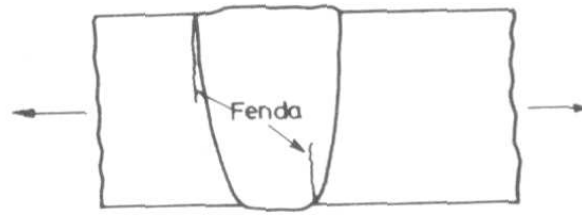
De uma maneira geral, a microestrutura da junta soldada do aço API 5L X65 não diferiu do que deve ser encontrado para essa classe de material nas diversas regiões da mesma.

Quanto ao ensaio de tração, o valor de 537 MPa observado equivale a 77,7 ksi, ou seja, maior que o mínimo para esta classe de aços (que seriam 65 ksi). Entretanto, é necessário observar que o ensaio de tração é da junta soldada, que reconhecidamente apresenta maiores tensões de escoamento e limite de resistência que o material de base [5].

No que tange aos resultados dos ensaios de fadiga, principal objetivo deste trabalho, serão abordados inicialmente os ensaios realizados ao ar. Sendo então discutidos alguns aspectos típicos de ensaios de fadiga em juntas soldadas. Posteriormente, serão discutidos os resultados produzidos pelos ensaios de corrosão fadiga.

Os ensaios de fadiga ao ar se mostraram mais simples e de maior reprodutibilidade, em relação aqueles realizados em meios corrosivos. De fato, as variáveis envolvidas em um ensaio de fadiga ao ar são consideravelmente reduzidas em relação ao ensaio de corrosão fadiga. Não obstante, são encontrados poucos trabalhos na literatura com um número significativo de testes deste tipo [20,23,35].

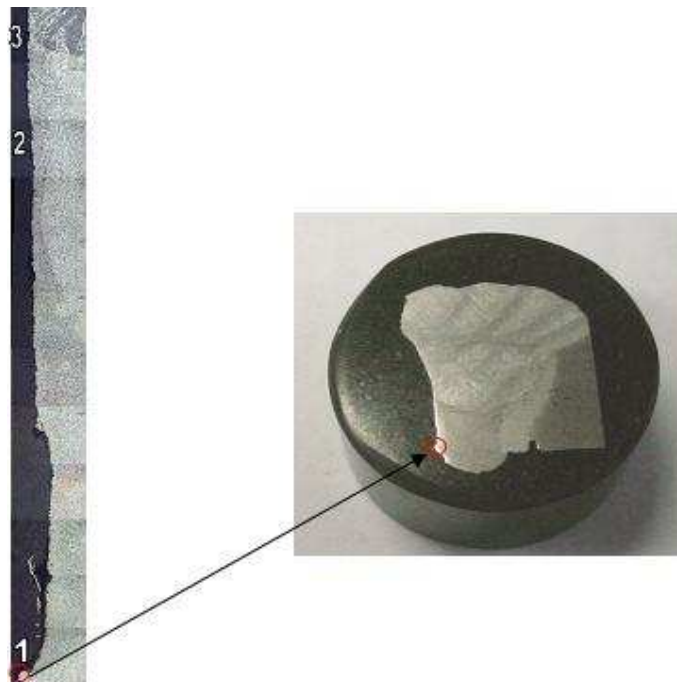
Todos os corpos de prova fraturados apresentaram características de fratura típicas de juntas soldadas ensaiadas em flexão. Conforme descreve a literatura [33,38], as trincas de fadiga normalmente nucleiam (iniciam) a partir de pontos de maior concentração de tensões, como é o caso do pé da raiz da solda na junta ensaiada neste trabalho (Figura 5.12). Em ensaios de flexão a quatro pontos, a carga de tração é distribuída uniformemente ao longo de toda região da raiz da solda. Em juntas transversais, a trinca de fadiga inicia nesta região e propaga na direção da espessura da peça (como indicado na Figura 6.1), isto é, normal à aplicação da carga (indicado nas extremidades da figura) [53].



**Figura 6.1** Locais típicos para iniciação de trincas de fadiga em juntas soldadas [53].

Nota-se que o próprio perfil da junta soldada causa concentração local de tensão e então diminui a resistência à fadiga desta. Este problema se torna ainda mais relevante na presença de ambientes corrosivos, onde a taxa de propagação de trinca pode se tornar ainda mais pronunciada. Geralmente, a presença de um concentrador de tensões em uma estrutura será o fator predominante para a nucleação das trincas. Desse modo, a microestrutura passa a desempenhar um papel secundário nesse processo [38,42,53].

Para comprovar este efeito, um perfil de fratura de um dos corpos de prova foi embutido, lixado, polido e atacado com Nital 2% (Figura 6.2). Através da análise desse corpo de prova em microscópio ótico, pode-se verificar a variação microestrutural ao longo da trinca de fadiga que causou a fratura da junta.



**Figura 6.2** Corpo de prova embutido e analisado com objetivo de relacionar a propagação de trinca de fadiga com a microestrutura.

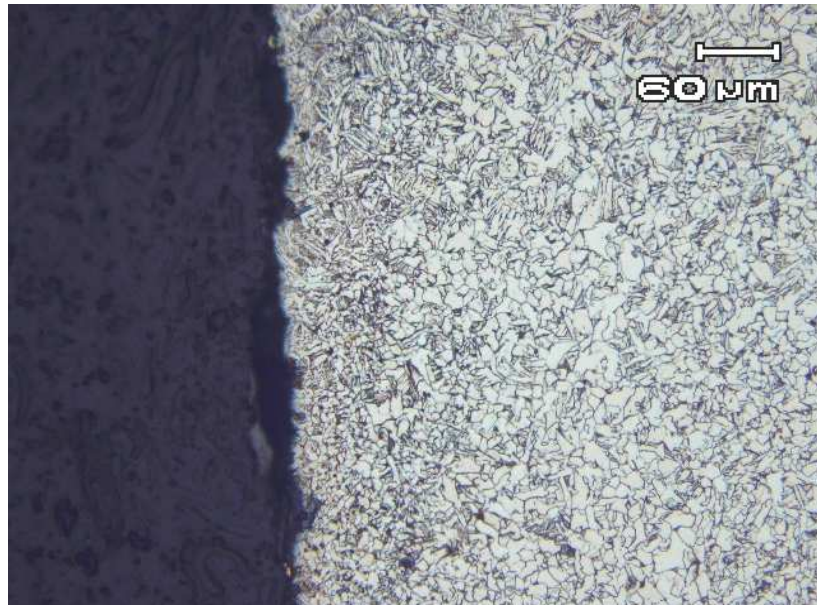
Desde o ponto 1, indicado na Figura 6.2, até o ponto 3, representados em sequência nas Figuras 6.3 a 6.5, foi possível constatar que a trinca transpassou regiões de diferentes microestruturas. O início da trinca de fadiga, como já salientado, deu-se na região do pé da

raiz da solda. Essa região, apresentada na Figura 6.3, representa uma transição entre o metal de solda (do passe de raiz) e ZTA.



**Figura 6.3** Micrografia da região de início da falha (ponto 1 da Figura 6.2). Observa-se a região de maior concentrador de tensões no canto inferior esquerdo, onde ocorreu a nucleação da trinca de fadiga. Aumento 200x. Reagente NITAL 2%.

Mais adiante, na fratura, pode-se observar na região 2, apresentada na Figura 6.4, que a trinca de fadiga passa por regiões com microestrutura típica da ZTA e do metal de solda.



**Figura 6.4** Micrografia da região 2 da Figura 6.2. Aumento 200x. Reagente NITAL 2%.

Mais ao final da fratura, na região 3 (Figura 6.5), a trinca passa inclusive por regiões de transição entre os diferentes passes de soldagem realizados.

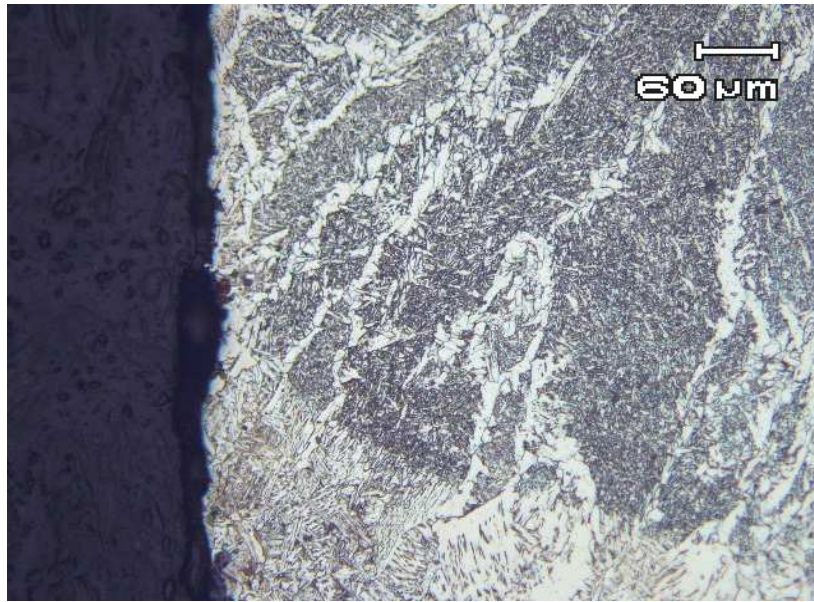


Figura 6.5 Micrografia da região 3 da Figura 6.2. Aumento 200x. Reagente NITAL 2%.

Ao analisar os ensaios de corrosão fadiga, pode-se observar na Figura 5.11 que quanto maior a pressão parcial de  $\text{CO}_2$  do meio aquoso, pior é a vida em fadiga. Na Figura 6.6, as escalas dos eixos foram diminuídas em relação à Figura 5.11 para facilitar essa visualização.

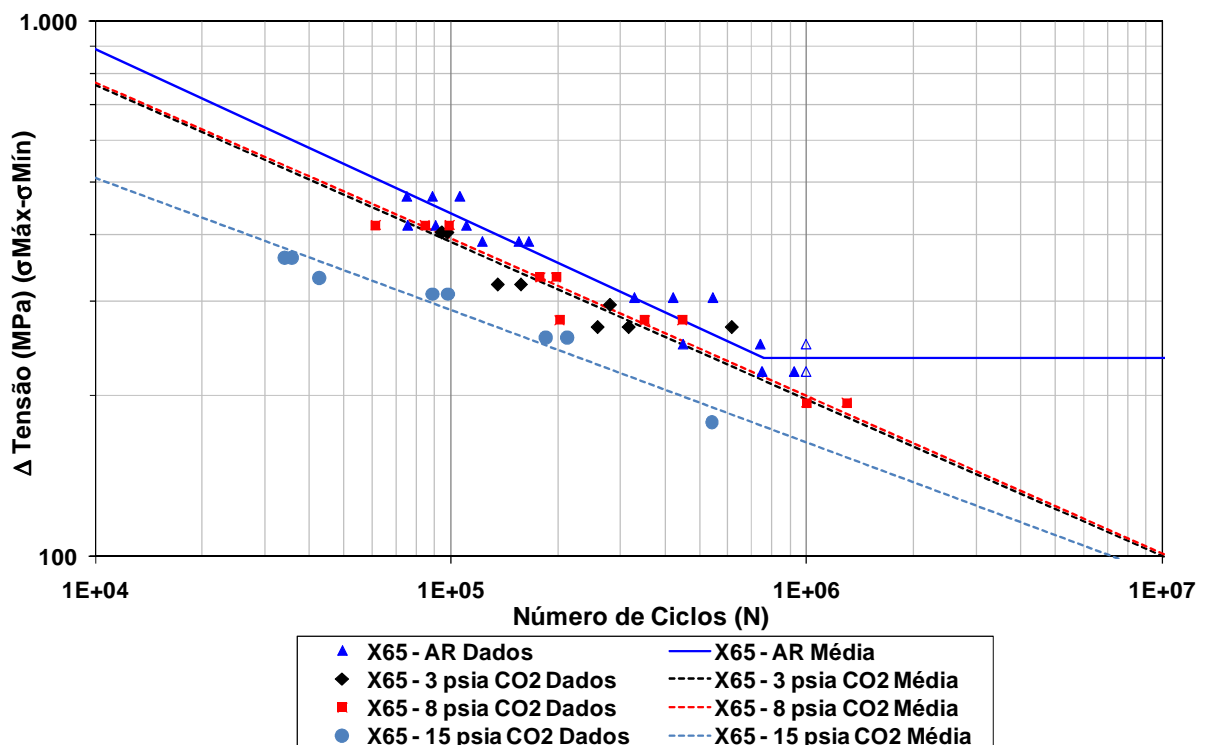


Figura 6.6 Curvas S-N para diferentes pressões parciais de  $\text{CO}_2$ . Frequência de 0,2 Hz e razão de carregamento de 0,1.

As curvas de corrosão fadiga nos meios contendo 3 e 8 psia de  $\text{CO}_2$  apresentaram praticamente o mesmo comportamento, mesmo se extrapolando para maiores números de



ciclos. Ambas as curvas apresentaram certa redução na vida em corrosão fadiga em relação ao ar. Já para 15 psia, apesar de apresentar também uma redução na vida em corrosão fadiga, houve uma diferença significativa no comportamento da curva S-N.

Este fenômeno da redução da vida em fadiga na medida em que se aumenta a pressão parcial de CO<sub>2</sub> é mais notável para menores números de ciclos, isto é, para maiores níveis de carregamento da junta soldada. De fato, pode-se observar da Figura 6.6 que a curva de corrosão fadiga em meio contendo 15 psia de CO<sub>2</sub> possui uma inclinação diferente em relação às outras duas (de pressões de 3 e 8 psia de CO<sub>2</sub>). Dessa forma, em maiores níveis de  $\Delta\sigma$ , o dano de corrosão fadiga é mais pronunciado e é possível uma diferenciação mais clara entre cada curva. Entretanto, na medida em que se analisa a curva para maiores números de ciclos (e menores carregamentos), que é o interessante para a maioria das estruturas aplicadas na prática, a vida em corrosão fadiga se aproxima para as 3 condições de ensaios em meio agressivo. Tanto na Figura 6.6 como na Figura 5.11, verifica-se uma aproximação acentuada das curvas já por volta de 1 milhão de ciclos. De fato, para aproximadamente 10<sup>8</sup> ciclos, há uma tendência de a curva de 15 psia de CO<sub>2</sub> se confundir com as de 3 e 8 psia de CO<sub>2</sub>, chegando a cruzá-las mais adiante.

É prudente salientar que a extrapolação de dados de corrosão fadiga obtidos para maiores números de ciclos requer cuidado, uma vez que os mecanismos de interação material/meio podem sofrer alterações. Entretanto, ensaios em laboratório com frequência na ordem de 0,2 Hz até 100 milhões ou até 1 bilhão de ciclos se tornam impraticáveis e inviáveis, o que reflete nas publicações. Como exemplo, um ensaio realizado até 100 milhões de ciclos a uma frequência de 0,2Hz duraria quase 16 anos. De fato, até 2005, não foi possível encontrar dados de corrosão fadiga em meios contendo CO<sub>2</sub> que pudessem ser relacionados ao presente trabalho, exceto em ensaios utilizando a mecânica da fratura [18,20,21,48]. Logo, a extrapolação é nesse caso a prática conveniente para analisar a vida em corrosão fadiga para altos ciclos.

As curvas construídas a partir de dados de corrosão fadiga para esse tipo de aço por definição não possuem limite de fadiga [33,40,41]. Ou seja, mesmo que o *runout* estabelecido para as curvas ao ar e nos ambientes agressivos sejam o mesmo, a extrapolação para maior número de ciclos é realizada somente para as curvas S-N realizadas nesse último caso. Por isso que, na Figura 6.6, somente a curva ao ar apresentada possui um patamar logo acima de 200 MPa de  $\Delta\sigma$ . No meio agressivo, a corrosão constantemente atuante na superfície do metal eventualmente causará locais preferenciais para iniciação de trincas de fadiga, bem como

pode aumentar a taxa de propagação de trinca através dos mecanismos descritos anteriormente [33,41]. Por essa razão, o aço no meio agressivo não apresenta limite de fadiga.

Estes fenômenos observados, isto é, reduções mais acentuadas da vida em fadiga com o aumento da pressão parcial de  $\text{CO}_2$  para maiores níveis de carregamento e tendência de “recuperação” para tensões menores, podem ser explicadas sob duas óticas diferentes. Primeiramente, sob o ponto de vista da formação de filmes de carbonato e em um segundo momento, mas não menos importante, sob o ponto de vista da interação entre a dissolução anódica e as microdeformações formadas no processo de fadiga (intrusões e extrusões).

Para um melhor entendimento destas relações, é necessário primeiramente entender cada um desses processos separadamente.

De acordo com LI et al., o processo de formação de escamações (referidas no texto como *scales*) de filmes de carbonato está relacionado com etapas consecutivas [24]. Em um estágio inicial, a ferrita do aço dissolve, expondo um esqueleto de cementita. Com o tempo de corrosão, os íons  $\text{Fe}^{2+}$  e  $\text{CO}_3^{2-}$  supersaturam e precipitam em forma de carbonato sólido na superfície do aço. Esta camada inicial formada ainda é porosa e não previne a passagem de agentes iônicos que promovem a corrosão. Assim, os íons  $\text{CO}_3^{2-}$  e  $\text{HCO}_3^-$  difundem através da camada e reagem com a superfície do metal, aumentando assim a espessura da camada, crescendo principalmente a partir dos esqueletos de cementita. Assim que esta camada cristalina e compacta cresce, essa age como uma boa proteção contra a corrosão, produzindo uma diminuição da taxa de corrosão. Entretanto, a formação de camadas protetoras de carbonato de ferro é dependente do tempo e também varia muito conforme as condições do meio agressivo, principalmente da temperatura, da natureza deste e do regime de fluxo [24,25,27].

Já o processo de dissolução anódica das microdeformações (intrusões e extrusões), típicas do início de trincas por fadiga, é descrito por PARGETER, HOLMES e BAXTER, assim como por GIRONÈS et al. [18,51]. A principal característica deste fenômeno é a remoção de material no início do surgimento de trincas por fadiga. A dissolução eletroquímica das microdeformações (referido no texto como PSB – *persistant slip bands*) origina uma superfície menos rugosa. Com isso, a nucleação de trincas no processo de corrosão fadiga é atrasada. Esse é um fenômeno característico somente para meios que favorecem a dissolução anódica, como pode ser o caso para meios contendo  $\text{CO}_2$ .

Com base nessas considerações, serão analisados, em um primeiro momento, os resultados de corrosão fadiga obtidos para maiores carregamentos.

### 6.1 Alto carregamento nos ensaios de corrosão fadiga em meios aquosos contendo CO<sub>2</sub>.

Neste caso, é nítido que maiores pressões parciais de CO<sub>2</sub> produziram diminuições mais acentuadas da vida em corrosão fadiga da junta soldada. Ao analisar os dados da literatura, verifica-se claramente que quanto maior a pressão parcial de CO<sub>2</sub>, maior será a taxa de corrosão [24,25,27]. Comparando-se o número de ciclos até a fratura em uma mesma magnitude de carregamento, o fator de redução da vida em fadiga no meio contendo CO<sub>2</sub> em relação ao ar pode chegar até 4 vezes. Este fator é mais predominante para cargas mais altas, como ilustrado com a seta na Figura 6.7.

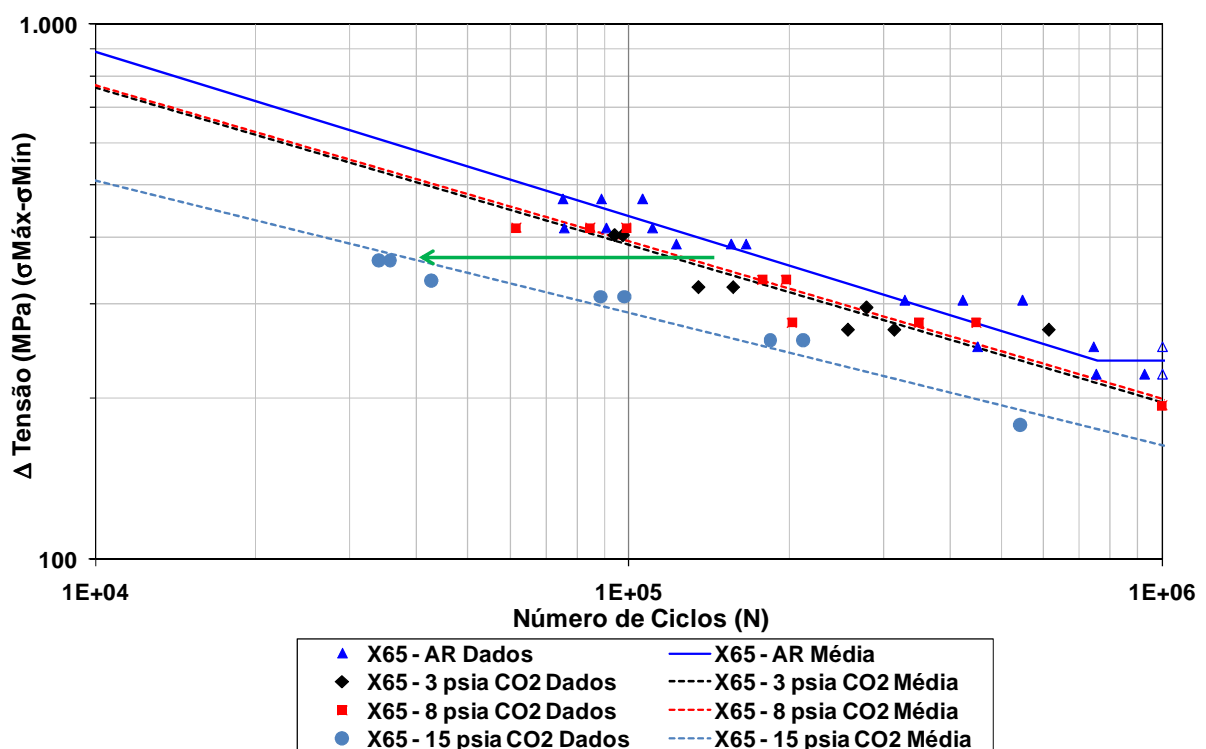


Figura 6.7 Curva S-N em meios contendo CO<sub>2</sub> e a indicação da redução da vida em corrosão fadiga para a solução aquosa saturada com 15 psia do gás.

Analisando este fato do ponto de vista de formação de filmes protetores, é de se esperar nessas condições que qualquer escamação formada não seja protetora, principalmente para condições de pressões parciais baixas de 3 e 8 psia de CO<sub>2</sub>. Podem-se apresentar algumas razões para este efeito. Primeiramente, a literatura verifica que escamações protetoras podem ser formadas mais rapidamente em condições de temperaturas maiores que 50°C [25]. Neste trabalho, a temperatura da solução foi mantida sempre em 35°C. Além disso, o tempo necessário para formação de camadas nessas condições pode ser mais elevado do que o tempo necessário para o corpo de prova romper em corrosão fadiga. Somado a esse fato, a presença de elevada porcentagem de cloretos (115.000ppm – 11,5%) reconhecidamente desestabiliza

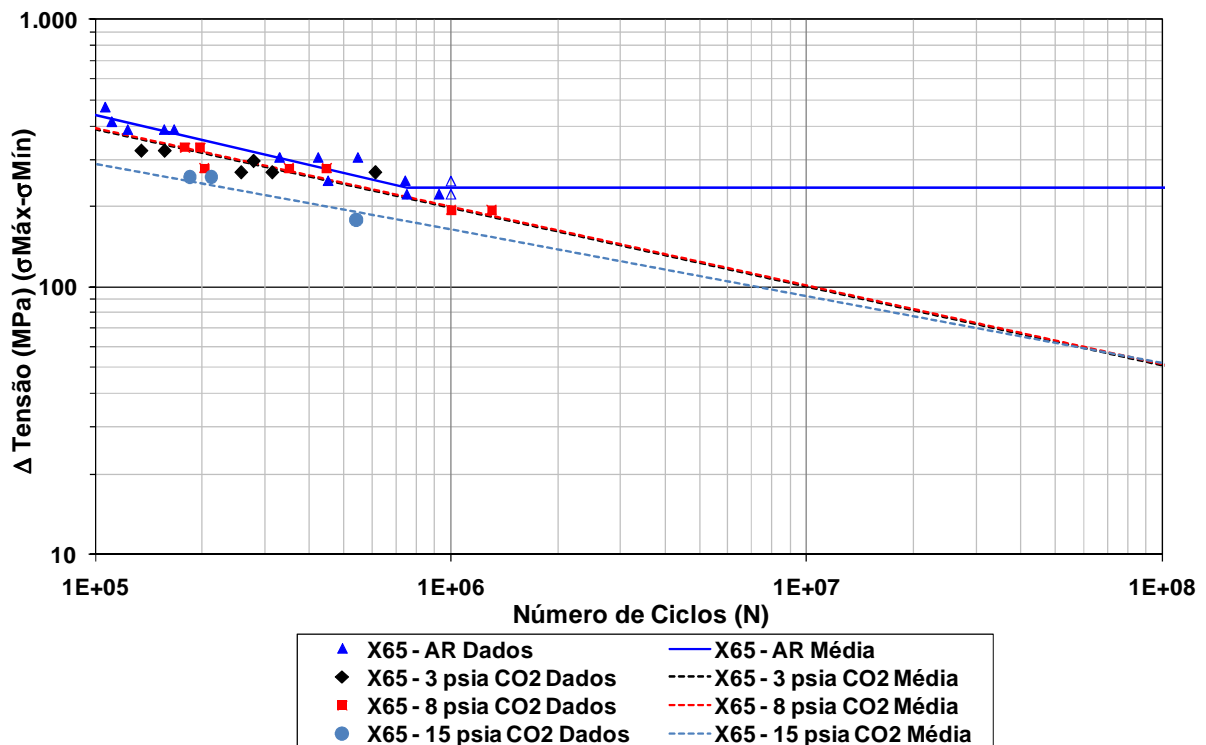
qualquer filme formado em superfícies metálicas [27,39]. Finalmente, a elevada carga em flexão pode levar à ruptura de qualquer escamação formada, uma vez que essas são bastante frágeis, sendo, portanto incapazes de acomodar tensões elevadas de tração [27].

Complementando esse ponto de vista de formação de filme, a acentuada queda na vida em corrosão fadiga nessas condições pode ser explicada sob a ótica dos mecanismos de iniciação e propagação das trincas de fadiga. Conforme SURESH, em altos níveis de carregamento, as microdeformações (ilustradas na Figura 3.9) são mais profundas e, conforme descrito por GIRONÈS et al., a dissolução anódica superficial pode não ser suficiente para eliminá-las [33,51]. Esse parece ser o caso na condição de 15 psia. Ou seja, o processo de iniciação de trincas não teria uma alta influência da corrosão associada ao ambiente contendo  $\text{CO}_2$  e sim do aumento do processo de nucleação de trincas associado ao maior nível de tensão [51]. No que tange a propagação da trinca, a alta carga destruiria qualquer camada formada, contribuindo para o mecanismo de dissolução anódica descrito anteriormente (Figura 3.14).

## 6.2 Baixo carregamento nos ensaios de corrosão fadiga em meios aquosos contendo $\text{CO}_2$ .

Para facilitar a comparação entre cada condição de carregamento estudada, foi considerado baixo carregamento a região que compreende os pontos obtidos mais próximos de um milhão de ciclos até a extrapolação para ciclagens na ordem de 100 milhões. Ou seja, a região na qual não existem dados de ensaios, mas sim uma extrapolação das curvas S-N traçadas. Essa condição de corrosão fadiga demonstrou ser a mais complexa e que necessita maior aprofundamento dos estudos.

Claramente, é possível observar uma tendência de “recuperação” na vida em corrosão fadiga no meio contendo 15 psia de  $\text{CO}_2$ . Conforme pode ser observado na Figura 6.8, para baixos carregamentos, o meio agressivo que antes demonstrava ser mais atuante tende a não se distinguir mais dessa maneira. Mais uma vez, esse efeito será analisado do ponto de vista da formação de camadas de carbonato e dos mecanismos de dissolução das microdeformações do carregamento cíclico.



**Figura 6.8** Curvas S-N utilizando diferentes pressões parciais de CO<sub>2</sub>. Frequência de 0,2 Hz e razão de carregamento de 0,1. Escala do eixo das abscissas estendida para visualização da vida em corrosão fadiga para mais baixos carregamentos.

Conforme descrito por GOMES, quanto maior a pressão parcial de CO<sub>2</sub> em soluções aquosas, maior será a taxa de dissolução do metal [25]. Em condições favoráveis, essa maior dissolução ocorreria em um primeiro momento e poderia levar à formação de camadas protetoras de carbonato sobre a superfície do aço carbono no decorrer do tempo. Como já descrito, as condições eletroquímicas não são favoráveis do ponto de vista da temperatura e do conteúdo de cloretos. De fato, a curva S-N observada para as condições de 3 e 8 psia de CO<sub>2</sub> continuaram sua tendência paralela a curva ao ar, apresentando leve redução na vida em corrosão fadiga. Entretanto, dois fatores podem não ser mais influentes para que haja maior redução na vida em corrosão fadiga no meio com 15 psia de CO<sub>2</sub>. Primeiramente, o tempo necessário para fratura em corpos de prova submetidos a carregamentos baixos é mais longo. Assim, o ambiente atuaria durante maior tempo. Ainda, pela perspectiva da solitação mecânica de eventuais camadas de carbonato, o carregamento em flexão para maior número de ciclos é bem menor que para baixo número de ciclos. Na comparação com condições encontradas na prática, a não presença de fluxo do meio corrosivo pode influenciar consideravelmente os resultados. Conforme descrito também por GOMES, quanto maior a velocidade do fluxo menor a possibilidade de estabilização de

uma camada de carbonato na superfície do aço. Logo, a influência dessa variável na vida em corrosão fadiga de estruturas aplicadas em campo deve ser considerada.

Quanto ao fenômeno de surgimento de trincas de corrosão fadiga, a mesma literatura pode ser verificada [18,51]. Para baixos carregamentos, as microdeformações (intrusões e extrusões) são bem menos acentuadas. Ou seja, possuem profundidades e picos menores quando comparadas com aquelas produzidas para maiores níveis de cargas cíclicas (em relação ao ilustrado na Figura 3.9). Com isso, esses picos e vales, que são essenciais para a nucleação de trincas de corrosão fadiga, são removidos pela dissolução anódica [51]. Esse ataque eletroquímico superficial reduz a rugosidade superficial e atrasa a formação e propagação de trincas de corrosão fadiga. Esse fenômeno não seria observado para as pressões parciais de 3 e 8 psia, diferentemente da condição a 15 psia. Como já dito, a literatura [25] deixa claro que quanto maior a pressão parcial, maior a taxa de corrosão. Logo, devido à menor taxa de corrosão associada aos dois primeiros ambientes, a dissolução anódica das microdeformações não ocorreria nesses casos.

## 7. CONCLUSÕES

A vida em corrosão fadiga para altos níveis de carregamento de juntas soldadas do aço API 5L X65 em meio aquoso contendo 115.000 ppm de cloretos, a 35°C e saturados com diferentes pressões parciais de CO<sub>2</sub> apresentou redução em relação ao ar por um fator de até 4 vezes.

O principal fator que contribuiu para a falha das juntas soldadas, seja ao ar ou em ambiente corrosivo, foi o efeito de concentração de tensões produzido pela raiz da solda. De fato, todas as trincas tiveram origem no pé do cordão da solda, sendo que a microestrutura não apresentou relevância na nucleação e propagação das trincas de fadiga.

Para os meios agressivos contendo 3 e 8 psia de CO<sub>2</sub>, houve uma redução uniforme da vida em fadiga em relação ao ar, ou seja, a curva S-N nessas condições é paralela à curva obtida com o ensaio ao ar.

Em solução saturada com 15 psia de CO<sub>2</sub>, houve uma redução mais acentuada da vida em fadiga para maiores níveis de carga cíclica. Para menores carregamentos, a vida nessa condição apresentou uma tendência de “recuperação”, permanecendo próximo às curvas de 3 e 8 psia para um maior número de ciclos.

O fenômeno de “recuperação” da vida em corrosão fadiga pode ser atribuído principalmente a dois fatores. Primeiramente, à formação de camadas de carbonato efetivamente protetoras, mantidas íntegras devido ao menor nível de carregamento imposto, que garantiram uma diminuição do ataque do ambiente ao material. Quanto maior o tempo de ensaio, mais tempo para formação dessas camadas. Outro fator atribuído a “recuperação” da vida em corrosão fadiga foi a dissolução anódica de microdeformações típicas da nucleação de trincas. Esse ataque eletroquímico é verificado somente nas condições de 15 psia, pois conforme a literatura, a taxa de corrosão nesse ambiente é maior que em 3 e 8 psia de CO<sub>2</sub>. Entretanto, seriam necessários maior número de ensaios em maiores números de ciclos e também a realização de caracterização dos produtos de corrosão formados para comprovação se esses fenômenos eletroquímicos observados na literatura aplicam-se nas condições estudadas.

## 8. SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

Realização de ensaios de corrosão fadiga de longa duração e monitorados eletroquimicamente para verificar alterações na interação material/meio que possam evidenciar de maneira mais clara a formação de filmes.

Avaliação de produtos de corrosão e camadas sobre o aço formadas após diferentes ensaios de corrosão fadiga realizados em tempos de duração diferentes e também sob condições de fluxo encontradas na prática.

Avaliar a vida em corrosão fadiga de juntas soldadas em ambientes contendo maior pressão de CO<sub>2</sub>, variando ou não a natureza química do meio agressivo.

Realizar ensaios de corrosão fadiga utilizando monitoramento de crescimento de trincas de corrosão fadiga através do uso de técnicas não destrutivas.

Realização de ensaios de corrosão fadiga de juntas soldadas com o pé da raiz removido (retificado) com o objetivo de eliminar a influência da concentração de tensões e estudar isoladamente o efeito corrosivo do CO<sub>2</sub>.



## 9. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

1. COHEN, Morris and HANSEN, S.S.. **Microstructural control in microalloyed steels.** MiCon 78: Optimization of Processing, Properties and Service Performance Through Microstructural Control, pp. 34-52, 1979.
2. VALIM, Marcelo Toledo. **Tenacidade a fratura da junta soldada obtida a arco submerso de aço api 5l grau x-80.** Dissertação. Ciência dos Materiais e Metalurgia/PUC-Rio, 2005.
3. SILVA, Maurício de Carvalho. **Caracterização das propriedades mecânicas e metalúrgicas do aço API 5L X80 e determinação experimental de curva J-R para avaliação de tenacidade a fratura.** Dissertação. Escola Politécnica/USP, 2004.
4. AMERICAN PETROLEUM INSTITUTE. **API Specification 5L:** Specification for Line Pipe. Washington, 2004.
5. VENTRELLA, Vicente Afonso; ALCÂNTARA, Nelson Guedes de; FERREIRA, Maria Helena Menini. **Microestrutura do metal de solda do aço API X-70 soldado com arame tubular AWS E-81T1-Ni.** In: XXVII CONSOLDA, 2001, Campinas-SP. XXVII Congresso Nacional de Soldagem. 2001. 10p.
6. WANG, J.Q.; ATRENS, A.; COUSENS, D.R.; KINAEV, N. **Microstructures of X52 and X65 pipeline steels.** Journal of Materials Science 34, p. 1721-1728. 1999.
7. TAKAHASHI, Akihiko; IINO, Makio. **Improvement of yield strength-transition temperature balance by microstructural refinement.** ISIJ International 36, pp. 341-346, 1996.
8. SHANMUGAM, S.; RAMISETTI, N.K.; MISRA, R.D.K.; HARTMANN, J.; JANSTO, S.G. **Microstructure and high strength-toughness combination of a new 700MPa Nb-microalloyed pipeline steel.** Materials Science and Engineering A 478, pp. 26-37, 2008.
9. ARDEHALI BARANI, A.; LI, F.; ROMANO, P.; PONGE, D.; RAABE, D. **Design of high-strength steels by microalloying and thermomechanical treatment.** Materials Science and Engineering A 463, pp.138-146, 2007.

10. POORHAYDARI, K.; IVEY, D.G. **Application of carbon extraction replicas in grain-size measurements of high-strength steels using TEM.** *Materials Characterization* 58, pp. 544-554, 2007.
11. CAMPOS, S.S.; MORALES, E.V.; KESTENBACH, H.-J. **Detection of interphase precipitation in microalloyed steels by microhardness measurements.** *Materials Characterization* 52, pp. 379-384, 2004.
12. SOBRAL, M.D.C.; MEI, P.R.; KESTENBACH, H.-J. **Effect of carbonitride particles formed in austenite on the strength of microalloyed steels.** *Materials Science and Engineering A* 367, pp. 317-321, 2004.
13. FERNÁNDEZ, J.; ILLESCAS, S.; GUILMANY, J.M. **Effect of microalloying elements on the austenitic grain growth in a low carbon HSLA steel.** *Materials Letters* 61, pp. 2389-2392, 2007.
14. TORRICO, Ivan Felix Aguirre. **Tenacidade à Fratura em Condições Elasto-Plásticas com Corpos de Prova Não Normalizados para Aços API 5L: Análise Numérica e Experimental.** Tese. Pós-graduação da Faculdade de Engenharia Mecânica, UNICAMP. Campinas, Brasil. 2006.
15. HASHMI, M.S.J. **Aspects of tube and pipe manufacturing processes: Meter to nanometer diameter.** *Journal of Materials Processing Technology* 179, pp. 5-10, 2006.
16. NETTO, T.A.; BOTTO, A.; LOURENÇO, M.I. **Fatigue performance of pre-strained pipes with girth weld defects: local deformation mechanisms under bending.** *International Journal of Fatigue* 30, pp. 1080-1091, 2008.
17. NETTO, T.A.; LOURENÇO, M.I.; BOTTO, A. **Fatigue performance of pre-strained pipes with girth weld defects: full-scale experiments and analyses.** *International Journal of Fatigue* 30, pp. 767-778, 2008.
18. PARGETER, Richard; HOLMES, Briony; BAXTER, David. **Corrosion fatigue of steel catenary risers in sweet production.** International conference on offshore mechanics and arctic engineering – OMAE: n°57075, 2008.
19. SZKLARZ, K.E. **Aggressive CO<sub>2</sub> corrosion and fatigue behavior of pipeline girth welds.** *Corrosion/2000*, n°00012, NACE, 2000.
20. BAXTER, D.P.; MADDOX, S.J.; PARGETER, R.J. **Corrosion fatigue behaviour of welded risers and pipelines.** International conference on offshore mechanics and arctic engineering – OMAE (2007): n°29360. World Centre for Materials Joining Technology. 25 mar. 2009. <<http://www.twi.co.uk/content/spdpcbun07.html>>

21. MADDOX, S.J.; PARGETER, R.J.; WOOLLIN, P. **Corrosion fatigue of welded C-Mn steel risers for deepwater applications: a state of the art review**. International conference on offshore mechanics and arctic engineering – OMAE (2005): n° 67499. World Centre for Materials Joining Technology. 25 mar. 2009. <<http://www.twi.co.uk/content/spsjmmjune2005.html>>
22. DA SILVA, E.S.; BELTRÃO, M. A. N.; BASTIAN F. L. **Comportamento em fadiga de juntas soldadas circunferenciais de um aço API 5L X80**. 18° Congresso Brasileiro de Engenharia e Ciência dos Materiais: n° 312-040. 2008.
23. MACDONALD, K.A.; MADDOX, S.J. **New guidance for fatigue design of pipeline girth welds**. Engineering Failure Analysis 10, pp. 177-197, 2003.
24. LI, T.; YANG, Y.; GAO, K.; LU, M. **Mechanism of protective film formation during CO<sub>2</sub> corrosion of X65 pipeline steel**. Journal of University of Science and Technology Beijing, vol.15, n°6, pp.702, 2008.
25. GOMES, Ana Carolina Tedeschi. **Análise da corrosão e da erosão-corrosão do aço carbono em meio com NaHCO<sub>3</sub> e CO<sub>2</sub>**. Dissertação. Programa de Pós-graduação em Engenharia de Materiais e Processos/ PIPE/ Universidade Federal do Paraná. Brasil. 2005.
26. NEŠIĆ, Srdjan. **Key issues related to modelling of internal corrosion of oil and gas pipelines – a review**. Corrosion Science 49, pp. 4308-4338, 2007.
27. GAO, K.; YU, F.; PANG, X.; ZHANG, G.; QIAO, L.; CHU, W.; LU M. **Mechanical properties of CO<sub>2</sub> corrosion product scales and their relationship to corrosion rates**. Corrosion Science 50, pp. 2796-2803, 2008.
28. LYONS, William C. **Standard handbook of petroleum & natural gas engineering**. ISBN 0-88415-643-5, Gulf professional Publishing, 1996.
29. JIANG, X.; ZHENG, Y.G.; QU, D.R.; KE, W. **Effect of calcium ions on pitting corrosion and inhibition performance in CO<sub>2</sub> corrosion of N80 steel**. Corrosion Science 48, pp. 3091-3108, 2006.
30. LÓPEZ, D.A.; PÉREZ, T.; SIMISON, S.N. **The influence of microstructure and chemical composition of carbon and low alloy steels in CO<sub>2</sub> corrosion. A state-of-the-art appraisal**. Materials and Design 24, pp. 561-575, 2003.
31. Ahmadun, F.-R.; Pendashteh, A.; Abdullah, L.C.; Biak, D.R.A.; Madaeni, S.S.; Abidin, Z.Z. **Review of technologies for oil and gas produced water treatment**. Journal of Hazardous Materials, doi:10.1016/j.jhazmat.2009.05.044, 2009.
32. SMITH, L. **Control of corrosion in oil and gas production tubing**. British Corrosion Journal 34, pp. 247-253, 1999.

33. SURESH, S. **Fatigue of Materials**. 2<sup>a</sup> ed. Cambridge: Cambridge University Press, 1998.
34. BABOIAN, R. **Corrosion tests and standards: application and interpretation**. 2<sup>nd</sup> ed. ASTM International. 2005.
35. SCHIJVE, J. **Fatigue of structures and materials in the 20<sup>th</sup> century and the state of the art**. International Journal of Fatigue 25, pp. 679-702, 2003.
36. AZEVEDO, C.; BEZERRA, P.S.A.; ESTEVES, F.; JOIA, C.J.B.M.; MATTOS, O.R. **Hydrogen permeation studied by electrochemical techniques**. Electrochimica Acta 44, pp. 4431-4442, 1999.
37. LAWRENCE, V.; HO, N.J.; MAZUMDAR, P.K. **Predicting the fatigue resistance of welds**. Ann. Rev. Mater. Sci 11, pp. 401-25, 1981.
38. LOTSBERG, Inge. **Stress concentration factors at welds in pipe lines and tanks subjected to internal pressure and axial force**. Marine Structures 21, pp. 138-159, 2008.
39. ASM International Handbook Committee. **Metals Handbook: Corrosion**. 9<sup>a</sup> edição. Volume 13. ASM Handook. ISBN 0-87170-007-7.
40. DOS SANTOS, Fabrício Pinheiro. **Desenvolvimento de ensaios de corrosão fadiga para juntas soldadas de aço API 5L X60**. Dissertação. Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais/PPGEM/UFRGS. Brasil. 2006.
41. ANTUNES, Márcio Ribeiro. **Avaliação da resistência a corrosão fadiga do aço API 5L X65 revestido com AISI 308L SL**. Dissertação. Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais/PPGEM/UFRGS. Brasil. 2008.
42. JIVKOV, A.P. **Evolution of fatigue crack corrosion from surface irregularities**. Theoretical and Applied Fracture Mechanics 40, pp. 45-54, 2003.
43. VASUDEVAN, A.K.; SADANANDA, K. **Classification of Environmentally Assisted Fatigue Crack Growth Behavior**. International Journal of Fatigue, doi: 10.1016/j.ijfatigue.2009.03.019, 2009.
44. MENAN, F.; HENAFF, G. **Influence of frequency and exposure to a saline solution on the corrosion fatigue crack growth behavior of the aluminum alloy 2024**. International Journal of Fatigue, doi:10.1016/j.ijfatigue.2009.02.033, 2009.
45. HUNEAU, Bertrand; MENDEZ, José. **Evaluation of environmental effects on fatigue crack growth behavior of a high strength steel in a saline solution with cathodic protection**. International Journal of Fatigue 28, pp. 124-131, 2006.
46. BOLOTIN, V.V.; SHIPKOV, A.A. **Mechanical aspects of corrosion fatigue and stress corrosion cracking**. International Journal of Solids and Structures 38, pp. 7297-7318, 2001.

47. FRAGIEL, A.; SERNA, S.; CAMPILLO, B.; COTA, L. **Dissimilar mechanical properties – microstructures microalloyed pipeline steels cracking performance under sour environment.** Materials Science and Engineering A 467, pp. 1-7, 2007.
48. WOOLLIN, Paul; PARGETER, Richard J.; MADDOX, Stephen J. **Corrosion fatigue performance of welded risers for deepwater applications.** Corrosion/2004, n° 04144, NACE, 2004.
49. EADIE, R.L.; SZKLARZ, K.E.; SUTHERBY, R.L. **Corrosion fatigue and near-neutral pH stress corrosion cracking of pipeline steel in very dilute carbonate/bicarbonate with and without the presence of hydrogen sulfide using the compliance technique.** Corrosion/2003, n°03257, NACE, 2003.
50. OFFSHORE STANDARD. **DNV-OS-C401.** Fabrication and testing of offshore structures. DET NORSKE VERITAS, abril 2004.
51. GIRONÈS, A.; MATEO, A.; LLANES, L.; ANGLADA, M.; DELUCCIA, J.; LAIRD, C. **Evaluation of fatigue damage for duplex stainless steels in aggressive environments by means of an electrochemical fatigue sensor (EFS).** International Journal of Fatigue 25, pp. 1189-1194, 2003.
52. KOU, S. **Welding Metallurgy.** 2<sup>nd</sup> edition. Wiley-interscience: John Wiley & Sons, INC. Publication. 2002
53. BRANCO, M.C.; FERNANDES, A.A.; DE CASTRO, P.T. **Fadiga de estruturas soldadas.** 1ª edição. Fundação Calouste, Gulbenkian. Porto, Portugal. 1986.
54. PERINI, Felipe Gustavo. **Propriedades mecânicas e microestruturais de aços de alta resistência e baixa liga.** Dissertação. Programa de Pós-Graduação em Materiais/UCS. Brasil. 2008.