



UNIVERSIDADE FEDERAL DO RIO GRANDE DO SUL  
ESCOLA DE ENGENHARIA  
ENGENHARIA DE MATERIAIS

ENG 02298 TRABALHO DE DIPLOMAÇÃO

**ESTUDO DA INFLUÊNCIA DA GEOMETRIA DE DEFEITOS PONTUAIS  
PRODUZIDOS POR ELETROEROSÃO EM FIOS DE AÇO CARBONO  
SUBMETIDOS A CARREGAMENTOS CÍCLICOS**

Carolina Delwing Rosa  
Matrícula 00243764

Professor Orientador Dr. Marcelo Favaro Borges  
Coorientadora Eng.<sup>a</sup> Ma. Mariana dos Reis Tagliari

Dezembro de 2019

Dedico este trabalho aos meus pais, Marcia e Mauro, pelo apoio incondicional.

## AGRADECIMENTOS

Cada vírgula deste trabalho carrega a minha verdadeira gratidão por todas as pessoas que encontrei, conhecimento que adquiri e experiências que me transformaram, ao longo destes seis anos de engenharia de materiais, em quem eu sou hoje.

Agradeço à minha família, em especial aos meus pais, avó, irmão e Lucas, que se mantiveram sempre presentes, sendo a minha referência, fortaleza e válvula de escape de toda sexta-feira. Obrigada por todo cuidado, amor e apoio.

Agradeço aos meus amigos que sempre estiveram presentes mesmo à distância. Por todos os desabafos, viagens, momentos de lazer, abraços e parceria. Em especial à Ana, Vi e Victória que caminham comigo há mais de uma década. À Maju, à Gabi, ao Martini, ao Ivan, ao Lorenzo e à Antoniella por se tornarem minha família na capital. Ao Rafa, à Pri, à Maíra e à Gabi pela amizade e apoio nesses últimos meses.

Agradeço ao Alvaro Meneguzzi e à Jane Zoppas Ferreira por toda a sabedoria passada e orientação ao longo da minha graduação.

Ao Marcelo Favaro Borges, meu orientador, pelas excelentes aulas e por me apresentar o universo da mecânica da fratura. Obrigada pelo apoio, exemplo e disponibilidade de sempre.

À Mariana dos Reis Tagliari, minha coorientadora, por todo o conhecimento compartilhado e auxílio ao longo dos meses que se passaram.

Ao LAMEF, sua equipe técnica e sua infraestrutura por me receber e tornar possível a realização dos experimentos deste trabalho. Em especial, agradeço ao Ettore Pilla por me auxiliar em inúmeras. A todos amigos e colegas que me fizeram companhia nas noites de instrumentação.

À Universidade Federal do Rio Grande do Sul, pelo ensino e pela oportunidade de estudar em uma instituição de excelência.

A todos que contribuíram para esse momento: muito obrigada, do fundo do meu coração.

## SUMÁRIO

<b>LISTA DE FIGURAS</b> .....	<b>6</b>
<b>LISTA DE TABELAS</b> .....	<b>8</b>
<b>RESUMO</b> .....	<b>9</b>
<b>1 INTRODUÇÃO</b> .....	<b>11</b>
<b>2 OBJETIVOS</b> .....	<b>13</b>
<b>3 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA</b> .....	<b>14</b>
3.1 A EXPLORAÇÃO DE PETRÓLEO NO BRASIL E NO MUNDO .....	14
3.2 DUTOS FLEXÍVEIS .....	18
<b>3.2.1 Constituição Típica de um Duto Flexível de Camadas Não Aderentes</b> .....	<b>19</b>
<b>3.2.2 Modos de Falha de Dutos Flexíveis</b> .....	<b>21</b>
3.2.2.1 Dano à Capa Polimérica Externa .....	22
3.2.2.2 Espaço anular.....	24
3.2.2.3 Corrosão nos fios da armadura de tração .....	24
3.3 FADIGA.....	27
<b>3.3.1 Introdução à Fadiga</b> .....	<b>27</b>
<b>3.3.2 Carregamento Dinâmico</b> .....	<b>29</b>
<b>3.3.3 Aspectos Microscópicos da Fratura por Fadiga</b> .....	<b>30</b>
<b>3.3.4 Fatores que Influenciam o Comportamento à Fadiga</b> .....	<b>32</b>
3.3.4.1 Efeito da razão de carregamento, tensão média e tensão máxima	33
3.3.4.2 Efeito da geometria.....	33
3.3.4.3 Efeito do acabamento superficial.....	34
3.3.4.4 Efeito da tensão residual .....	35
3.3.4.5 Efeito do ambiente.....	35
<b>3.3.5 Curvas S-N</b> .....	<b>36</b>

3.3.6 O fator de concentração de tensões ( $K_t$ ) e o fator de redução de resistência à fadiga ( $K_f$ ) .....	37
3.3.7 O Ensaio de Fadiga em Armaduras de Tração.....	41
<b>4 PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL .....</b>	<b>44</b>
4.1 CONFECÇÃO DOS CORPOS DE PROVA.....	44
4.2 CARACTERIZAÇÃO METALÚRGICA .....	44
<b>4.2.1 Composição química do aço .....</b>	<b>44</b>
<b>4.2.2 Análise microestrutural.....</b>	<b>45</b>
4.3 PRODUÇÃO DOS DEFEITOS POR ELETROEROSÃO.....	46
4.4 ENSAIO DE FADIGA .....	47
4.5 FRACTOGRAFIAS.....	49
<b>4.5.1 Macrografia.....</b>	<b>49</b>
<b>4.5.2 Microscopia Eletrônica de Varredura.....</b>	<b>50</b>
4.6 CÁLCULO DO FATOR DE CONCENTRAÇÃO DE TENSÃO ( $K_t$ ) .....	50
<b>5 RESULTADOS E DISCUSSÃO .....</b>	<b>51</b>
5.1 ENSAIOS DE FADIGA.....	51
<b>5.2.1 Identificação do ponto de iniciação das trincas .....</b>	<b>53</b>
<b>5.2.2 Medida do tamanho dos defeitos produzidos por eletroerosão ....</b>	<b>54</b>
5.3 CÁLCULO DO FATOR DE CONCENTRAÇÃO DE TENSÃO ( $K_t$ ) .....	55
<b>6 CONCLUSÃO .....</b>	<b>60</b>
<b>7 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS .....</b>	<b>62</b>
<b>8 REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS .....</b>	<b>63</b>
<b>APÊNDICE A .....</b>	<b>68</b>

## LISTA DE FIGURAS

Figura 1 - <i>Risers</i> flexíveis: trechos suspensos das tubulações que interligam as linhas de produção submarinas às plataformas .....	18
Figura 2 - Configuração típica de um duto flexível de camadas não aderentes. .	19
Figura 3 - Compilado de incidentes em campo de dutos flexíveis.....	22
Figura 4 - Dano em capa polimérica externa causado pelo contato com braço de plataforma. ....	23
Figura 5 - Fios de uma armadura de tração corroídos devido ao dano na capa polimérica externa. ....	25
Figura 6 - Falha por fadiga de um parafuso devido à flexão unidirecional repetida. A falha começou na raiz da rosca no ponto A, se propagou através da seção transversal mostrada pelas marcas de praia em B, antes da fratura final catastrófica em C. ....	28
Figura 7 - Carregamento dinâmico de amplitude constante. O caso (a) é denominado carregamento completamente reverso, com $\sigma_m=0$ . Em (b), o carregamento possui $\sigma_m \neq 0$ e em (c) a $\sigma_{min}$ será igual a 0. ....	30
Figura 8 - Formação de bandas de deslizamento por solitação cíclica e os estágios de propagação de uma trinca de fadiga.....	31
Figura 9 - Influência (a) da razão de carregamento e (b) da tensão média para o ensaio de fadiga. ....	33
Figura 10 - Melhora de projeto visando à eliminação de pontos de concentração de tensão.....	34
Figura 11 - Método da tensão constante para realização de ensaio de fadiga. ..	37
Figura 12 - Esquema da geometria semi-elíptica de pites de corrosão.....	39
Figura 13 - Valores de $K_t$ e $K_f$ para diferentes raios de entalhe ( $\rho$ ).....	40
Figura 14 - Fluxograma ilustrando a metodologia utilizada. ....	44
Figura 15 - Desenho ilustrando as faces transversal e longitudinal da amostra..	45
Figura 16 - Microestruturas da seção transversal (a) e longitudinal (b) do fio. ....	46
Figura 17 - Ilustração do corpo de prova e da localização do defeito pontual.Fonte: o autor .....	47

Figura 18 - (a) Máquina de ensaios MTS e (b) Dispositivo de flexão em quatro pontos utilizado. Fonte: (a) Adaptado de “MTS Brasil   Testing systems, mechanical testing and sensing solutions” por Gonçalves, 2018, (b) Gonçalves, 2018 .....	48
Figura 19 - Curvas S-N ensaiadas ao ar. ....	51
Figura 20 - Imagens das fraturas e seus pontos de iniciação de trinca produzidas através de lupa (à esquerda) e MEV (à direita): (a) amostra A4 ensaiada no nível de tensão de 680 MPa; (b) amostra E6 ensaiada no nível de tensão de 793 MPa. ....	53
Figura 21 - Largura (2c) e profundidade (a) do defeito na amostra A7. ....	55
Figura 22 - Relação entre $K_t$ e razão de aspecto para os grupos A e B.....	57
Figura 23 - Relação entre N e a razão de aspecto para os níveis de tensão de 680 MPa e 793 MPa.....	58
Figura 24 - Relação entre N e a profundidade do defeito para os níveis de tensão de 680 MPa e 793 MPa.....	58
Figura 25 – Imagens das fraturas: (a) Amostra A1 delaminada; (b) Amostra A3 com fratura plana; (c) Macrografia da amostra B7 delaminada.....	59

## LISTA DE TABELAS

Tabela 1 - Principais danos em capa externa de dutos flexíveis.....	23
Tabela 2 - Composição química em % peso do material. ....	45
Tabela 3 - Parâmetros utilizados nos ensaios de fadiga. ....	49
Tabela 4 - Parâmetros das curvas S-N de acordo com a Equação 10.....	52
Tabela 5 - Valores das dimensões a e 2c dos defeitos. ....	54
Tabela 6 - Valores de Kt e razão de aspecto calculados a partir da Equação 8. ....	56
Tabela 7 - Resultados dos ensaios de fadiga ao ar dos grupos A e B. ....	68

## RESUMO

Os dutos flexíveis estão hoje dentre os principais equipamentos utilizados na exploração e produção submarina de petróleo e gás no Brasil e no mundo. São constituídos de múltiplas camadas de materiais metálicos e não metálicos e conduzem os fluidos produzidos do poço até as unidades flutuantes de produção e armazenamento. Uma vez em operação, os dutos flexíveis podem ser submetidos à condições diferentes às estabelecidas em seu projeto, como por exemplo o alagamento do espaço anular por água salina, criando uma condição operacional agressiva e diferente da prevista em projeto e podendo causar a falha prematura do duto devido à corrosão-fadiga de suas armaduras metálicas, com um eminente risco de danos financeiros e ambientais. Para garantir a segurança da operação, o projeto do duto flexível deve ser capaz de considerar a ação combinada de fadiga e corrosão. Contudo, o método tradicional de avaliação de vida em fadiga de armaduras metálicas não é normatizado e utiliza fios novos ensaiados em meios agressivos com uma frequência superior à operacional. Sendo assim, o tempo de exposição dos fios ao meio corresponde somente ao tempo do ensaio. Portanto, esse método de avaliação não reflete a condição real de operação, podendo afetar negativamente os resultados. Este trabalho avaliou, por meio de testes de fadiga ao ar, a influência de duas diferentes geometrias de defeitos produzidas por eletroerosão por penetração em fios de aço de alta resistência, a fim de simular a presença de corrosão localizada de forma controlada e homogênea. Foi construída uma curva S-N - gráfico que relaciona a tensão com o número de ciclos (N) - para cada geometria de defeito e as mesmas foram comparadas com a curva S-N de fios novos presentes na literatura. Ficou evidente a diminuição da vida em fadiga dos fios devido à presença dos defeitos. As superfícies de fratura foram analisadas por MEV e microscópio estereoscópio, e observou-se que as trincas originaram-se a partir dos defeitos. Lançando mão das larguras e profundidades dos defeitos medidas por MEV, calculou-se o fator de concentração de tensão para cada defeito. O fator de concentração de tensão médio encontrado para o primeiro grupo foi de 1,79 e de 2 para o segundo grupo.

Palavras-chave: duto flexível, anular alagado, armadura de tração, corrosão, fadiga

## 1 INTRODUÇÃO

O duto flexível é um dos principais equipamentos utilizados na exploração e produção submarina de petróleo e gás, sendo responsável pela condução dos fluidos hidrocarbonetos produzidos do poço até as unidades flutuantes de produção e armazenamento. Os trechos suspensos e sujeitos à cargas dinâmicas de dutos flexíveis são denominados *risers*. Com uma geometria tubular, os *risers* possuem múltiplas camadas de materiais metálicos e não metálicos sobrepostos, cada qual com sua função específica (“Conheça curiosidades sobre equipamentos de nossos sistemas submarinos”, 2015; XAVIER, 2009).

Quando em operação, os *risers* podem ser submetidos à condições operacionais diferentes daquelas estabelecidas em seu projeto, como por exemplo um dano na sua capa polimérica externa e o consequente alagamento do espaço anular por água salina, criando um meio agressivo de operação. Portanto, a fim de garantir a segurança operacional dos dutos flexíveis, os projetos devem ser capazes de considerar a ação combinada de fadiga e corrosão (GONÇALVES, 2018; NEGREIROS, 2016).

Entretanto, o método tradicional de avaliação da resistência à fadiga dos fios das armaduras de tração dos *risers* envolve ensaios de corrosão-fadiga não normatizados, utilizando fios novos submetidos a meios agressivos e a uma frequência superior à operacional. Portanto, o tempo de exposição dos fios ao meio corrosivo corresponde apenas ao tempo de duração do ensaio e, uma vez que os fios ensaiados são novos, os mesmos não apresentam pontos de corrosão localizada, embora dados de campo demonstrem a presença desta em períodos curtos de operação e até mesmo anteriores ao seu início. Esse método de avaliação resulta em uma comparação de defeitos de tamanhos diferentes, não refletindo a condição real de operação e podendo afetar a curva S-N produzida (GONÇALVES, 2018).

É sabido que a presença de corrosão localizada, na forma de pites de corrosão, atua como concentrador de tensão nos fios, diminuindo sua vida em fadiga. Sendo assim, este trabalho tem como objetivo geral estudar a influência da presença de defeitos pontuais na redução de vida em fadiga de fios da armaduras de tração de *risers* flexíveis. Os defeitos foram produzidos pelo processo de

eletroerosão por penetração, em duas geometrias diferentes, a fim de simular a presença de corrosão localizada de forma controlada e homogênea. Os fios foram então submetidos a ensaios de fadiga ao ar, para a posterior construção de curvas S-N ou curvas de Wöhler, que relacionam o nível de tensão do ensaio com o número de ciclos (N) até a ruptura das amostras. As curvas S-N produzidas foram comparadas com as curvas S-N de fios novos presentes na literatura e foi calculado o fator de concentração de tensão ( $K_t$ ) associado a cada geometria de defeito estudada.

## 2 OBJETIVOS

Este trabalho visa estudar a redução de vida em fadiga devido à geometria de defeitos pontuais produzidos por eletroerosão em fios de alta resistência submetidos a carregamentos cíclicos.

### OBJETIVOS ESPECÍFICOS:

- Avaliar diferentes geometrias de defeitos e a sua relação com a vida em fadiga dos fios por ensaios de fadiga de flexão em quatro pontos ao ar;
- Analisar a superfície de fratura dos fios utilizando Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV), a fim de evidenciar a influência dos defeitos na iniciação da fratura devido ao efeito de concentração de tensão ocasionado pelos mesmos;
- Calcular o  $K_t$  para os fios com diferentes geometrias de defeitos;
- Comparar os resultados obtidos com os valores de vida em fadiga de fios sem defeitos presentes na literatura.

### 3 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

#### 3.1 A EXPLORAÇÃO DE PETRÓLEO NO BRASIL E NO MUNDO

O petróleo, antigamente retirado de exsudações naturais ou poços com pouca profundidade, participa da vida do homem desde os tempos bíblicos, sendo utilizado para a pavimentação de estradas, embalsamento de mortos, material inflamável para a indústria bélica e até mesmo para fins decorativos (THOMAS, 2004).

O início do processo de busca por petróleo data do ano de 1859 quando, nos Estados Unidos, foi iniciada a exploração comercial. Esta, fora impulsionada pela descoberta do resultado positivo da destilação do petróleo, com produtos que substituíam com grande margem de lucro o óleo de baleia, utilizado na época para iluminação. O interesse comercial pela nova descoberta reduziu após o desenvolvimento do conhecimento em energia elétrica por Thomas Edison, retornando apenas ao final do século XIX, devido às invenções dos motores à gasolina e a diesel (BENEDITO, 2007; THOMAS, 2004).

Em meados de 1900 começou a ser desenvolvido o método rotativo de perfuração, em substituição ao método de percussão. Neste ano, o americano Anthony Lucas, utilizando o processo rotativo, encontrou o óleo a 354 metros de profundidade, sendo esse evento um importante marco na história do petróleo (THOMAS, 2004).

Até 1945 a maior parte do petróleo produzido era oriunda dos Estados Unidos, maior produtor e líder no processo de aprendizagem científica da indústria do petróleo mundial da época. Contudo, a partir da década de 50, o hemisfério oriental também começou a se solidificar neste mercado. A década de 50 foi marcada pela intensificação das incursões marítimas e o aumento dos estudos com o surgimento de novas técnicas exploratórias (BENEDITO, 2007; THOMAS, 2004).

Baixos preços, abundância de petróleo e alto consumo atemperaram os anos 60. Houve também um grande sucesso na exploração de petróleo no Oriente Médio e União Soviética, esta com grandes reservas de gás. Os anos 70, contudo, ficaram conhecidos por altas no preço do petróleo, por descobertas no Mar do Norte, México e territórios de Terceiro Mundo. Além disso, o aparente esgotamento

das reservas de petróleo americanas resultou em um grande aprimoramento de dispositivos de aquisição, processamento e interpretação de dados sísmicos (THOMAS, 2004).

As décadas seguintes foram marcadas por mais avanços tecnológicos responsáveis por reduzirem significativamente os custos de exploração e produção, consolidando o petróleo como uma das principais fontes de energia do planeta (THOMAS, 2004).

Em território brasileiro, a história do petróleo inicia em 1858, na Bahia, quando o Marquês de Olinda assina um decreto concedendo a José Barros Pimentel o direito de extrair mineral betuminoso para a fabricação de querosene. Contudo, o primeiro poço com o objetivo de encontrar petróleo foi perfurado somente em 1897, em São Paulo, no município de Bofete, produzindo apenas meio metro cúbico do óleo. Naquela época a iniciativa de procurar petróleo não partiu do governo, mas de particulares sem técnica e sem uso de equipamentos apropriados, resultando em nenhuma descoberta significativa (MORAIS, 2013; THOMAS, 2004).

Após o fim da Segunda Guerra Mundial e decorridos 60 anos desde o início da indústria mundial do petróleo, o Brasil corria riscos em depender integralmente da importação de combustíveis. O governo brasileiro então começou a participar ativamente das atividades de exploração, realizando perfurações em diversos estados, mas, sem conseguir encontrar nenhuma jazida importante. Diante desse contexto, as lideranças militares solicitaram a busca por soluções para a descoberta de fontes nacionais de petróleo, assim como um maior controle estatal sobre o setor (MORAIS, 2013; THOMAS, 2004).

Em Janeiro de 1939 foi perfurado na Bahia o poço DNPM-163, que encontrou petróleo a uma profundidade de 210 metros e foi considerado o descobridor do óleo no Brasil. No final de 1939, aproximadamente 80 poços haviam sido perfurados e, em 1941 foi descoberto o primeiro campo comercial de petróleo em Candeias, na Bahia (MORAIS, 2013; THOMAS, 2004).

O ano de 1953 foi marcado pela criação da Petrobras, que tinha como incumbência resolver a questão da alta dependência brasileira por petróleo importado. A criação da Petrobras marca o início de intensas pesquisas na área e a descoberta de importantes campos de petróleo no nordeste. Contudo, no início

da década de 60, a Petrobras constatou que as descobertas terrestres não eram suficientes para diminuir a dependência do mercado internacional, redirecionando, então, as explorações para o mar. Na década de 60 foram descobertos os campos de Miranga, na Bahia, e Carmópolis e Guaricema, em Sergipe, este último sendo a primeira descoberta no mar (MORAIS, 2013; THOMAS, 2004).

O campo de Guaricema foi descoberto pela P-I, a primeira plataforma móvel de perfuração com capacidade de operar em águas rasas de até 30 metros de profundidade. Além disso, foi criado no Rio de Janeiro o Cenpes, Centro de Pesquisa e Desenvolvimento, que tornou-se mais tarde um dos mais importantes complexos de pesquisa aplicada do mundo (“Trajetória: Conheça nossa História e Evolução”, 2019).

A década de 70 pode ser lembrada pela crise mundial do petróleo e pela descoberta da Bacia de Campos, no Rio de Janeiro, no campo de Garoupa. Ainda, para o Brasil, o final da década de 70 fora de extrema importância pois marcou o início da experiência da Petrobras com tubos flexíveis para coleta e exportação de óleo. Nas décadas seguintes, ocorreram notórias descobertas em águas profundas da Bacia de Campos assim como as descobertas do Rio Urucu, no Amazonas, permitindo à Petrobras trabalhar com a meta da auto suficiência perseguida desde a fundação da empresa (MORAIS, 2013; LEMOS, 2005; THOMAS, 2004).

Desde o ano de criação da Petrobras, em 1953, até o final da década de 90, a produção de petróleo no Brasil cresceu de 750 m<sup>3</sup>/dia para 182.000 m<sup>3</sup>/dia. Esse aumento na produção foi possibilitado pelos contínuos avanços tecnológicos e estudos em perfuração e produção (THOMAS, 2004).

O ano de 2007 foi marcado pela descoberta, na Bacia de Santos, de gigantes reservatórios de óleo e gás na camada geológica do Pré-sal, que estende-se por 800 km na costa brasileira. A descoberta do Pré-sal criou um novo horizonte para a indústria mundial de petróleo e gás. Em 2013, a produção no pré-sal chegou à marca de 300 mil barris de petróleo por dia e, em 2016, esse número subiu para 1 milhão de barris por dia, comprovando a alta produtividade das jazidas (“Pré-sal”, 2019).

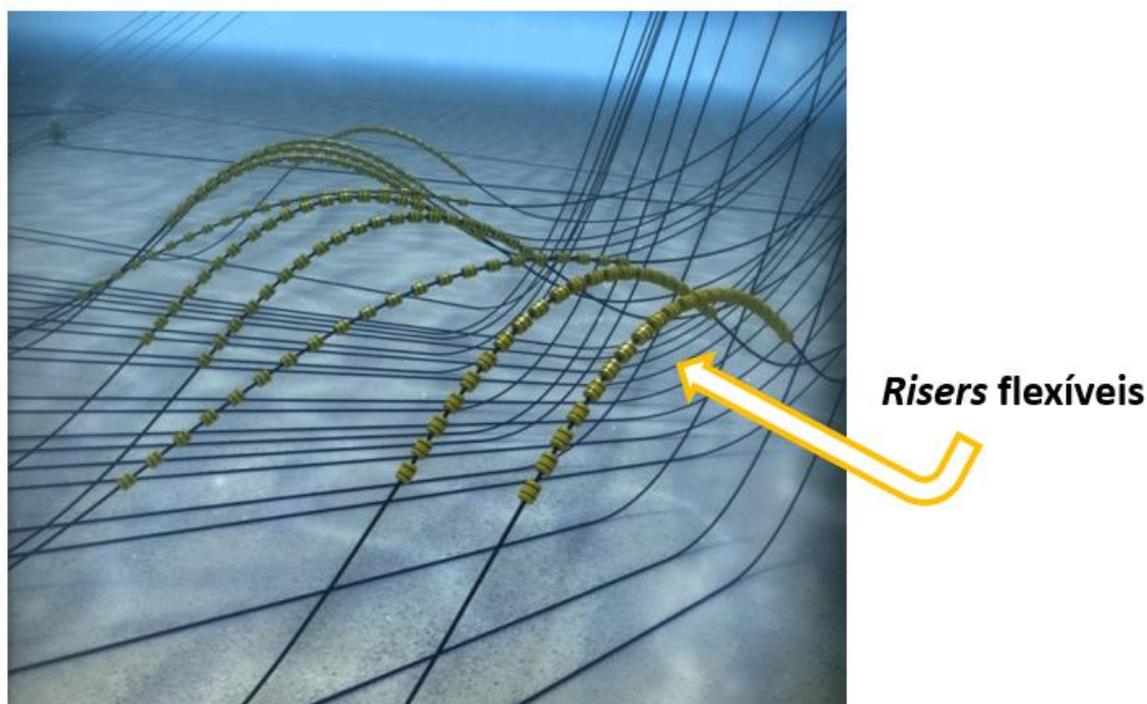
Em 2017 ocorreu o início da produção no Bloco de Libra, na Bacia de Santos, conhecido como um dos mais produtivos do mundo. E, em 2018, a

Petrobras atingiu o recorde de 1,5 milhões de barris por dia, além de completar o aniversário de dez anos de produção no pré-sal (“Trajetória: Conheça nossa História e Evolução”, 2019).

Segundo a Petrobras, em 2016 a estatal consolidou-se como a maior operadora de equipamentos submarinos para águas profundas e ultra profundas da indústria mundial de petróleo. Contudo, para alcançar essa posição frente às grandes complexidades tecnológicas para a produção de petróleo em grandes profundidades, foi preciso aperfeiçoar as tecnologias importadas e também qualificar a indústria nacional. Para esse fim, em 1986, foi criado o Programa de Capacitação em Águas Profundas (Procap), que tinha como objetivo principal a qualificação de universidades e fornecedores de bens e serviços, a fim de possibilitar a geração de conhecimento e o aperfeiçoamento de tecnologias que tornassem viáveis a produção de petróleo no cenário da época. Como resultado do programa, foram desenvolvidas inúmeras soluções tecnológicas e equipamentos submarinos de ponta (“Somos a maior operadora mundial de equipamentos submarinos para águas profundas e ultra profundas”; 2016).

Atualmente, os dutos flexíveis são uns dos principais e mais importantes equipamentos utilizados pela produção submarina de óleo e gás. O primeiro duto flexível instalado no Brasil data do ano de 1979. Esses equipamentos são os responsáveis pela condução dos fluidos produzidos pelo poço para as unidades de produção, estando presentes em todo sistema submarino de coleta e escoamento. Eles podem ser utilizados para a interligação de uma unidade a outra, para a injeção ou descarte de fluidos em reservatórios ou para a exportação da produção para a terra. Dutos flexíveis possuem uma geometria tubular, com múltiplas camadas de materiais metálicos e não metálicos sobrepostos. Os trechos suspensos de dutos flexíveis são chamados de *risers*. *Risers* são os responsáveis por interligar as linhas de produção submarinas às plataformas (“Conheça curiosidades sobre equipamentos de nossos sistemas submarinos”, 2015; LEMOS, 2005).

Figura 1 - *Risers* flexíveis: trechos suspensos das tubulações que interligam as linhas de produção submarinas às plataformas



Fonte: adaptado de ("Conheça curiosidades sobre equipamentos de nossos sistemas submarinos"; 2015)

### 3.2 DUTOS FLEXÍVEIS

Desde o início da exploração brasileira de óleo e gás em águas profundas, os dutos flexíveis têm sido considerados uma das opções mais eficientes no transporte de fluidos em instalações *offshore*. Esse tipo de duto possui um manejo facilitado quando em comparação a dutos rígidos, tornando a etapa de transporte, instalação e operação também mais fáceis e ágeis (CARNEVAL et al., 2006).

Os primeiros dutos flexíveis foram instalados no final de década de 70 no campo de Garoupa, na Bacia de Campos, e hoje, a maioria da produção brasileira é transportada por esse tipo de estrutura (CARNEVAL et al., 2006).

Existem dois tipos de dutos flexíveis: dutos flexíveis de camadas aderentes e dutos flexíveis de camadas não aderentes. Dutos flexíveis de camadas aderentes possuem componentes metálicos que são vulcanizados em uma matriz elastomérica, formando um material compósito. Dutos flexíveis de camadas não aderentes, em contrapartida, são feitos de diferentes camadas cilíndricas

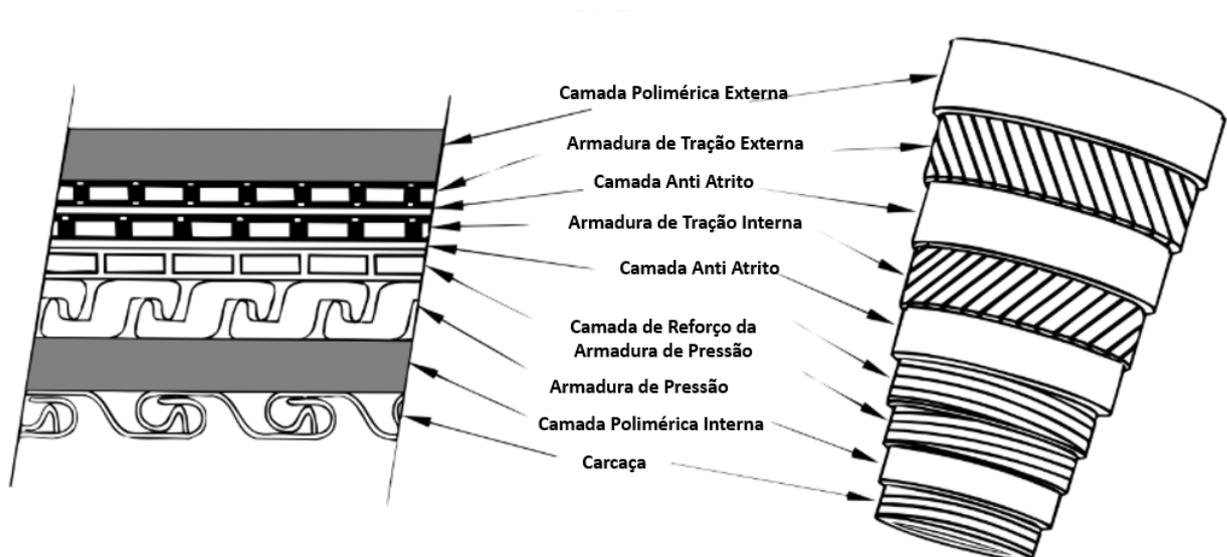
sobrepostas, que podem deslizar umas em relação às outras. São feitos de materiais metálicos e não metálicos, cada camada com sua função específica. Esse conjunto de camadas fornece uma associação de flexibilidade e resistência à tensões axiais, colapso, pressão interna e corrosão (CARNEVAL et al., 2006; FERGESTAD e LØTVEIT, 2014).

Dutos flexíveis são chamados de *risers* quando utilizados em situações sujeitas à cargas dinâmicas, com movimento relativo entre o lugar de onde o duto sai e onde o duto chega. Sendo assim, *risers* são projetados para resistir a muitos ciclos de tração e flexão, sendo, também, resistentes à alta pressão interna (XAVIER, 2009).

### 3.2.1 Constituição Típica de um Duto Flexível de Camadas Não Aderentes

Um duto flexível típico é composto pelas seguintes camadas, ilustradas na Figura 2.

Figura 2 - Configuração típica de um duto flexível de camadas não aderentes.



Fonte: adaptado de API RP 17B, 2014

- 1) Carcaça Intertravada de Aço: é a camada mais interna do duto, sendo responsável por resistir à pressão externa e evitar o colapso do duto pela queda abrupta da pressão interna. Possui alta flexibilidade devido à sua geometria, com uma ou duas fitas de aço intertravadas. A carcaça está em

contato direto com o fluido, estando, portanto, sujeita à corrosão. Sendo assim, a mesma deve ser fabricada com um material quimicamente compatível com os fluidos transportados, como os aços inoxidáveis, por exemplo, utilizados para meios agressivos (XAVIER, 2009; CAMPELLO, 2014).

- 2) Camada Polimérica Interna: também conhecida como “barreira”, é responsável pela estanqueidade do duto, evitando que fluidos internos entrem em contato com as camadas externas. É constituída de um tubo extrudado sobre a carcaça de aço, feito de materiais termoplásticos como a Poliamida 11 ou Polifluoreto de Vinilideno, no caso do transporte de fluidos em altas temperaturas (CAMPELLO, 2014).
- 3) Armadura de Pressão: é responsável pelo reforço estrutural e tem como função principal resistir à pressão interna, externa e à cargas radiais. A armadura de pressão é constituída por um ou dois fios de aço carbono enrolados em formato espiral, podendo ser dispostos em diferentes configurações. Algumas dessas configurações são protegidas por patentes ou licenças (CAMPELLO, 2014).
- 4) Camada Anti-atrito: é uma camada polimérica que tem como objetivo principal atenuar os efeitos friccionais responsáveis pelo desgaste das camadas metálicas devido ao movimento relativo entre as mesmas. Também tem como função servir como barreira à penetração de fluidos, caso houver dano à camada polimérica externa (XAVIER, 2009; CAMPELLO, 2014).
- 5) Armadura de Tração: é a responsável por suportar cargas axiais estáticas e dinâmicas impostas pela pressão interna, peso, movimentos da plataforma, entre outros. Além disso, confere ao duto rigidez à torção. É constituída por camadas pares de fios de aço planos, enroladas em sentidos opostos. As camadas possuem um baixo ângulo de assentamento. Sendo assim, não comprometem a flexibilidade da estrutura, pois os fios podem se mover quando o duto é flexionado (XAVIER, 2009; CAMPELLO, 2014).

De acordo com Gonçalves (2018), os fios da armadura de tração são produzidos por laminação a quente de barras de aço carbono ou aço baixa

liga. Após a laminação, as barras passam por um tratamento térmico conhecido como patentamento, seguido de laminação a frio, produzindo uma microestrutura fina e alongada no sentido da laminação.

- 6) Camada Polimérica Externa: protege o duto contra agentes externos como corrosão e abrasão, além de fornecer isolamento térmico e manter a armadura de tração na posição correta. É confeccionada usualmente em Poliamida ou Polietileno de Alta Densidade (XAVIER, 2009; CAMPELLO, 2014).

### **3.2.2 Modos de Falha de Dutos Flexíveis**

A complexa configuração dos dutos flexíveis, composto por diferentes materiais organizados em múltiplas camadas, somada às condições cada vez mais desafiadoras de operação resultam em um grande número de eventos que podem causar a falha do duto (BOSCHEE, 2012; SIMONSEN, 2014).

De acordo com Simonsen (2014), um modo de falha é causado pela degradação ou por uma sucessão de defeitos que podem levar à perda da integridade do duto. A perda da integridade do duto, por sua vez, pode ser definida pela ocorrência de vazamentos, redução da capacidade de produção ou aumento do risco de algum incidente afetar a vida humana ou o meio ambiente. Já um mecanismo de falha, diferentemente, pode ser definido por um defeito ou degradação que, por si só, não leva à falha do duto. Portanto, um ou mais mecanismos de falha podem ser a causa de um modo de falha.

A norma API RP 17B (2014b) lista, para cada camada do duto flexível, os seguintes modos de falha para aplicações estáticas e dinâmicas:

- Colapso
- Explosão
- Falha em Tração
- Falha em Compressão
- Curvatura Excessiva
- Falha por Torção
- Falha por Fadiga
- Erosão

- Corrosão

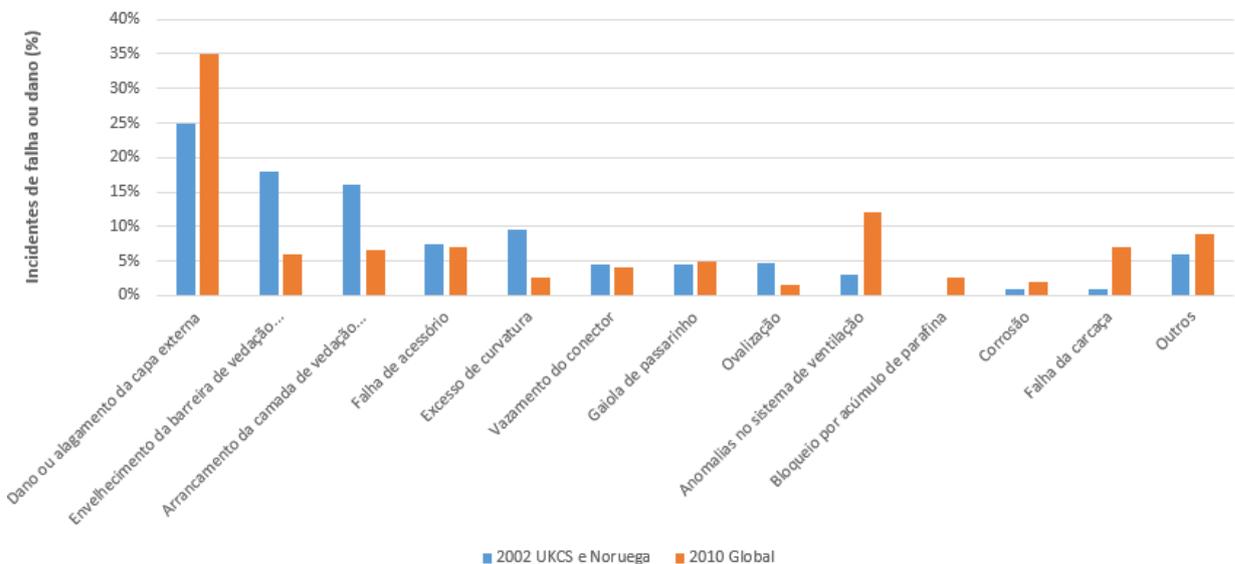
Este trabalho, contudo, está focado em estudar a redução de vida em fadiga de fios de armaduras de tração com defeitos pontuais produzidos a fim de simular a presença de corrosão localizada e homogênea. Portanto, apenas modos de falha relacionados a esses tópicos serão abordados detalhadamente, como a falha por fadiga e também à corrosão dos fios. A norma API RP 17B (2014b) e o trabalho de Simonsen (2014) são opções sugeridas para um maior aprofundamento no tema.

### 3.2.2.1 Dano à Capa Polimérica Externa

Segundo Boschee (2012), pesquisas recentes mostram que o dano à capa polimérica externa é o incidente mais comum relacionado à integridade de dutos flexíveis em operação (vide Figura 3), mostrando um aumento desde o ano 2001.

As principais causas de avarias à capa polimérica externa incluem danos durante a instalação, abrasão e impacto em serviço, bloqueio da válvula de alívio e trincamento do polímero (ERIKSEN; ENGELBRETH, 2014).

Figura 3 - Compilado de incidentes em campo de dutos flexíveis.



Fonte: adaptado de BOSCHÉE (2012); OBRIEN et al. (2011)

Lançando mão da norma API RP 17B (2014b), Negreiros (2016) compilou em uma tabela os principais tipos de danos encontrados em capas poliméricas externas e suas respectivas possíveis causas (Tabela 1).

Tabela 1 - Principais danos em capa externa de dutos flexíveis.

<b>Dano / Defeito</b>	<b>Possível Causa</b>
Furo	Defeito fabril ou impacto com ferramenta
Rasgo	Cisalhamento durante manuseio, defeito fabril + curvatura excessiva
Desgaste	Abrasão no contato com o solo
Trincamento	Fadiga, envelhecimento
Enrugamento	Durante movimentação no tensionador (instalação)
Ruptura / Explosão	Aumento de pressão no anular e sem atuação da válvula de alívio

Fonte: Negreiros (2016), adaptado de API RP 17B (2014)

A Figura 4 mostra um duto com a sua capa polimérica externa danificada devido ao contato com um braço de plataforma (CARNEVAL et al., 2006).

Figura 4 - Dano em capa polimérica externa causado pelo contato com braço de plataforma.



Fonte: CARNEVAL; MARINHO; SANTOS (2006)

Segundo Gonçalves (2018), danos à capa polimérica externa têm como principal consequência o alagamento do espaço anular.

### 3.2.2.2 Espaço anular

A capa polimérica externa e a camada de vedação interna são limites de um ambiente denominado “espaço anular”. O espaço anular abriga as camadas responsáveis pelo reforço estrutural do duto, fornecendo resistência a carregamentos axiais e radiais, por exemplo (ERIKSEN; ENGELBRETH, 2014). De acordo com Fergestad e Løtveit (2014), o ambiente anular possui um espaço livre que pode variar entre 5 e 15% do seu volume.

No início da fabricação e instalação dos dutos flexíveis, era muito comum acreditar que o espaço anular permaneceria seco enquanto a capa polimérica se mantivesse intacta. A vida em fadiga do duto, portanto, era calculada para ambientes secos (SIMONSEN, 2014).

Após muitos anos de operação, percebeu-se que pequenas moléculas como água ( $H_2O$ ), dióxido de carbono ( $CO_2$ ), gás sulfídrico ( $H_2S$ ) e metano ( $CH_4$ ), por exemplo, provenientes do fluido produzido, podem difundir através da camada de vedação interna e condensar dentro do espaço anular. A condensação dessas moléculas cria uma fase líquida que pode causar a degradação dos materiais metálicos e poliméricos presentes. Foi descoberto, também, que a capa polimérica externa frequentemente sofre danos, causando o alagamento do espaço anular com água do mar e/ou ar, contribuindo para a criação de um ambiente agressivo e corrosivo às camadas constituintes do duto (SIMONSEN, 2014; FERGESTAD e LØTVEIT, 2014).

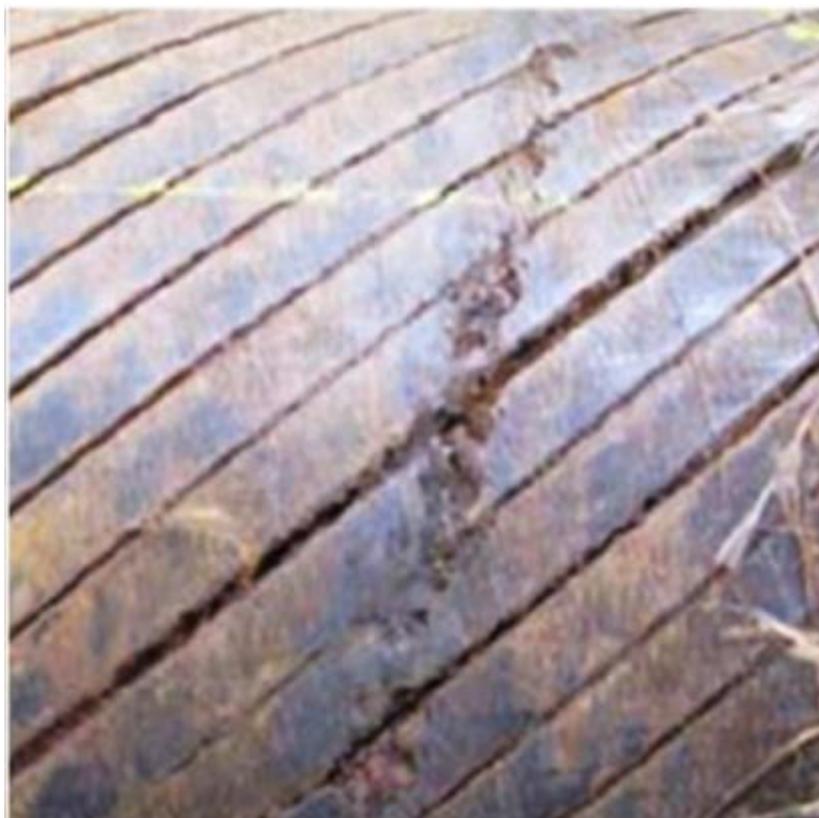
### 3.2.2.3 Corrosão nos fios da armadura de tração

A corrosão das camadas de aço do duto flexível é causada por uma reação química no material. Essa reação o destrói gradualmente, diminuindo sua resistência mecânica e vida em fadiga. Uma causa típica de corrosão é o alagamento do espaço anular por água salina saturada em oxigênio (SIMONSEN, 2014).

A corrosão por si só não é uma causa comum de falha de duto flexíveis, contudo, associada a altos carregamentos ou carregamentos cíclicos, torna-se

uma séria ameaça à integridade da estrutura (SIMONSEN, 2014). Na Figura 5 mostra-se um exemplo de corrosão em fios de aço.

Figura 5 - Fios de uma armadura de tração corroídos devido ao dano na capa polimérica externa.

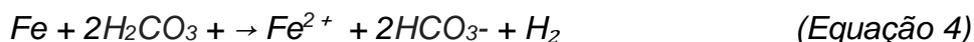


Fonte: SIMONSEN (2014)

Como já fora mencionado na seção anterior, as armaduras de tração ou pressão podem ser afetadas por corrosão pela difusão de gases oriundos dos fluidos produzidos através da camada polimérica interna ou também pelo ingresso de água do mar devido a um dano na capa polimérica externa. A difusão, dissolução e posterior condensação dos gases dentro do ambiente anular causa a diminuição do pH do meio (SIMONSEN, 2014).

Como principal exemplo de gás que pode permear através da camada polimérica interna cita-se o dióxido de carbono ( $\text{CO}_2$ ), oriundo do óleo cru, que reage com água e forma o ácido carbônico ( $\text{H}_2\text{CO}_3$ ). O ácido carbônico, por sua vez, se dissocia formando bicarbonato ( $\text{HCO}_3^-$ ) e depois, carbonato ( $\text{CO}_3^{2-}$ ). O ferro, na presença de ácido carbônico se oxida, ocorrendo também a redução de

hidrogênio. Quando a concentração dos íons envolvidos atingir o limite de solubilidade, ocorre a formação de siderita ( $\text{FeCO}_3$ ), na forma de filme, que será protetor dependendo das condições do meio. O filme de siderita, portanto, contribui para manter baixa a taxa de corrosão (FERGESTAD e LØTVEIT, 2014). As reações do processo corrosivo envolvendo o  $\text{CO}_2$ , conforme Fergestad e Løtveit (2014), estão listadas abaixo.



Outro exemplo de gás que pode permear através da camada polimérica interna é o gás sulfídrico ( $\text{H}_2\text{S}$ ), presente em alguns reservatórios. Na corrosão por  $\text{H}_2\text{S}$ , haverá a formação de sulfeto de ferro ( $\text{FeS}$ ) como produto de corrosão.

O ingresso de água do mar, por outro lado, preenche o espaço anular com oxigênio dissolvido. Este tem tendência à redução e formação de hidroxila ( $\text{OH}^-$ ), causando a corrosão do aço carbono e formando hidróxido de ferro como produto de corrosão (FERGESTAD e LØTVEIT, 2014).

A corrosão dos fios da armadura de tração tem como principais consequências:

- Diminuição da seção transversal metálica, diminuindo também a resistência mecânica dos fios, podendo levar à ruptura da estrutura.
- Diminuição da resistência à fadiga, causada pela combinação da redução da seção transversal com as irregularidades superficiais resultantes da corrosão como por exemplo pites de corrosão, responsáveis por gerar concentradores de tensão que podem ser sítios de iniciação de trinca (FERGESTAD e LØTVEIT, 2014).

### 3.3 FADIGA

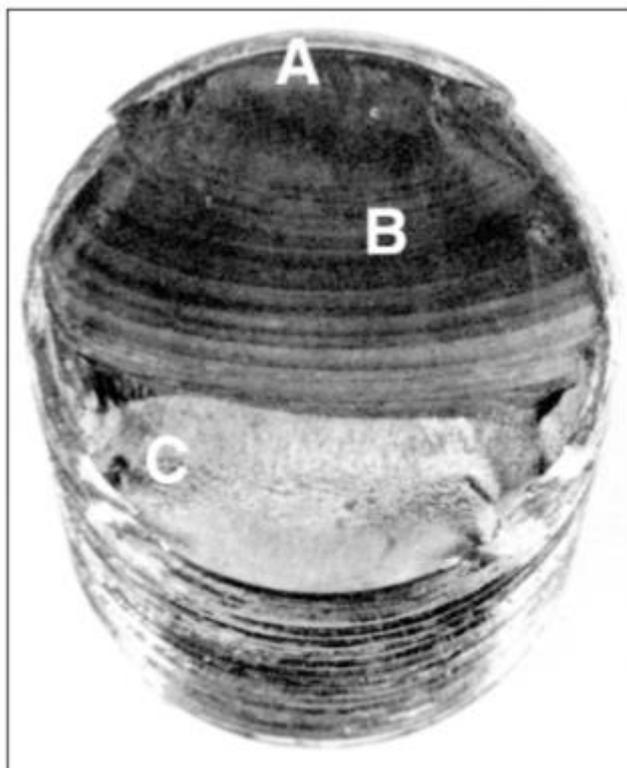
#### 3.3.1 Introdução à Fadiga

De acordo com Rosa (2002), a fadiga representa, dentre os diferentes tipos de falha de componentes mecânicos, a causa mais comum, variando entre 50% a 90% do total de falhas e acontecendo, na maioria das vezes, de forma inesperada (ROSA, 2002).

O fenômeno de fadiga pode ser definido como uma redução gradual da capacidade de carga do componente. Essa redução se dá pela ruptura lenta do material em função do aumento do dano microscópico interno a cada flutuação no estado de tensões. O carregamento, que pode ser cíclico ou não, é responsável por causar deformações plásticas localizadas e progressivas no tempo, gerando dano irreversível no componente. As deformações plásticas, com o tempo, dão origem à nucleação de uma trinca que se propaga até atingir um tamanho crítico. Após atingir o tamanho crítico, o material não mais resiste aos carregamentos impostos e o componente falha de maneira brusca, com características macroscópicas de uma fratura frágil. A falha por fadiga pode ocorrer mesmo quando o componente é submetido a tensões muito abaixo do seu limite de fratura (ROSA, 2002; DOWLING, 2013).

Portanto, a falha por fadiga pode ser descrita em 3 estágios. O estágio 1 é o estágio da iniciação, quando uma ou mais microtrincas se nucleiam em sítios superficiais ou em concentradores de tensão, devido à deformação plástica cíclica. Essas microtrincas usualmente não são visíveis a olho nu. No estágio 2, responsável pela propagação da trinca, ocorre a progressão das microtrincas para macrotrincas, formando uma superfície normal à direção de máxima tensão. Essa superfície é geralmente formada por bandas lisas, claras e escuras conhecidas como “marcas de praia”, dependentes das mudanças no nível ou frequência do carregamento e da natureza corrosiva do meio. As marcas de praia podem ser vistas na Figura 6. Por fim, o estágio 3 ocorre quando a seção remanescente do material não mais consegue suportar o carregamento, resultando em uma rápida e catastrófica fratura do componente e uma superfície de fratura de aparência fibrosa. As marcas de praia, se existentes, e os padrões formados, chamados de estrias, apontam para o ponto de origem da fratura (BUDYNAS; NISBETT, 2008).

Figura 6 - Falha por fadiga de um parafuso devido à flexão unidirecional repetida. A falha começou na raiz da rosca no ponto A, se propagou através da seção transversal mostrada pelas marcas de praia em B, antes da fratura final catastrófica em C.



Fonte: ASM Handbook Vol. 12 (1992)

A fadiga como a causa de falhas mecânicas vem sendo objeto de estudo na engenharia por mais de 150 anos. O trabalho do engenheiro alemão Augusto Wöhler, considerado um dos pioneiros no estudo da fadiga, iniciou na década de 1850, motivado por falhas em eixos ferroviários. Wöhler desenvolveu estratégias de projeto para evitar a falha por fadiga, testando ferros, aços e outros materiais sob diferentes tipos de carregamentos. Ele demonstrou que a vida em fadiga de um material aumentava com o decréscimo da tensão aplicada. Além disso, se a tensão aplicada fosse diminuída até certo valor, o material teria vida infinita. Ele descobriu, também, que a vida em fadiga de um material era drasticamente reduzida com a presença de defeitos e que a resistência de um material à fadiga não era afetada somente pela variação das tensões cíclicas, mas também pelas tensões médias (RIBEIRO, 2011; DOWLING, 2013).

Wöhler representava seu resultados em forma de tabelas. Contudo, Spangenberg, seu sucessor, plotou os resultados de Wöhler em curvas, obtendo as curvas S-N, hoje conhecidas como curvas de Wöhler. As curvas S-N relacionam a tensão (S) com o número de ciclos (N) que o componente resistiu no nível de tensão aplicado (RIBEIRO, 2011; DOWLING, 2013).

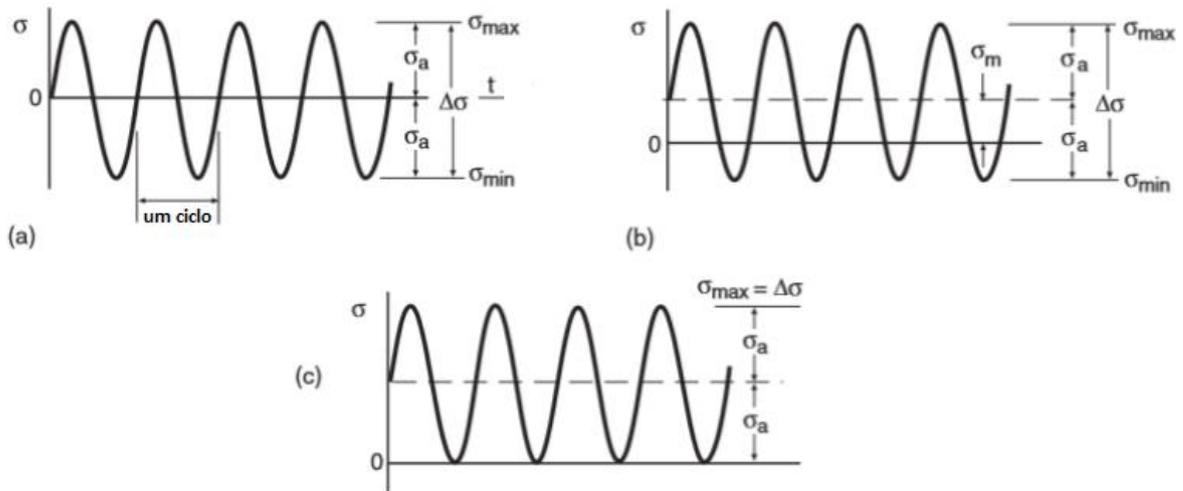
Atualmente, existem três abordagens principais usadas em projetos para prever quando, e se, um componente submetido a um carregamento cíclico falhará por fadiga. Na primeira abordagem, denominada vida total ou método S-N, a tensão nominal que pode ser suportada sob carregamento cíclico é determinada considerando as tensões nominais médias e ajustando-as para regiões sob efeito de concentradores de tensão. A segunda abordagem é baseada na deformação e chamada de método  $\epsilon$ -N, com uma análise mais detalhada da deformação localizada que pode ocorrer em regiões sujeitas a concentradores de tensão durante o carregamento cíclico. A última abordagem, conhecida por abordagem de mecânica da fratura, estuda especificamente a etapa do crescimento de trincas por métodos de mecânica da fratura, assumindo que a trinca já está presente e detectada (DOWLING, 2013; BUDYNAS; NISBETT, 2008).

Este trabalho utilizará a abordagem da vida total.

### **3.3.2 Carregamento Dinâmico**

Muitas aplicações reais e também ensaios de fadiga envolvem o uso de carregamentos cíclicos que variam entre níveis de tensão constantes. Esse tipo de carregamento é chamado de carregamento dinâmico com amplitude constante e está ilustrado na Figura 7, pela representação gráfica da tensão versus tempo. São também apresentadas importantes grandezas a fim de caracterizar esse tipo de carregamento (DOWLING, 2013).

Figura 7 - Carregamento dinâmico de amplitude constante. O caso (a) é denominado carregamento completamente reverso, com  $\sigma_m=0$ . Em (b), o carregamento possui  $\sigma_m \neq 0$  e em (c) a  $\sigma_{\min}$  será igual a 0.



Fonte: adaptado de DOWLING (2013)

A variação de tensão ( $\Delta\sigma$ ) é definida pela diferença entre a tensão máxima ( $\sigma_{\max}$ ) e a tensão mínima ( $\sigma_{\min}$ ) envolvidas. A média dos valores máximos e mínimos de tensão resulta na tensão média ( $\sigma_m$ ) e a metade da variação de tensão é chamada de amplitude de tensão ( $\sigma_a$ ). A razão de carregamento ou R, pode ser calculado pela razão entre os valores de tensão mínima e máxima. Se  $R \neq 0$ , o ciclo de tensões é denominado flutuante (vide Figura 7, letra b). Se  $R=0$  (vide Figura 7, letra c), o ciclo de tensões é repetido e se  $R=-1$  (vide Figura 7, letra a), o ciclo de tensões é chamado de completamente reverso (DOWLING, 2013).

### 3.3.3 Aspectos Microscópicos da Fratura por Fadiga

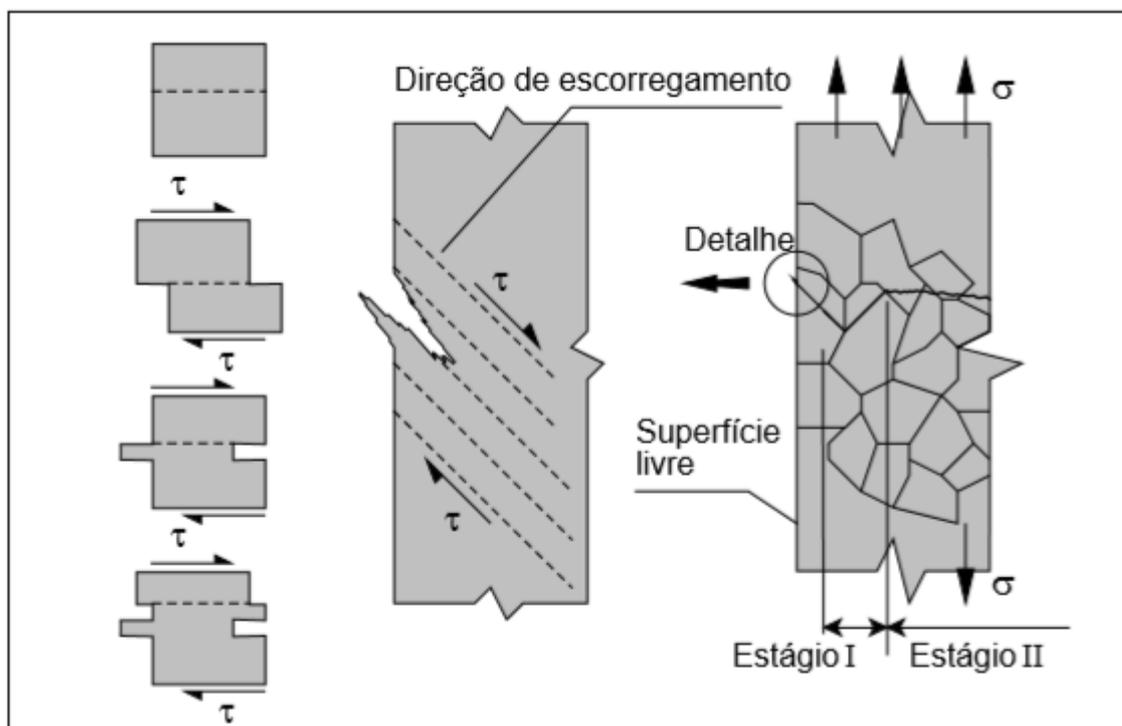
Em materiais cristalinos, a falha por fadiga, geralmente associada à deformações plásticas, ocorre pelo movimento de discordâncias devido à ação de tensões cisalhantes. A movimentação de discordâncias, por sua vez, gera o deslizamento de planos cristalinos. Em materiais policristalinos, os grãos possuem orientações aleatórias de planos atômicos. Sendo assim, a deformação plástica sob tensão cisalhante inicia nos grãos mais desfavoravelmente orientados, ou seja, orientados na mesma direção da tensão cisalhante máxima aplicada.

Portanto, ocorre uma deformação plástica localizada de alguns poucos grãos, e o restante do material se mantém apenas sob deformação elástica (ROSA, 2002).

Os grãos mais desfavoravelmente orientados vão se deformando à medida que ocorre a flutuação de tensões, causando a formação de planos de deslizamento, os quais surgem já nos primeiros ciclos de carregamento. Um conjunto de planos de deslizamento forma uma banda de deslizamento.

As bandas de deslizamento são responsáveis por formar reentrâncias (intrusões) e saliências (extrusões) na superfície da peça, ilustradas na Figura 8. A sequência de movimentos de deslizamento responsáveis pela formação das mesmas também está ilustrada (ROSA, 2002).

Figura 8 - Formação de bandas de deslizamento por solicitação cíclica e os estágios de propagação de uma trinca de fadiga.



Fonte: ROSA (2002)

As intrusões e extrusões formadas são irregularidades na superfície da peça, agindo, portanto, como concentradores de tensão. Esses concentradores de tensão são os responsáveis pela formação de microtrincas, as quais se propagam paralelamente aos planos atômicos de deslizamento, coincidindo com o plano de máxima tensão cisalhante. Essa etapa de propagação corresponde ao modo

microscópico de propagação, sendo sensível a contornos de grão, diferenças de microestrutura, meio, etc. As microtrincas então crescem e atingem um tamanho tal qual passam a se propagar perpendicularmente às tensões de tração que agem no material, correspondente ao modo macroscópico de propagação, sendo sensível às propriedades médias do material (GARCIA, 2015; ROSA, 2002).

Em um grande número de casos, a trinca responsável pela fratura do material não passa pela etapa de nucleação devido aos defeitos internos ou externos pré-existentes na peça, como por exemplo ranhuras, trincas de usinagem, inclusões e concentração de porosidade. Esses defeitos podem ser oriundos do processo de fabricação (soldagem, fundição, forjamento ou retífica), de um tratamento térmico mal sucedido ou ainda de um meio agressivo, responsável pelo ataque superficial do material e pela produção de diferentes formas de corrosão como a corrosão por pites, por exemplo (GARCIA, 2015; ROSA, 2002).

A corrosão por pites, de acordo com Barnes (2014), é uma forma localizada de corrosão, onde a dissolução da superfície metálica leva à formação de cavidades, denominadas pites. A formação de pites de corrosão pode ser influenciada por inúmeros fatores, como a composição do meio, temperatura, composição da liga, condição superficial do metal, etc. Estudos mostram que a corrosão localizada por pites pode ter um efeito significativo na redução da vida em fadiga de materiais metálicos, pois a formação de pites de corrosão atua como concentrador de tensão, formando potenciais locais para a iniciação de trincas de fadiga (FERGESTAD e LØTVEIT; BARNES, 2014; JAKUBOWSKI, 2015).

### **3.3.4 Fatores que Influenciam o Comportamento à Fadiga**

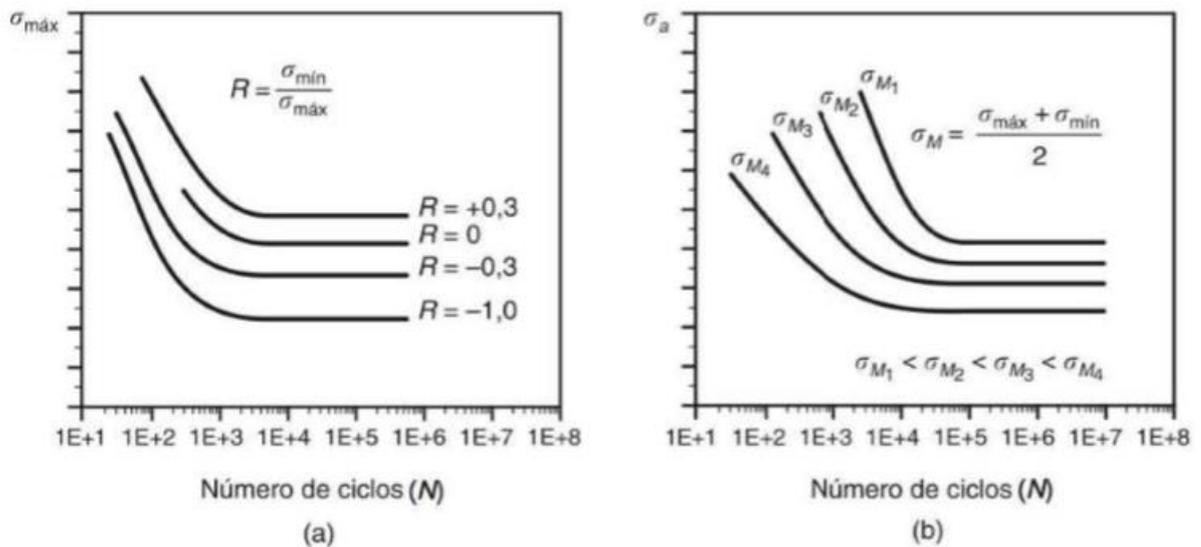
Segundo Gonçalves (2018), qualquer processo que altere as propriedades mecânicas ou microestruturais de um material afetará diretamente seu comportamento em fadiga. A etapa de nucleação e propagação da trinca são afetadas pela geometria do componente, tipo e magnitude de carregamento aplicado, tensões residuais, temperatura, natureza do ambiente, dentre outros (GARCIA, 2015). Alguns desses fatores serão explicados a seguir.

### 3.3.4.1 Efeito da razão de carregamento, tensão média e tensão máxima

Muitos resultados de fadiga presentes na literatura foram determinados em ciclo alternado de tensões, onde a tensão média é zero. Contudo, em muitas situações práticas, a tensão média ( $\sigma_m$ ) é diferente de zero e influencia diretamente na resistência à fadiga dos materiais.

Na Figura 9(a) apresenta-se a tensão máxima ( $\sigma_{m\acute{a}x}$ ) em função do número de ciclos ( $N$ ) para diferentes razões de carregamento ( $R$ ). Pode-se perceber que a partir do aumento de  $R$ , o limite de resistência à fadiga também aumenta. A Figura 9(b), por sua vez, apresenta os resultados em termos de amplitude de oscilação ( $\sigma_a$ ), em função de  $N$ , para diferentes valores de tensão média. Nota-se, então, que à medida que a tensão média aumenta, a amplitude de oscilações diminui (GARCIA, 2015).

Figura 9 - Influência (a) da razão de carregamento e (b) da tensão média para o ensaio de fadiga.



Fonte: GARCIA (2015)

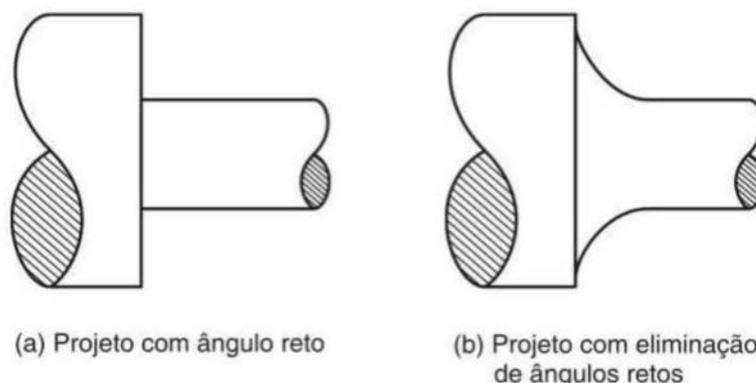
### 3.3.4.2 Efeito da geometria

A geometria de um componente, definida na fase de projeto, tem grande influência na resistência à fadiga do material. Qualquer marca ou descontinuidade pode agir como um concentrador de tensões, facilitando o início de uma trinca de

fadiga. Quanto mais aguda a descontinuidade e quanto menos dúctil for o material, mais problemática será a situação (GARCIA, 2015).

Entalhes, diminuições agressivas de seção, furos transversais, rasgos de chaveta e até mesmo superfícies mal-acabadas podem agir como concentradores de tensão. Sendo assim, é extremamente importante levar o efeito geométrico na vida em fadiga de um material em consideração na etapa de projeto. Na Figura 10 exemplifica-se uma modificação de projeto visando à melhoria da resistência à fadiga (GARCIA, 2015).

Figura 10 - Melhora de projeto visando à eliminação de pontos de concentração de tensão.



Fonte: GARCIA (2015)

### 3.3.4.3 Efeito do acabamento superficial

Usualmente, para as situações mais comuns, as tensões máximas a que os componentes são submetidos ocorrem na superfície. As trincas de fadiga, portanto, têm início também na superfície. Logo, os fatores que afetam o acabamento superficial como rugosidade, tratamentos superficiais e variações na tensão residual superficial devem ser levados em consideração (GARCIA, 2015).

A aplicação de tensões residuais compressivas na superfície do material é, hoje, um dos métodos mais eficientes para aumentar a vida em fadiga de um componente que possui tensões trativas aplicadas externamente por tratamentos térmicos ou trabalho a frio, por exemplo.

O jateamento com granalha ou *shot peening* induz tensões compressivas até cerca da metade do diâmetro da granalha na profundidade do componente. O

polimento também é indicado para eliminar as ondulações na superfície do componente (GARCIA, 2015).

#### 3.3.4.4 Efeito da tensão residual

A tensão residual, para fadiga, é importante em vários aspectos. Uma tensão residual tratativa não-intencional pode ter efeito adverso na resistência à fadiga, enquanto tensões residuais compressivas podem melhorar o desempenho do material sob carregamentos cíclicos (SCHIJVE, 2009).

A tensão residual pode ser definida como uma distribuição de tensões em uma estrutura ou componente, enquanto não há carregamento externo sendo aplicado. Por essa razão, a tensão residual também é conhecida como tensão interna. A tensão residual possui essa terminologia pois origina-se de um resquício de deformação plástica não-homogênea, podendo ser originada também de processos de fabricação, tratamentos térmicos, montagem de componentes e tratamentos superficiais como o jateamento com granalha (SCHIJVE, 2009).

Um carregamento externo aplicado a um componente introduzirá uma distribuição de tensões de acordo com a geometria do componente. Se o material ainda estiver na zona de deformação elástica, o mesmo responderá à soma da distribuição de tensões do carregamento externo com a tensão residual. Se um carregamento cíclico é aplicado ao material, uma tensão cíclica externa com amplitude e média definidas será aplicada ao mesmo. Contudo, a tensão residual continua permanentemente presente, não afetando a amplitude de tensão, mas alterando a tensão média (SCHIJVE, 2009).

Caso a tensão residual for tratativa, somar-se-á com a tensão média do carregamento cíclico, sendo, portanto, desfavorável para a resistência à fadiga. Da mesma maneira, se a tensão residual for compressiva, diminuir-se-á com a tensão média, sendo benéfica para o comportamento em fadiga do material (SCHIJVE, 2009).

#### 3.3.4.5 Efeito do ambiente

Ambientes com características corrosivas influenciam negativamente a resistência à fadiga de um material. Um componente sob esforços cíclicos em um meio corrosivo está sob corrosão-fadiga. Diferentemente da fadiga ao ar, em

corrosão-fadiga o material sempre romperá, pois o mesmo não possui mais um limite de fadiga (GONÇALVES, 2018; GARCIA, 2015).

O eletrólito do meio causa a aceleração do crescimento da trinca, devido às reações químicas que dissolvem o material na ponta da trinca. Além disso, como já fora mencionado anteriormente, a corrosão localizada na forma de pites, formada a partir de reações químicas do material com o ambiente, atua como concentrador de tensões, facilitando a nucleação de trincas naquele local (GONÇALVES, 2018; GARCIA, 2015).

A diminuição da frequência de aplicação de carga também tem efeito deletério pois expõe a trinca ao ambiente agressivo por um maior período de tempo. Sendo assim, o uso de materiais resistentes à corrosão, a aplicação de camadas de proteção e a diminuição da agressividade do meio são medidas que podem reduzir a taxa de corrosão do material, sendo benéfico, também, para a sua vida em fadiga (GARCIA, 2015).

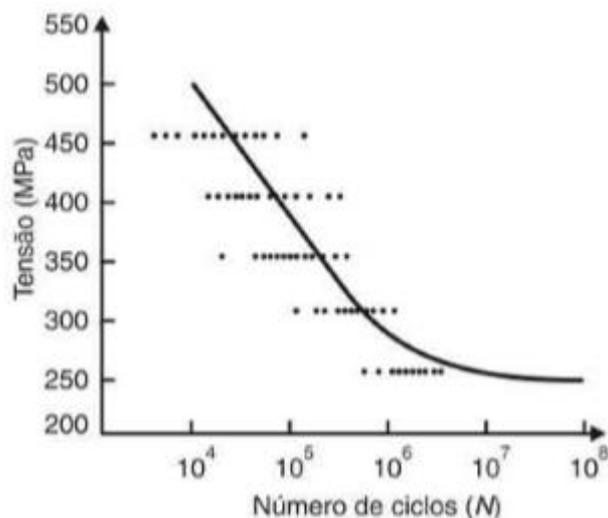
### **3.3.5 Curvas S-N**

A curva S-N ou curva de Wöhler é uma das formas mais usuais para a apresentação dos resultados de fadiga. O gráfico da curva S-N é plotado utilizando a tensão (S) contra o número de ciclos (N) necessários para que a fratura ocorra naquele nível. O número de ciclos N geralmente é utilizado em escala logarítmica, visando facilitar a interpretação dos dados (GARCIA, 2015).

A tensão utilizada no gráfico pode ser  $\sigma_a$ ,  $\sigma_{m\acute{a}x}$  ou  $\Delta\sigma$ , sem ajuste para concentração de tensões. Para a construção do gráfico são ensaiados vários corpos de prova idênticos (com o mesmo material, mesmo tratamento térmico e mesmo acabamento superficial) para diferentes níveis de carregamento, registrando o número de ciclos em que ocorreu a ruptura (GARCIA, 2015).

A realização dos ensaios pode ser feita pelo método da tensão constante, que consiste em selecionar valores espaçados de tensão, ensaiar vários corpos de prova para cada tensão escolhida, obtendo, ao final do ensaio, uma nuvem de pontos para cada condição. A partir desses valores, é traçada uma curva média que englobe todos esses pontos (GARCIA, 2015). Na Figura 11 ilustra-se esse método.

Figura 11 - Método da tensão constante para realização de ensaio de fadiga.



Fonte: Garcia (2015)

Para materiais ferrosos e ligas de titânio, a curva S-N apresenta um limite de tensão tal qual, para valores inferiores, os corpos de prova nunca sofrerão ruptura por fadiga. Esse limite é chamado de limite de resistência à fadiga e pode ser visualizado no gráfico S-N pelo patamar horizontal formado. A maioria das ligas não ferrosas, por outro lado, não apresenta um limite de resistência à fadiga, decrescendo continuamente com a aplicação de carga.

De acordo com o número de ciclos necessários para a fratura, o ensaio de fadiga pode ser classificado em fadiga de baixo ciclo (ruptura abaixo de 10<sup>4</sup> ciclos) e fadiga de alto ciclo (ruptura acima de 10<sup>4</sup> ciclos). A fadiga de alto ciclo e baixos níveis de tensão, geralmente está associada com as propriedades elásticas do material, uma vez que as deformações empregadas durante a realização do ensaio são predominantemente elásticas. Já a fadiga de baixo ciclo e altos níveis de tensão caracteriza-se pela presença de deformação plástica cíclica (GARCIA, 2015).

### 3.3.6 O fator de concentração de tensões (Kt) e o fator de redução de resistência à fadiga (Kf)

A resistência à fadiga de um material pode ser seriamente comprometida com a introdução de um concentrador de tensão (Kt) como um entalhe ou furo, causando uma distribuição de tensões não homogênea no componente.

O fator de concentração de tensões teórico, ou  $K_t$ , é definido como a razão entre a tensão máxima na ponta do entalhe e a tensão nominal aplicada ao componente, de acordo com a Equação 6. O efeito de um entalhe na resistência à fadiga é determinado pela comparação de curvas S-N de amostras com e sem entalhes (SCHIJVE, 2009; DIETER, 1981).

$$K_t = \frac{\sigma_{m\acute{a}x}}{\sigma_{nominal}} \quad (\text{Equa\c{c}\~{a}o 6})$$

A severidade do concentrador de tensões depende da geometria do entalhe. O  $K_t$  é um parâmetro essencialmente elástico, ou seja, todas as deformações consideradas devem ser elásticas (SCHIJVE, 2009). A efetividade do entalhe em diminuir a resistência à fadiga de um componente é expressa pelo valor de redução de resistência à fadiga, ou  $K_f$ , que é a razão entre o limite de fadiga de amostras sem entalhes e amostras entalhadas. Para materiais sem limite de fadiga,  $K_f$  é determinado pela resistência à fadiga de um componente para um número de ciclos específico (DIETER, 1981).

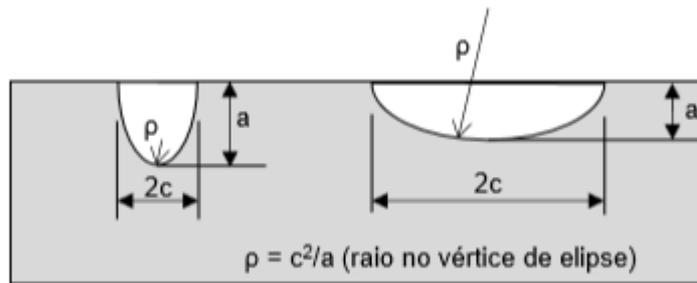
Segundo Dieter (1981), o valor de  $K_f$  varia com a severidade e tipo do entalhe, material, tipo de carregamento e a tensão aplicada. Além disso, verifica-se que  $K_f$  é usualmente menor que  $K_t$  e que a razão  $K_f/K_t$  diminui ao passo que  $K_t$  aumenta. Portanto, entalhes com um alto  $K_t$  têm menos efeito na resistência à fadiga do que o esperado.

Para uma geometria semi-elíptica de entalhe, o seu raio ( $\rho$ ) pode ser determinado pela Equação 7:

$$\rho = \frac{c^2}{a} \quad (\text{Equa\c{c}\~{a}o 7})$$

Onde **a** é a profundidade do defeito e **c** é a metade da largura, conforme a Figura 12 (NEGREIROS, 2016).'

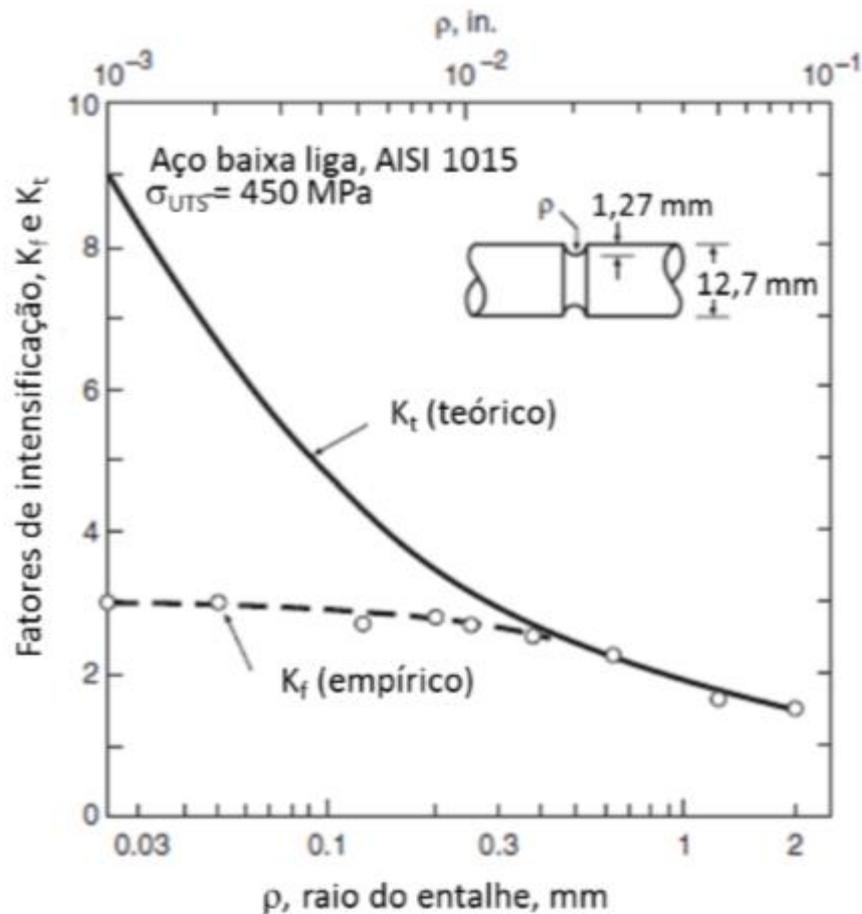
Figura 12 - Esquema da geometria semielíptica de pites de corrosão.



Fonte: NEGREIROS (2016)

A Figura 13 ilustra as curvas de  $K_t$  e  $K_f$  em função do raio do entalhe ( $\rho$ ). Quanto mais agudo for o entalhe (menor  $\rho$ ), maior será o valor de  $K_t$ . Enquanto isso,  $K_f$  tende a um valor constante. Sendo assim, defeitos agudos e defeitos mais rasos podem agir da mesma maneira na diminuição da resistência à fadiga de um componente (GONÇALVES, 2018).

Figura 13 - Valores de  $K_t$  e  $K_f$  para diferentes raios de entalhe ( $\rho$ ).



Fonte: GONÇALVES (2018), adaptado de DOWLING (2013)

Para o cálculo do fator de concentração de tensões ( $K_t$ ), é necessário conhecer a distribuição de tensões próximas ao defeito, como pites de corrosão, por exemplo, e nas regiões afastadas. Contudo, essas informações podem não ser de fácil alcance. Sendo assim, diversos trabalhos estão preocupados em estimar o valor de  $K_t$  e a influência de pites de corrosão na vida em fadiga de armaduras de tração.

Gonçalves (2018) calculou o  $K_t$  utilizando equações formuladas por diversos autores. Todos os resultados demonstraram valores muito próximos. Portanto, o autor escolheu a equação de Zhang et al. (2013) para flexão (Equação 8) para o cálculo de  $K_t$ , por esta ter apresentado o menor desvio em relação ao resultado experimental de Negreiros (2016). Gonçalves (2018) encontrou o valor de 1,80 para  $K_t$  médio teórico de fios pré corroídos ensaiados ao ar e Negreiros

(2016) encontrou o valor de 1,73 para Kt médio teórico de fios pré corroídos ensaiados ao ar.

$$Kt = 0,48 \times \ln\left(\frac{a}{2c}\right) + 2,27 \quad (R^2 = 0,99) \quad \text{Equação 8}$$

A razão  $(a/2c)$  presente na Equação 8 é denominada razão de aspecto e é o principal parâmetro que influencia os fatores de concentração de tensão, de acordo com Cerit et al (2009). Portanto, a Equação 8 será utilizada neste trabalho para o cálculo dos fatores de concentração de tensão (Kt).

### 3.3.7 O Ensaio de Fadiga em Armaduras de Tração

No começo da fabricação e instalação de dutos flexíveis, acreditava-se que o espaço anular permaneceria seco se a camada polimérica externa se mantivesse intacta. A vida em fadiga de um componente era calculada, então, para um ambiente seco. Contudo, após anos de operação e conforme já fora mencionado em tópicos anteriores, percebeu-se que água e gás poderiam difundir através da camada polimérica interna e também poderia ocorrer o alagamento do ambiente anular por água salina devido a danos na capa polimérica externa, diminuindo significativamente a vida em fadiga do duto (SIMONSEN, 2014).

A resistência à fadiga de armaduras de tração é determinada, portanto, pelas tensões aplicadas e pelo ambiente corrosivo de operação, sendo importante a construção de curvas de fadiga simulando essas condições. A condição do espaço anular guiará o tipo de ensaio de fadiga que pode ser realizado:

- Fadiga ao ar para espaço anular intacto (sem condensação de água ou);
- Fadiga em ambiente corrosivo para anular alagado ou com condensação de água (GONÇALVES, 2018).

As empresas produtoras de *risers* conduzem pesquisas e programas de qualificação para o estudo de novos materiais, métodos de análise e novas aplicações. Entretanto, é feito um grande esforço para manter os resultados em sigilo e compartilhá-los apenas com clientes. Em 2001, empresas ligadas ao setor de óleo e gás iniciaram um projeto de cooperação, denominado *Join Industry*

*Project (JIP)*, para a produção de conhecimento acerca da vida em fadiga de fios da armadura de tração expostos a ambientes agressivos na região do anular (PSA NORWAY, 2013; SUREFLEX JOINT INDUSTRY PROJECT, 2010 citado por GONÇALVES, 2018). Além disso, inúmeros estudos já foram publicados sobre o tema e três deles estão brevemente descritos abaixo.

Negreiros (2016) avaliou o efeito causado pela alteração da superfície corroída na resistência à fadiga de armaduras de tração de um *riser* retirado de operação, utilizando ensaios de fadiga e corrosão-fadiga. A corrosão foi causada por um dano na capa polimérica externa do *riser* que permitiu o alagamento do espaço anular. A intensidade da corrosão e sua relação com a vida em fadiga foram avaliadas em duas regiões: no local do dano e afastada do mesmo. A análise das duas regiões revelou que a região afastada possuía uma corrosão 30% inferior à região do dano. As duas regiões, entretanto, apresentaram desempenho semelhantes nos ensaios de fadiga ao ar. O autor também comparou seus resultados com dados de fios íntegros contidos na literatura, e concluiu que os fios corroídos tiveram considerável redução da resistência à fadiga em ambos os testes. Utilizando as medidas das geometrias dos pites (profundidade e diâmetro) e com o auxílio de modelos teóricos, foram estimados os fatores de concentração de tensão ( $K_t$ ), sendo estes próximos aos valores experimentais.

Borges (2017) quantificou e estudou parâmetros de redução de vida em fadiga (FRVFs) de dutos flexíveis, a fim de estabelecer uma relação entre seus parâmetros construtivos e operacionais, sob carregamentos cíclicos e na condição de anular alagado. Os FRVFs foram determinados utilizando experimentos e modelos numéricos, e validados pela realização de um ensaio em escala real de um duto flexível com anular alagado com água do mar sintética saturada com dióxido de carbono. Como resultado, além de estabelecida uma metodologia para a determinação desses fatores, foram definidos os seus valores.

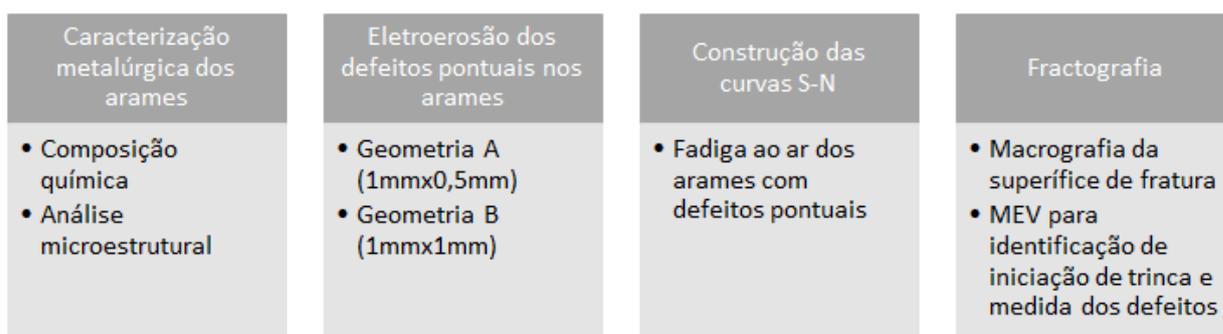
Gonçalves (2018) estudou uma nova metodologia de levantamento de curvas S-N de projeto que permite a aplicação de diferentes níveis de carga à amostras com o mesmo tempo de exposição ao meio (com corrosão localizada de igual aspecto), a fim de melhorar a previsão do tempo de vida de *risers* com o anular alagado. Para a validação do método, o autor obteve duas curvas S-N para

amplitudes de tensão acima de 420 MPa, além do cálculo dos fatores de redução de tensão experimentais de 1,31 para curva ao ar e de 1,27 para a curva em corrosão-fadiga, demonstrando que as amostras pré corroídas ensaiadas ao ar e os fios novos ensaiados em corrosão-fadiga se mostraram equivalentes quanto à redução da vida em fadiga causada pela concentração de tensão nos pites de corrosão. A pré corrosão das amostras que foram posteriormente ensaiadas ao ar foi realizada durante 60 dias em um ambiente corrosivo de água do mar sintética e desaerada, com pressão de 1 bar de CO<sub>2</sub>, e o ensaio de corrosão-fadiga foi feito em um meio com as mesmas características.

## 4 PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL

A metodologia utilizada neste trabalho está ilustrada no fluxograma da Figura 14 e compreende a caracterização metalúrgica dos fios, eletroerosão dos defeitos pontuais em duas geometrias diferentes, a construção das curvas S-N a partir do ensaio de fadiga dos fios e as fractografias dos mesmos após o ensaio.

Figura 14 - Fluxograma ilustrando a metodologia utilizada.



Fonte: o autor

### 4.1 CONFECÇÃO DOS CORPOS DE PROVA

Os corpos de prova deste trabalho foram produzidos de barras de aço ao carbono de alta resistência, constituintes das armaduras de tração de dutos flexíveis. Essas barras possuem uma seção transversal de 15 mm x 5 mm.

Foram selecionadas duas barras, identificadas e enviadas para corte utilizando jato d'água, produzindo 16 corpos de prova com 200 mm de comprimento.

### 4.2 CARACTERIZAÇÃO METALÚRGICA

As análises de composição química e microestrutura apresentadas nesta seção foram realizadas por Gonçalves (2018) em sua dissertação, cujo material de estudo é o mesmo deste trabalho.

#### 4.2.1 Composição química do aço

A análise de composição química do material foi feita via espectrometria de emissão óptica, em um espectrômetro da marca *Spectro* e modelo *Spectrolab*.

Foram feitas três medições e o resultado foi calculado com a média aritmética. A análise está exibida na Tabela 2.

Tabela 2 - Composição química em % peso do material.

% C	% Si	% Mn	% P	% S	% Cr	% Mo	% Ni	% Al	% Co
0,71	0,276	0,789	0,017	0,011	0,027	< 0,0050	0,011	0,012	< 0,0100
% Cu	% Nb	% Ti	% V	% W	% Pb	% Sn	% B	% Fe	
0,023	0,001	< 0,0010	< 0,0100	< 0,0100	< 0,0020	0,003	0,001	Balanço	

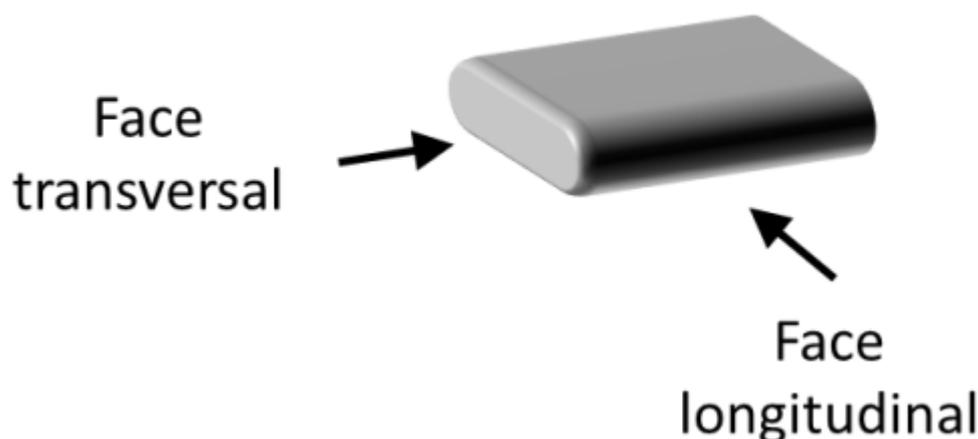
Fonte: Gonçalves (2018)

De acordo com a composição química encontrada, conclui-se que o aço pertence à família SAE 1070 (“Micrograph Database”, 2017 citado por GONÇALVES, 2018).

#### 4.2.2 Análise microestrutural

Para a análise de microestrutura, Gonçalves (2018) realizou cortes transversais e longitudinais de uma amostra de fio da armadura de tração, conforme desenho da Figura 15.

Figura 15 - Desenho ilustrando as faces transversal e longitudinal da amostra.

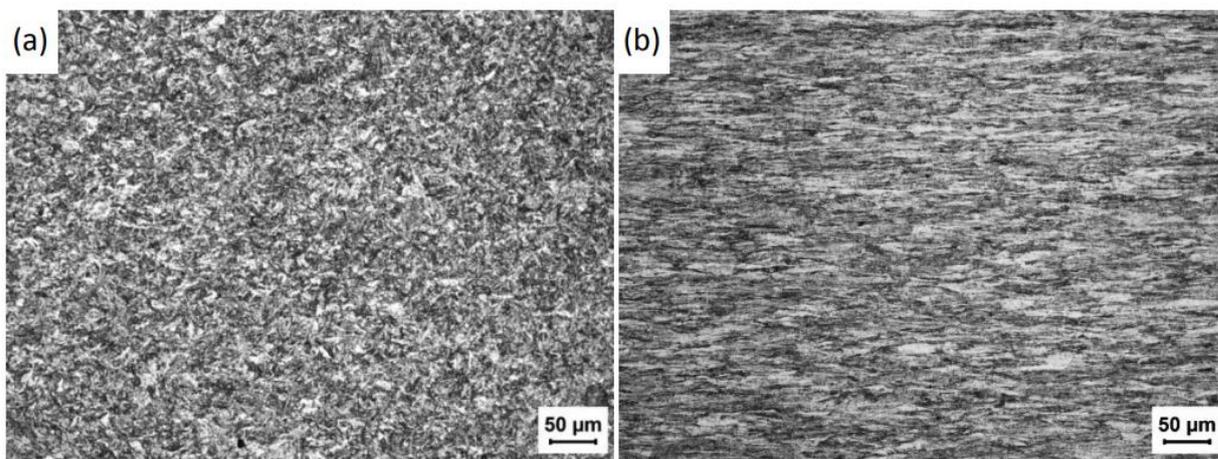


Fonte: Gonçalves (2018)

A preparação dos corpos de prova incluiu o corte, embutimento a quente utilizando baquelite, lixamento até a lixa #1200 e polimento com pasta de diamante de granulometria 1 µm. A revelação da microestrutura foi feita por ataque químico

utilizando o reagente Nital 2%. Por fim, as amostras foram analisadas em microscópio óptico da marca *Zeiss*, modelo *Axio Imager 2* (GONÇALVES, 2018). As microestruturas estão documentadas na Figura 16 a (seção transversal) e b (seção longitudinal).

Figura 16 - Microestruturas da seção transversal (a) e longitudinal (b) do fio.



Fonte: Gonçalves (2018)

Na análise microestrutural, observou-se uma microestrutura perlítica de granulação fina, condizente com a composição química do material próxima à de um aço eutetoide. Os grãos do material também se mostraram alongados, condição característica de materiais laminados a frio, sendo este o processo de fabricação dos fios de armaduras de tração, com posterior tratamento térmico para refino de perlita (GONÇALVES, 2018).

#### 4.3 PRODUÇÃO DOS DEFEITOS POR ELETROEROSÃO

As amostras foram enviadas para o processo de eletroerosão por penetração (também conhecido como usinagem por descarga elétrica), onde um eletrodo com a forma exata a ser reproduzida na peça dispara descargas elétricas em pontos determinados, a fim de remover micropartículas de metal e transferir a forma do eletrodo para a peça.

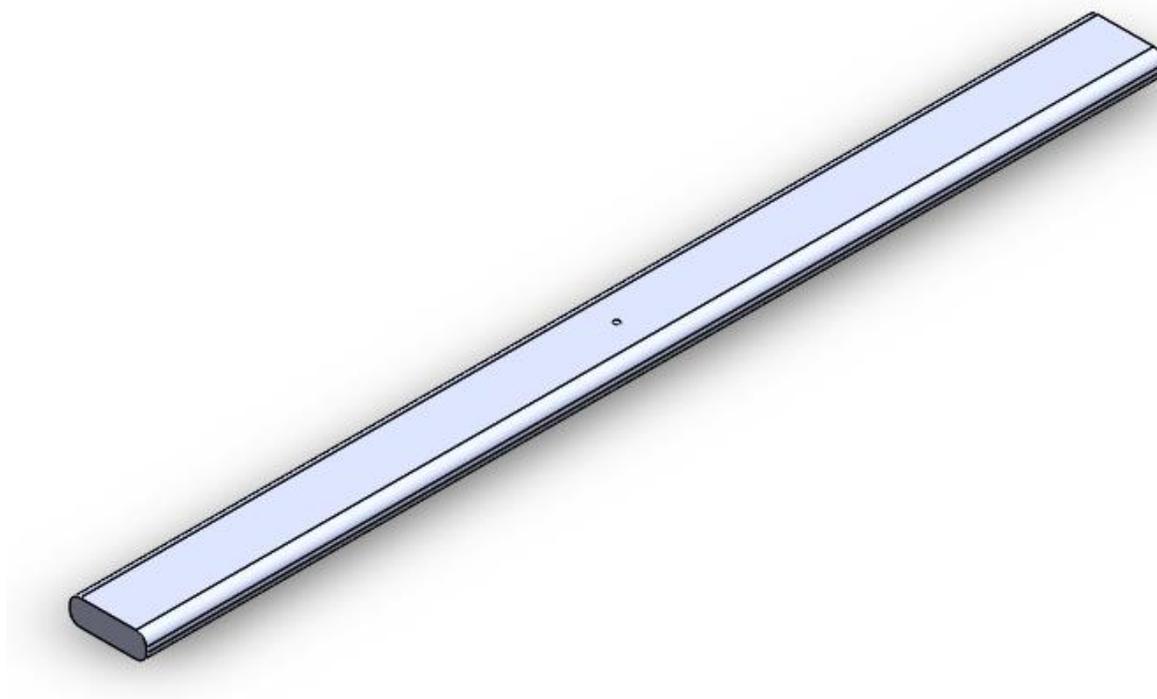
A eletroerosão foi realizada com o objetivo de produzir defeitos pontuais semiesféricos controlados para a simulação de geometrias típicas de pites de

corrosão. Dividiram-se os 16 corpos de prova em dois grupos e cada grupo foi eletroerodido de acordo com uma geometria:

- Geometria A: pite de 1 mm de largura e 0,5 mm de profundidade.
- Geometria B: pite de 1 mm de largura e 1 mm de profundidade.

O defeito pontual foi posicionado na metade do comprimento e da espessura das amostras, sobre uma das faces, conforme Figura 17.

Figura 17 - Ilustração do corpo de prova e da localização do defeito pontual.



Fonte: o autor

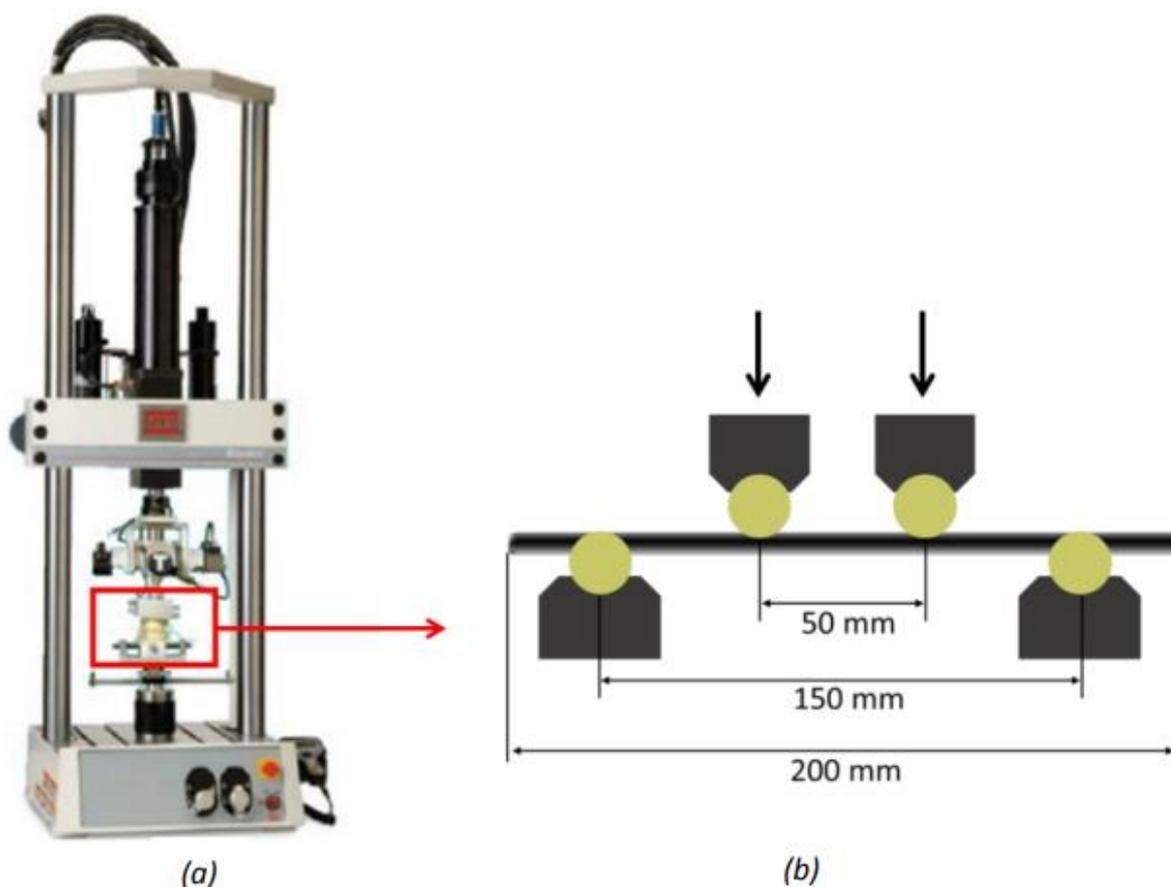
#### 4.4 ENSAIO DE FADIGA

Os corpos de prova com defeitos pontuais produzidos por eletroerosão foram ensaiados em fadiga ao ar a fim de avaliar a influência destes defeitos no seu desempenho e compará-lo com o desempenho de fios íntegros contidos em literatura.

Os ensaios foram realizados em máquinas servo-hidráulicas, da marca *MTS Bionix*, modelo *858*, com um dispositivo de flexão em quatro pontos com capacidade para quatro corpos de prova (vide Figura 18). Os roletes do dispositivo

são confeccionados em *PEEK* (Poli-éter-éter-cetona), polímero com alta resistência mecânica, térmica e química. Os roletes inferiores apoiam o corpo de prova e os superiores comprimem-no, tracionando a face do fio oposta aos roletes superiores.

Figura 18 - (a) Máquina de ensaios MTS e (b) Dispositivo de flexão em quatro pontos utilizado.



Fonte: (a) Adaptado de “MTS Brasil | Testing systems, mechanical testing and sensing solutions” por Gonçalves, 2018, (b) Gonçalves, 2018

Todos os corpos de prova foram instrumentados com extensômetros de resistência elétrica, os quais foram posicionados no lado compressivo das amostras, oposto ao lado onde foram eletroerodidos os defeitos.

O número de ciclos foi monitorado pela máquina de ensaios MTS e os sinais de deformação foram captados pelos extensômetros e pelo módulo de aquisição da marca *HBM* e modelo *Quantum-X MX1615*. O monitoramento dos sinais foi feito pelo programa *Catman V5.1*, da marca *HBM*. Cada grupo de amostras foi ensaiado

em dois níveis de tensão, escolhidos com base nos dados de resistência mecânica do material. A Tabela 3 apresenta os patamares de tensão ensaiados e o percentual da tensão de escoamento ( $\sigma_e$ ) a que cada  $\sigma_{m\acute{a}x}$  pertence. Além disso, estão documentados também a razão e frequência de carregamento utilizados, critério de *runout* para ausência de ruptura e o critério de parada de contagem de ciclos pela queda de uma porcentagem de  $\Delta\sigma$ .

Tabela 3 - Parâmetros utilizados nos ensaios de fadiga.

Ensaio	Grupo	Nº de amostras	Frequência (Hz)	$\sigma_{m\acute{a}x}$ (MPa)	$\sigma_{min}$ (MPa)	$\Delta\sigma$ (MPa)	$\sigma_m$ (MPa)	% $\sigma_e$ (MPa)	R	Runout	Critério de parada (% $\Delta\sigma$ )
Fadiga ao ar	A	4	10	748	68	680	408	59	0,1	$2 \times 10^6$ ciclos	5
Fadiga ao ar	A	4	10	872,3	79,3	793	475,8	69	0,1	$2 \times 10^6$ ciclos	5
Fadiga ao ar	B	4	10	748	68	680	408	59	0,1	$2 \times 10^6$ ciclos	5
Fadiga ao ar	B	4	10	872,3	79,3	793	475,8	69	0,1	$2 \times 10^6$ ciclos	5

O ensaio de fadiga ao ar iniciou com 3 carregamentos monotônicos até a tensão máxima para garantir o ajuste de cargas nos corpos de prova e homogeneizar as tensões residuais entre as amostras. Em seguida, foi realizada uma ciclagem de 20 mil ciclos com o objetivo de assentar os corpos de prova no dispositivo. Essa etapa é chamada de *Shakedown* e é contabilizada no número final de ciclos. Por fim, foi feito mais um carregamento monotônico para ajuste das cargas mínima e máxima e então foi iniciado o ensaio.

## 4.5 FRACTOGRAFIAS

### 4.5.1 Macrografia

Após os ensaios de fadiga, foi aplicado esmalte protetor na superfície de fratura das amostras para que as mesmas se mantivessem protegidas até a sua análise. Posteriormente, as amostras foram limpas com acetona e foram feitas macrografias utilizando o microscópio estereoscópio da marca *Olympus*, modelo *SZ40*, para a obtenção de macrografias que permitissem uma melhor visualização

da área da superfície que fraturou por fadiga, assim como os defeitos pontuais produzidos.

#### **4.5.2 Microscopia Eletrônica de Varredura**

Utilizando o microscópio eletrônico de varredura (MEV) da marca *Shimadzu* e modelo *SSX-550*, foram feitas imagens das fraturas com o objetivo de identificar o ponto de iniciação de trinca, assim como realizar a medição do tamanho dos defeitos produzidos por eletroerosão para do  $K_t$ .

#### **4.6 CÁLCULO DO FATOR DE CONCENTRAÇÃO DE TENSÃO ( $K_t$ )**

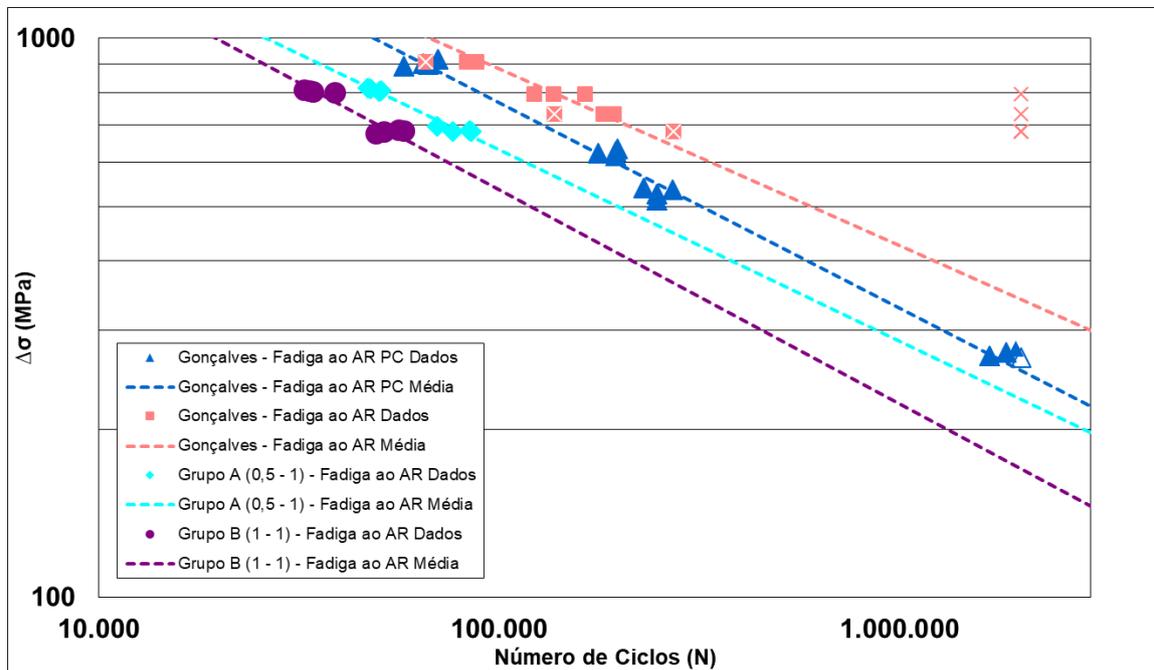
A partir das medidas da dimensão dos defeitos  $a$  e  $2c$  obtidas pelo MEV e da Equação 8 proposta por Zhang et al (2013), foi possível calcular o  $K_t$  para cada defeito.

## 5 RESULTADOS E DISCUSSÃO

### 5.1 ENSAIOS DE FADIGA

As curvas S-N médias obtidas a partir dos ensaios de fadiga ao ar para os grupos de amostras A e B estão presentes na Figura 19. Estão plotadas também, a fins de comparação, as curvas médias de fios de dimensões e material idênticos aos utilizados neste trabalho, ensaiados em fadiga ao ar e obtidas por Gonçalves (2018) em duas condições: novos (“Gonçalves – Fadiga ao AR”) e pré corroídos (“Gonçalves – Fadiga ao AR PC”). Os dados completos dos ensaios de fadiga ao ar dos grupos A e B estão tabulados no Apêndice A.

Figura 19 - Curvas S-N ensaiadas ao ar.



Fonte: o autor

As curvas S-N foram construídas de acordo com a Equação 9, linearizada conforme a Equação 10 e utilizando escala logarítmica em ambos os eixos. A Tabela 4 contém os parâmetros da Equação 10 para cada curva da Figura 19.

$$\Delta\sigma^m \cdot N = A \quad \text{Equação 9}$$

$$\log(N) = \log(A) - m \log(\Delta\sigma) \quad \text{Equação 10}$$

Onde:

N – é definido como o número de ciclos até a falha em determinado nível de tensão

$\Delta\sigma$  – é a diferença entre as tensões máxima e mínima aplicadas

m – inclinação da curva

A – representa o número de ciclos para  $\Delta\sigma = 0$

Tabela 4 - Parâmetros das curvas S-N de acordo com a Equação 10.

Ensaio	m	log (A)	Desvio Padrão
Grupo A - Fadiga ao ar	2,92	13,18	0,02
Grupo B - Fadiga ao ar	2,61	12,13	0,03
Gonçalves - Fio pré corroído - Fadiga ao ar	2,78	13,05	0,04
Gonçalves - Fio novo - Fadiga ao ar	3,22	14,05	0,04

As curvas de fadiga ao ar dos grupos A e B foram plotadas de forma livre (sem inclinação fixa). Pode ser observado através da análise das curvas S-N dos grupos A e B que há uma diminuição nas resistências à fadiga dos fios, em um mesmo grupo, para níveis de tensão maiores (793 MPa) em relação aos menores (680 MPa), perceptível a partir dos menores valores de N. Da mesma maneira, para um nível de tensão de referência de 500 MPa, ao comparar as curvas dos dois grupos, o grupo B possui uma resistência à fadiga 39,4% inferior. Isso pode ser explicado pela maior razão de aspecto dos defeitos produzidos no grupo B, gerando maiores concentradores de tensão nas amostras e contribuindo para a falha dos fios em menores valores de N. Quando comparadas as curvas dos grupos A e B em relação à curva de fios novos ensaiados ao ar de Gonçalves (2018), para um nível de tensão de referência de 500 MPa, a curva do grupo A apresenta uma redução de vida em fadiga de 67% e a curva do grupo B de 80%.

As curvas S-N dos grupos A e B apresentaram inclinações com valores semelhantes à curva produzida por Gonçalves (2018) de fios pré corroídos e ensaiados ao ar, sendo de 2,92 para o Grupo A, de 2,61 para o Grupo B e de 2,78 para a curva de fios pré corroídos ensaiados ao ar produzida por Gonçalves (2018). Portanto, os valores da inclinação se mantiveram próximos mesmo com a alteração de geometria dos defeitos. Ainda, as três curvas S-N ao ar de fios pré corroídos apresentaram um decréscimo de vida em fadiga quando comparadas à curva S-N referência de fios novos ensaiados ao ar produzida por Gonçalves (2018), conforme já era esperado.

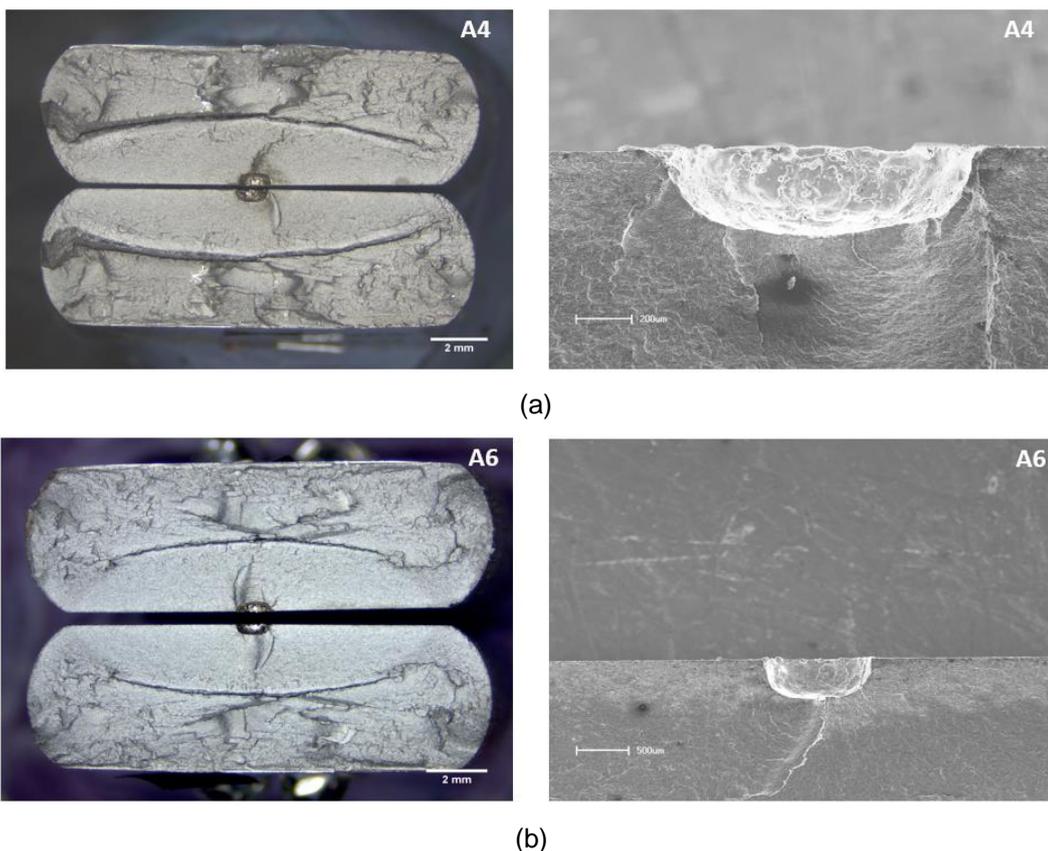
## 5.2 FRACTOGRAFIAS

### 5.2.1 Identificação do ponto de iniciação das trincas

As imagens geradas através de MEV permitiram a visualização do ponto de iniciação de trinca tendo origem, conforme esperado, nos defeitos superficiais produzidos por eletroerosão a fim de simular pites de corrosão.

Na Figura 20 mostra-se a região de fratura de duas amostras que foram submetidas ao ensaio de fadiga ao ar. A amostra A4 foi ensaiada no nível de tensão de 680 MPa e a amostra A6 em 793 MPa. Em ambas as amostras, através das imagens feitas por MEV, é possível identificar o ponto de iniciação de trinca partindo do defeito. Além disso, é perceptível nas macrografias a zona característica de fratura por fadiga, de aspecto liso próximo à origem da trinca e fibroso ao final da ruptura.

Figura 20 - Imagens das fraturas e seus pontos de iniciação de trinca produzidas através de lupa (à esquerda) e MEV (à direita): (a) amostra A4 ensaiada no nível de tensão de 680 MPa; (b) amostra E6 ensaiada no nível de tensão de 793 MPa.



Fonte: o autor

### 5.2.2 Medida do tamanho dos defeitos produzidos por eletroerosão

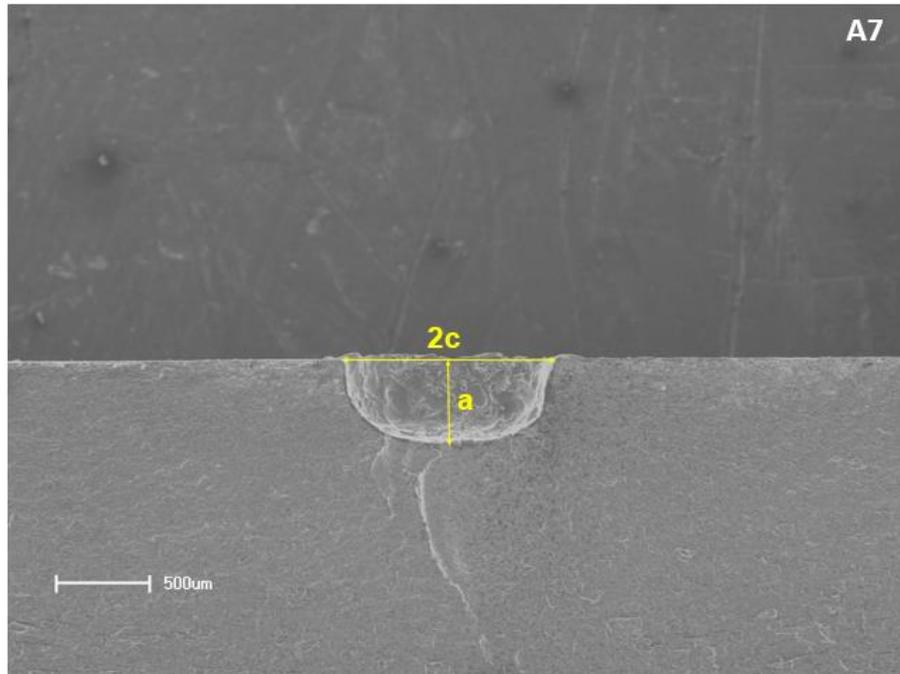
Lançando mão das imagens feitas por MEV, mediu-se o tamanho dos defeitos para o posterior cálculo de  $K_t$  teórico para a condição de fadiga ao ar. Na Tabela 5 estão documentadas as medidas dos defeitos de todas as amostras.

Tabela 5 - Valores das dimensões a e 2c dos defeitos.

<b>Amostra</b>	<b>Pite</b>	<b>Largura 2c (<math>\mu\text{m}</math>)</b>	<b>Profundidade a (<math>\mu\text{m}</math>)</b>
A1	1	1129,0	443,9
A2	2	1095,3	426,6
A3	3	1043,4	348,6
A5	5	1077,5	441,1
A6	6	1057,3	394,8
A7	7	1118,2	457,5
A8	8	1098,7	452,0
Média A	-	1092,6	412,2
Desvio Padrão A	-	31,0	48,2
B1	9	1159,3	632,4
B2	10	1465,6	707,7
B3	11	1383,3	786,1
B4	12	1292,1	780,2
B5	13	1256,0	792,7
B6	14	1261,3	831,2
B7	15	1205,7	701,3
B8	16	1298,4	770,2
Média B	-	1290,2	750,2
Desvio Padrão B	-	97,0	64,4

Na Figura 21 estão ilustradas as dimensões largura (2c) e profundidade (a) do defeito (pite) a partir do qual originou-se a trinca no ensaio de fadiga ao ar na amostra A7.

Figura 21 - Largura ( $2c$ ) e profundidade ( $a$ ) do defeito na amostra A7.



*Fonte: o autor*

### 5.3 CÁLCULO DO FATOR DE CONCENTRAÇÃO DE TENSÃO ( $K_t$ )

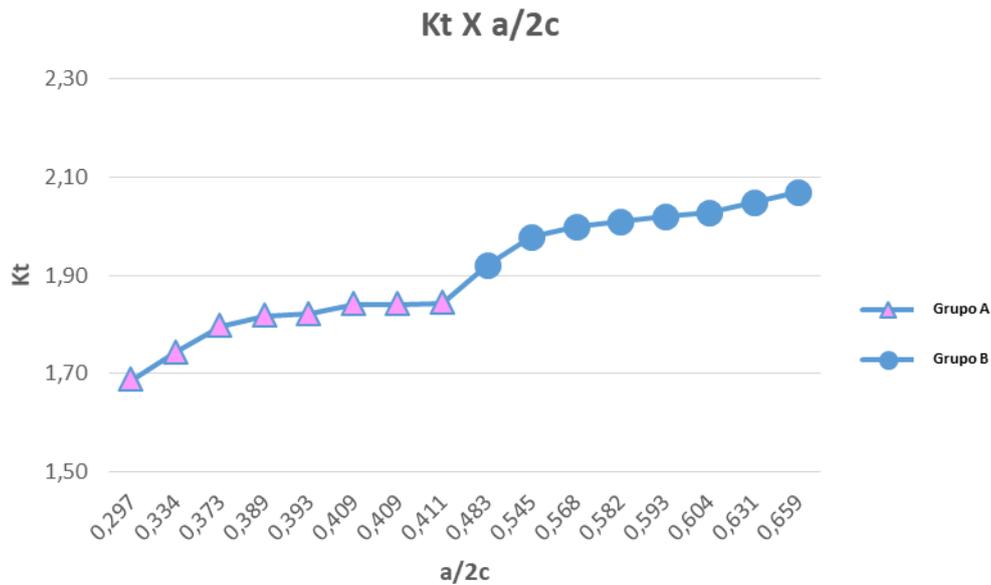
Lançando mão da Equação 8 apresentada anteriormente, calculou-se o  $K_t$  para cada defeito medido. Os valores de  $K_t$  encontrados, além das dimensões dos defeitos e suas razões de aspecto são apresentados na Tabela 6.

Tabela 6 - Valores de Kt e razão de aspecto calculados a partir da Equação 8.

<b>Amostra</b>	<b>Pite</b>	<b>Razão de aspecto (a/2c)</b>	<b>Kt</b>
A1	1	0,39	1,822
A2	2	0,39	1,817
A3	3	0,33	1,744
A4	4	0,30	1,687
A5	5	0,41	1,841
A6	6	0,37	1,797
A7	7	0,41	1,841
A8	8	0,41	1,844
Média A	-	0,38	1,790
Desvio Padrão A	-	0,041	0,056
B1	9	0,55	1,979
B2	10	0,48	1,921
B3	11	0,57	1,999
B4	12	0,60	2,028
B5	13	0,63	2,049
B6	14	0,66	2,070
B7	15	0,58	2,010
B8	16	0,59	2,019
Média B	-	0,58	2,000
Desvio Padrão B	-	0,054	0,046

De acordo com os valores apresentados na Tabela 6 e lançando mão do gráfico da Figura 22, é possível enxergar, como já era esperado, um aumento do fator de concentração de tensão (Kt) à medida que a razão de aspecto cresce. Considerando os valores médios de Kt e a razão de aspecto para os grupos A e B, houve um aumento de 52,6% na razão de aspecto do grupo B em relação ao A, enquanto o Kt aumentou 11,7% para esta mesma condição. Os pontos triangulares do gráfico da Figura 22 representam as amostras do grupo A (com  $412,2 \pm 48,2$   $\mu\text{m}$  de profundidade média), enquanto os pontos redondos representam as amostras do grupo B (com  $750,2 \pm 64,4$   $\mu\text{m}$  de profundidade média). Ou seja, quanto mais agressivo for o defeito presente na amostra, maior será seu fator de concentração de tensão.

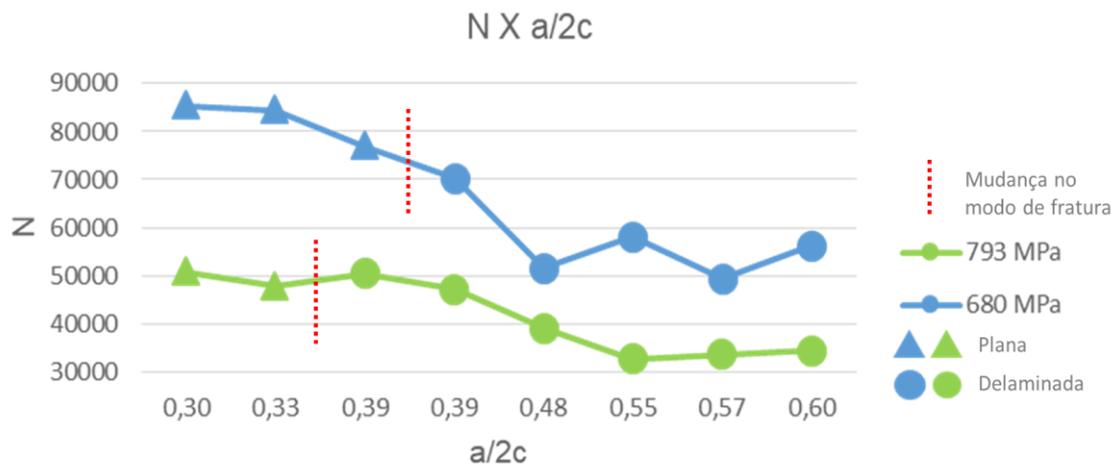
Figura 22 - Relação entre  $K_t$  e razão de aspecto para os grupos A e B.



Fonte: o autor

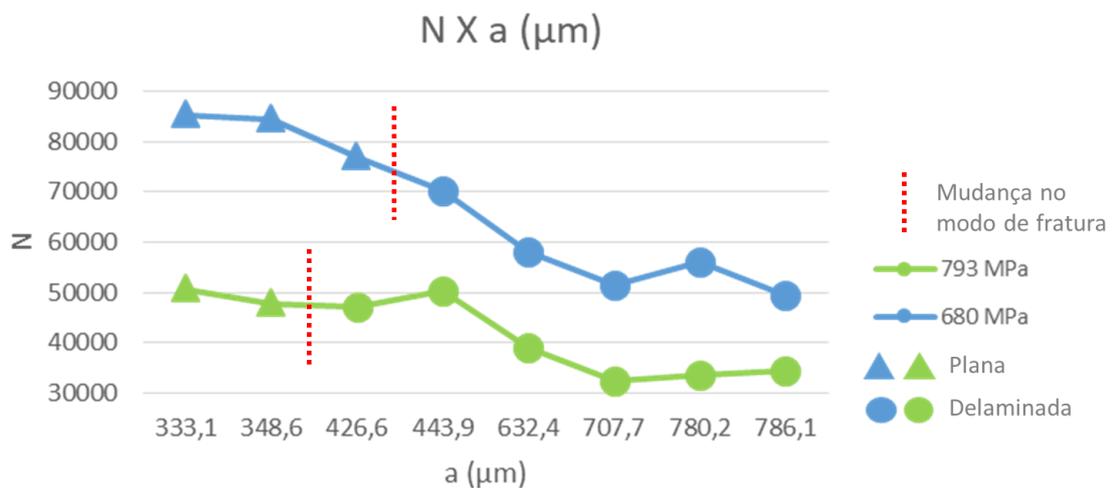
Analisando os gráficos das Figuras 23 e 24, é possível visualizar uma redução do valor de  $N$  à medida que a razão de aspecto e a profundidade aumentam. Isso ocorre para os dois níveis de tensão ensaiados e para os dois grupos de amostras A e B. Essa redução, contudo, é mais suave para o nível de tensão de 793 MPa. Ainda, pela análise visual de todas as superfícies de fratura, verificou-se nos fios ensaiados dois aspectos diferentes de fratura final: plano e delaminado (quando a fratura inicia-se perpendicular à superfície do fio, mas sofre deflexão e propaga-se paralelamente ao sentido de laminação do mesmo). Os marcadores triangulares das Figuras 23 e 24 representam as fraturas planas, enquanto os marcadores redondos, as delaminadas. Sendo assim, percebe-se que a partir da razão de aspecto de 0,39, as fraturas tendem a delaminar para o nível de tensão de 680 MPa e, a partir da razão de aspecto de 0,409, o mesmo acontece para o nível de tensão de 793 MPa. Os tracejados de cor vermelha das Figuras 23 e 24 indicam a mudança visual no modo de fratura. Na Figura 25 mostram-se os dois diferentes modos de fratura encontrados utilizando como exemplo as amostras A1, A3 e B7.

Figura 23 - Relação entre N e a razão de aspecto para os níveis de tensão de 680 MPa e 793 MPa.



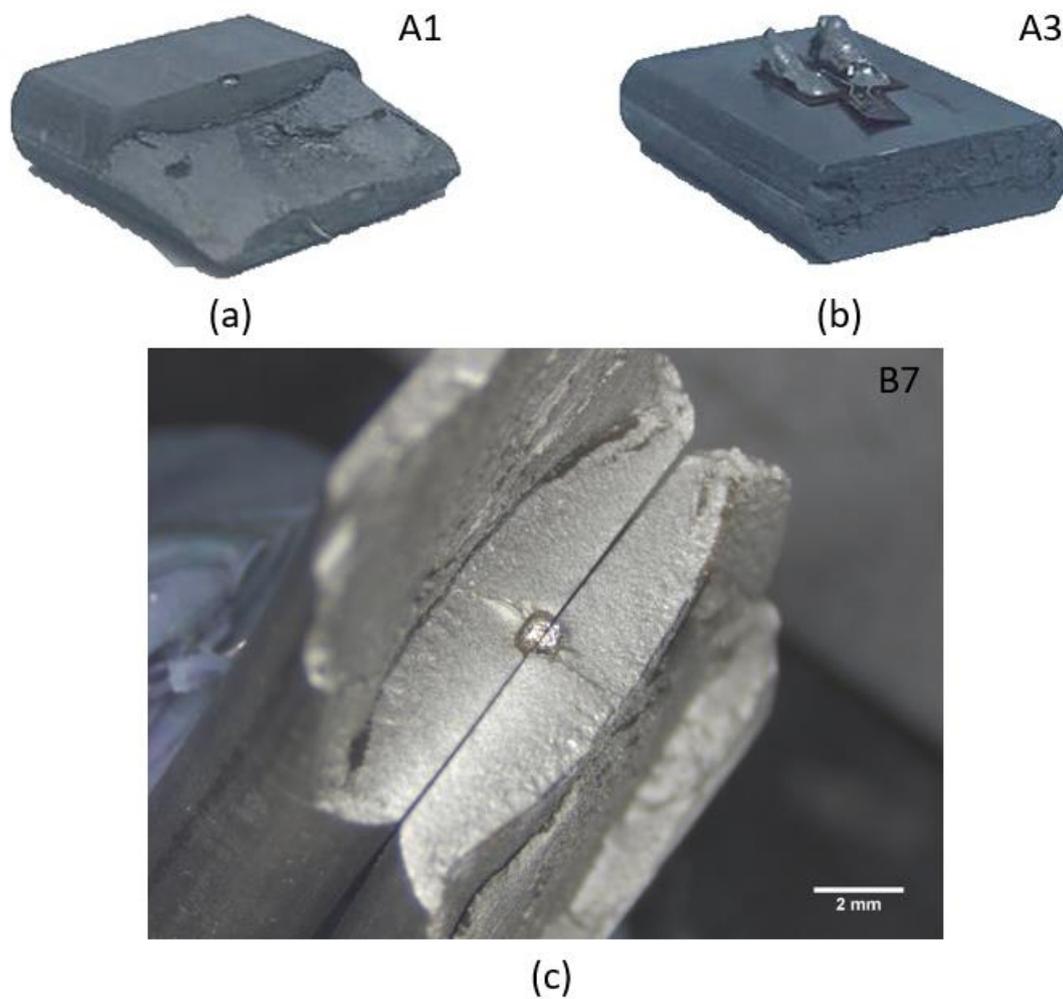
Fonte: o autor

Figura 24 - Relação entre N e a profundidade do defeito para os níveis de tensão de 680 MPa e 793 MPa.



Fonte: o autor

Figura 25 – Imagens das fraturas: (a) Amostra A1 delaminada; (b) Amostra A3 com fratura plana; (c) Macrografia da amostra B7 delaminada.



Fonte: o autor

## 6 CONCLUSÃO

Como conclusão principal, este trabalho observou e quantificou a redução de vida em fadiga em fios de alta resistência submetidos a carregamentos cíclicos devido à presença de defeitos pontuais produzidos por eletroerosão. Essa redução pôde ser observada quando comparadas as curvas S-N resultantes com a curva ao ar de fios novos de mesmo material documentada na literatura. Além disso, este trabalho apresentou as seguintes conclusões:

- Ao comparar as curvas S-N dos grupos A e B, constatou-se que, para um mesmo nível de tensão, o grupo B apresentou uma menor resistência à fadiga, sendo 39,4% inferior quando adotado como referência o nível de tensão de 500 MPa. Esse resultado pôde ser explicado pela maior razão de aspecto dos seus defeitos produzidos por eletroerosão, devido a uma maior profundidade quando em comparação às profundidades do Grupo A. A maior razão de aspecto gerou maiores concentradores de tensão e contribuiu para a falha em menores valores de N. Quando comparadas as curvas dos grupos A e B em relação à curva de fios novos ensaiados ao ar de Gonçalves (2018), a curva do grupo A apresentou uma redução de vida em fadiga de 67% e a curva do grupo B de 80%.
- As curvas S-N dos grupos A e B apresentaram inclinações com valores semelhantes à curva produzida por Gonçalves (2018) de fios pré corroídos e ensaiados ao ar, com um valor de 2,92 para o Grupo A, 2,61 para o Grupo B e de 2,78 para a curva de fios pré corroídos ensaiados ao ar produzida por Gonçalves (2018). Portanto, os valores de inclinação das curvas se mantiveram próximos mesmo com a alteração da geometria dos defeitos.
- Pela análise das superfícies de fratura das amostras dos grupos A e B por Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV) e pelas macrografias feitas com microscópio estereoscópio, foi possível observar que todas as trincas de fadiga iniciaram nos defeitos produzidos por eletroerosão.
- Após o cálculo do fator de concentração de tensão associado a cada defeito (Kt), conforme esperado, constatou-se que houve um aumento de Kt à medida que a razão de aspecto dos defeitos aumentou. Considerando os valores médios de Kt e razão de aspecto para os grupos A e B, houve um

aumento de 52,6% na razão de aspecto do grupo B em relação ao A, enquanto o  $K_t$  aumentou 11,7% para esta mesma condição.

- Conforme mencionado anteriormente, houve uma redução do valor de  $N$  à medida que a razão de aspecto aumentou. Essa redução, contudo, foi mais suave para o nível de tensão de 793 MPa.
- Ainda, identificou-se nos fios ensaiados dois aspectos diferentes de fratura final: plana e delaminada. Para o nível de tensão de 680 MPa, ficou evidente uma tendência à delaminação da fratura dos fios a partir da razão de aspecto de 0,39. O mesmo acontece para o nível de tensão de 793 MPa, onde o mesmo aconteceu a partir de razões de aspecto de 0,409.

## 7 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

- Realizar ensaios de fadiga ao ar em outros níveis de tensão e com as mesmas geometrias de defeito a fim de completar a curva S-N.
- Construir curvas S-N ao ar para defeitos com tamanhos diferentes, variando as dimensões **a** e **2c**.
- Realizar ensaios de corrosão-fadiga com as mesmas geometrias de defeito e níveis de tensão a fim de avaliar a influência de meios agressivos na curva S-N resultante.

## 8 REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

AMERICAN PETROLEUM INSTITUTE (API). **API Recommended Practice 17B: Recommended Practice for Flexible Pipe** Washington, 2014b.

BARNES, P. **An Investigation into the Corrosion Fatigue Behaviour of High Strength Carbon Steel Tensile Armour Wires**. Tese de doutorado – Manchester: University Of Manchester, The School Of Materials, Engineering And Physical Sciences, 2014.

BORGES, M. F. **CORRELAÇÃO NUMÉRICA-EXPERIMENTAL DA REDUÇÃO DA VIDA EM FADIGA DE DUTOS FLEXÍVEIS OPERANDO COM ANULAR ALAGADO NA PRESENÇA DE CO<sub>2</sub>**. Tese de Doutorado—Porto Alegre: Universidade Federal do Rio Grande do Sul, Escola de Engenharia, Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais, 2017.

BOSCHEE, P. **Best Practices for Flexible Pipe Integrity Evolve**, 2012.

BUDYNAS, R. G.; NISBETT, J. K. **Shigley's mechanical engineering design**, 9th ed. New York: McGraw-Hill, 2008.

CAMPELLO, G. C. **Metodologia de Projeto para o Sistema de Ancoragem de Conectores de Dutos Flexíveis e Proposição de Nova Tecnologia**. Tese de Doutorado—Rio de Janeiro: Universidade Federal do Rio de Janeiro, 2014.

CARNEVAL, R. O.; MARINHO, M. G.; SANTOS, J. M. Flexible line inspection. In: EUROPEAN CONFERENCE ON NON-DESTRUCTIVE TESTING (ECNDT), 9., 2006, Berlin. . **Proceedings...** Berlin: Vol 106, 2006.

CERIT, M.; GENEL, K.; EKSI, S. Numerical investigation on stress concentration of corrosion pit. **Engineering Failure Analysis**, v. 16, n. 7, p. 2467–2472, 1 out. 2009.

**Conheça curiosidades sobre equipamentos de nossos sistemas submarinos.** Disponível em: <<http://www.petrobras.com.br/fatos-e-dados/conheca-curiosidades-sobre-equipamentosde-nossos-sistemas-submarinos.htm>>. Acesso em: 20 set. 2019.

DIETER, G. E. **Metalurgia mecânica**. 2. ed. Rio de Janeiro: Guanabara Dois, 1981.

DOWLING, N. E. **Mechanical Behavior of Materials - Engineering Methods for Deformation, Fracture, and Fatigue**. 4a edição ed. [s.l.] Pearson, 2013.

ERIKSEN, M.; ENGELBRETH, K. I. Outer Cover Damages on Flexible Pipes: Corrosion and Integrity Challenges. In: INTERNATIONAL CONFERENCE ON OFFSHORE MECHANICS AND ARCTIC ENGINEERING (OMAE), 33., 2014, San Francisco. **Proceedings...** New York: ASME, 2014. p. V06BT04A016.

FERGESTAD, D.; LØTVEIT, S. A. **Handbook on Design and Operation of Flexible Pipes**. [s.l.: s.n.]. v. 1.

GARCIA, A.; SPIM, J. A.; SANTOS, C. A. DOS. **Ensaios dos Materiais**. [s.l.] LTC, 2015.

GONÇALVES, R. **Metodologia de análise da vida em fadiga da armadura de tração de dutos flexíveis submetidos a meios agressivos, um estudo comparativo**. Dissertação de Mestrado—Porto Alegre: Universidade Federal do Rio Grande do Sul, Escola de Engenharia, Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais, 2018.

JAKUBOWSKI, M. INFLUENCE OF PITTING CORROSION ON FATIGUE AND CORROSION FATIGUE OF SHIP AND OFFSHORE STRUCTURES: PART II: LOAD - PIT - CRACK INTERACTION. **Polish Maritime Research**. Gdańsk, p. 57-66. 2015.

LEMOS, C. A. D., **Análise de fadiga em risers flexíveis**. 2005. 242 f. Tese (Doutorado em Engenharia) – Programa de pós-graduação e pesquisa em engenharia (Coppe), Universidade Federal do Rio de Janeiro, Rio de Janeiro, 2005.

MORAIS, J. M. **Petróleo em águas profundas: uma história tecnológica da PETROBRAS na exploração e produção offshore**. Brasília: Ipea, 2013.

NEGREIROS, L. A. S. DE. **Avaliação da resistência à fadiga e corrosão-fadiga da armadura de tração de um riser flexível retirado de operação**. Dissertação de Mestrado—Porto Alegre: Universidade Federal do Rio Grande do Sul, Escola de Engenharia, Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais, 2016.

NETO, JOSÉ BENEDITO ORTIZ, COSTA, ARMANDO JOÃO DALLA, **A Petrobrás e a exploração de Petróleo Offshore no Brasil: um approach Evolucionário**, RBE, Rio de Janeiro, V.61 n.1 p. 95-109. Março de 2007.

OBRIEN, P. et al. **Outcomes from the SureFlex Joint Industry Project - An International Initiative on Flexible Pipe Integrity Assurance**. OTC-21524-MS. **Anais...** In: OFFSHORE TECHNOLOGY CONFERENCE. OTC: Offshore Technology Conference, 1 jan. 2011.

OBRIEN, P. et al. **Outcomes from the SureFlex Joint Industry Project - An International Initiative on Flexible Pipe Integrity Assurance**. OTC-21524-MS. **Anais...** In: OFFSHORE TECHNOLOGY CONFERENCE. OTC: Offshore Technology Conference, 1 jan. 2011

**Pré-Sal**. Disponível em: <<http://www.petrobras.com.br/pt/nossas-atividades/areas-de-atuacao/exploracao-e-producao-de-petroleo-e-gas/pre-sal/>>. Acesso em: 20 out. 2019.

RIBEIRO, A. S.; SILVA, A. L. L.; JESUS, A. M. P. DE. **EVOLUTION OF FATIGUE HISTORY**. In: 21st Brazilian Congress of Mechanical. Natal/RN, Brasil: 2011.

ROSA, E. D. **Análise de resistência mecânica de peças e componentes estruturais**: mecânica da fratura e fadiga. Florianópolis: Grante, 2002.

SCHIJVE, J. **Fatigue of Structures and Materials**. 2. ed. Delft: Springer Science, 2009. 615 p.

SIMONSEN, A. **Inspection and monitoring techniques for un-bonded flexible risers and pipelines**. Dissertação de Mestrado—Stavanger: University of Stavanger - Faculty of Science and Technology, 2014.

**Somos a maior operadora mundial de equipamentos submarinos para águas profundas e ultraprofundas**. Disponível em: < <http://www.petrobras.com.br/fatos-e-dados/somos-a-maior-operadora-mundial-de-equipamentos-submarinos-para-aguas-profundas-e-ultraprofundas/>> Acesso em: 20 out. 2019.

SUREFLEX JOINT INDUSTRY PROJECT. **State of the Art Report on Flexible Pipe Integrity and Guidance Note on Monitoring Methods and Integrity Assurance for Unbonded Flexible Pipes**. [s.l.] Oil & Gas UK, ago. 2010.

THOMAS, J. E. **Fundamentos de engenharia de petróleo**. [s.l.]: Interciência, 2004.

**Trajetória: Conheça nossa História e Evolução**. Disponível em: <<http://www.petrobras.com.br/pt/quem-somos/trajetoria/>>. Acesso em: 20 out. 2019.

VOORT, G. F. V. **ASM Handbook Fractography**. ASM International, 1992, V. 12, p. 120.

XAVIER, F. G. **Avaliação da vida em fadiga de um novo modelo de terminal conector para dutos flexíveis**. 2009. 179 f. Tese (Doutorado em Engenharia) –

Programa de Pós-graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais,  
Universidade Federal do Rio Grande do Sul, Porto Alegre, 2009.

ZHANG, X.-Y. et al. **Effect of corrosion pits on fatigue life and crack initiation.**  
ICF 2013. Anais... In: 13TH INTERNATIONAL CONFERENCE ON FRACTURE. 1  
jan. 2013.

## APÊNDICE A

Tabela 7 - Resultados dos ensaios de fadiga ao ar dos grupos A e B.

<b>AMOSTRA</b>	<b><math>\sigma_{\text{máx}}</math> (MPa)</b>	<b><math>\sigma_{\text{min}}</math> (MPa)</b>	<b><math>\Delta\sigma</math> (MPa)</b>	<b>N</b>
1A	750,95	56,3	694,7	70191,0
2A	752,1	70,88	681,2	76991,0
3A	748,53	66,57	682,0	84491,0
4A	747,23	66,46	680,8	85390,0
5A	874,94	64,85	810,1	47769,0
6A	874,59	68,88	805,7	50769,0
7A	876,7	74,03	802,7	50369,0
8A	881,37	68,17	813,2	47069,0
1B	748,88	67,03	681,9	58051,0
2B	746,36	65,13	681,2	51558,0
3B	743,74	69,57	674,2	49412,0
4B	746,77	61,3	685,5	56257,0
5B	872,27	68,83	803,4	33580,0
6B	888,27	86,47	801,8	34380,0
7B	883,31	85,22	798,1	39023,0
8B	878,07	69,35	808,7	32580,0