



UNIVERSIDADE FEDERAL DO RIO GRANDE DO SUL

**ESCOLA DE ENGENHARIA
ENGENHARIA DE MATERIAIS**



ENG 02298 TRABALHO DE DIPLOMAÇÃO

**AVALIAÇÃO DA VIDA EM FADIGA DE HASTES DE
BOMBEIO DE PETRÓLEO**

Tarcisio Pelegrini Junior

2822/98-2

Professor Orientador: Dr. Telmo Roberto Strohaecker

Porto Alegre – RS

Agosto/2003

Dedico a meus pais Tarcisio e Olga

AGRADECIMENTOS

Agradeço a UFRGS, pela oportunidade de estudar numa instituição de ensino superior gratuito e de qualidade.

Aos meus pais pelo apoio, amor e confiança ao longo do tempo em que estivemos juntos, sem eles nada seria possível.

Ao professor Dr. Telmo Roberto Strohaecker pela disponibilidade e orientação neste projeto.

Ao LAMEF pelo uso de suas instalações e equipamento.

Aos colegas do LAMEF Eng^o Fabiano Mattei e Eng^o Tiago Renk, pela valiosa contribuição na realização deste trabalho.

A Forjas Taurus S.A. pela confecção das hastes e dispositivos utilizados neste projeto.

Ao Laboratório de Ensaio de Fadiga da CIENTEC e seus funcionários; Eng^o Dr. Paulo Tavares, Eng^o M. Sc Antônio Melo e Luciano pelo apoio nos ensaios de fadiga.

SUMÁRIO

LISTA DE FIGURAS	VI
LISTA DE TABELAS	IX
LISTA DE SÍMBOLOS	X
RESUMO	XI
1.INTRODUÇÃO	1
2.OBJETIVOS	3
3.REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	4
3.1.Fadiga	4
3.1.1.Histórico	5
3.1.2.Fatores importantes nas rupturas por fadiga ⁽⁸⁾	8
3.1.3.Estágios do processo de fadiga	9
3.1.4.Aspectos microscópicos de fratura	9
3.1.5.O Papel das condições superficiais	12
3.1.6.Modelos que Descrevem o Processo de Nucleação de Trincas.....	13
3.1.7.Mecânica da Fratura aplicada à Fadiga	21
3.2.Tensões Residuais	24
3.2.1.Definição	24
3.2.2.Classificação	25
3.2.3.Origem das tensões residuais	26
3.2.4.Geração de tensões residuais por deformação mecânica.....	27
3.2.5.Conceitos	28
3.2.6.Efeitos das Tensões Residuais ⁽³⁴⁾	30
3.2.7.Superposição de tensões residuais e tensão aplicada	31
3.2.8.Métodos de medição de tensões residuais	32
3.3.Trefilação ⁽⁴⁴⁾	33
4.PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL	37
4.1.Análise do Material	39
4.2.Ensaio de ruptura das Hastes de Bombeio	39

4.3.Ensaio de Fadiga	39
4.4.Análise da superfície de fratura	42
5.RESULTADOS E DISCUSSÃO DOS RESULTADOS	43
5.1.Ensaio de ruptura das Hastes de Bombeio.....	43
5.2.Análise da Composição Química	44
5.3.Testes de Dureza.....	44
5.4.Análise Metalográfica.....	45
5.5.Testes de Fadiga	46
5.5.1.Ensaio com Torque	46
5.5.2.Ensaio sem Torque	50
5.5.3.Ruptura dos Dispositivos	52
6.CONCLUSÕES	55
7.SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS	56
8.REFERÊNCIAS BIBLIOGRAFICAS	57

LISTA DE FIGURAS

Figura 1.1 - Equipamento de bombeio mecânico comumente chamado de cavalo-de-pau.....	1
Figura 1.2 – Haste de bombeio.	2
Figura 1.3 – Esquema mostrando o funcionamento do bombeio mecânico e sua estrutura.....	2
Figura 3.1 - Falha por fadiga de um virabrequim de motor de combustão interna. Observam-se as marcas de praia características da propagação da trinca de fadiga.	5
Figura 3.2 - Ruptura por fadiga de uma tubulação de alta pressão. À direita observam-se as características marcas de praia da propagação da trinca de fadiga.	5
Figura 3.3 - Imagem feita em um Microscópio Eletrônico de Varredura do coalescimento de microcavidades de uma fratura.	10
Figura 3.4 - Aspecto de uma fratura por clivagem com “rios” característicos observado em Microscópio Eletrônico de Varredura.	10
Figura 3.5 - Aspecto de uma fratura intergranular realizado em Microscópio Eletrônico de Varredura.	11
Figura 3.6 - Fractografia da superfície de fratura por fadiga caracterizada pelas estrias.	12
Figura 3.7 - Modelo proposto por Wood para a nucleação de trincas ⁽²⁾	18
Figura 3.8 - Modelo proposto por Neumann para a nucleação de trincas durante um carregamento alternado ⁽²⁾	19
Figura 3.9 - Comprimento de trinca versus o número de ciclos. A fratura é indicada por $X^{(23)}$	21
Figura 3.10 - Curva da/dN por ΔK esquemática ⁽⁹⁾	22
Figura 3.11 - Efeito de um campo de tensões residuais na solicitação mecânica resultante ⁽³⁹⁾	31
Figura 3.12 – Esquema mostrando como ocorre o processo de trefilação.	34

Figura 4.1 – Hastes de bombeio utilizadas nos ensaios.	37
Figura 4.2 – Representação das dimensões da cabeça da haste.....	37
Figura 4.3 – Nomenclatura de haste de bombeio.....	38
Figura 4.4 – Conversor e equipamento para aquisição de dados (A). Manifold (B). .	40
Figura 4.5 – Atuador para 25 toneladas (A). Célula de carga (B).....	40
Figura 4.6 – Equipamento de fadiga com a configuração utilizada nos ensaios deste trabalho.....	41
Figura 4.7 – Viga utilizada para fixação do atuador.	41
Figura 4.8 – Equipamento de fadiga com o tubo de proteção envolvendo a haste em ensaio (A). Tubos de proteção (B).....	41
Figura 4.9 – Hastes fixadas no atuador e na célula de carga pelas luvas (A). Luvas, acoplando a haste a célula de carga (B).....	42
Figura 4.10 – Acoplamento de 2 hastes em série.	42
Figura 5.1 – Fratura tipo taça cone de uma haste de bombeio após ensaio de tração.	43
Figura 5.2 – Perfil de dureza de uma barra trefilada.	45
Figura 5.3 - Microestrutura da seção transversal da haste. Aumento: 200x em A e 500x em B. Ataque: Nital 3%.	45
Figura 5.4 - Microestrutura da seção longitudinal da haste. Aumento: 200x em A e 500x em B. Ataque: Nital 3%.	46
Figura 5.5 – Curva de Wöhler, carga máxima por número de ciclos, pode-se notar que a haste atinge vida infinita abaixo da carga limite.....	47
Figura 5.6 – Curva de Wöhler, amplitude de carga por número de ciclos, pode-se notar que a haste atinge vida infinita abaixo da carga limite.....	48
Figura 5.7 – Fotos da fratura da haste A, com um total de 39148 ciclos.....	49
Figura 5.8 – Fotos da fratura da haste C, com um total de 45608 ciclos.	49
Figura 5.9 – Fotos da fratura da haste A, trincas nucleadas (A) e a fratura final (B).	49
Figura 5.10 – Fotos da fratura da haste C, trincas nucleadas (A) e a fratura final (B).	50

Figura 5.11 – Haste com fratura na rosca do parafuso, ocasionada pela falta de protensão.....	51
Figura 5.12 – Fratura na rosca do parafuso.....	51
Figura 5.13 – Detalhe da região onde temos a nucleação de microtrincas.....	51
Figura 5.14 – Dispositivo de ensaio, conhecido como luva.....	52
Figuras 5.15 – Fotografia do dispositivo fraturado, na concordância da rosca com a base superior.....	52
Figuras 5.16 – Fotografia mostrando a fadiga: a nucleação de microtrincas e sua propagação (A) e a fratura do parafuso pelo fato da carga aplicada ser superior a área resistente(B).....	53
Figuras 5.17 – Fotografia mostrando o detalhe da concordância entre o parafuso e a base intermediária, parece um concentrador de tensões, possível causa da ruptura.....	53
Figuras 5.18 – Fotografia mostrando as modificações no dispositivo.....	53
Figura 5.19 – Fratura na rosca do dispositivo de ensaio ocasionada pela falta de troque no momento da montagem.....	54

LISTA DE TABELAS

Tabela 3.1 - Resumo dos modelos que descrevem o processo de nucleação de trincas.	16
Tabela 3.2 - Modelos que descrevem a nucleação de microtrincas.....	18
Tabela 4.1 - Propriedades mecânicas do material.	38
Tabela 5.1 – Valores dos ensaios de tração das hastes; carga e tensão de escoamento, carga e tensão de ruptura.	43
Tabela 5.2 - Média das análises químicas realizadas nas hastes de bombeio em comparação com a tabela do Metals Handbook ⁽⁴⁵⁾	44
Tabela 5.3 – Resultados dos ensaios de fadiga.....	47

LISTA DE SÍMBOLOS

ΔK = Variação do fator de intensidade de tensões [$\text{MPa m}^{1/2}$]

a = Tamanho de trinca [mm]

N = Número de ciclos

C = Constante

m = Expoente da Lei de Paris

F_e = Carga de escoamento

σ_e = Tensão de escoamento

F_R = Carga de ruptura

σ_R = Tensão de ruptura

RESUMO

No presente trabalho é estudado o comportamento em fadiga de hastes de bombeio utilizadas na prospecção de petróleo em poços terrestres. As hastes foram testadas utilizando-se de alguns métodos de análises e ensaios mecânico-metalúrgicos visando atingir as propriedades especificadas na norma API 11b⁽¹⁾.

Outro objetivo é desenvolver os parâmetros para o ensaio de fadiga, já que no Brasil não são feitos ensaios de fadiga em hastes de bombeio a mais de 12 anos, o desenvolvimento do ensaio de fadiga, projeto do equipamento e dispositivos e os próprios parâmetros de ensaio.

As hastes atingiram em todas suas análises as exigências da norma API 11b⁽¹⁾, as hastes atingiram a vida infinita na tensão abaixo da tensão limite e como esperado as fraturas das hastes ocorreram na concordância do corpo com a cabeça. E ainda neste trabalho foi possível conferir a vida em fadiga de juntas parafusadas e sua relação com o torque aplicado.

1.INTRODUÇÃO

A indústria petrolífera ao lado da aeronáutica são as com os maiores investimentos em tecnologia, visando uma maior produção, em menos tempo e com baixos custos. E como sabemos a Petrobras é uma das empresas líder em extração de petróleo em plataformas marítimas (offshore), mas esta não é a única frente de trabalho da mesma, no Brasil, em pequena proporção, ha extração de petróleo via terrestre e com bons resultados e, com grande desenvolvimento científico.

A bacia potiguar terrestre é composta por campos petrolíferos com número de poços variável, situada no Rio Grande do Norte e parte do Ceará, abrangendo aproximadamente 4.000 poços com produção em torno de 10% da produção nacional, o que a coloca em primeiro lugar no Brasil em termos de produção terrestre. A elevação dos fluidos na maioria desses poços é feita de forma artificial, pois cerca de 98% dos nossos poços petrolíferos são não surgentes, ou seja, não possuem pressão suficiente para que os fluidos atinjam a superfície. A elevação desses fluidos pode ser realizada através de diversas técnicas. Na bacia potiguar terrestre as técnicas mais usadas são o bombeio mecânico (figura 1.1) e o bombeio por cavidades progressivas.



Figura 1.1 - Equipamento de bombeio mecânico comumente chamado de cavalo-de-pau.

O cavalo-de-pau está conectado, via a uma haste polida, às hastes de bombeio (figura 1.2) que descem até o fundo do poço, onde se encontra o pistão de bombeio, conforme mostrado na figura 1.3. Então as hastes, acionadas pelo cavalo-de-pau, movem o pistão realizando o mecanismo necessário para o bombeamento do petróleo até a superfície.



Figura 1.2 – Haste de bombeio.

Estas hastes de bombeio serão o objeto de estudo neste trabalho. Atualmente elas são importadas pela Petrobras. Mas numa tentativa de nacionalização deste produto, está em andamento o desenvolvimento de um projeto visando à produção destas hastes no Brasil.

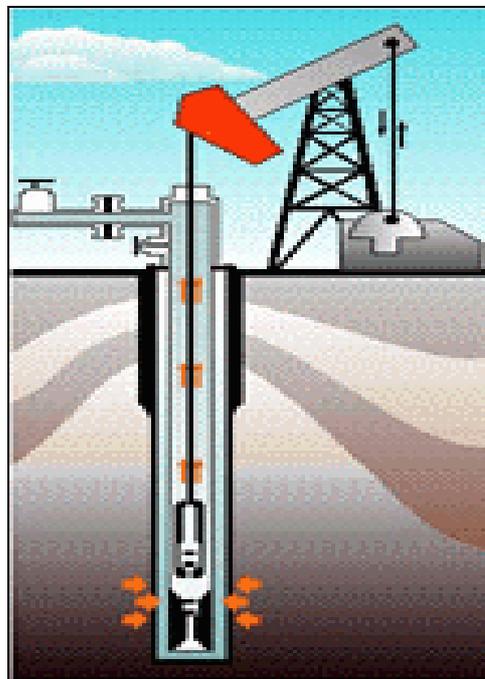


Figura 1.3 – Esquema mostrando o funcionamento do bombeio mecânico e sua estrutura.

2.OBJETIVOS

O objetivo deste trabalho é propor e avaliar o comportamento em fadiga de hastes de bombeio utilizadas na prospecção de petróleo em poços terrestres.

Procura-se, portanto, testar as hastes utilizando-se de alguns métodos de análises e ensaios mecânico-metalúrgicos visando atingir as propriedades especificadas na norma API 11b⁽¹⁾.

Outro objetivo é desenvolver os parâmetros para o ensaio de fadiga, já que no Brasil não são feitos ensaios de fadiga em hastes de bombeio a mais de 12 anos. Logo neste projeto além de caracterizar a matéria prima, foi também proposto o desenvolvimento do ensaio de fadiga, projeto do equipamento e dispositivos e os próprios parâmetros de ensaio.

3.REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

3.1.Fadiga

A fadiga pode ser definida como um modo de falha que envolve a nucleação e crescimento de trincas em componentes mecânicos com cargas variando de amplitude no tempo. A amplitude máxima das cargas induz tensões no componente podendo ser maiores, iguais ou até mesmo menores que o limite de escoamento do material.

O processo de fadiga culmina em trincas que causam ruptura depois de determinado número de ciclos. Falhas por fadiga são causadas pela ação simultânea de cargas cíclicas, tensões trativas e deformação plástica. Se algum desses fatores não estiver presente, não haverá a nucleação de trincas. As deformações plásticas resultantes das cargas cíclicas nucleiam trincas e as tensões trativas promovem a propagação dessas trincas nucleadas. Tensões compressivas não causam fadiga, a não ser que resultem em trações trativas em regiões localizadas⁽²⁾.

Sob condições normais de carregamento, as trincas de fadiga iniciam perto ou em singularidades que estão na superfície ou logo abaixo desta, como por exemplo, riscos, pites de corrosão, inclusões ou mudanças bruscas de seções. Microtrincas podem estar presentes em um componente mecânico devido a processos de soldagem, tratamentos térmicos ou conformação mecânica. Até mesmo em componentes livres de concentradores de tensões e com alto grau de polimento trincas superficiais de fadiga podem surgir em pouco tempo de operação.

Se a amplitude da carga cíclica atuante em um componente é grande o suficiente, deformação plástica microscópica começa a ocorrer, levando a degraus de escorregamento na superfície. Com o carregamento uma ou mais microtrincas são nucleadas. De modo alternativo, discordâncias podem empilhar-se contra um obstáculo, como uma inclusão ou contornos de grãos, ou a quebra de inclusões ou decoesão entre inclusão e a matriz podem levar ao surgimento de microtrincas.

As figuras 3.1 e 3.2 mostram dois casos onde um processo de fadiga levou à ruptura um virabrequim de um motor de combustão interna e de uma tubulação de alta pressão. Normalmente a propagação da trinca de fadiga é caracterizada

macroscopicamente por “marcas de praia” que se desenvolvem de forma semicircular concêntricas a partir do ponto de origem da falha⁽³⁾.



Figura 3.1 - Falha por fadiga de um virabrequim de motor de combustão interna. Observam-se as marcas de praia características da propagação da trinca de fadiga.

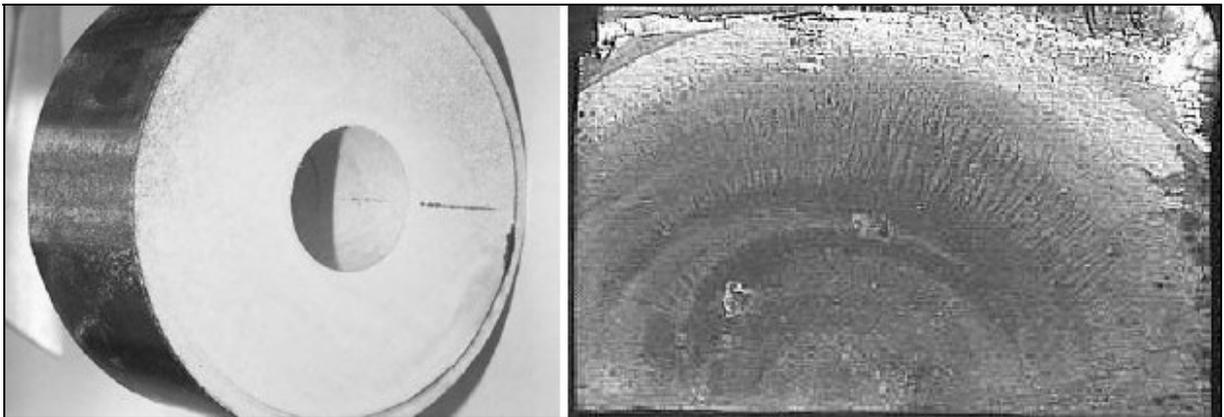


Figura 3.2 - Ruptura por fadiga de uma tubulação de alta pressão. À direita observam-se as características marcas de praia da propagação da trinca de fadiga.

3.1.1.Histórico

Um dos primeiros trabalhos sobre fadiga é de 1829, quando o engenheiro alemão W.A. J. Albert, realizou experimentos em correntes de guindaste sujeitas a carregamentos repetidos⁽⁴⁾ em uma mina de carvão.

Análises detalhadas sobre fadiga de metais ocorreram em 1842, motivadas por um grave acidente ferroviário ocorrido nas proximidades de Versailles. O rompimento por fadiga de um dos eixos da locomotiva foi a causa do acidente⁽⁴⁾.

Nesta época o interesse sobre o assunto fadiga aumentou devido à utilização de estruturas de ferro para a construção de pontes ferroviárias. Em 1849 o governo Britânico propiciou condições para que Hodgkinson estudasse o fenômeno da fadiga

em peças de ferro forjadas e fundidas usadas em estruturas de pontes ferroviárias, com o intuito de evitar acidentes causados por estes componentes⁽⁴⁾.

Com o surgimento de várias indústrias e avanços tecnológicos durante o século 19, a fadiga se tornou um problema sério e foi estudada por várias pessoas. Os mais famosos foram Fairbairn, Rankine e Wöhler, este último conduziu no período de 1852 a 1870, vários experimentos tentando explicar a ruptura de eixos de rodados de vagões ferroviários sujeitos a tensões abaixo da tensão de escoamento do material com um grande número de ciclos⁽⁵⁾.

Na época já se sabia da existência do fenômeno de fadiga, porém era um mistério para os engenheiros o motivo pelos quais eixos dimensionados de acordo com os critérios de resistência estática, pelas normas existentes, podiam falhar após um determinado tempo de uso, mesmo que estivessem operando em tensões abaixo das previstas. Outra situação que despertava o interesse era o fato de que testes feitos com o material dos eixos, antes da entrada em serviço e após o rompimento, apresentavam os mesmos valores de ductilidade e resistência mecânica⁽⁶⁾.

Nos ensaios com corpos de prova lisos, feitos por Wöhler, os resultados mostrados em um gráfico de tensão aplicada pelo número de ciclos suportados, plotados em escala logarítmica, mostram uma curva com características assintóticas ao eixo do número de ciclos. Isso caracteriza a existência de um limite de fadiga do material, no qual abaixo dele não haverá nucleação do processo de fadiga. Wöhler coletou uma grande quantidade de dados e os representou num formato até hoje utilizado: curvas S-N ou de Wöhler. Essas curvas consistem em traçar resultados da tensão aplicada(S) pelo logaritmo do número de ciclos(N).

Em 1874 o engenheiro alemão H. Gerber começou a desenvolver métodos de projeto usando o conceito de limite de fadiga deixando como contribuição o método de cálculo de vida em fadiga para diferentes níveis de tensões.

A partir daí estudos sobre fadiga receberam maior atenção, mesmo porque o avanço tecnológico levou a uma infinidade de equipamentos sujeitos a carregamentos cíclicos e a vibrações.

Durante o final do século 19 e no início do 20, grandes avanços foram feitos na avaliação da fadiga de metais. O desenvolvimento do conceito de discordâncias de Orowan, Polanyi e Taylor no início da década de 30 e a conseqüente evolução da teoria das discordâncias provou ser fundamental para compreender o processo de fadiga em metais. Décadas depois isso foi provado quando o primeiro microscópio

eletrônico entrou em operação, realizando imagens de materiais que romperam por fadiga.

Apesar dos estudos incessantes desenvolvidos, mesmo no século XX, principalmente nas décadas de 40 e 50, a ocorrência de acidentes com os aviões Comet, incentivou o desenvolvimento de pesquisas mais aprofundadas. Foi somente a partir da década de 60, com os trabalhos feitos por Paris, que os conhecimentos sobre fadiga passaram a ter uma ainda maior aplicação prática em estruturas, principalmente nas indústrias aeronáutica, nuclear e petroquímica.

Os principais investigadores que contribuíram para o entendimento do processo de fadiga foram^(2,7):

- ▶ 1838 – Albert/Alemanha: primeiro documento de falha causada por carregamento repetido;

- ▶ 1839 – Poncelet/França: introdução do termo fadiga;

- ▶ 1860 – Wöhler/Alemanha: primeira sistemática de investigação do comportamento de fadiga em eixos ferroviários, testes de flexão rotativa, curva S-N, conceito de limite de fadiga;

- ▶ 1864 – Fairbairn: primeiros experimentos do efeito de carregamento repetido;

- ▶ 1886 – Bauschinger: notas encontradas sobre o limite de elasticidade causado pelo carregamento normal ou reverso, ciclo de histerese tensão-deformação;

- ▶ 1903 – Ewing e Humfrey: estudos microscópicos para invalidar a velha teoria de cristalização, falha/deformação devido o escorregamento localizado similar à deformação monoatômica;

- ▶ 1910 – Bairstow: investigações encontradas sobre tensão-deformação como resposta da ciclagem, medição do ciclo de histerese, testes em múltiplos estágios, conceitos de endurecimento e “amolecimento” cíclico;

- ▶ 1955 – Coffin e Manson: (trabalhando independentemente) “térmica cíclica”, fadiga de baixo ciclo, considerações sobre deformação plástica;

- ▶ 1963 – Paris e Erdogan: relação entre a taxa de propagação de uma trinca por fadiga segundo o fator de intensidade de tensões;

- ▶ 1965 – Morrow: plastificação cíclica e aproximação da tensão - deformação local.

3.1.2.Fatores importantes nas rupturas por fadiga⁽⁸⁾

Nas aplicações em engenharia os principais aspectos metalúrgicos para o desempenho em fadiga de uma liga são os tratamentos térmicos e defeitos microestruturais. Tratamentos térmicos, termoquímicos ou processos mecânicos são usados para gerar microestruturas favoráveis e tensões residuais, como encontradas em componentes com tratamentos de superfície.

Fatores alheios ao material e a própria peça

a) Condição de funcionamento do componente mecânico tais como: cargas vibratórias e funcionamento em regimes de ressonância, cargas superiores às previstas por erros de montagem e manutenção, desgaste, influência de peças adjacentes, influência do meio ambiente (corrosão, temperatura, fadiga térmica), danos causados por objetos/peças alheias ao mecanismo.

b) Formação de trincas por outras causas e não por fadiga.

c) Cargas dinâmicas por efeitos de operação.

d) Cargas superiores às previstas por erro de projeto ou utilização fora de normas.

Fatores relacionados ao componente

a) Fatores geométricos que geram regiões concentradoras de tensões (entalhes, raios de concordância, mudança brusca de seção, etc).

b) Seleção inadequada de material e conseqüente resistência mecânica.

c) Existência de entalhes geométricos gerados por defeitos de fabricação.

d) Acabamento superficial inadequado.

e) Tensões por conformação a frio.

f) Pré-trincas e/ou tensões geradas por retífica.

g) Defeitos de soldagem.

Fatores intrínsecos ao material

a) Microestrutura inadequada (ex: baixa temperatura de revenimento que fragiliza o material).

b) Orientação e continuidade das linhas de fluxo de forjamento.

c) Tipo e quantidade de inclusões.

d) Descarbonetação.

e) Tensões residuais (shot peening, autofretagem, deformação plástica, etc).

f) Tratamentos superficiais.

3.1.3. Estágios do processo de fadiga

Um processo de fadiga pode ser dividido nos seguintes estágios⁽²⁾:

- 1) Deformação plástica cíclica;
- 2) Nucleação de microtrincas;
- 3) Propagação ou coalescência de microtrincas para trincas;
- 4) Propagação de trincas;
- 5) Ruptura final.

O estágio no qual as trincas são iniciadas em um processo de fadiga pode ser definido como o período em que trincas não são detectáveis pelos ensaios não destrutivos, isto é, em torno de 0,5 -1,0 mm.

Em materiais livres de trinca, uma parte significativa da sua vida útil é gasta antes da primeira trinca detectável aparecer. Em cargas cíclicas de baixa amplitude o estágio de nucleação pode ocupar a maior parte da vida útil, enquanto que para altas amplitudes não.

3.1.4. Aspectos microscópicos de fratura

A superfície de fratura de um metal qualquer pode apresentar quatro principais tipos de micromecanismos:

Coalescimento de microcavidades

Clivagem

Fratura intergranular

Fadiga

Coalescimento de microcavidades

Durante um ensaio de tração tem-se que após a carga máxima haverá o início de deformação localizada com a formação de estricção em uma região qualquer da área útil do corpo de prova. Em um material que apresenta boa ductilidade, inicialmente haverá um descolamento das inclusões ou partículas de segunda fase da matriz metálica. Este descolamento dará, então, lugar a cavidades envolvendo as inclusões. O crescimento e união destas microcavidades (coalescimento de microcavidades) é que ocasiona a ruptura do corpo de prova, controlada por deformação. A figura 3.3 apresenta o aspecto de uma fratura por coalescimento de microcavidades.

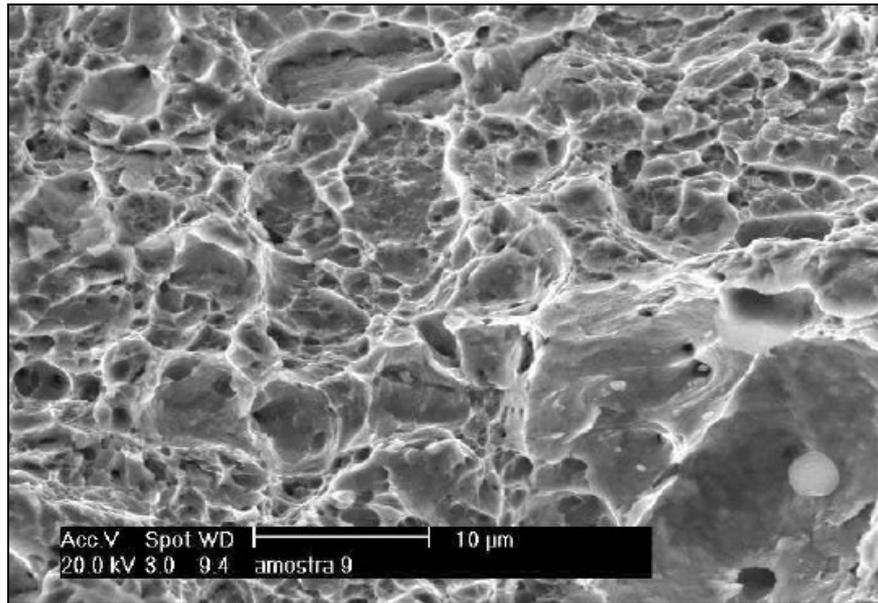


Figura 3.3 - Imagem feita em um Microscópio Eletrônico de Varredura do coalescimento de microcavidades de uma fratura.

Clivagem

Na clivagem ocorre a separação de planos cristalinos com pouca deformação. Seu aspecto com facetas lisas de fratura pode ser visto na figura 3.4. A fratura por clivagem é incentivada pelo aumento do teor de carbono, pela presença de entalhes, pelo aumento da taxa de carregamento, pelo aumento do tamanho de grão e pela diminuição da temperatura de trabalho⁽⁹⁾.

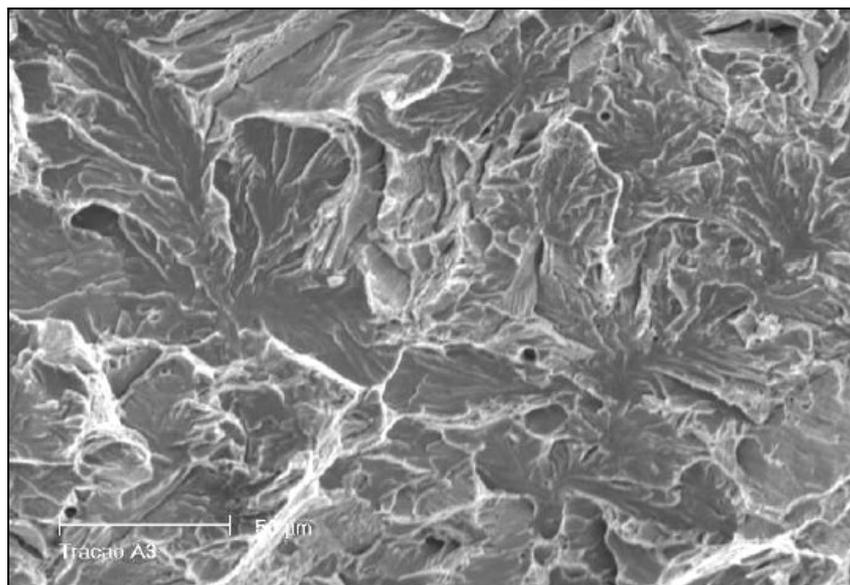


Figura 3.4 - Aspecto de uma fratura por clivagem com “rios” característicos observado em Microscópio Eletrônico de Varredura.

Intergranular

Ocorre a separação ao longo dos contornos de grão, conforme indicado pela figura 3.5. Este mecanismo, totalmente frágil, é incentivado por grãos grosseiros, alto teor de impurezas, fragilidade de revenido, fragilidade da martensita revenida, filme de cementita em contornos de grão e ação de meios agressivos (ação de hidrogênio)⁽⁹⁾. Um micromecanismo de fratura intergranular indica problemas de material ou ação do meio de trabalho.

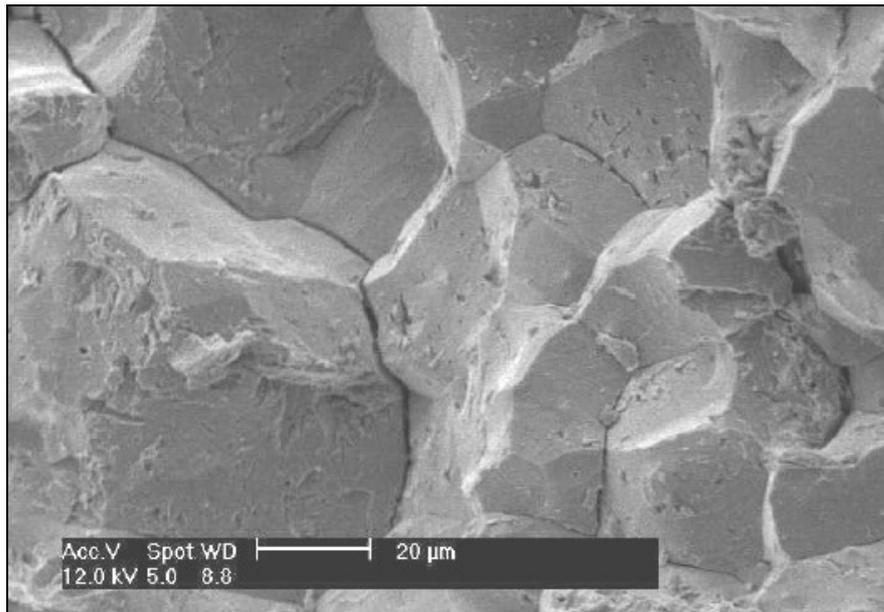


Figura 3.5 - Aspecto de uma fratura intergranular realizado em Microscópio Eletrônico de Varredura.

Fadiga

Para materiais que romperam por fadiga, a superfície de fratura é caracterizada por estrias. O crescimento de uma trinca de fadiga se dá por um mecanismo de estriação dúctil transgranular. Zappfe e Worden⁽¹⁰⁾ mostraram que cada estriação é produzida por um ciclo de carregamento, embora cada ciclo pode vir a não produzir uma estriação. Cabe destacar que estrias são discerníveis ao microscópio eletrônico, enquanto que as marcas de praia são até macroscopicamente observáveis. As marcas de praia representam milhares de ciclos de carregamento e podem conter milhares de estrias dentro delas e são oriundas de mudanças na frequência ou magnitude de carregamento⁽¹¹⁾.

Na figura 3.6 é mostrado o aspecto microscópico, caracterizado pelas estrias, de uma superfície de fratura por fadiga.

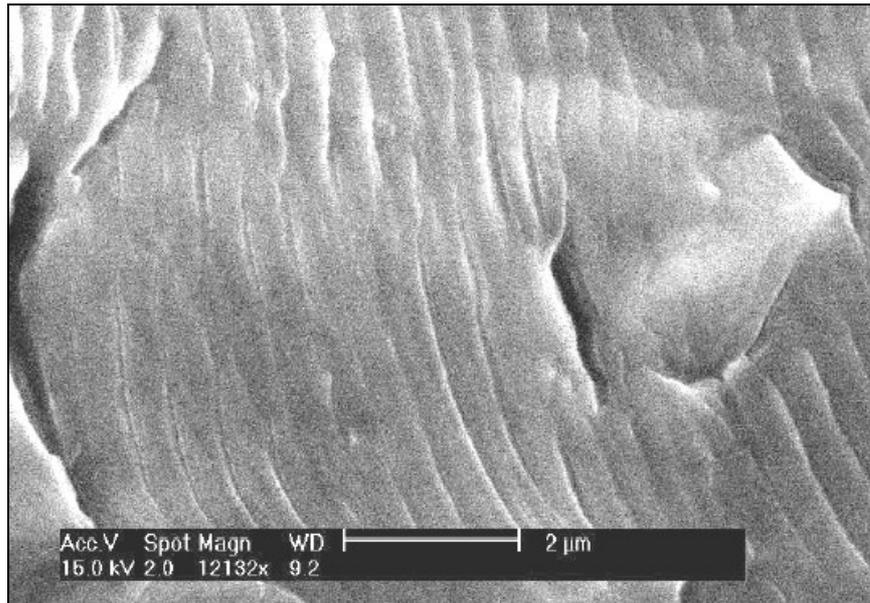


Figura 3.6 - Fractografia da superfície de fratura por fadiga caracterizada pelas estrias.

3.1.5.O Papel das condições superficiais

É bem conhecido que o processo de fadiga é muito sensível e dependente das condições superficiais, sendo influenciado pelo acabamento superficial e tratamentos térmicos e mecânicos. Foi mostrado que quando um corpo de prova é fadigado até uma parcela substancial de sua vida e, removendo-se sua superfície através de polimento eletrolítico, a sua vida em fadiga em testes posteriores é tão longa quanto o corpo de prova original⁽²⁾.

A nucleação de trincas, assim como todo o processo de fadiga, é controlado pela deformação plástica em cada ciclo. Portanto, pode ser esperado que a nucleação de trincas se dê em posições onde a deformação plástica é maior que a média, ou seja, na superfície. Existem, basicamente, duas razões para que a deformação plástica seja maior na superfície: a concentração de deformação plástica devido a grandes tensões perto da superfície e o pequeno grau de restrição de volume perto da superfície. Isto pode ser mais bem explicado no caso de um metal policristalino. No interior do material cada grão está restringido pelos seus grãos adjacentes, enquanto que grãos localizados na superfície têm menor número de grãos adjacentes e, conseqüentemente, tem menor grau de restrição. Nos grãos localizados na superfície o escorregamento é mais facilitado do que em grãos localizados no interior do material.

Fraturas por fadiga em componentes mecânicos e em estruturas iniciam em regiões com concentração de tensões causadas por descontinuidades geométricas ou microestruturais.

O processo de fadiga invariavelmente inicia na superfície de um componente, ou próxima desta, sendo que tratamentos feitos nesta região previnem de forma eficaz a nucleação de trincas. Aspectos como marcas de usinagem, riscos, inclusões, porosidades, corrosão e superaquecimento favorecem a nucleação e a propagação de trincas⁽²⁾.

Em componentes mecânicos, grandes tensões superficiais surgem de entalhes, solicitações de flexão e torção. Até mesmo em componentes solicitados de maneira uniforme (compressão/tração), um pequeno grau de excentricidade na carga axial é inevitável, o que leva a criação de pequenas solicitações de flexão e torção e a conseqüente elevação do nível de carregamento na superfície. Ao lado dessas fontes macroscópicas de concentradores de tensões, também há fontes em escala microscópica.

O nível de tensões na superfície de um componente é sensível ao seu acabamento superficial, sendo que este nunca é perfeito. Uma retificação fina, por exemplo, produz sulcos na ordem de 0,1 μ m, o que aumenta em 10% as tensões atuantes nesta área. Felizmente acabamentos superficiais, usualmente, produzem tensões residuais compressivas na pequena superfície deformada plasticamente, contrabalançando o efeito dos concentradores de tensões⁽²⁾.

3.1.6. Modelos que Descrevem o Processo de Nucleação de Trincas

Modos de nucleação de trincas

- Nucleação em bandas de escorregamento de fadiga: talvez seja o tipo mais comum. A sua natureza é a concentração de escorregamento dentro dos grãos.
- Nucleação nos contornos de grão: é típica em processos de fadiga com grande deformação, especialmente em altas temperaturas.
- Nucleação em inclusões superficiais: é típico para ligas contendo partículas de grande tamanho. Comum aos três tipos de nucleação é a alta concentração de tensões na superfície ou próxima desta.

A nucleação através de bandas de escorregamento de fadiga é o caso mais freqüente, principalmente porque processos de escorregamento e a formação das

bandas geralmente precedem a nucleação de trincas em contornos de grão ou em inclusões superficiais.

A partir deste ponto de vista, a nucleação de trincas em inclusões pode ser entendida como uma localização de escorregamento devido ao efeito de concentração de tensões criado pelas inclusões. A nucleação de trincas em inclusões pode levar a decoesão da interface inclusão-metal base ou ao trincamento (quebra) da inclusão. Há uma forte evidência de que a nucleação de trincas em contornos de grão também é condicionada por processo de escorregamento cíclico. Kim e Laird⁽¹²⁾ concluíram que a natureza do escorregamento cruzado dentro dos grãos, e a compatibilidade do escorregamento nos contornos de grão são os fatores mais importantes na definição dos locais onde nucleiam trincas.

Mughrabi e colaboradores⁽¹³⁾ mostraram que a nucleação de trinca nos contornos de grão ocorre em locais onde bandas de escorregamento “persistentes” predominam e propuseram um modelo para descrever o fenômeno. O aparecimento das bandas de escorregamento de fadiga tipicamente coincide com o fim do encruamento/alívio macroscópico. As primeiras microtrincas são detectáveis dentro das bandas de escorregamento. O tamanho típico das microtrincas na sua primeira detecção é da ordem de 0,1-1,0 μm , dependendo do material e da técnica experimental utilizada. Um grande número de microtrincas geralmente é formado em torno de 20% a 40% da vida em fadiga. Com o carregamento, algumas das microtrincas crescem e, a partir daí, praticamente mais nenhuma é nucleada.

Relação entre discordâncias e alívio superficial

Para entender o processo de nucleação de trincas por fadiga é necessário entender os processos de geração de discordâncias na camada superficial. O entendimento da nucleação de trincas é resultante da observação por microscopia eletrônica de transmissão de discordâncias na superfície de corpos de prova submetidos a ciclos de carregamento. O principal resultado das investigações realizadas ao longo dos anos é de que a nucleação de trincas por fadiga em estruturas próximas à superfície de um material depende, assim como as estruturas no interior do material, de dois parâmetros: a dificuldade em ocorrer escorregamento cruzado e a amplitude de tensões ou deformações. O escorregamento cruzado é governado pela energia de falha de empilhamento e, em menor grau, pela tensão de

escoamento. Resumidamente, a facilidade em ocorrer escorregamento cruzado pode ser identificada pela energia de falha de empilhamento quantitativamente⁽²⁾.

Vários modelos têm sido propostos para explicar como uma trinca de fadiga nucleia em um metal. Diversos trabalhos foram desenvolvidos nesta área, resultando em teorias distintas sobre o processo de nucleação de trincas. A seguir serão apresentados os principais modelos propostos, conforme a tabela 3.1.

Tabela 3.1 - Resumo dos modelos que descrevem o processo de nucleação de trincas.

	Modelo	Descrição
I	Metais de fácil escorregamento cruzado ⁽²⁾ (carregamento de pequena amplitude) (1996)	Vale para metais com alta energia de falha por empilhamento. Relaciona as bandas de escorregamento de fadiga e a formação de intrusões e extrusões na superfície.
II	Kulman-Wilsdord e Laird ⁽¹⁴⁾ (1968)	O movimento de discordâncias para a superfície do metal gera bandas de escorregamento. A deformação plástica sofrida em cada ciclo de carregamento gera intrusões e extrusões.
III	Finney e Laird ⁽¹⁵⁾ (1975)	A nucleação de trincas é relacionada com o desbalanço de energia no interior do metal, o que gera discordâncias. Essas se movimentam ao longo das bandas de escorregamento, criando intrusões e extrusões na superfície.
IV	Essmann et al ⁽¹⁶⁾ (1981)	É baseado no papel das vacâncias e suas aglomerações, formadas pelo movimento de discordâncias e a aniquilação de discordâncias de sinais opostos. As vacâncias levam a deposição de discordâncias em cunha na interface entre bandas de escorregamento e a matriz. O número de átomos contidos nos planos atômicos extras é equivalente ao número de vacâncias contidas nas bandas de escorregamento. A aplicação de cargas faz com que as discordâncias deslizem. Esse processo leva a formação de intrusões e extrusões em ambos os lados das bandas de escorregamento e um aumento da concentração de tensões.
V	Polák ⁽¹⁷⁾ (1987)	É baseado no fluxo de vacâncias dentro das bandas de escorregamento. Vacâncias são formadas nas paredes e nos canais das bandas de escorregamento. A densidade de discordâncias nas paredes e nos canais difere entre si. Como as discordâncias em cunha servem de abrigos para vacâncias, a concentração de vacâncias difere. O fluxo de vacâncias durante a ação de cargas em uma direção é equivalente ao fluxo de átomos na direção oposta. Isto resulta no acúmulo de massa em duas direções perpendiculares ao fluxo e ocorre o processo de intrusões e extrusões.
VI	Metais de fácil escorregamento cruzado (carregamento de grande amplitude) ⁽²⁾ (1996)	Exibem formação de estruturas celulares no interior e na superfície e que não apresentam diferenças evidentes entre si. O mecanismo básico consiste na inclinação de segmentos de discordâncias das paredes celulares durante o carregamento até alcançarem a parede mais próxima acarretando uma avalanche ao longo de toda a camada de células. Em carregamento inverso, o processo é repetido na direção oposta, sendo que os degraus produzidos na superfície do metal pelas discordâncias não são completamente reversíveis. As primeiras microtrincas nucleiam de intrusões e extrusões contidas na superfície.

Nucleação de microtrincas

A nucleação de microtrincas é sempre precedida por um processo de escorregamento cíclico localizado. O valor da amplitude da deformação plástica local é um parâmetro fundamental que governa a nucleação de trincas. A fadiga no estágio de nucleação de trincas é relacionada com a deformação plástica cíclica, o que não agrega valor prático, visto que são parâmetros que não podem ser medidos. Microtrincas começam de intrusões na superfície, pequenos entalhes formados pela deformação plástica cíclica. Microtrincas também podem iniciar nos contornos de grão devido a sua interação com as bandas de escorregamento, o que também leva a formação de microentalhes. A nucleação de trincas nas bandas de escorregamento e nos contornos de grão freqüentemente ocorrem juntas. O dano por fadiga está relacionado com a altura das extrusões e a profundidade das intrusões, que crescem a cada ciclo de carregamento.

O limite de fadiga pode ser entendido como a tensão (ou deformação) que representa o limite para a propagação de microtrincas críticas. No limite de fadiga, a maior microtrinca de todo o conjunto é mais importante que o tamanho médio de todas microtrincas.

O espaçamento entre as microtrincas também é importante quando se tem grande espaçamento entre microtrincas, a maior representa o limite de fadiga, visto que a interação entre elas é insignificante.

Em ambientes agressivos o limite de fadiga deixa de existir.

Mecanismos de nucleação de microtrincas

Um grande número de modelos tem sido propostos para a nucleação de microtrincas. Em vista dos resultados apresentados até agora é claro que os mecanismos só operam nos locais de nucleação. É importante a citação de Neuman⁽¹⁸⁾: “a formação de intrusões e a nucleação de trincas são diferentes processos”. As diferentes observações a respeito da transição das intrusões para microtrincas conduzem a diferentes modelos. Alguns dos modelos consideram o processo de nucleação de trincas não ser distinguível do processo de formação de intrusões. Outros modelos distinguem intrusões de microtrincas, e eles requerem diferentes processos para sua formação. Os modelos propostos não podem ser verificados experimentalmente em todos os seus aspectos. Os mecanismos de nucleação de microtrincas podem ser divididos em três grupos básicos, sendo que o

critério utilizado para sua divisão é o mecanismo do evento que leva a formação das microtrincas.

Tabela 3.2 - Modelos que descrevem a nucleação de microtrincas.

	Modelos
I	Modelos que não distinguem intrusões e microtrincas
II	Nucleação de microtrincas do tipo frágil
III	Nucleação de trincas em contornos de grão

I) Modelos que não distinguem intrusões e microtrincas

A formação de microtrincas é idêntica ao crescimento contínuo de intrusões conforme proposto por Wood⁽¹⁹⁾. Este sugere que intrusões atuam como concentradores de tensões e promovem escorregamento na sua raiz. À medida que essas intrusões aumentam e condicionam a formação de novas intrusões, microtrincas são nucleadas. A figura 3.7 mostra o modelo proposto por Wood com as intrusões e extrusões na superfície do material.

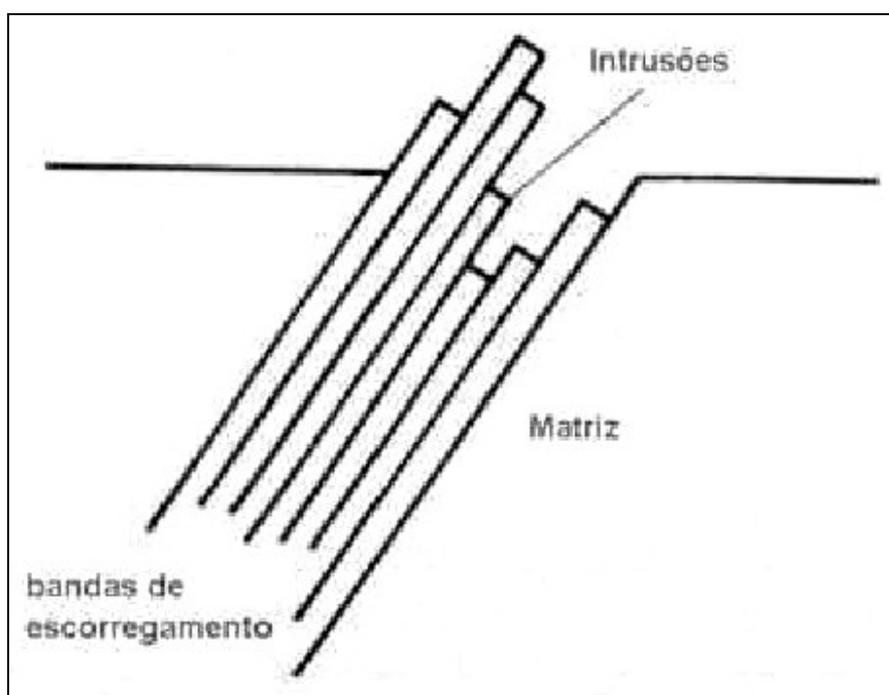


Figura 3.7 - Modelo proposto por Wood para a nucleação de trincas⁽²⁾.

O modelo proposto por Lynch⁽²⁰⁾ assume que trincas de fadiga iniciam e propagam por um mecanismo de intrusões quando camadas são deslocadas ou “sugadas”. Neumann⁽²¹⁾ propôs um modelo para a formação de trincas pelo escorregamento em planos de escorregamento alternados. Neste modelo as trincas

se desenvolvem de escorregamentos grosseiros entre os planos, conforme a figura 3.8. Harvey e colaboradores⁽²²⁾ propuseram um modelo baseado no espaçamento entre as bandas de escorregamento, altura do escorregamento e a deformação plástica cumulativa. Duas premissas básicas delineiam a teoria: os deslocamentos na superfície são semelhantes a trincas e o deslocamento na ponta da trinca controla a nucleação. O número de ciclos para o início da trinca é o número de ciclos necessário para alcançar um certo deslocamento crítico. O modelo propõe que o número de ciclos para coalescer uma trinca aumenta com a diminuição do tamanho de grão.

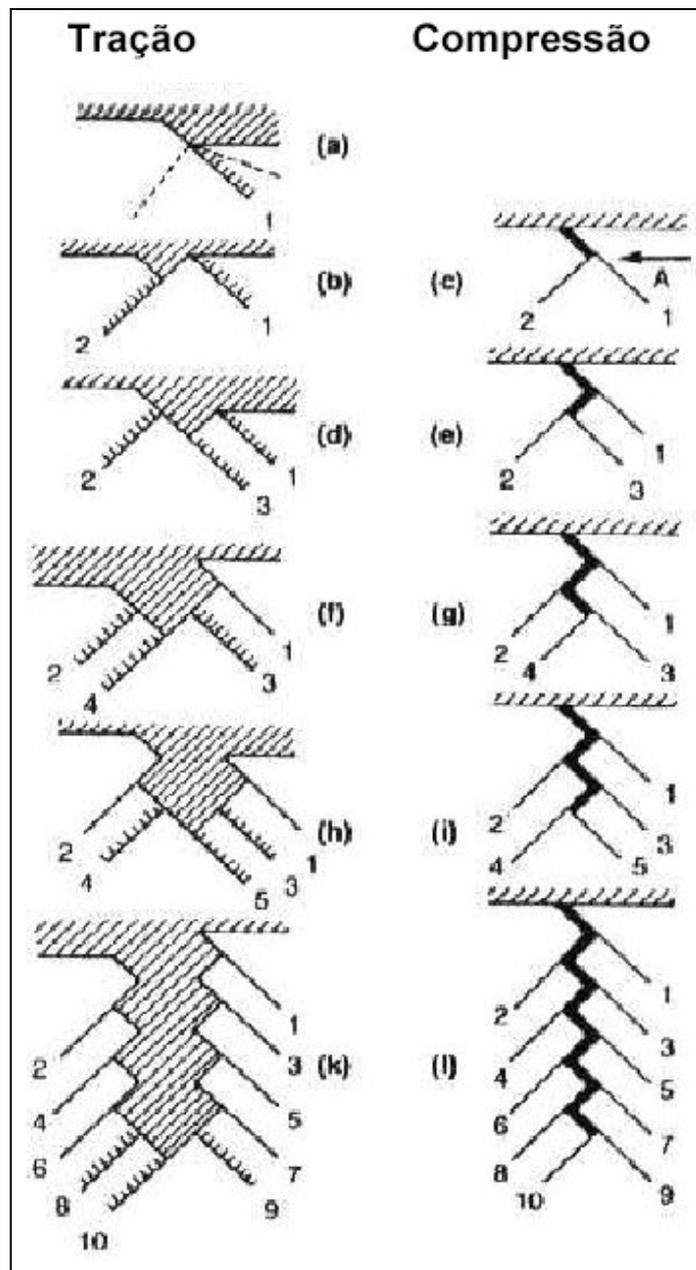


Figura 3.8 - Modelo proposto por Neumann para a nucleação de trincas durante um carregamento alternado⁽²⁾.

II) Nucleação de trincas do tipo frágil

Um exemplo típico deste caso é a fratura de uma partícula (segunda fase) de maior dureza em um local onde há concentração de tensões. Neste caso o papel das discordâncias é secundário e microtrincas frágeis são formadas em locais com concentrações de tensões.

III) Nucleação de trincas em contornos de grãos

Basicamente dois modelos foram propostos para a nucleação de trincas nos contornos de grão: um é baseado na instabilidade plástica e outro que leva em conta a interação do escorregamento dentro do grão com seu contorno. O primeiro grupo de modelos assumem a existência de um grande grau de deformação plástica homogênea ao longo de toda a camada de grãos superficiais. Como os contornos de grão dificultam a deformação plástica, instabilidade plástica pode ocorrer em uma escala microscópica de modo que a profundidade de sulcos no contorno de grão aumenta com o número de sulcos. Isso ocorre até que a profundidade é grande o suficiente para constituir uma microtrinca.

O segundo grupo é baseado na interação entre bandas de escorregamento e contornos de grão. Em metais policristalinos, a interação entre as bandas de escorregamento e os contornos de grão leva a uma concentração de tensões e a conseqüente decoesão ao longo do contorno de grão.

O final do período de nucleação de microtrincas

Numerosas interpretações têm sido usadas para definir o fim do período de nucleação, sendo que todos são baseados no tamanho de trinca e seu espaçamento. A transição da nucleação para a propagação é a passagem de um sistema de microtrincas governado pela deformação plástica cíclica para a propagação de trinca governada pela mecânica da fratura.

Em casos onde existe substancial interação entre microtrincas, quando um valor crítico médio de espaçamento entre microtrincas que se multiplica é atingido, ocorre uma relaxação nas tensões atuantes. Isso dificulta a nucleação de novas microtrincas e favorece o crescimento das existentes. Em geral o fim do estágio de nucleação é baseado no tamanho da maior trinca que não propaga abaixo do limite de fadiga⁽²⁾.

3.1.7. Mecânica da Fratura aplicada à Fadiga

Atualmente a mecânica da fratura e a metodologia de danos permissíveis têm sido largamente empregados em componentes. A não ocorrência de falha está ligada ao fato do tamanho dos defeitos não alcance um valor crítico antes da próxima inspeção programada ou troca do componente. Para tanto é necessário saber de que maneira ocorre o crescimento da trinca⁽⁹⁾.

No passado, o enfoque nos estudos de fadiga restringia-se aos processos de danos e formação de trinca e, a partir da década de 60, o interesse foi também direcionado para os processos de crescimento de trincas.

Para esta abordagem fazia-se necessário quantificar o crescimento de uma trinca por fadiga. Analisando-se a figura 3.9 que mostra, esquematicamente, o registro de propagação de trinca de três corpos-de-prova, com pré-trincas iguais, submetidos a diferentes níveis de tensão cíclica, verifica-se que: para a tensão mais elevada a velocidade de crescimento de trinca é a maior e a vida em fadiga, conseqüentemente, é menor. Desta forma, o corpo-de-prova submetido ao maior carregamento suporta um número de ciclos consideravelmente menor, isto é, virá a romper em menor tempo.

Assim sendo, a vida em fadiga depende:

- 1) do tamanho da trinca pré-existente;
- 2) da magnitude de carregamento;
- 3) da resistência à fratura final do material.

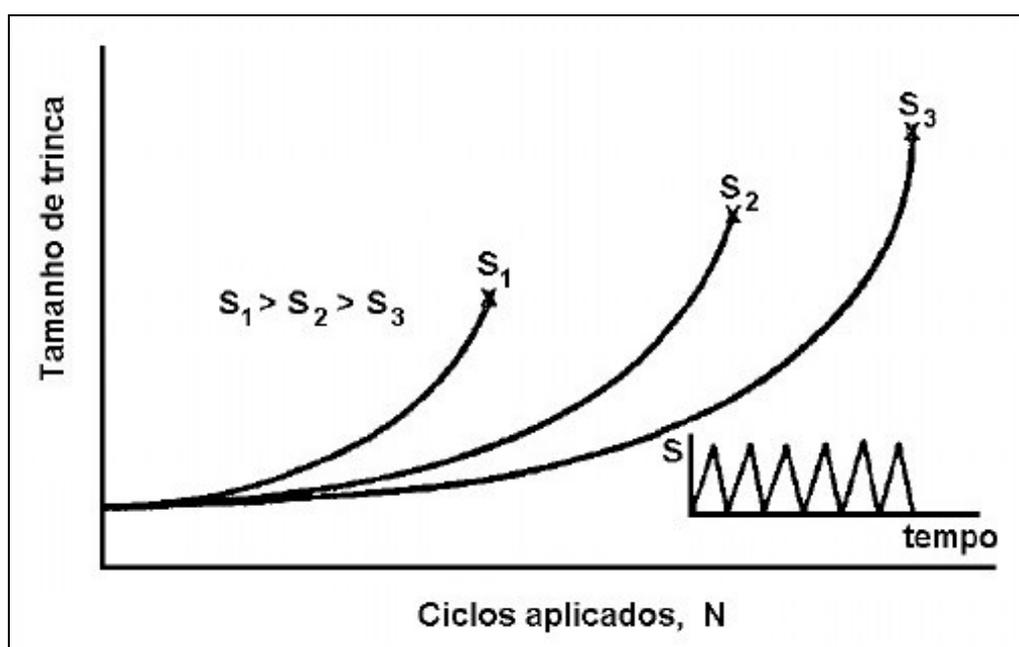


Figura 3.9 - Comprimento de trinca versus o número de ciclos. A fratura é indicada por X⁽²³⁾.

Paris e Erdogan relacionaram a taxa de propagação de uma trinca por fadiga com o fator de intensidade de tensões segundo a equação 3.1⁽⁷⁾.

$$da/dN = C \Delta K^m \quad (3.1)$$

Onde:

ΔK = variação do fator de intensidade de tensões [$\text{MPa m}^{1/2}$]

a = tamanho de trinca [mm]

N = número de ciclos

C = constante

m = expoente da Lei de Paris

Plotando-se resultados de taxa de crescimento de uma trinca por fadiga (da/dN) pelo gradiente de fator de intensidade de tensões alternado (ΔK) em um gráfico log x log, o comportamento normalmente apresentado pelos metais é o esquematizado na figura 3.10.

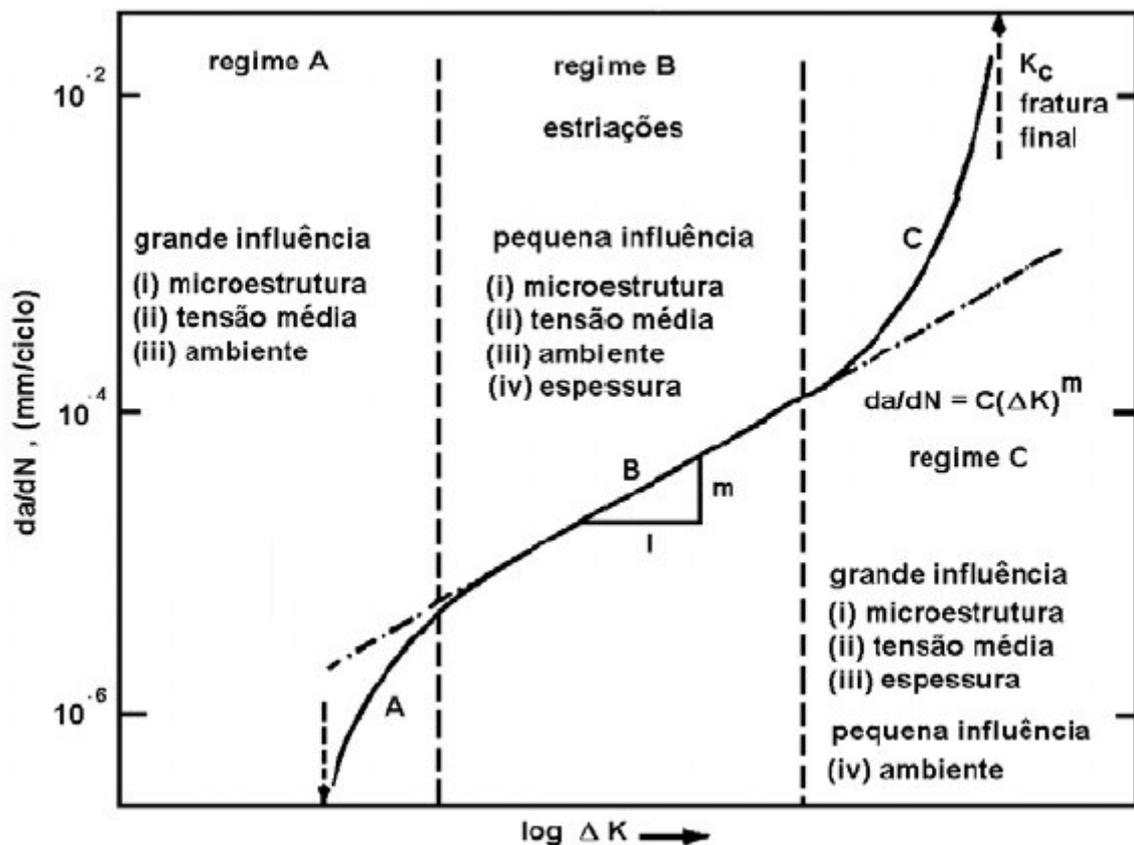


Figura 3.10 - Curva da/dN por ΔK esquemática⁽⁹⁾.

Neste gráfico sobressaem três regiões distintas, sendo que a Lei de Paris e Erdogan é válida apenas para a região intermediária de crescimento de trinca, ou seja, para o regime B.

É evidente que um micromecanismo simplificado não poderia atender esta faixa tão ampla de velocidades de propagação de trinca verificada na prática. Far-se-á, pois, uma análise de cada estágio:

1) Regime A: pequenas taxas de crescimento (proximidades da região limite de propagação de trinca). Envolve uma magnitude de deformação na ponta da trinca bem como o tamanho de grão do material. Assim a taxa é sensível à cristalografia local e estruturas de discordâncias.

2) Regime B: regime intermediário de crescimento de trinca (10^{-5} a 10^{-4} m/ciclo). A deformação na ponta da trinca pode estender-se por diversos grãos dando uma componente plástica contínua, e não cristalográfica, de crescimento de trinca.

3) Regime C: envolve taxas de crescimento mais elevadas ($>10^{-4}$ m/ciclo), o avanço da trinca sistematicamente envolve descontinuidades do material à frente da trinca (inclusões, partículas de segunda fase, etc). O crescimento torna-se descontínuo envolvendo o rompimento das ligações entre as microcavidades ou microtrincas resultantes.

As fraturas resultantes da propagação de trincas no regime intermediário de crescimento são normalmente muito fáceis de serem identificadas ao microscópio eletrônico de varredura por apresentarem uma superfície com estrias. Em ambientes agressivos ou em alguns materiais de alta resistência mecânica estas estrias podem ser de difícil observação.

Regime intermediário de crescimento de trinca

No regime intermediário de crescimento de trinca (tipicamente entre 10^{-5} a 10^{-4} m/ciclo) a equação de Paris-Erdogan descreve bem o crescimento de uma trinca com o expoente m variando, normalmente, entre 2 e 5.

A partir da Lei de Paris e Erdogan (equação 3.1) pode-se quantificar a resistência à propagação de uma trinca pré-existente em um componente submetido a um carregamento cíclico (ΔK considera a geometria, o nível de flutuação de carregamento, o tamanho da pré-trinca,...) o que é muito útil, pois possibilita:

1) a partir do conhecimento das tensões atuantes e do tamanho da trincas existentes em uma estrutura prever a vida residual ou estabelecer os intervalos necessários de inspeção para que esta opere dentro de limites aceitáveis de segurança,

2) obtenção de critérios para a seleção de materiais para uma aplicação específica além de poder comparar as características quanto à fadiga no desenvolvimento de novas ligas.

No regime intermediário de crescimento de trinca a fratura dá-se, predominantemente, por um mecanismo de formação de estrias dúctil transgranulares, sendo a faixa de crescimento da trinca pouco afetada pela microestrutura, tensão média e espessura do componente.

Cabe ressaltar a diferença existente entre estas estrias discerníveis ao microscópio eletrônico com as marcas de praia observáveis até macroscopicamente. Marcas de praia representam períodos de milhares de ciclos de carregamento podendo conter milhares de estrias dentro delas e são oriundas de mudanças de magnitude ou da frequência de carregamento. Já as estrias são em escala bem menor do que o tamanho de grão do material.

Assim, cada estria representaria um incremento no avanço da trinca resultante de um ciclo de carregamento e esta extensão dependeria da variação do carregamento.

Os micromecanismos de crescimento de trinca por fadiga podem apresentar uma média de crescimento muito ampla. Desde o regime A, nas proximidades da região limite de propagação, onde a taxa aproxima-se das dimensões atômicas (10^{-10} m/ciclo) até o outro extremo (regime C) aproximando-se da fratura instável onde o crescimento pode atingir taxas de milímetros por ciclo.

3.2.Tensões Residuais

3.2.1.Definição

Tensões residuais são aquelas tensões que coexistem independentemente do material estar submetido a forças externas ou gradientes térmicos⁽²⁴⁾.

Tensões residuais são tensões elásticas que podem existir em um componente mecânico quando este está livre de solicitações. O valor máximo que um componente pode apresentar de tensão residual é igual a sua tensão de

escoamento local. As tensões residuais podem surgir em um componente devido a várias condições de processamento e/ou condições de serviço. Em componentes ou estruturas sujeitas a carregamentos cíclicos, as tensões residuais podem alterar as condições locais de carregamento e modificar a sua resistência à fadiga.

As tensões residuais existentes em um corpo devem estar em equilíbrio estático. Deste modo a resultante das forças e momentos atuantes em qualquer plano pertencente ao corpo deve ser igual a zero.

Timoshenko⁽²⁵⁾, Barret⁽²⁶⁾ e Gillet⁽²⁷⁾ enfatizaram em seus estudos a importância prática das tensões residuais em componentes mecânicos. Também apresentaram métodos para geração e determinação de tensões residuais.

Considerável interesse na influência das tensões residuais na propagação e nucleação de trincas surgiu na década de 70, particularmente na indústria aeronáutica em crescimento. Entre os primeiros estudos publicados destacam-se os de Potter e Grandt⁽²⁸⁾, quando em 1975 propuseram o princípio da superposição de tensões. Rich e Impellizzeri⁽²⁹⁾ em 1976 avançaram neste tema demonstrando algumas correlações entre resultados analíticos e experimentais. Mais tarde, Chang⁽³⁰⁾ apresentou correlações adicionais e um procedimento para o cálculo da taxa de propagação de trincas que usa soluções analíticas aproximadas entre as tensões aplicadas e residuais.

Na mesma época, Hsu e Aberson⁽³¹⁾ usaram as funções de Green a fim de determinar fatores de intensidade de tensões devido à presença de campos de tensões residuais. O mesmo trabalho foi aplicado na análise dos fatores de intensidade de tensões em chapas contendo furos para rebites por Rudd⁽³²⁾.

Vale destacar o trabalho de Cook e colaboradores⁽³³⁾ que realizaram uma investigação numérica (usando uma análise por elementos finitos não-linear combinada com as funções de Green) e experimental da taxa de propagação de trincas em componentes sujeitos a pré-cargas que ultrapassem o limite elástico, gerando tensões residuais.

3.2.2. Classificação

As tensões residuais podem ser classificadas em dois tipos:

Tensões macro-residuais: que são tensões residuais de primeira ordem e representam uma média da tensão no corpo, sobre todas as fases deste material (caso polifásico). As tensões macro-residuais agem sobre uma larga região do

material, comparada ao seu tamanho de grão. Estas são ainda chamadas de tensões de larga escala, tensões macroscópicas, tensões materiais, entre outras^(34,35).

Tensões micro-residuais: ou seja, tensões residuais de segunda ordem, também chamadas de texturais, as quais estão associadas com defeitos do retículo cristalino (tais como vazios, discordâncias, empilhamento de discordâncias, etc) e precipitados finos (p.ex., martensita). Tensão micro-residual é dita como a tensão média através do grão do material ou parte dele. As tensões micro-residuais são também denominadas de tensões de baixa escala, associadas ainda às tensões presentes nos planos de deslizamento e aos deslocamentos atômicos^(34,35).

Estes dois tipos de tensões podem ainda ser classificadas diferentemente como tensões trativas ou compressivas, localizadas próximas à superfície ou no corpo do material⁽³⁴⁾.

3.2.3. Origem das tensões residuais

As tensões residuais podem ser originárias de trabalhos a frio; de aquecimento, o qual produz tensões térmicas e tensões de transformação; ou ainda pela combinação dos dois últimos⁽³⁴⁾.

Em materiais polifásicos e/ou policristalinos, as tensões residuais podem ser oriundas de: microtensões de incompatibilidades entre grãos ou entre fases; ou de tensões formadas por deformação plástica em grande escala relativa à microestrutura.

As deformações resultantes podem ser de natureza compressiva ou trativa e, de acordo com esse resultado, as tensões residuais podem ser trativas ou compressivas⁽³⁵⁾.

Em geral, tensões residuais compressivas diminuem a taxa de propagação de trincas, enquanto que tensões residuais trativas atuam de maneira inversa. No entanto o efeito mais significativo é sobre a nucleação de trincas por fadiga. As tensões residuais compressivas se opõem a isso.

Quanto à origem, as tensões residuais podem ser classificadas em térmicas, mecânicas e metalúrgicas^(36,37).

As tensões de origem térmica são induzidas em um corpo como resultado de mudanças na temperatura e podem ser resultantes de expansão ou contração térmica restringida ou de gradientes de temperatura.

As tensões residuais de origem mecânica são oriundas de deformação plástica não-homogênea. Se um corpo apresentar para determinado carregamento, simultaneamente, uma região de deformação elástica e uma região de deformação plástica, o comportamento mecânico do corpo dependerá da seqüência de aplicação e remoção do carregamento. Como resultado da deformação permanente produzida pela região plastificada pelo carregamento, um estado de tensões residuais é introduzido no descarregamento.

Tensões residuais de origem metalúrgica podem ocorrer em um metal quando o mesmo é submetido a um tratamento térmico e/ou químico, como resultado de transformações de fases, difusão de átomos de soluto, etc.

3.2.4. Geração de tensões residuais por deformação mecânica

A geração de tensões residuais por meio de deformação mecânica pode ser obtida através de diversos métodos. Todos eles produzem deformação plástica por meio de trabalho a frio na região mais solicitada ou crítica de um componente mecânico.

A recuperação elástica do material que não foi plastificado produz, então, tensões residuais compressivas.

Os métodos mais usuais são:

Shot peening

Sobrecarga

Cunhagem

Laminação

O principal objetivo é produzir tensões residuais compressivas em regiões críticas em termos de fadiga. O aumento de dureza nessas regiões está associado a uma significativa melhora na vida em fadiga do componente e sua integridade estrutural.

Tensões residuais compressivas retardam a nucleação de trincas assim como sua taxa de crescimento, sendo que a vida em fadiga pode ser aumentada em 30% ou mais⁽³⁸⁾.

A geração de tensões residuais por deformação mecânica é mais efetiva em materiais de maior resistência que as retém melhor do que materiais com baixo limite de escoamento. No entanto, materiais de maior resistência são mais

suscetíveis aos efeitos de descontinuidades superficiais e entalhes, diminuindo a sua resistência à fadiga⁽³⁸⁾.

Com a geração de tensões residuais em componentes mecânicos é possível uma grande otimização, reduzindo dimensões, consumo de matéria-prima e a substituição de materiais nobres por outros mais comuns.

A autofretagem de tubos para alta pressão é um exemplo clássico deste tipo de aplicação. Também se pode citar a deformação plástica prévia de molas.

Sobrecargas também podem ser aplicadas em componentes com trincas, diminuindo sua taxa de crescimento ou causando o seu fechamento⁽³⁸⁾. Isto é causado pela zona com tensões compressivas de material plastificado na ponta da trinca.

3.2.5. Conceitos

A seguir serão enumerados alguns conceitos de grande importância para um bom entendimento das tensões residuais.

a) Os sistemas de tensões residuais são balanceados, ou seja, se uma parte do sistema é alterado, o restante altera-se ou ajusta-se para manter o equilíbrio. Esta mudança ou ajuste resulta em distorção, ou alteração dimensional, da peça envolvida. Esta distorção pode ser usada para se estimar a magnitude e direção das tensões residuais⁽²⁴⁾.

b) Sistemas de tensões residuais estão em três dimensões, por exemplo, em um eixo podemos imaginar tensões longitudinais, circunferenciais (ou tangenciais) e radiais. Em muitos casos, uma das direções é desprezível e pode ser ignorada, no caso acima a radial ou da espessura⁽²⁴⁾.

c) Sistemas de tensões residuais são descritos em termos de tensões trativas e compressivas (conforme dito anteriormente), sem, porém esquecer, embora devam ser desconsideradas, as componentes cisalhantes. Cada tensão residual trativa (que cria uma força trativa) deve ser equilibrada por uma tensão compressiva (que cria uma força compressiva) de mesma intensidade⁽²⁴⁾.

d) Sistemas de tensões podem ser descritos em três escalas de magnitude (ou 2 conforme visto acima): macro, micro e reticular:

- *macro*, esta escala contém a completa seção transversal de uma peça. Se as áreas próximas à superfície estão em compressão residual (p.ex.), as áreas

próximas ao centro devem estar em tração residual, para que haja um equilíbrio de forças. Esta é a escala usualmente considerada para propósitos de engenharia;

- *micro*, esta escala é usada considerando-se tensões em um grão individual, ou grupo de grãos. Os grãos são afetados pelos campos de macro-tensões em que estão localizados, porém cada grão é orientado ao acaso e possui diferentes micro-defeitos em relação aos seus vizinhos. Tensões residuais em agrupamentos de grãos são obtidas quando medidas por difração de Raio-X (método quantitativo de medida);

- *reticular* cada grão é composto de uma estrutura tridimensional reticular de átomos, onde as distorções dos retículos, em certas direções, pelo método de Raio-X. Os retículos são, em efeito, submicroscópicos medidores de deformação. Desta forma, distorções reticulares não podem ser mensuradas individualmente e sim tratadas estatisticamente e obtidas na micro e macro-escala⁽²⁴⁾.

e) Sistemas de tensões residuais são afetados por átomos estranhos que são introduzidos na estrutura reticular. Durante o tratamento térmico dos aços, tal como cementação, nitretação ou carbonitretação, átomos de carbono e ou nitrogênio são deliberadamente difundidos no metal (na superfície e regiões próximas à superfície quando as temperaturas e/ou tempos são altos). Ao ocupar, estes átomos posições no retículo, são produzidas tensões residuais compressivas (desejáveis) paralelas à superfície. Sem dúvida esta é uma das razões para o emprego destes tratamentos térmicos superficiais, juntamente com o aumento de dureza, resistência ao desgaste e resistência mecânica⁽²⁴⁾.

f) Para uma melhor resistência à fratura por fadiga, as áreas superficiais devem estar tensionadas residualmente em compressão, em direções perpendiculares à direção esperada da trinca por fadiga contanto que as máximas tensões trativas aplicadas sejam esperadas na superfície⁽²⁴⁾.

g) Sistemas de tensões residuais podem ser formadas ou alteradas por muitos processos de fabricação e condições de serviço, tal como aqueles que causam mudanças térmicas, metalúrgicas, mecânicas ou químicas no metal. Isto é significativo, uma vez que aproximadamente todos os processos e tratamentos utilizados na fabricação de peças e componentes metálicos, bem como certas condições de serviço, têm a possibilidade de afetar o sistema de tensões residuais prejudicial ou benéficamente⁽²⁴⁾.

3.2.6.Efeitos das Tensões Residuais⁽³⁴⁾

Os maiores efeitos das tensões residuais incluem alteração dimensional e resistência à iniciação de trincas. A alteração dimensional ocorre quando a tensão residual (ou parte dela), no corpo, é eliminada. Em termos de iniciação de trincas, a tensão pode ser benéfica ou não, dependendo se esta for compressiva ou trativa.

- *tensão residual compressiva*: por serem as tensões residuais somadas algebricamente às tensões aplicadas, a presença de tensões residuais compressivas nas camadas superficiais são em geral benéficas porque reduzem os efeitos impostos pelas tensões trativas, as quais podem produzir trincas ou falhas. A tensão compressiva contribui para a melhoria da resistência em fadiga e da resistência a trincas por corrosão-tensão.

Muitos métodos de fabricação têm sido desenvolvidos para explorar o fenômeno da resistência à fadiga e ao trincamento por corrosão-tensão, tais como, assentamento ou ajustamento a quente, concreto protendido, ajustagem fixa, tubos de concreto armado, etc. Já processos superficiais de trabalho mecânico (tal como jateamento, laminação superficial, polimento, etc), de endurecimento de ligas metálicas e tratamentos de endurecimento superficial, são amplamente usados para produzir tensões residuais compressivas nas superfícies dos componentes.

- *tensão residual trativa*: na superfície de uma peça são usualmente indesejáveis tensões residuais trativas, por serem estas, causadoras de um aumento no nível de tensões, podendo causar trincas por corrosão-tensão, imprevisíveis (devido ao efeito combinado tensão-meio), falhas por fadiga, trincas de resfriamento e tendência a reduzir a vida e a resistência das peças (em fadiga). Neste caso a magnitude das tensões residuais pode ser menor ou maior do que a resistência do material.

Tensões residuais trativas no interior de um componente também podem ser prejudiciais devido à existência e influência de defeitos que servem como elevadores do nível de tensões no interior da peça. O fenômeno incomum do retardamento da trinca, na ausência de um meio adverso e de tensões aplicadas, têm agora sido atribuídas à ação das tensões residuais nos mínimos defeitos dos materiais. Conseqüentemente, é muito importante o entendimento da formação das tensões residuais, e isto se deve a considerações de fabricação e análise das peças produzidas.

3.2.7. Superposição de tensões residuais e tensão aplicada

O princípio de superposição dos diferentes tipos de tensões, tensão aplicada e residual, pode ser descrito da seguinte maneira. Tendo-se uma amostra submetida a uma tensão residual, caracterizada por σ_{residual} em uma região de um plano de tensão definido, superpondo-se uma tensão aplicada (σ_{aplicado}), a tensão efetiva com a qual a amostra é solicitada é dada por:

$$\sigma_{\text{resultante}} = \sigma_{\text{residual}} + \sigma_{\text{aplicado}} \quad (3.2)$$

A figura 3.11 mostra o efeito de um campo de tensões residuais na tensão resultante em um componente mecânico.

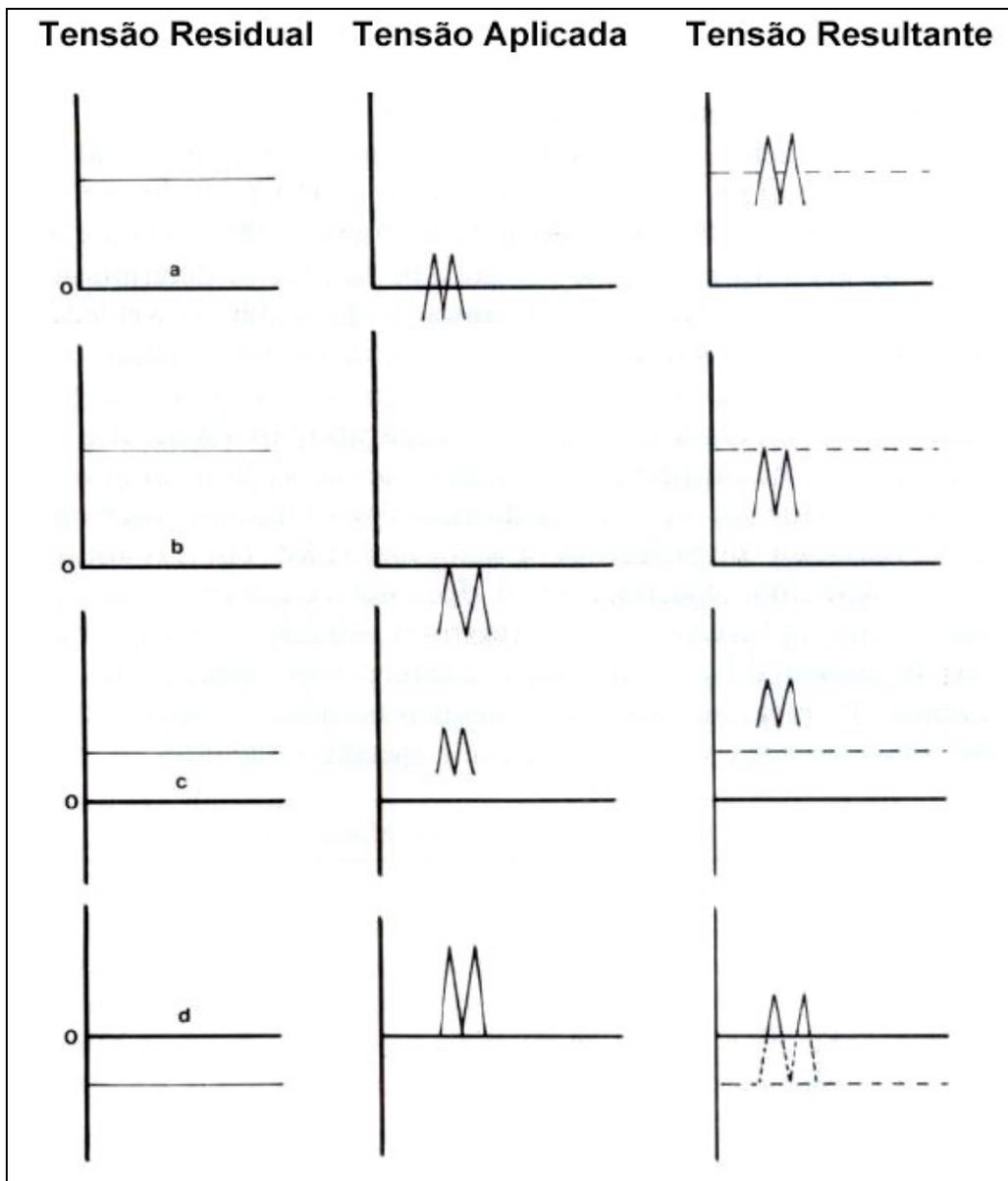


Figura 3.11 - Efeito de um campo de tensões residuais na solicitação mecânica resultante⁽³⁹⁾.

No caso de um componente com uma tensão residual compressiva (conforme indicado em d na figura 3.11) em sua superfície, com a aplicação de uma tensão de trabalho trativa, obtém-se uma tensão real no material menor do que a tensão aplicada. Pode-se afirmar, então, que os efeitos da tensão residual afetam o comportamento mecânico dos materiais quanto à fratura, fadiga e corrosão^(40,41).

É importante salientar que uma redistribuição de tensões pode ocorrer durante o crescimento de uma trinca dentro do campo de tensões residuais de um componente. A deformação plástica gerada pela ponta da trinca pode gerar tensões residuais adicionais e levar a eliminação das tensões residuais pré-existentes⁽⁴²⁾. A combinação entre a redistribuição de tensões e da plasticidade na ponta da trinca podem levar a uma variação considerável nas tensões residuais no componente antes da trinca nuclear e após a sua propagação.

3.2.8. Métodos de medição de tensões residuais

Nas últimas décadas várias técnicas foram desenvolvidas para a determinação qualitativa ou quantitativa de tensões residuais. Estas técnicas podem ser divididas em dois grupos: os métodos destrutivos e os não destrutivos^(40,43).

Os métodos destrutivos são baseados na destruição do estado de equilíbrio das tensões residuais no componente e a posterior avaliação através de sua relaxação.

Um procedimento geral para as técnicas de ensaio destrutivo pode ser descrito como segue:

1. Criação de um novo estado de tensões pela remoção de um certo volume de material;
2. Detecção da variação local nas tensões pela medição da deformação ou do deslocamento;
3. Cálculo das tensões residuais como função da deformação medida utilizando-se a teoria da elasticidade.

Algumas das técnicas destrutivas mais pesquisadas e empregadas são: o método do furo; o método do seccionamento; o método de remoção de camada de Sachs, o método do anel e o método da deflexão (bending deflection method)⁽⁴⁰⁾.

No grupo das técnicas não destrutivas as tensões residuais são relacionadas com base na relação entre parâmetros físicos ou cristalográficos do material.

Algumas das técnicas não destrutivas mais empregadas são: o método da difração de raios-x, da difração de nêutrons e do ultra-som.

Os métodos de difração de raios-x e o de difração de nêutrons são baseados na medição da deformação da rede cristalina a partir do estudo dos espaçamentos atômicos de cristais policristalinos. Sendo que o primeiro mede as deformações residuais junto à superfície do material e o segundo tem capacidade de avaliar um volume da amostra.

O método do ultra-som é baseado na diferença de velocidade de ondas ultrassônicas e o método magnético depende da interação entre deformação elástica e a propriedade ferromagnética dos materiais. Neste trabalho foi utilizado o método do seccionamento na medição de tensões residuais.

3.3.Trefilação⁽⁴⁴⁾

A modificação do formato de um corpo metálico em um outro corpo com formas definidas é denominada conformação dos metais.

Os processos de conformação dos metais são constituídos basicamente por dois grandes grupos: processos de conformação metalúrgicos, nos quais as modificações estão relacionadas às altas temperaturas; e processos de conformação mecânica, onde se obtém a modificação através da aplicação de esforços externos.

Nos processos de conformação mecânica temos os processos de conformação por usinagem, onde a modificação é produzida através da aplicação de tensões acima do limite de resistência ao cisalhamento, obtendo assim o formato final pela remoção de material. E temos também os processos de conformação plástica, onde a modificação é produzida pela aplicação de tensões abaixo do limite de resistência do material.

O estudo dos processos de conformação plástica é de grande importância, pois a maior parte dos produtos metálicos produzidos necessita de tais processos em uma ou mais etapas de sua produção.

Através dos processos de conformação plástica dos metais pode-se obter produtos sólidos com características controladas, pela aplicação de esforços mecânicos em corpos metálicos, os quais não variam seu volume. Ou seja, obter produtos finais com determinadas especificações de dimensões, de forma, de propriedades mecânicas e de qualidade superficial. Tais processos além de obter

um produto final de alta qualidade e com alto volume de produção, possuem baixos custos de fabricação.

Os processos de conformação plástica possuem diversas classificações, porém as mais utilizadas são feitas quanto à temperatura do processo (a quente e a frio) e quanto ao tipo de esforço aplicado (tração, compressão, cisalhamento, flexão, diretos ou indiretos). Os processos de conformação a frio produzem encruamento do material, aumentando assim a resistência mecânica com as deformações plásticas, permitindo assim aumentar a resistência mecânica de metais não endurecíveis por tratamento térmico.

A trefilação é um processo de conformação plástica, geralmente realizada a frio, para a obtenção de barras e arames, acabados e semi-acabados. Tendo como matéria prima, normalmente, material laminado, o processo consiste em tracionar axialmente o material através de uma ferramenta. Utiliza-se da plasticidade do material, ou seja, a capacidade do material manter a forma assumida durante a ação de deformação, quando esta é superior ao limite de elasticidade do material. Neste processo o material de partida é conformado em uma ferramenta convergente denominada fieira dotada de um furo cônico de diâmetro final menor do que o diâmetro do material, como visto na figura 3.12, tendo assim ocorrido uma redução de secção transversal e aumento de comprimento, além de se obter um fio com dimensão, acabamento superficial e propriedades controlados.

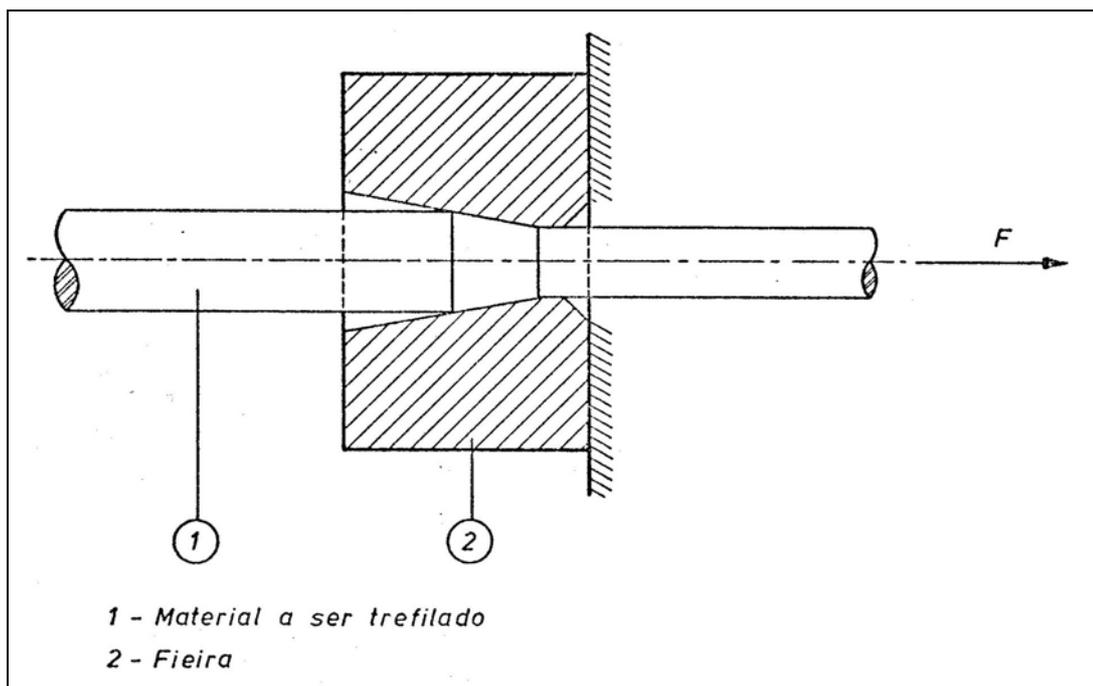


Figura 3.12 – Esquema mostrando como ocorre o processo de trefilação.

Após este processo o material apresenta uma maior precisão dimensional, um melhor acabamento e melhores propriedades mecânicas.

Durante muito tempo o processo de trefilação foi utilizado de forma rudimentar (artesanalmente) e sem nenhum tipo de controle da qualidade do produto. Atualmente a trefilação é o processo de fabricação mais utilizado na produção de fios, barras e tubos.

Devido à utilização em grande escala dos produtos trefilados e sendo a trefilação uma área de conhecimento de extrema importância, deve-se ter um excelente controle de parâmetros de processo, como: dimensão do fio, geometria da fiação, velocidade de trefilação e forças de tração.

Para se obter um excelente controle do processo de trefilação, somente uma análise isolada das condições de trefilação, do alongamento do material, da geometria da ferramenta, das condições de atrito e das propriedades do material, não permite determinar as propriedades do produto trefilado, sendo necessário avaliar os efeitos da interação desses parâmetros entre si e as influências na temperatura e na velocidade do processo.

Nas sucessivas fases de um processo os comportamentos da deformação e de outras propriedades mecânicas são determinados pelos estados metalúrgicos dos materiais, ou seja, pela análise da composição química, da morfologia dos grãos, do deslocamento de subestrutura, do tamanho e forma das fases e inclusões, da orientação e distribuição dos grãos e subgrãos, de macro e micro tensões e da microgeometria e características físico-químicas da superfície.

A trefilação é usualmente dividida em trefilação de arames e trefilação de barras. A trefilação de arames, onde o diâmetro inicial do material é da ordem de 10 mm, é realizada em máquinas de trefilação contínuas onde o arame se encontra em forma de rolos. Esta trefilação é feita em várias etapas, ou passes onde em cada etapa se obtém uma fração da redução total desejada.

A trefilação de barras é realizada em máquinas que trefilam barras de comprimento determinado, individualmente.

Como o material a ser trefilado se encontra, normalmente no estado de pós-laminação, é necessário um processo de decapagem para eliminar as carepas da superfície altamente abrasivas e prejudiciais a vida útil da fiação. Esta decapagem pode ser realizada mecanicamente, por jateamento de areia ou dobramento, ou quimicamente.

Em cada passe, havendo uma conformação a frio, o material sofre um encruamento alterando suas propriedades mecânicas. Estas alterações elevam a tensão de escoamento do material, podendo atingir valores onde não é mais possível a trefilação, por ser à força de trefilação superior a resistência à ruptura do material na saída da fieira. Nestes casos é necessário um recozimento intermediário com a finalidade de diminuir a tensão de escoamento e, assim, permitir novos passes de trefilação.

A estrutura cristalina que apresenta melhores resultados nas propriedades mecânicas do material, após a trefilação é a estrutura bainítica, obtida pelo patenteamento, principalmente para aços de alto teor de carbono. Esta estrutura oferece as propriedades desejadas no produto final, ou seja, boa conformabilidade e alta resistência.

4.PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL

Neste trabalho foram estudadas hastes de bombeio de lotes piloto produzidas no país, fabricadas utilizando-se um processo similar ao empregado na produção das hastes importadas, conformação. A figura 4.1 mostra as hastes utilizadas no presente trabalho.



Figura 4.1 – Hastes de bombeio utilizadas nos ensaios.

A geometria das hastes obedece às especificações citadas na norma API 11b⁽¹⁾, para hastes de bombeio para campos petrolíferos terrestres. O corpo das hastes mede 510mm de comprimento, 19,1mm de diâmetro, e a cabeça têm sua geometria (dimensões em milímetros) representada na figura 4.2 e suas características na figura 4.3.

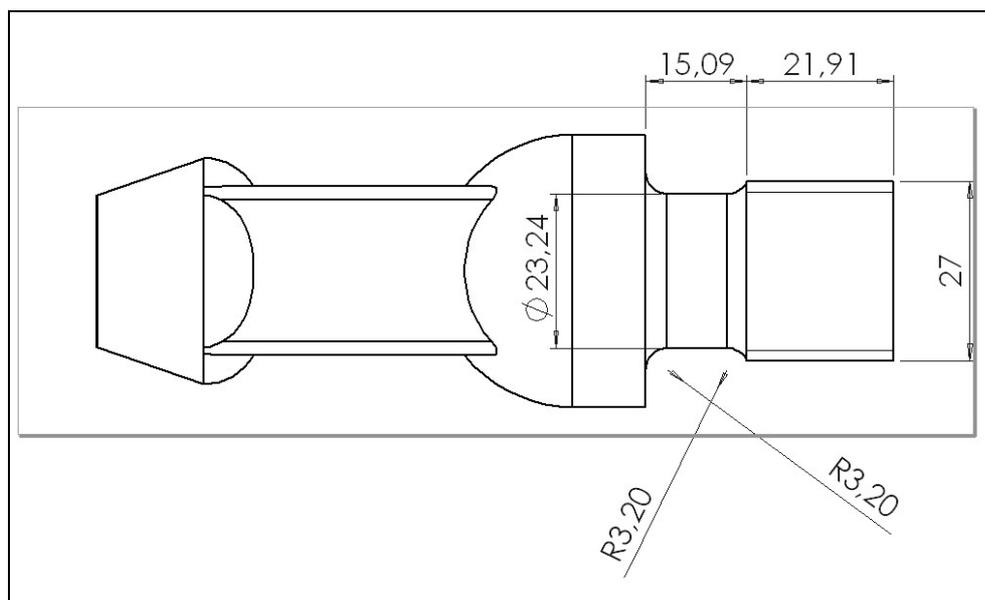


Figura 4.2 – Representação das dimensões da cabeça da haste.

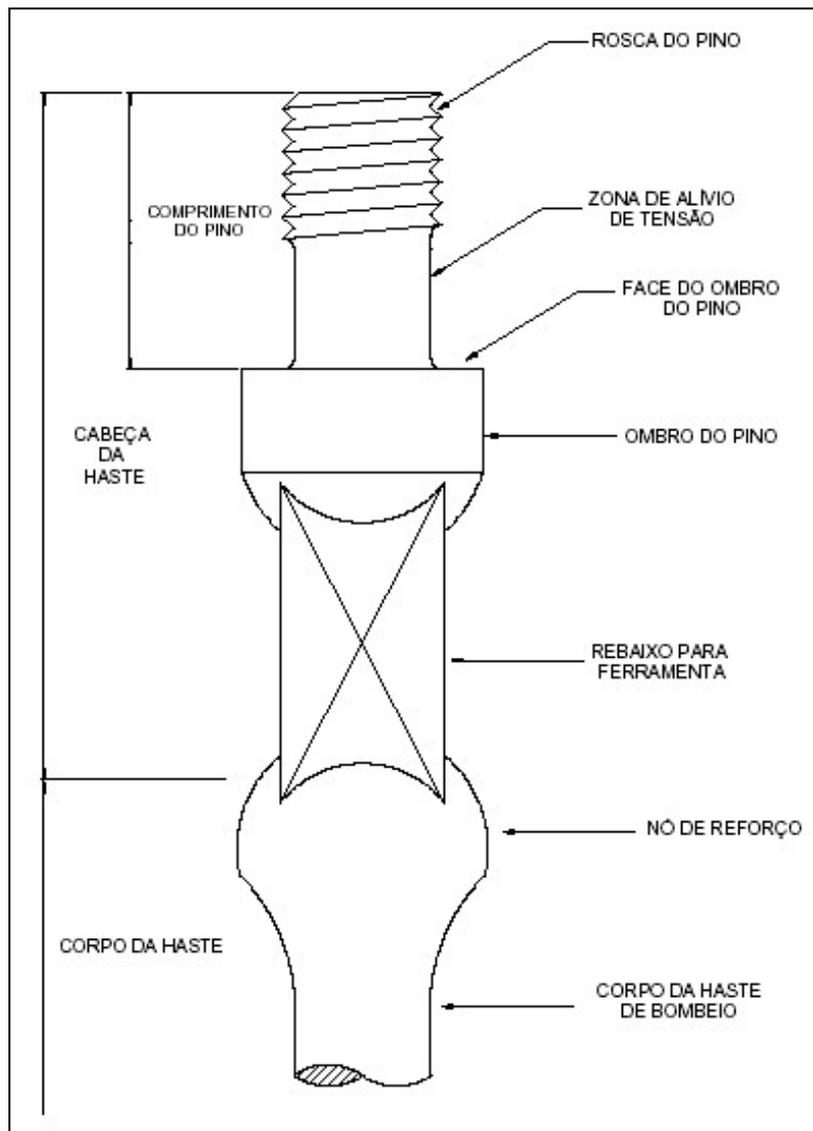


Figura 4.3 – Nomenclatura de haste de bombeio.

O material utilizado na fabricação da haste foi o aço AISI 4140, grau D, com propriedades mecânicas (tabela 4.1) obedecendo à norma API 11b⁽¹⁾. A cabeça foi forjada a morno, o corpo trefilado a frio e normalizado.

Tabela 4.1 - Propriedades mecânicas do material.

Grau API	Tensão mínima de escoamento (MPa)	Mínimo limite de resistência (MPa)	Máximo limite de resistência (MPa)	Dureza (HB)
D	586	793	965	240 a 285

A empresa Forjas Taurus S.A. executou a fabricação das hastes, as quais foram entregues ao Laboratório de Metalurgia Física – UFRGS com o propósito de realizar os ensaios e análises visando a qualificação e estudo do produto. O corpo

das hastes foi fabricado pelo processo de trefilação e a cabeça foi forjada a morno e a rosca foi usinada.

Para proceder com a avaliação das hastes foram feitas análises e ensaios tanto na matéria-prima como na haste acabada. Na matéria-prima foram feitos ensaios de tração, dureza e caracterização do material, e na haste acabada foram feitos ensaios de tração e fadiga, com isto, são obtidos o número de ciclos necessários para a ruptura das hastes, sendo possível avaliar a vida em fadiga da mesma.

4.1. Análise do Material

A análise de material consiste em metalografia, dureza e determinação da composição química.

A análise da composição química foi realizada em espectrômetro de emissão óptica SPECTRA, SPECTROLAB tipo LAVFA18B.

Os corpos de prova para análise microestrutural foram preparados segundo procedimento padrão de preparação metalográfica, atacados com reagente Nital 3% e analisados em microscópio ótico modelo BX60M da Olympus. A metalografia foi realizada nas seções transversal e longitudinal do corpo da haste, ao longo de toda a espessura da parede.

Ensaio de microdureza (obtenção do perfil de dureza de uma seção transversal) foram realizados com um microdurômetro Buehler.

4.2. Ensaio de ruptura das Hastes de Bombeio

O ensaio de ruptura das Hastes de Bombeio consiste na aplicação de um esforço de tração até seu colapso, determinado-se o patamar máximo de tensão estática que o componente suporta. O ensaio foi realizado tanto na matéria prima como na haste acabada.

O equipamento utilizado para os ensaios foi uma máquina hidráulica, pertencente a CIENTEC-RS, com capacidade de carga de até 500 kN.

4.3. Ensaio de Fadiga

Os ensaios de fadiga foram todos realizados no CIENTEC-RS, no equipamento servo-hidráulico (MTS) como visto na figura 4.4 e na figura 4.5.

Ensaio de fadiga em hastes de bombeio de petróleo é inovador no Brasil e não existem normas descritas. Portanto foi seguida sempre a mesma metodologia para a sua execução.

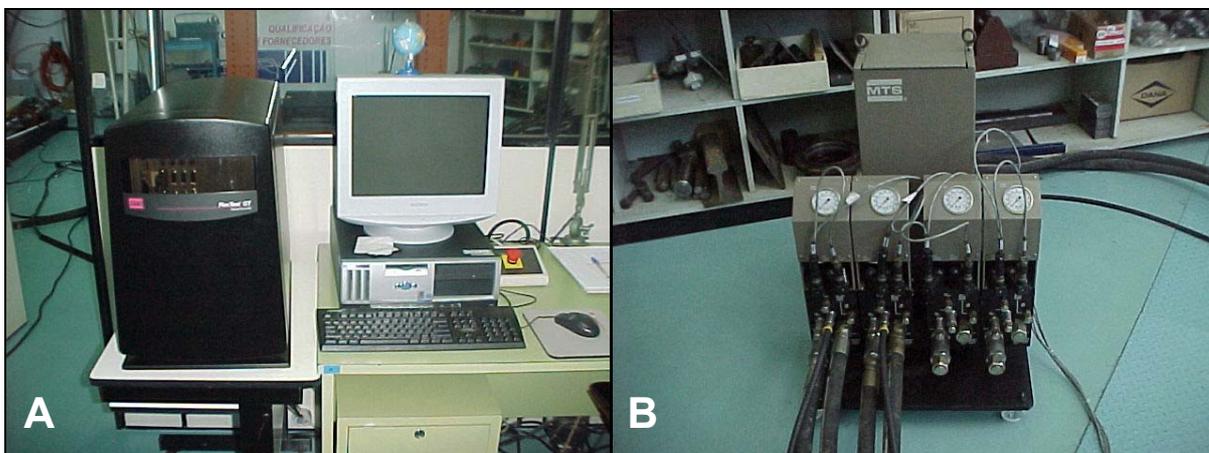


Figura 4.4 – Conversor e equipamento para aquisição de dados (A). Manifold (B).

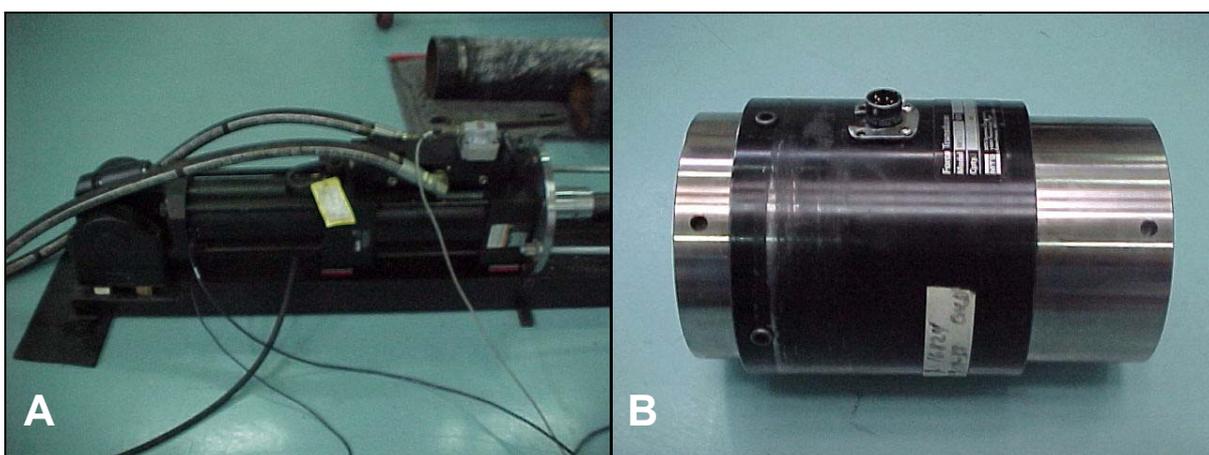


Figura 4.5 – Atuador para 25 toneladas (A). Célula de carga (B).

Outra inovação é a disposição do atuador, posicionado no chão (figura 4.6) ao contrário do que ocorre normalmente, sendo o atuador fixo numa viga e disposto verticalmente (figura 4.7). As vantagens desta configuração é que se pode ensaiar peças de qualquer tamanho, pois, no modelo convencional, à medida que aumenta o comprimento da amostra deve-se aumentar a altura da viga. Já com o atuador no chão não ocorre esta dificuldade, outra facilidade é a montagem do dispositivo que dispensa o uso de escadas. E é mais seguro, pois se utiliza um tubo de aço como invólucro para amostra em ensaio, evitando que estilhaços e/ou pedaços da peça possam ser espalhados no momento de uma ruptura (figura 4.8).

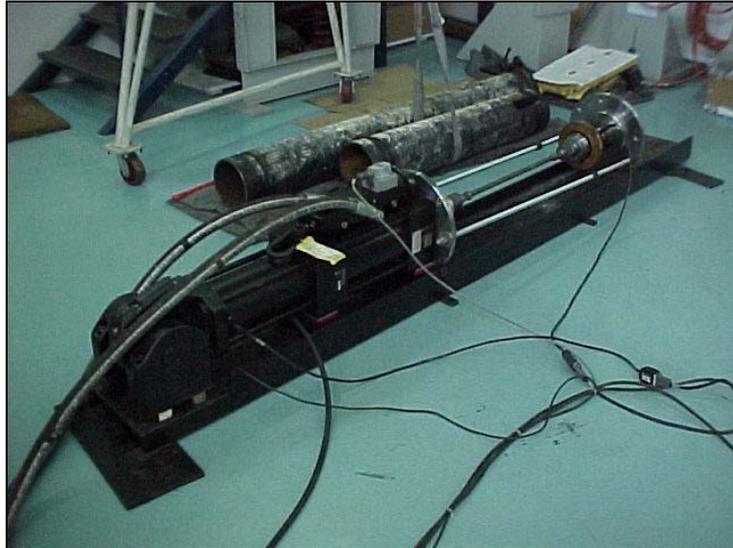


Figura 4.6 – Equipamento de fadiga com a configuração utilizada nos ensaios deste trabalho.



Figura 4.7 – Viga utilizada para fixação do atuador.

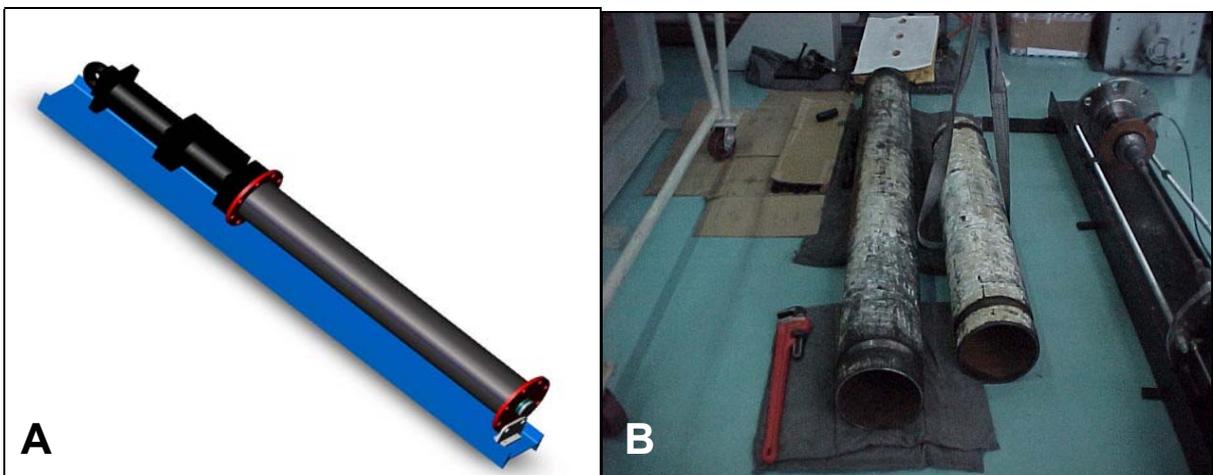


Figura 4.8 – Equipamento de fadiga com o tubo de proteção envolvendo a haste em ensaio (A). Tubos de proteção (B).

O acoplamento das hastes na servo-hidráulica é através do dispositivo (luvas) mostrado na figura 4.9. Adicionalmente também foi construído um suporte para permitir o acoplamento de 2 hastes em série, permitindo o seu ensaio simultâneo, conforme a figura 4.10.

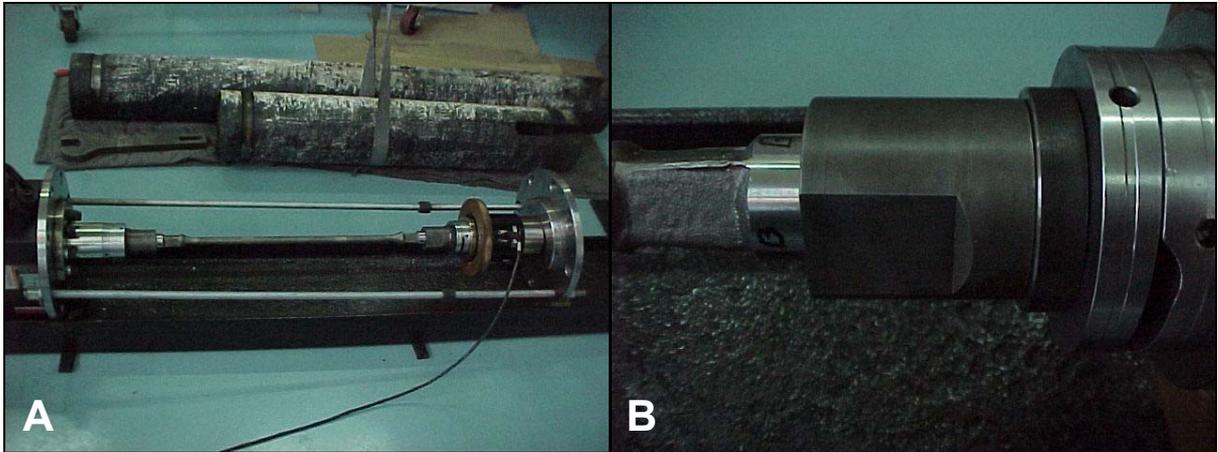


Figura 4.9 – Hastes fixadas no atuador e na célula de carga pelas luvas (A). Luvas, acoplando a haste a célula de carga (B).



Figura 4.10 – Acoplamento de 2 hastes em série.

O carregamento em fadiga foi estabelecido sempre de forma senoidal, com frequência variando entre 10Hz e 15Hz, ensaios onde foram determinadas as curvas de Wöhler das hastes.

4.4. Análise da superfície de fratura

A superfície das hastes que romperam nos ensaios de fadiga foi analisada em lupa de baixo aumento.

5.RESULTADOS E DISCUSSÃO DOS RESULTADOS

5.1.Ensaio de ruptura das Hastes de Bombeio

Foram realizados ensaios de tração:

- Em três hastes acabadas, isto é, corpo trefilado e a cabeça da haste forjada a morno.
- Em três barras trefiladas, isto é, a matéria-prima, barra com o mesmo diâmetro de uma barra acabada só que sem a cabeça forjada.

Os resultados obtidos nos ensaios de tração esta na tabela 5.1.

Tabela 5.1 – Valores dos ensaios de tração das hastes; carga e tensão de escoamento, carga e tensão de ruptura.

Amostra	F_e (kN)	σ_e(MPa)	F_R (kN)	σ_R (MPa)
M.Prima 1	185	645	231	805
M.Prima 2	198	690	232	810
M.Prima 3	183	637	233	812
Morno 1	177	618	232	810
Morno 2	187	652	235	820
Morno 3	188	655	230	803



Figura 5.1 – Fratura tipo taça cone de uma haste de bombeio após ensaio de tração.

As hastes forjadas a morno apresentaram fratura nas regiões próximas ao raio de concordância da cabeça com o corpo. Tanto as hastes como a matéria-prima apresentaram ruptura tipo taça cone no corpo da haste com uma zona fibrosa

pronunciada, devido à espessura elevada do corpo da haste e à relativamente alta resistência do material trefilado, como pode ser visto na figura 5.1.

5.2. Análise da Composição Química

O aço empregado na produção das hastes de bombeio é próximo a de um aço AISI 4140. Para avaliar o percentual de cada elemento químico presente no material foram feitas análises químicas em três hastes. A tabela 5.2 mostra a média percentual de cada elemento químico presente no aço das hastes e a composição indicada no Metals Handbook⁽⁴⁵⁾.

O baixo percentual de carbono eleva a tenacidade do aço. A presença de cromo e molibdênio no aço aumenta a temperabilidade e dureza do material, otimizando as propriedades mecânicas do componente, as baixas quantidades de fósforo e enxofre aumentam a resistência do material à fadiga.

Tabela 5.2 - Média das análises químicas realizadas nas hastes de bombeio em comparação com a tabela do Metals Handbook⁽⁴⁵⁾.

Elemento(%)	C	Mn	Mo	P	S
Handbook	0,38-0,43	0,75-1,00	0,15-0,25	-	-
Média	0,412	0,873	0,153	0,018	0,009
Elemento(%)	Si	Cr	Al	Ni	Fe
Handbook	0,20-0,35	0,80-1,10	-	-	96-98
Média	0,275	1,006	0,022	0,019	97,17

5.3. Testes de Dureza

Foram selecionadas 3 hastes de bombeio para os ensaios de dureza. Os ensaios foram realizados na seção transversal da barra trefilada. A dureza média obtida nos ensaios foi de 27,3 HRC, que é compatível com os o pedido pela norma API 11b⁽¹⁾.

Também foi feito um perfil de dureza numa amostra da matéria-prima. Como os ensaios anteriores a análise foi realizada na seção transversal da barra trefilada, sendo o ponto zero a extremidade da parede e o último ponto o centro da amostra, ou seja, foi feito um perfil atravessando metade do círculo(raio de 9,5 mm) como mostrado na figura 5.2.

Perfil de Dureza

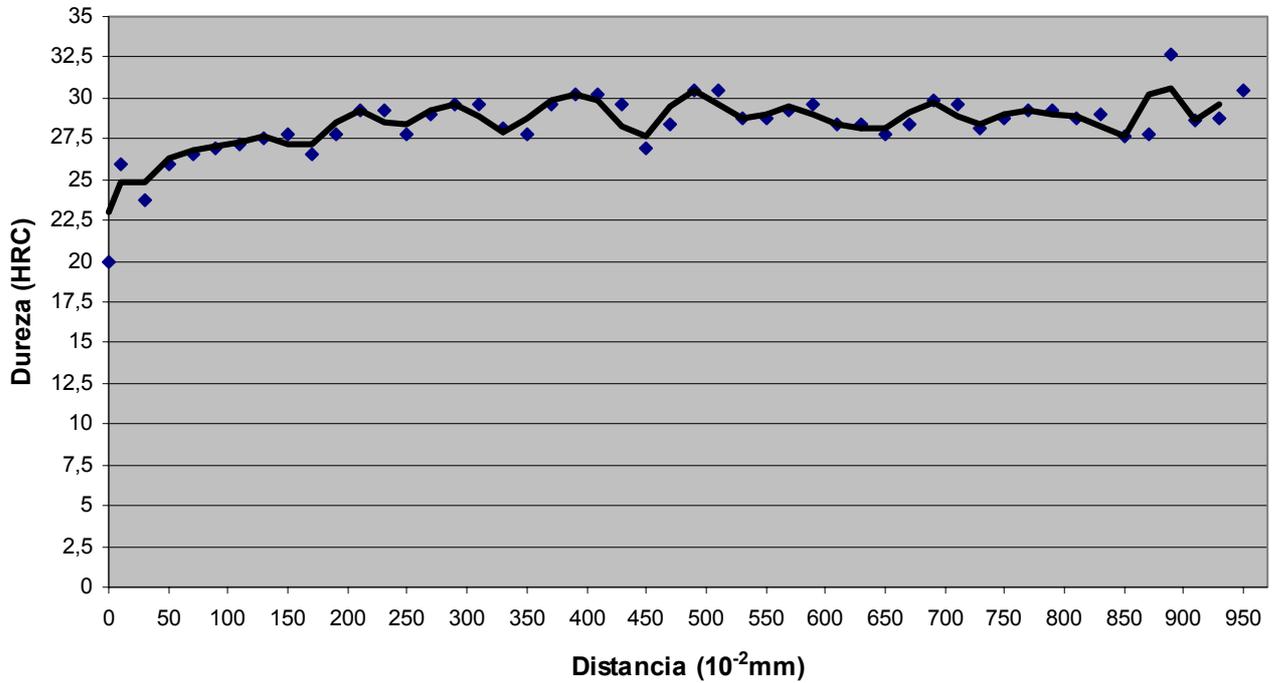


Figura 5.2 – Perfil de dureza de uma barra trefilada.

5.4. Análise Metalográfica

A análise metalográfica da seção transversal e longitudinal da haste indicou uma microestrutura formada predominantemente por ferrita e perlita. As figuras 5.3 e 5.4 mostram a microestrutura das amostras tanto na seção transversal como na longitudinal.

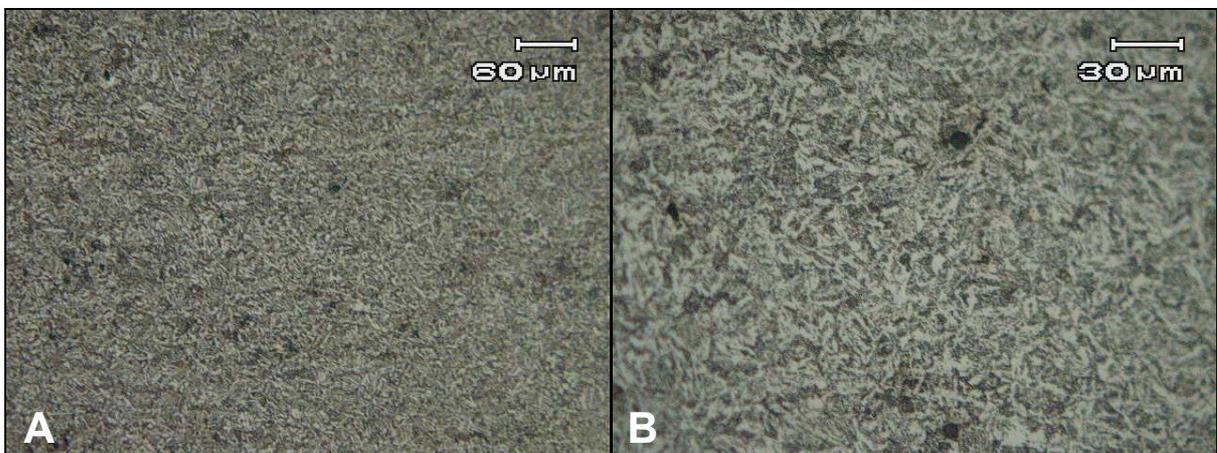


Figura 5.3 - Microestrutura da seção transversal da haste. Aumento: 200x em A e 500x em B. Ataque: Nital 3%.

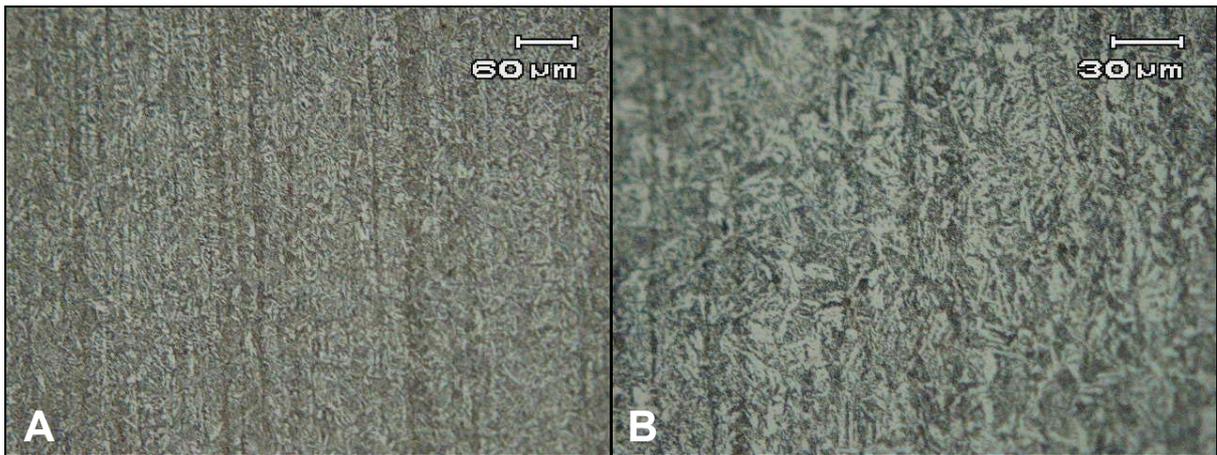


Figura 5.4 - Microestrutura da seção longitudinal da haste. Aumento: 200x em A e 500x em B. Ataque: Nital 3%.

5.5. Testes de Fadiga

Como foi descrito anteriormente, os ensaios de fadiga em hastes de bombeio não são realizados há mais de 12 anos no Brasil. Logo os parâmetros e dispositivos de ensaio foram projetados com base na aplicação das hastes em trabalho, e ao longo dos ensaios, eles foram sendo aprimorados para que pudéssemos ter resultados que fossem aceitáveis para análise.

Na norma API 11b⁽¹⁾ é descrito que ao montar o conjunto de hastes de bombeio no equipamento de bombeio mecânico deve-se dar um torque na hora de conectar a luva a haste. Ocorre que pela dificuldade ou falta de treinamento do pessoal de operação às vezes não é dado o torque requerido pela norma e por tal fato vem ocorrendo rupturas nas roscas do parafuso. Foram feitos ensaios com e sem a aplicação do torque na hora da montagem das hastes na máquina de fadiga.

Os ensaios de fadiga realizados neste trabalho foram sempre com uma haste, pois seria mais fácil fazer a análise de suas propriedades e conferir a confiabilidade do equipamento.

5.5.1. Ensaio com Torque

Os testes de fadiga da haste foram executados visando à determinação da curva de Wöhler para verificarmos sua vida em fadiga. As hastes devem ter vida infinita, ou seja, nunca romperem a uma carga limite de 60% da tensão de ruptura da mesma, verificado em ensaio de tração. Portanto as hastes não podem romper abaixo de uma carga de 139,4kN, ou seja, 60% da média da carga de ruptura das hastes de bombeio acabadas e forjadas a morno que é 232,34kN. A carga foi

aplicada de forma senoidal, sendo a carga mínima 10% da carga máxima e o ensaio foi do tipo push-pull, sempre na zona de tração. Os resultado do ensaio de fadiga podem ser vistos na tabela 5.3.

Tabela 5.3 – Resultados dos ensaios de fadiga.

Amostr a	Carga Máxima (kN)	Carga Mínima (kN)	Freqüência do Ensaio (Hz)	Número de Ciclos	Ruptura
A	150,00	15,00	12	39.148	Rompeu
C	142,50	14,25	10	45.608	Rompeu
B	135,00	13,50	15	500.000	Não Rompeu

Como pode ser visto, a amostra B foi ensaiada numa carga máxima (135,0kN) inferior a carga de vida infinita em fadiga (139,4kN), logo não rompeu pelo fato de estar na zona de vida infinita. Quando uma peça esta nesta zona ela nunca romperá, não importando o número de ciclos, como vemos na amostra B que atingiu 500.000 ciclos sem romper, ou seja, 11 vezes maior do que o número de ciclos da carga subsequente. Com estes resultados podemos estimar a curva de Wöhler (figura 5.5).

Curva de Wöhler para carga máxima aplicada

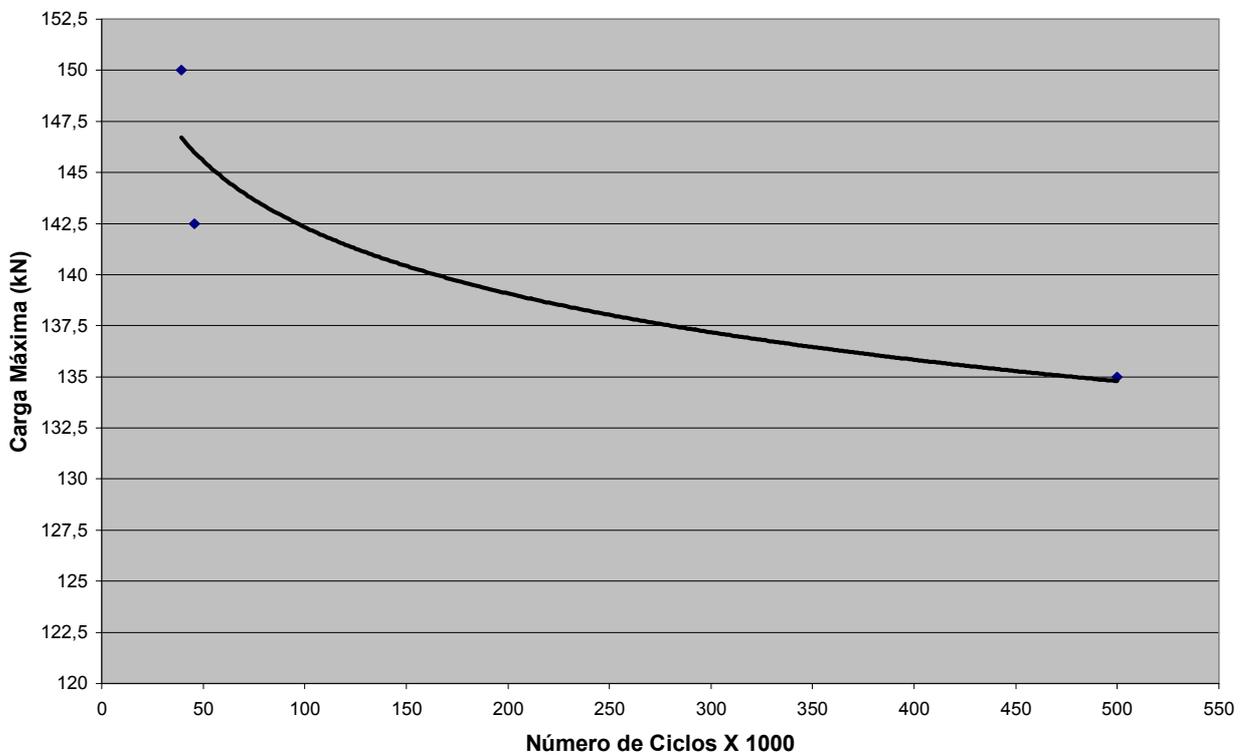


Figura 5.5 – Curva de Wöhler, carga máxima por número de ciclos, pode-se notar que a haste atinge vida infinita abaixo da carga limite.

Para visualizarmos melhor a vida em fadiga foi feita uma curva de Wöhler em relação à amplitude de carga aplicada (figura 5.6).

Curva de Wöhler para amplitude de carga aplicada

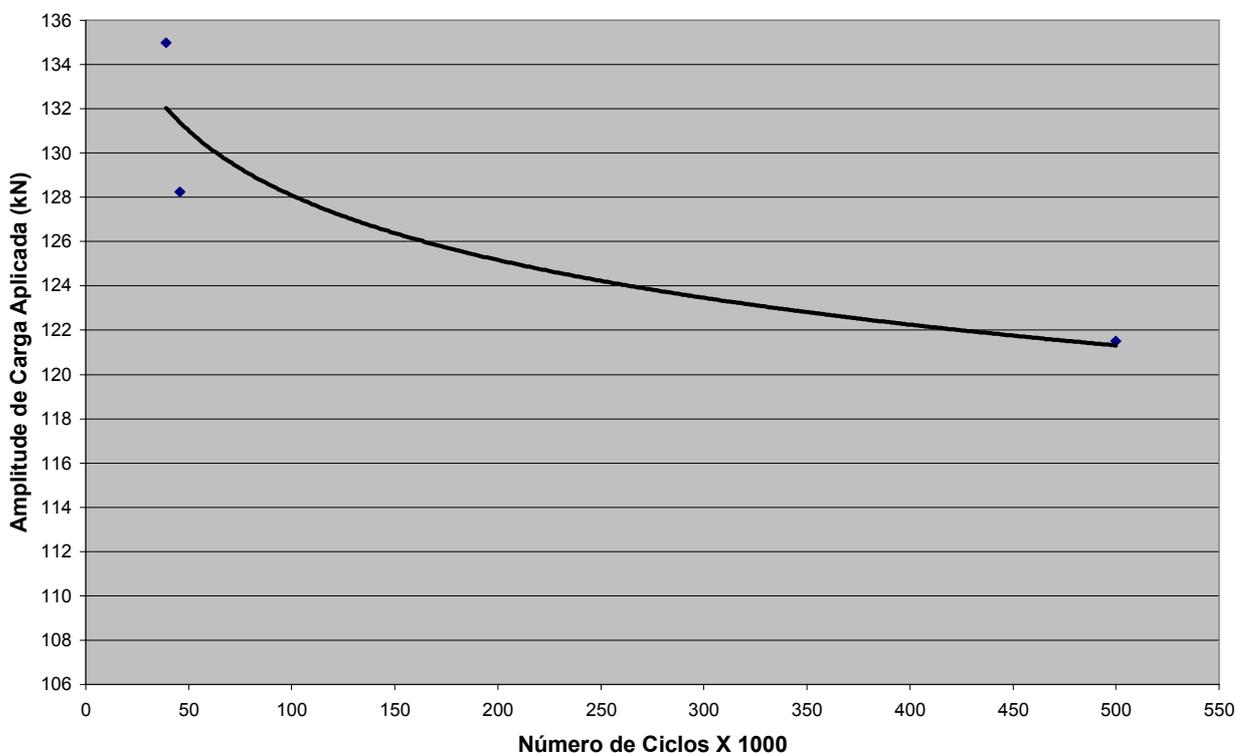


Figura 5.6 – Curva de Wöhler, amplitude de carga por número de ciclos, pode-se notar que a haste atinge vida infinita abaixo da carga limite.

O torque das hastes é descrito pela norma como a distância entre dois pontos, ou seja, uni-se a haste e luva com um torque manual e depois se marca 2 pontos coincidindo e aplica-se o torque de maneira que os dois pontos se afastem um do outro a uma distância entre 7mm e 8 mm.

Análise da Superfície de Fratura

Abaixo temos as fotografias das hastes fraturadas no ensaio de fadiga. Como pode ser visto na figura 5.7 e 5.8, a fratura ocorreu entre a concordância da haste e a cabeça forjada. Isto já era previsível, pois como foi dito anteriormente, no tópico 3.2, se um material tem tensões residuais compressivas ele tem uma maior resistência a fadiga. A barra quando foi conformada por trefilação adquiriu tensões residuais compressivas, mas ao ter a cabeça forjada a morno, a alta temperatura recuperou a região próxima a cabeça, aliviando de tensões residuais. Logo era esperada a ruptura no centro das hastes, mas como havia um campo de tensões

residuais compressivas naquela região, a fratura se deu onde estava aliviado e tinha um menor diâmetro.



Figura 5.7 – Fotos da fratura da haste A, com um total de 39148 ciclos.

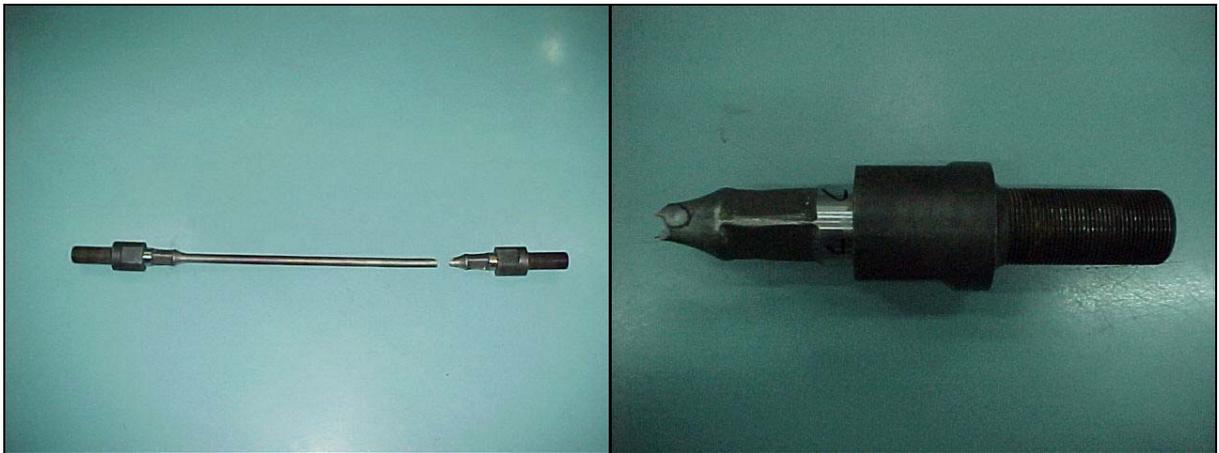


Figura 5.8 – Fotos da fratura da haste C, com um total de 45608 ciclos.

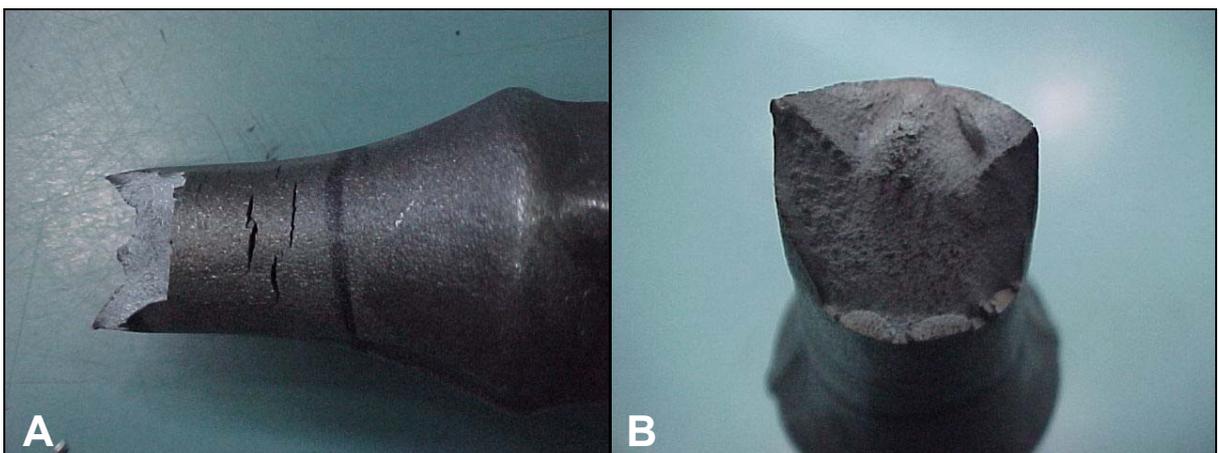


Figura 5.9 – Fotos da fratura da haste A, trincas nucleadas (A) e a fratura final (B).

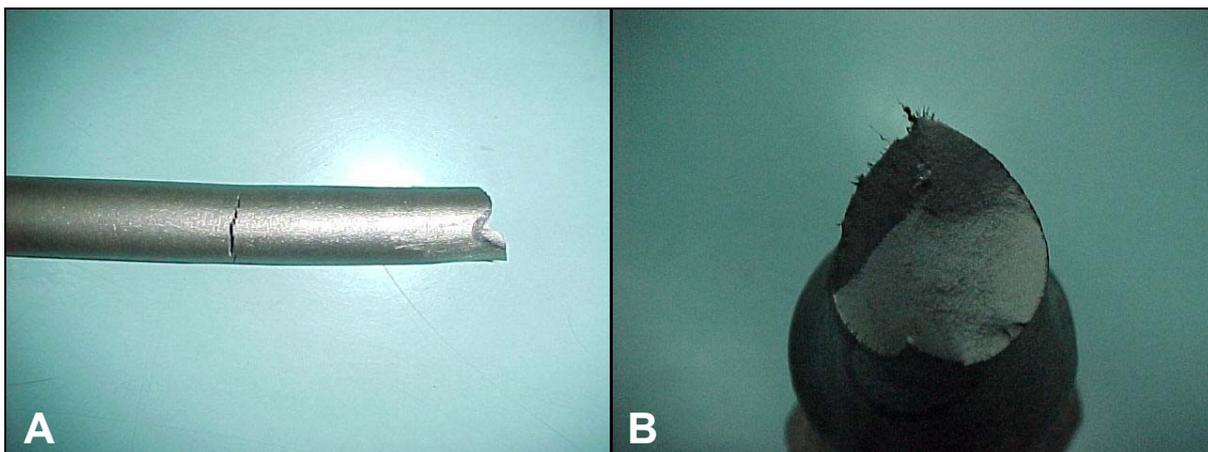


Figura 5.10 – Fotos da fratura da haste C, trincas nucleadas (A) e a fratura final (B).

Como pode ser visto nas figuras 5.9 e 5.10 as hastes apresentavam várias trincas nucleadas no momento da ruptura, e também vemos a zona de fratura com a nucleação de microtrincas e sua propagação até a ruptura do material.

5.5.2. Ensaio sem Torque

O teste de fadiga da haste sem aplicação do torque recomendado na norma foi executado visando à determinação de sua importância. Como foi descrita anteriormente a aplicação do torque não é fácil e às vezes mal compreendida, o operador pode pensar que ao aplicar um torque elevado estas pré-tencionando o parafuso e diminuindo sua vida útil.

Mas na verdade segundo Shigley e Mischke⁽⁴⁶⁾ consideram que um parafuso apertado de maneira apropriada fica sujeito a uma tensão maior do que a tensão produzida pela carga externa a ser suportada em serviço. Sob estas condições o parafuso não pode falhar por fadiga, pois não há variação na tensão independentemente do ciclo de aplicação da carga em serviço. Portanto ao aumentarmos a protensão (força de aperto) diminuímos a amplitude de fadiga, aumentando a vida da junta parafusada.

Como era esperado, sem a aplicação do torque houve uma ruptura no parafuso, como pode ser visto nas figuras 5.11, 5.12 e 5.13. O parafuso rompeu após 104.313 ciclos, com a aplicação de uma carga máxima de 150kN e frequência de 10Hz, rompeu como um número de ciclos maior pelo fato do parafuso ser dimensionado para resistir uma carga bem maior que o corpo da haste.

Como pode ser visto na figura 5.12 temos a região de nucleação de microtrincas como uma área de 40% da área total, e a área da fratura pela sobrecarga são de 60%.

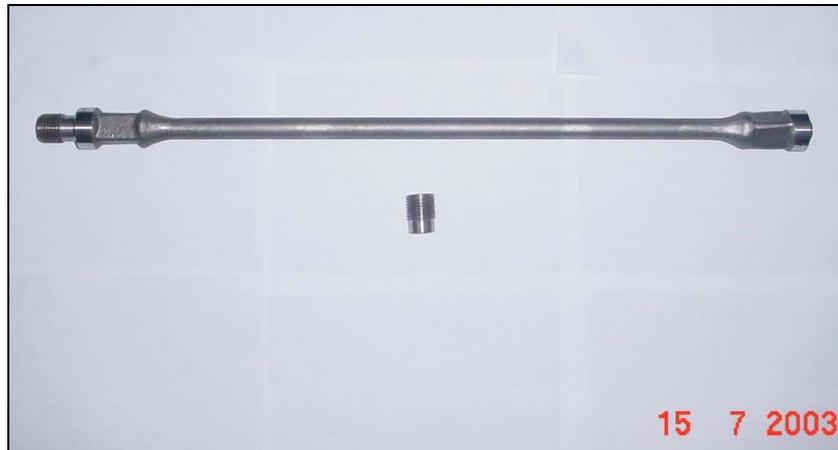


Figura 5.11 – Haste com fratura na rosca do parafuso, ocasionada pela falta de protensão.

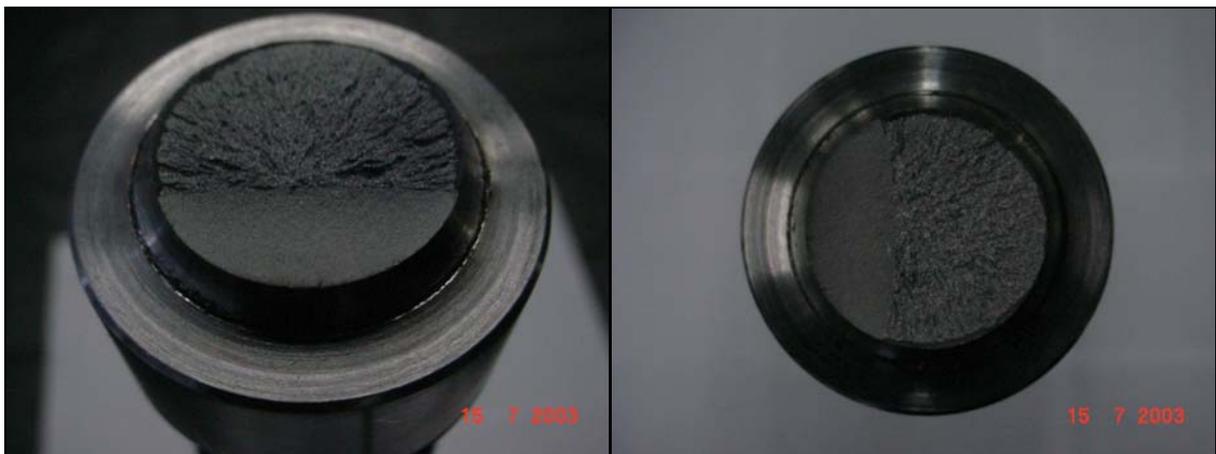


Figura 5.12 – Fratura na rosca do parafuso.

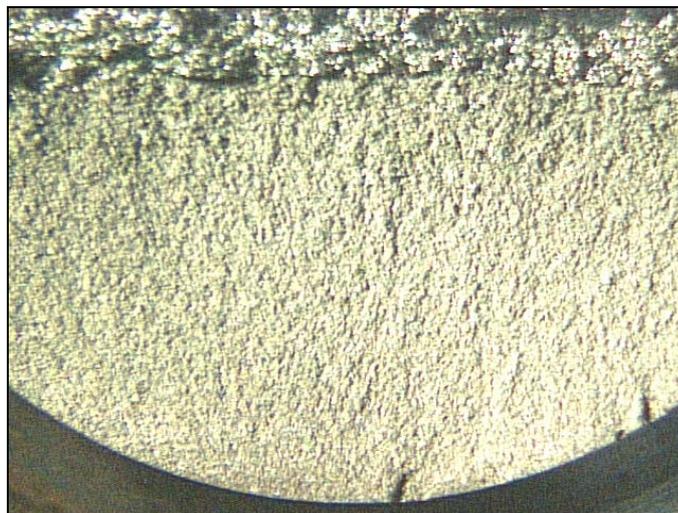


Figura 5.13 – Detalhe da região onde temos a nucleação de microtrincas.

5.5.3.Ruptura dos Dispositivos

Como foi descrito anteriormente não havia dispositivos para este ensaio, logo tivemos que projetá-lo, e um dos pontos que encontramos dificuldades foi no projeto do dispositivo que conecta a haste ao equipamento de ensaio.

A princípio ele foi projetado simulando a rosca interna da luva, que é aplicada em campo, e a rosca externa igual ao equipamento de ensaio, como pode ser visto na figura 5.14, com aço mola.



Figura 5.14 – Dispositivo de ensaio, conhecido como luva.

Mas o dispositivo acabou rompendo, bem na concordância entre o parafuso e a base intermediária, como podemos ver nas figuras 5.15 e 5.16. A ruptura se deu após o dispositivo ter participado de um ensaio de carga máxima de 150kN e com 104.313 ciclos e no meio de um segundo de 135kN e 92.775 ciclos. Acredita-se que a ruptura se deu pelo pequeno raio de curvatura, visto na figura 5.17, e pelo fato deste aço ter grande susceptibilidade a entalhe.



Figuras 5.15 – Fotografia do dispositivo fraturado, na concordância da rosca com a base superior.



Figuras 5.16 – Fotografia mostrando a fadiga: a nucleação de microtrincas e sua propagação (A) e a fratura do parafuso pelo fato da carga aplicada ser superior a área resistente(B).



Figuras 5.17 – Fotografia mostrando o detalhe da concordância entre o parafuso e a base intermediária, parece um concentrador de tensões, possível causa da ruptura.



Figuras 5.18 – Fotografia mostrando as modificações no dispositivo.

Para melhorar a performance dos dispositivos em ensaio, foi modificado seu projeto e material, como se pode ver na figura 5.18 e foi substituído por um aço SAE 4140, com maior resistência à fadiga, foi temperado e revenido a 450⁰C por 2 horas.

Mas novamente ocorreu ruptura do dispositivo, rompendo na própria rosca. A ruptura se deu após o dispositivo ter participado de um ensaio de carga máxima de 150kN e com 39.148 ciclos e no meio de um segundo de 135kN e 277.960 ciclos. Acredita-se que a ruptura se deu pela baixa tenacidade da rosca, já que a dureza era de aproximadamente 47 HRC. Então concluímos que a melhor alternativa seria revenir a peça novamente visando diminuir sua dureza e aumentar sua tenacidade. A peça foi novamente revenida a uma temperatura de 520⁰C por duas horas.

Só que o dispositivo rompeu novamente e na rosca. A ruptura se deu após o dispositivo ter participado de um ensaio de carga máxima de 135kN e com 92.548 ciclos. Analisando a fratura (figura 5.19) chegamos à conclusão que era uma fratura típica de parafuso por falta de torque.



Figura 5.19 – Fratura na rosca do dispositivo de ensaio ocasionada pela falta de torque no momento da montagem.

Para resolver este problema foram feitas mudanças na seqüência de montagem da célula de ensaio visando uma maior facilidade de manuseio para aplicação de torque na fixação dos dispositivos no equipamento. Depois de tomadas estas medidas não houve mais rupturas nos dispositivos.

6.CONCLUSÕES

Os testes de fadiga realizados nas hastes de bombeio permitiram avaliar seu desempenho em fadiga. As curvas de Wöhler mostraram como uma pequena diferença na carga pode ocasionar uma ruptura prematura da haste, em oposição à idéia de vida infinita, principalmente em baixos ciclos. E que as curvas de Wöhler são a melhor forma de avaliar uma peça livre de defeito, como trincas.

As hastes atingiram o objetivo principal que é a de vida infinita em fadiga numa carga inferior a 60% a carga de ruptura (232,34kN), atingindo 500.000 ciclos sem romper numa carga de 135kN.

Foi verificado também que a falta de torque na fixação das hastes na luva podem ocasionar ruptura por fadiga, devido o aumento da amplitude de fadiga, e que este pode ser uma das causa do rompimento de parafusos em trabalho.

Outro objetivo alcançado neste projeto foi atingido, que é projetar e criar parâmetro de ensaio visando normalizado para aplicação em outros estudo sobre a vida em fadiga de hastes de bombeio. A partir deste trabalho deverão ser desenvolvidos outros com perspectiva do desenvolvimento tecnológico das hastes de bombeio e de parafusos

Podemos avaliar que as tensões residuais compressivas são benéficas para a vida em fadiga de um material, visto que as rupturas ocorreram numa região perto delas.

A integridade estrutural do componente foi assegurada tendo em vista que as solicitações impostas foram superiores às especificadas por normas internacionais. Também foi verificada uma microestrutura e composição química que conferem boas propriedades mecânicas ao componente e estão adequados à sua aplicação. As hastes apresentaram, no geral, um bom desempenho nas análises e testes propostos.

7.SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

Para dar continuidade e maior aprofundamento sobre o tema deste trabalho sugere-se o estudo dos seguintes tópicos:

- Realizar ensaios de fadiga em duas hastes de bombeio ao mesmo tempo, para verificarmos seu comportamento.
- Fazer a rosca da haste pelo processo de roletagem (laminação), ao invéz do atual que é por usinagem. Este processo deixa tensões residuais compressivas na rosca e consegue lhe dar um maior raio de concordância entre os filetes. Após avaliar em fadiga.
- Um dos problemas da fabricação das hastes é a confecção da cabeça, pelo fato de ser forjada na ponta de uma barra trefilada, o que tem um alto custo. Uma alternativa é fazer a cabeça separada e depois uní-la através de brasagem ou solda fricção, e depois avaliá-las através dos mesmos métodos utilizados neste trabalho.
- Outra sugestão era a produção de haste de outro material, ou a cabeça por outro processo.
- Realizar um tratamento superficial visando melhorar suas propriedades mecânicas, como shot peening, que deixaria tensões residuais compressivas na superfície. Ou revestimento protetor visando a resistência a corrosão já que muitos pontos de petróleo tem a presença de H₂S.
- Fazer uma relação entre a melhoras nas propriedades e custo operacional com isto.

8.REFERÊNCIAS BIBLIOGRAFICAS

1. American Petroleum Institute, **Specification for Sucker Rods**, API Specification 11B Edition 26th, July/1998.
2. ASM Metals Handbook; **Fatigue and Fracture – Volume 19**. ASM International, USA, 1996.
3. Cassou, C.A., **Metodologia de Análise de Falhas**, PPGEM-UFRGS, Porto Alegre, 2000.
4. Suresh, S.; **Fatigue of Materials**, 2nd Ed., Cambridge University Press, UK, 1998.
5. J. Collins, **Failure of Materials in Mechanical Design**, 2nd Ed., John Wiley & Sons, USA, 1993.
6. Wöhler, A., **Versuche über die Festigkeit der Eisenbahnwagenachsen**, Zeitschrift für Bauwesen, vol. 10, German, 1860.
7. Paris, P.C., Erdogan, F., **J. Basis Eng. Trans. ASME**, ser.D, 1963.
8. Fe, J. M. P., **Fallos en Servicio de los Materiales Metálicos**, Instituto Nacional de Técnica Aeroespacial, Espanha, 1992.
9. Strohaecker, T., **Mecânica da Fratura**, PPGEM –UFRGS, Porto Alegre, 1999.
10. Zapffe, C. A. and Worden, C. O., “**Trans. ASM**”, v. 43, 1951, p. 958.
11. Tomkins, B., “**Metal Science**”, 1980, p. 408.
12. Laird, C., Kim, W. H., **Acta Metallurgica**, Vol 26, 1978, p 777.
13. Mughrabi, H., Wang, R., Differt, K., Essmann, U., **STP 811**, American Society for Testing and Materials, 1983, p 5.
14. D. Kuhlmann-Wilsdorf, **Work Hardening**, Gordon & Breach, USA, 1968.
15. Laird, C., Finney, J.M.; **Phil. Mag.**, Vol 31,1975, p 339.
16. Essmann, U., Goesele, U., Mughrabi, H.; **Phil. Mag.**, Vol 41, 1981, p 405.
17. Polák, J.; **Mat. Sci. Eng.**, Vol 92, 1987, p 71.
18. Neumann, P.; **Physical Metallurgy**, Elsevier, Amsterdam, 1983, p 1554.
19. Wood, W.A.; **Fatigue in Aircraft Structures**, Academic Press, 1956, p 1.
20. Lynch, S.P., **Metalurgical Science Vol 9**, USA, 1975.
21. Neumann, P.; **Acta Metallurgica**, Vol 17, 1969, p 1219.
22. Harvey, S.E., Marsh, P.G., Gerberich, W.W.; **Acta Metallurgica Materialia**, Vol 32, 1995.

23. Forsyth, P.J.E., **Acta Metalúrgica**, 1963, 11, p109.
24. Wulpi, D.J.; **Understanding How Components Fail**, ASM, USA, 1965.
25. S. Timoshenko, **Strength of Materials**, D. van Nostrand Co., New York, 1941.
26. C.S. Barret, **Internal Stresses – A Review, Metals and Alloys**, Vol 5, 1934.
27. H.W. Gillet, **Prevention of the Failure of Metals under Repeated Stresses**, John-Wiley & Sons, New York, 1941.
28. R.M. Potter and A.F. Grandt, **An Analysis of Residual Stresses and Displacement due to Radial Expansion of Fastener Holes**, ASME Failure Prevention and Reliability Conference, MacDonald-Boeing, New York, 1975.
29. D.L. Rich and I.F. Impellizzeri, **Fatigue Analysis of Cold-Worked and Interface Fit Fastener Holes**, Report McDonnell Aircraft Company McAir, 76-007, 1976.
30. J.B. Chang, **Prediction of Fatigue Crack Growth at Cold-Worked Fastener Holes**, J. Aircraft, Vol 14, 1977, p 903-908.
31. T.M. Hsu and J.A. Aberson, **Analysis and Correlation of Crack Growth from Cold-Worked Fastener Holes**, Advanced Structures Department, Lockheed-Georgia Company, 1966, p 40-47.
32. J.L. Rudd, T.M. Hsu and J.A. Aberson, **Analysis and Correlation of Crack Growth from Interface-Fit Fastener Holes**, Procedures of the First International Conference on Numerical Methods in Fracture Mechanics, USA, 1978, p 774-786.
33. R. Cook et al, **Residual Stress Fields at Notches: Effect on Fatigue Crack Growth**, Technical Report 85049, Royal Aircraft Establishment, England, 1985.
34. ASM Metals Handbook; **Heat Treating – Volume 4**. ASM International, USA, 1991.
35. Almen, John O.; Black Paul H., **Residual Stresses and Fatigue in Metals**. McGraw-Hill Book Company Inc., USA, 1963.
36. Freudenthal, A.M.; **The Inelastic Behavior of Engineering Materials and Structures**; John Wiley & Sons, USA, 1950.
37. Callister, W. D.; **Materials Science and Engineering an Introduction**; John Wiley & Sons, Inc. New York, 1999.
38. SAE – Society of Automotive Engineers, Inc., **Fatigue Design Handbook**, 3rd Ed., USA, 1997.

39. Hertzberg, R.W., **Deformation and Fracture Mechanics of Engineering Materials**, 3rd Ed., John Wiley & Sons, 1989, USA.
40. Society for Experimental Mechanics Inc, **Handbook of Measurement of Residual Stresses**, Fairmount Press, France, 1996.
41. Zhu, R.; Yang, J.; **Autofrettage of Thick Cylinders**; International Journal of Pressure Vessels and Piping 75, Elsevier Science LTD, 1998, p.443 – 446.
42. Feodosiev, V.; **Resistência de Materiales**; Ed. Mir, Moscou, 1977.
43. Lima, T.S., **Avaliação da Integridade Estrutural de Tubos de Parede Espessa**, Dissertação de Mestrado – PPGEM – UFRGS – Porto Alegre, 2000.
44. Gerbase, J. Filho; **Método de medição de força de trefilação de arames**; Dissertação de Mestrado – PPGEM – UFRGS – Porto Alegre, 1976.
45. ASM Metals Handbook; **Carbon and Low-Alloy Steels – Volume 1**. ASM International, USA, 1996.
46. Shigley, J. E., Mischke, C. R.; **Mechanical Engineering Design**, 9th edition, McGraw-Hill Book Company Inc., USA, 1989.