

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

AVALIAÇÃO DA VIDA EM FADIGA DE GANCHOS

RODRIGO ANDRÉ HOPPE

Engenheiro Mecânico

Dissertação para a obtenção do título de
Mestre em Engenharia

Porto Alegre, RS

2002

MINISTÉRIO DA EDUCAÇÃO

UNIVERSIDADE FEDERAL DO RIO GRANDE DO SUL

Escola de Engenharia

Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais

PPGEM

AVALIAÇÃO DA VIDA EM FADIGA DE GANCHOS

RODRIGO ANDRÉ HOPPE

Engenheiro Mecânico

Dissertação apresentada ao Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais – PPGEM e desenvolvida no Departamento de Metalurgia desta Universidade como parte dos requisitos para a obtenção do título de Mestre em Engenharia.

Área de Concentração: Ciência dos Materiais

Porto Alegre, RS

2002

Essa DISSERTAÇÃO foi julgada adequada para a obtenção do título de Mestre em Engenharia, Área de Concentração Ciência dos Materiais e aprovada em sua forma final, pelo Orientador e pela Banca Examinadora do Curso de Pós-Graduação.

Orientador: Prof. Dr. Telmo Roberto Strohaecker, PPGEM/UFRGS

Banca Examinadora:

Prof. Dr. Afonso Reguly

Prof. Dr. Vilson Batista

Prof. Dr. Vagner Alves Guimarães

Coordenador do PPGEM:

Prof. Dr. Jair Carlos Koppe

Dedico a meus pais Breno e Ingrid
A minha irmã Luciana

AGRADECIMENTOS

Agradeço a Deus, que sempre esteve comigo.

Aos meus familiares pelo apoio, amor e compreensão.

Ao professor. Dr. Telmo Roberto Strohaecker pela orientação.

Ao professor Dr. Afonso Reguly pela disponibilidade e pela confiança despendidas.

A todos os meus amigos verdadeiros, os quais sempre acreditaram e torceram por mim.

Aos colegas Simone Pecantet, Luiz Carlos Lopo, Sandro Grizza, Liane Roldo, Charles Kuhn, Genaro Zanon, André Froehlich, Rubem Braga e aos bolsistas do LAMEF pela valiosa contribuição na realização deste trabalho.

Ao CNPq pela oportunidade concedida para realização deste trabalho.

A Fundação Dambroz pela confecção dos ganchos.

A Metalúrgica Grefortec pelo tratamento térmico.

E, em especial, a todo o pessoal do LAMEF pela amizade e companheirismo durante esse período.

SUMÁRIO

LISTA DE FIGURAS.....	viii
LISTA DE TABELAS.....	xi
LISTA DE SÍMBOLOS.....	xii
RESUMO.....	xiii
ABSTRACT.....	xiv
1- INTRODUÇÃO	1
2- REVISÃO BIBLIOGRÁFICA / ESTADO DA ARTE	4
2.1- Fadiga.....	4
2.1.1- Histórico.....	5
2.1.2- Fatores importantes nas rupturas por fadiga ⁽⁸⁾	7
2.1.3- Estágios do processo de fadiga.....	8
2.1.4- Aspectos microscópicos de fratura.....	9
2.1.5- O Papel das condições superficiais	11
2.1.6- Modelos que Descrevem o Processo de Nucleação de Trincas	12
2.1.7- Mecânica da Fratura aplicada à Fadiga.....	19
2.1.8- Fadiga em Metais Fundidos	23
2.2- Tensões Residuais	25
2.2.1- Origem das tensões residuais	26
2.2.2- Geração de tensões residuais por deformação mecânica	27
2.2.3- Superposição de tensões residuais e tensão aplicada	33
2.2.5- Método do Furo.....	36
3- PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL.....	39
3.1- Análise do Material	41
3.2- Ensaio de ruptura do Gancho DIN 0.12	41
3.3- Plastificação do Gancho DIN 0.12.....	43
3.4- Análise das tensões residuais através do Método do furo.....	43
3.5- Ensaio de Fadiga.....	44
3.6- Análise da superfície de fratura.....	46
4- RESULTADOS.....	47
4.1- Ensaio de Ruptura do Gancho DIN 0.12.....	47
4.2- Análise da Composição Química	48
4.3- Teste de Dureza.....	49
4.4- Análise Metalográfica e Tamanho de Grão	50

4.5- Medição do Nível de Tensões Residuais no Gancho DIN 0.12.....	52
4.6- Testes de Fadiga.....	56
4.7- Análise da Superfície de Fratura.....	63
5- CONCLUSÕES.....	68
6-SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS.....	69
7- BIBLIOGRAFIA.....	70

LISTA DE FIGURAS

Figura 2.1- 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 2.2- 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 2.3- Imagem feita em um Microscópio Eletrônico de Varredura do coalescimento de microcavidades de uma fratura.....	9
Figura 2.4- Aspecto de uma fratura por clivagem com “rios” característicos observado em Microscópio Eletrônico de Varredura.	10
Figura 2.5- Aspecto de uma fratura intergranular realizado em Microscópio Eletrônico de Varredura.....	10
Figura 2.6- Fractografia da superfície de fratura por fadiga caracterizada pelas estrias.	11
Figura 2.7- Modelo proposto por Wood para a nucleação de trincas ⁽²⁾	17
Figura 2.8- Modelo proposto por Neumann para a nucleação de trincas durante um carregamento alternado ⁽²⁾	18
Figura 2.9- Comprimento de trinca versus o número de ciclos. A fratura é indicada por X ⁽²³⁾	20
Figura 2.10- Curva da/dN por ΔK esquemática ⁽⁹⁾	21
Figura 2.11- Os gráficos ilustram a relação entre a resistência à fadiga e a resistência à tração para a ruptura de corpos de prova com defeitos de fundição em função do número de ciclos ⁽²⁾	24
Figura 2.12- Fragmentos do canhão de 175 mm ⁽³⁹⁾	28
Figura 2.13- Superfície de fratura do cano do canhão nº 733. Observa-se a trinca de formato semi-elíptico ⁽³⁹⁾	29
Figura 2.14- Superfície de fratura de um cano autofretado, revelando a condição de leak-before-break ⁽³⁹⁾	33
Figura 2.15- Efeito de um campo de tensões residuais na sollicitação mecânica resultante ⁽⁴³⁾ .34	34
Figura 2.16- Roseta utilizada no método do furo para medição de tensões residuais.....	36
Figura 2.17- Guia utilizada para a usinagem dos furos.....	37
Figura 3.1- Ganchos DIN tamanho 0.12 utilizado nos testes.....	39
Figura 3.2- Máquina servo-hidráulica MTS 810 com o dispositivo para fixação do gancho instalado.....	42

Figura 3.3- Milling Guide RS 200 da MicroMeasurements utilizado para a usinagem dos furos.....	44
Figura 3.4- Unidade eletrônica de medição. Modelo UPM100 da HBM.....	44
Figura 3.5- Dispositivo desenvolvido para o ensaio simultâneo de 2 ganchos.	45
Figura 4.1- Gancho DIN 0.12 rompido em ensaio de tração, indicando a seção mais solicitada.	47
Figura 4.2- Resultados dos ensaios de tração de ganchos DIN 0.12. A média da carga máxima de ruptura ficou em torno de 74 kN.....	48
Figura 4.2- Microestrutura da seção transversal do gancho, formada por martensita. Aumento: 200x em A e 500x em B. Ataque: Nital 2%.	50
Figura 4.3- Microestrutura da seção transversal do gancho, formada por martensita. Aumento: 1000x. Ataque: Nital 2%.	51
Figura 4.4- Análise do tamanho de grão do gancho. O tamanho de grão foi de 7 ASTM. Aumento: 500x. Ataque: Picral e agente tensoativo.	51
Figura 4.5- Macrografia da seção transversal do gancho. Ataque: Nital 10%.	52
Figura 4.6- As curvas ilustram a pré-carga aplicada nos ganchos em função da deformação e do tempo.	52
Figura 4.7 - Usinagem do furo no gancho.	53
Figura 4.8 - Deformação medida no ensaio de tensões residuais pelo método furo do primeiro gancho instrumentado.....	53
Figura 4.9 - Deformação medida no ensaio de tensões residuais pelo método furo do segundo gancho instrumentado.....	54
Figura 4.10 - Gráfico dos valores da tensão residual em função da profundidade do furo para o primeiro gancho instrumentado.	54
Figura 4.11 - Gráfico dos valores da tensão residual em função da profundidade do furo para o segundo gancho instrumentado.	55
Figura 4.12- Direções das tensões principais σ_1 e σ_2 na região de maior solicitação do gancho.	55
Figura 4.13- Resultado dos testes de fadiga realizados nos ganchos com e sem tensões residuais compressivas.	58
Figura 4.14- Resultados obtidos para as cargas máximas nos ensaios de fadiga com controle de deslocamento.	60
Figura 4.15- Curvas de Wöhler para os ganchos DIN 0.12 com e sem pré-carga de teste. O gancho marcado pelo retângulo não rompeu durante o ensaio.....	61

Figura 4.16- Curvas de Wöhler para os ganchos com e sem pré-carga de teste. Neste gráfico as curvas estão indicadas até 60000 ciclos.	61
Figura 4.17- Tensões mínima e máxima aplicadas nos testes de fadiga para os ganchos com pré-carga.	62
Figura 4.18- Tensões mínimas e máximas efetivas (tensões residuais + tensão aplicada) nos testes de fadiga para os ganchos com pré-carga.	62
Figura 4.19- Tensões mínimas e máximas efetivas dos testes de fadiga para os ganchos sem pré-carga.	63
Figura 4.20– Morfologia da fratura dos ganchos ensaiados com carregamento variando entre 5,7 e 24,3 kN sem pré-carga de teste.	64
Figura 4.21– Morfologia da fratura dos ganchos ensaiados com carregamento variando entre 5,7 e 24,3 kN com pré-carga de teste.	64
Figura 4.22 – Morfologia da fratura em MEV da região onde ocorreu o início do processo de fadiga de um dos ganchos analisados. Observa-se a presença de estrias de fadiga.	66
Figura 4.23 – Morfologia da fratura em MEV da região onde ocorreu a ruptura final de um dos ganchos analisados. Observa-se o coalescimento de microcavidades.	66
Figura 4.24 – Macrografia da superfície de fratura dos ganchos ensaiados em fadiga com controle de deslocamento.	67

LISTA DE TABELAS

Tabela 2.1- Resumo dos modelos que descrevem o processo de nucleação de trincas.....	15
Tabela 2.2. Modelos que descrevem a nucleação de microtrincas.....	17
Tabela 2.3- Propriedades mecânicas do cano do canhão nº 733 ⁽³⁹⁾	29
Tabela 2.4- Propriedades do material dos canos dos canhões ⁽³⁹⁾	30
Tabela 3.1- Dimensões dos ganchos especificados pela norma DIN 15400 ⁽⁵⁰⁾	40
Tabela 3.2- Valores das cargas de pré-teste e ruptura para acessórios e amarras de estruturas offshore, calculados segundo as normas NBR 13715 ⁽⁵¹⁾ e Certification of Offshore Mooring Chain - Certification Notes No 2.6 ⁽⁵²⁾	42
Tabela 4.1- Média das análises químicas realizadas nos ganchos.....	49
Tabela 4.2- Resultados dos testes de dureza Brinell realizados no gancho.....	50
Tabela 4.3- Carregamento utilizado nos testes de fadiga.....	56
Tabela 4.4- Resultados dos testes de fadiga para os ganchos sem pré-carga.....	56
Tabela 4.5- Resultado dos testes de fadiga para os ganchos com-pré-carga e sem defeitos de fundição.....	57
Tabela 4.6- Resultado dos testes de fadiga para os ganchos com-pré-carga e com defeitos de fundição.....	57
Tabela 4.7- Diâmetro e comprimento dos defeitos presentes nos ganchos ensaiados com controle de deslocamento.....	59
Tabela 4.7- Cálculo do fator de concentração de tensões para os ganchos segundo Kazinczy ⁽²⁵⁾ e Peterson ⁽²⁵⁾	65

LISTA DE SÍMBOLOS

- K – Fator de intensidade de tensões
 ΔK – Variação do fator de intensidade de tensões
a – Tamanho de trinca
N – Número de ciclos
C – Constante de Lei de Paris
m – Expoente da Lei de Paris
 K_f – Fator de concentração de tensões
d – Diâmetro
 K_t – Fator de concentração de tensões teórico
r – Raio da superfície do defeito
b – Constante do material
UTS – Limite de resistência
R – Razão de carregamento
P – Pressão
W – Espessura do tubo
 r_2 – Raio externo do tubo
 r_1 – Raio interno do tubo
c – Semi-eixo maior para uma trinca elíptica
G – Energia
F - Força

RESUMO

O objetivo deste trabalho foi estudar o comportamento em fadiga de um gancho reduzido do tipo empregado como conector/desconector para plataformas flutuantes de extração de petróleo. Ganchos são componentes mecânicos muito utilizados em aplicações industriais e dimensionados segundo os critérios da mecânica estática. A sua utilização em estruturas offshore é recente e requer a avaliação de seu desempenho em fadiga. A influência de tensões residuais compressivas na seção mais solicitada do gancho foi avaliada nos ensaios. Estas tensões foram geradas por um teste de carga que implica em um esforço de tração que ultrapassa o limite elástico do material. A região da superfície do gancho que sofreu deformação plástica fica comprimida pelo restante do material do gancho carregado no regime elástico que tenta retornar. O mesmo efeito é observado na autofretagem de tubos ou shot peening de componentes aeronáuticos. Foram utilizados ganchos DIN 0.12, que apresentam dimensões reduzidas, para a caracterização mecânica através de ensaios de fadiga e a determinação da curva de Wöhler. Esses ensaios envolveram a comparação entre os ganchos que sofreram a carga de pré-teste (com tensões residuais) e os que não sofreram. Também foi avaliada a influência de defeitos de fundição na vida em fadiga dos ganchos. Os ganchos foram caracterizados metalurgicamente através de análise microestrutural e tamanho de grão ASTM utilizando-se Microscopia Óptica e Eletrônica de Varredura. Foram efetuadas medições de tensões residuais através do Método do Furo em ganchos instrumentados com extensômetros resistivos elétricos. As tensões residuais compressivas induzidas pelo teste de carga tiveram grande influência nos testes de fadiga, aumentando a performance dos ganchos e assegurando sua integridade estrutural.

ABSTRACT

In the present work it was evaluated the fatigue behavior of an offshore platform point hook connector/disconnector. Hooks are mechanical components with a wide range of applications and designed for static load during operation. The influence of a compressive residual stress field located at the hook's critical section was evaluated. A tensile overload exceeding the material's yield strength associated with the proof load produces such compressive residual stress field. The region that suffered plastic deformation is compressed by the remaining material in the elastic mode. This effect is similar to an autofrettage of high-pressure tubes or shot peening of aeronautical components. It was used DIN 0.12 hooks with reduced dimensions for the fatigue testing and the determination of the Wöhler curves. The fatigue tests were done in hooks with and without residual stresses. Additionally it was evaluated the influence of casting defects in the fatigue behavior of the hooks. The hooks were metallurgical characterized by metalography and ASTM grain size with the optical and scanning electron microscopy techniques. The residual stress field present in the hooks was evaluated by the hole drilling strain gage method. The improvement in the fatigue life by the compressive residual stress field was observed in the tests results.

1- INTRODUÇÃO

Desenvolvimento Tecnológico

Ganchos são componentes mecânicos muito utilizados em diversas aplicações na engenharia e apresentam uma tecnologia bem estabelecida.

Recentemente engenheiros da Petrobrás desenvolveram um gancho modificado que diminui o tempo de conexão e desconexão de amarras de plataformas semi-submersíveis de petróleo a estacas no fundo do mar. Este gancho foi denominado Gancho KS e baseado, inicialmente, a partir de um gancho produzido no Brasil.

O poliéster começa a ser usado substituindo o aço que compõe as amarras do sistema de ancoragem de plataformas localizadas em águas profundas, onde a lâmina d'água é superior a 500 metros. A utilização de cabos de poliéster é recente e seria desejável a possibilidade de sua verificação ou substituição ao longo de sua vida útil. Além de apresentar diversas vantagens sobre outros sistemas de ancoragem, a Petrobrás terá autonomia operacional na instalação e retirada dos ganchos e cabos, podendo verificar a integridade do sistema.

Gancho KS fundido

Foi utilizado pela Petrobrás um gancho modificado especificado pela norma DIN 15400. Para a sua fabricação, numa primeira etapa, partiu-se de um gancho convencional forjado ao qual foram soldados apêndices. Em uma segunda etapa foi proposto o processo de fundição, ideal para um componente de tal dimensão, empregando um aço com composição química próxima ao AISI 9315, enquanto que o forjado era em AISI 4340. A diminuição da tenacidade à fratura de componentes fundidos quando comparados aos forjados levou a escolha deste aço específico para o Gancho KS. O menor teor de carbono e o maior teor de níquel propiciam uma recuperação, pelo menos parcial, da tenacidade.

A obtenção de peças pelo processo de fundição torna-se altamente vantajosa em relação ao processo de forjamento para o caso de componentes de grande tamanho e peso, considerando os elevados custos de fabricação de matrizes e a necessidade de prensas de grande capacidade. Além disso, deve-se levar em conta a necessidade de produzir-se ganchos de diversos tamanhos em pequenos lotes, adequados a cada projeto de plataforma, o que inviabiliza economicamente o processo de forjamento.

Comportamento em Fadiga do Gancho KS

O desenvolvimento do gancho KS fundido compreende etapas como projeto, fabricação, tratamento térmico, testes de materiais e do gancho e a homologação diante das agências classificadoras.

Torna-se fundamental realizar a análise do Gancho KS em termos de comportamento em fadiga levando em conta os esforços de carga variável que o mesmo sofre durante toda sua vida útil. Esses esforços estão relacionados com as cargas variáveis de tração que o gancho é submetido em função dos estados do mar, direção ambiental, movimentos das ondas e da plataforma.

Para a análise de vida em fadiga foi utilizado um gancho de dimensões reduzidas DIN 0.12, fundido no aço com composição próxima ao AISI 9315. Com isso o manuseio dos ganchos foi facilitado assim como diminuíram as cargas de teste. Foi construído um dispositivo para permitir o acoplamento dos ganchos em uma servo-hidráulica MTS 810 para a realização dos ensaios de fadiga.

Tensões Residuais Compressivas

As tensões residuais existentes em componentes mecânicos podem trazer efeitos benéficos quando apresentam sinal oposto ao da tensão aplicada.

Como existe a necessidade de impor uma carga de teste no Gancho, em torno de 5 vezes a carga máxima de trabalho, ocorre a plastificação na região de maior carregamento. Com isto são geradas tensões residuais compressivas por ocasião do descarregamento. A região da superfície que sofreu deformação plástica fica comprimida pelo restante do material do gancho carregado no regime elástico que tenta retornar.

Essas tensões residuais compressivas localizadas exatamente na região de maior solicitação do Gancho atuam de maneira altamente favorável no desempenho em fadiga, oferecendo oposição ao carregamento externo. O mesmo efeito é observado na autofretagem de tubos ou no shot-peening de eixos e componentes aeronáuticos.

Nesta linha há diversos tipos de tratamentos superficiais que vem sendo amplamente usados por fabricantes buscando melhorar o desempenho de componentes críticos sujeitos a cargas de fadiga. Tais técnicas introduzem campos de tensões residuais no componente. Essas tensões afetam diretamente a vida em fadiga, sendo que tensões residuais compressivas geralmente prolongam a sua vida, reduzindo a taxa de propagação de trincas e, também, retardando seu processo de nucleação. Portanto, a habilidade em prever o efeito das tensões residuais na vida em fadiga é fundamental, pois o tempo de nucleação e as taxas de

propagação de trincas irão determinar quando um componente deve ser reparado ou substituído.

Para validar a metodologia, é fundamental quantificar o benefício das tensões residuais na vida em fadiga dos ganchos através da curva de Wöhler. Foram testados ganchos sem nenhum tipo de tratamento mecânico, possibilitando a comparação com os plastificados que foram submetidos à carga de teste.

A fim de se avaliar o nível de tensões residuais induzidas por sobrecarga, foram instrumentados alguns ganchos com extensômetros resistivos para medir deformação utilizando o método do furo, normalizado pela Norma ASTM E-837/95⁽¹⁾.

Os resultados apontam um grande aumento da resistência à fadiga dos ganchos.

2- REVISÃO BIBLIOGRÁFICA / ESTADO DA ARTE

2.1- 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 2.1 e 2.2 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⁾.

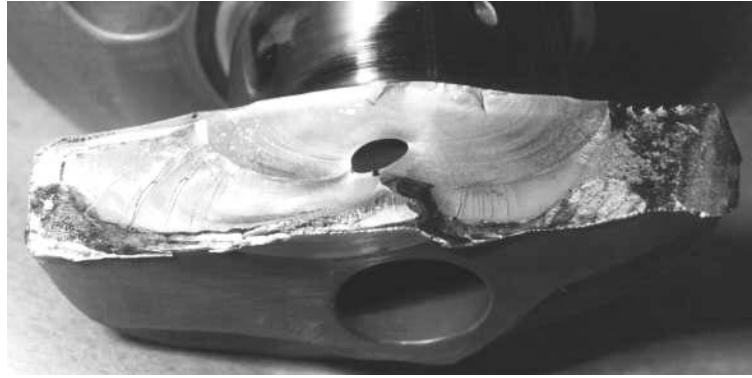


Figura 2.1- Falha por fadiga de um virabrequim de motor de combustão interna. Observam-se as marcas de praia características da propagação da trinca de fadiga.

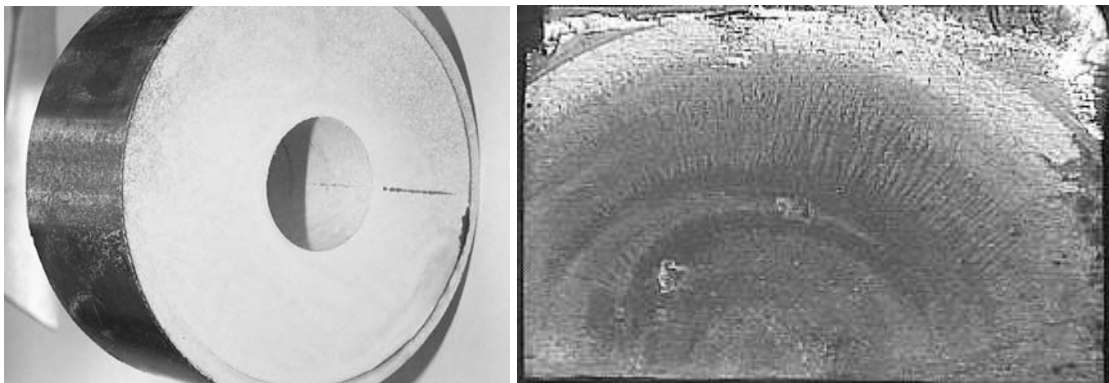


Figura 2.2- Ruptura por fadiga de uma tubulação de alta pressão. À direita observam-se as características marcas de praia da propagação da trinca de fadiga.

2.1.1- 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*, *Polyani* 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.

2.1.2- 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.

2.1.3- 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.

2.1.4- 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 estrição 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 2.3 apresenta o aspecto de uma fratura por coalescimento de microcavidades.

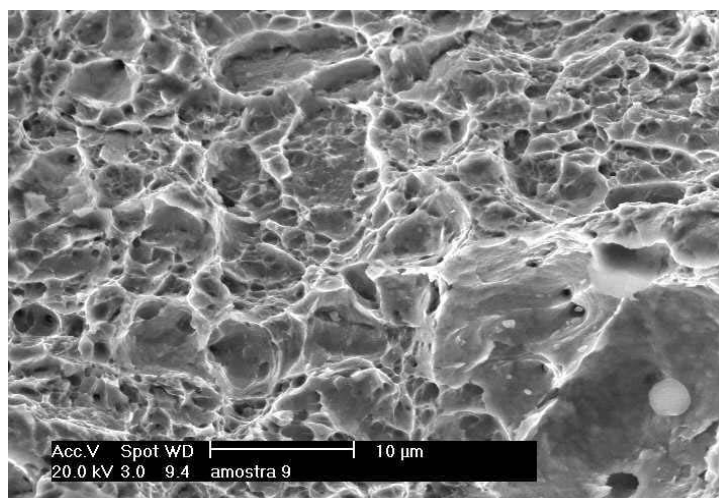


Figura 2.3- Imagem feita em um Microscópio Eletrônico de Varredura do coalescimento de microcavidades de uma fratura.

Clivagem

Na clivagem ocorre a separação de planos cristalinos com pouca deformação. Seu aspecto com facetas lisas de fratura pode ser visto na figura 2.4. 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⁾.

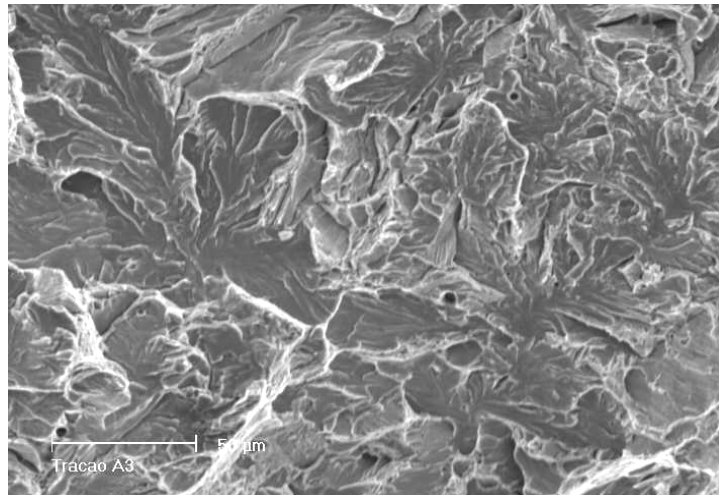


Figura 2.4- Aspecto de uma fratura por clivagem com “rios” característicos observado em Microscópio Eletrônico de Varredura.

Intergranular

Ocorre a separação ao longo dos contornos de grão, conforme indicado pela figura 2.5. 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 meio de trabalho.

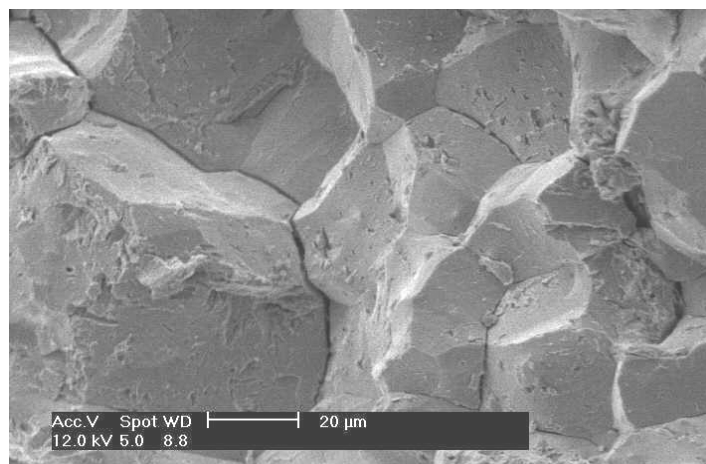


Figura 2.5- Aspecto de uma fratura intergranular realizado em Microscópio Eletrônico de Varredura.

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

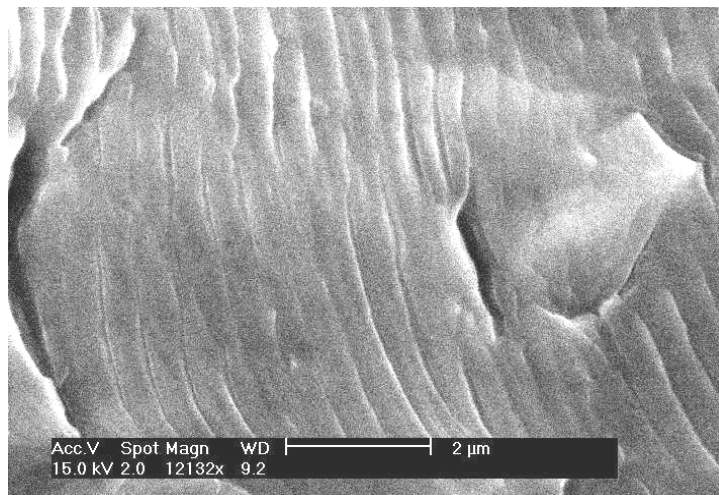


Figura 2.6- Fractografia da superfície de fratura por fadiga caracterizada pelas estrias.

2.1.5- 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 $0,1\mu\text{m}$, 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⁾.

2.1.6- 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 dependem, 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 2.1.

Tabela 2.1- 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 2.2. 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. A medida que essas intrusões aumentam e condicionam a formação de novas intrusões, microtrincas são nucleadas. A figura 2.7 mostra o modelo proposto por Wood com as intrusões e extrusões na superfície do material.

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 2.8. 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.

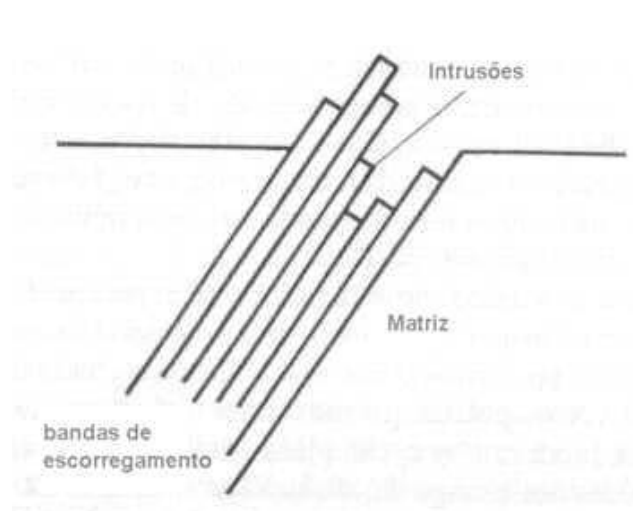


Figura 2.7- Modelo proposto por Wood para a nucleação de trincas⁽²⁾.

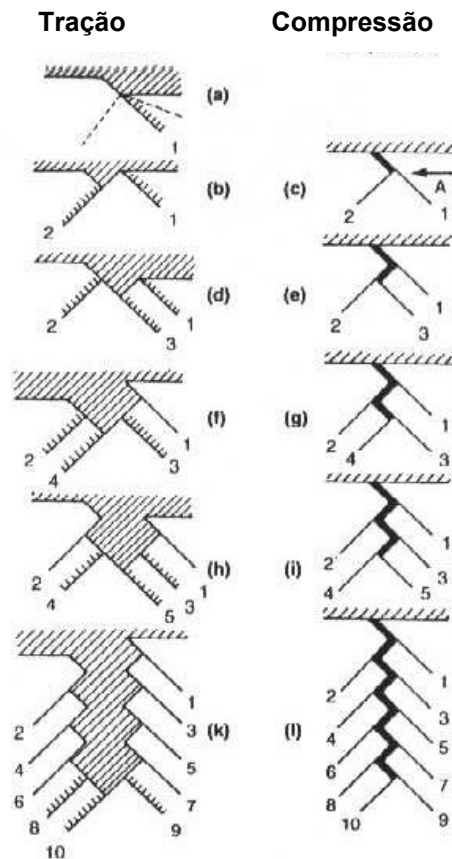


Figura 2.8- Modelo proposto por Neumann para a nucleação de trincas durante um carregamento alternado⁽²⁾.

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⁾.

2.1.7- 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 2.9 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.

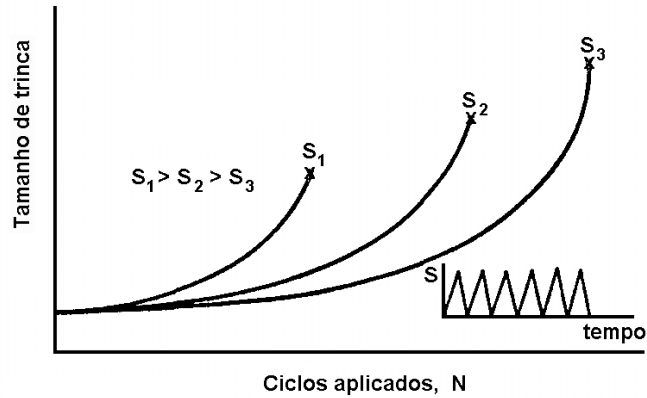


Figura 2.9- Comprimento de trinca versus o número de ciclos. A fratura é indicada por $X^{(2,3)}$.

Paris e Erdogan relacionaram a taxa de propagação de uma trinca por fadiga com o fator de intensidade de tensões segundo a equação 2.1⁽⁷⁾.

$$da/dN = C \Delta K^m \quad (2.1)$$

Onde:

ΔK = variação do fator de intensidade de tensões [$MPa\sqrt{m}$]

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 2.10.

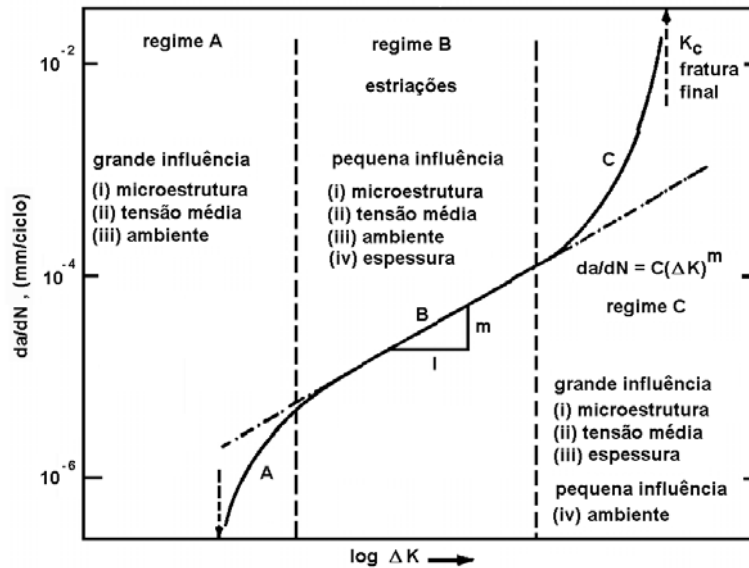


Figura 2.10- Curva da/dN por ΔK esquemática⁽⁹⁾.

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} e 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 2.1) 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.

2.1.8- Fadiga em Metais Fundidos

Materiais metálicos obtidos pelo processo de fundição podem apresentar defeitos internos, com diferentes tamanhos, formas e orientação, que afetam a sua resistência à fadiga.

É fundamental em projetos de engenharia conhecer de forma precisa o limite de fadiga de um material. A integridade estrutural e performance são imprescindíveis e, para tanto, ao longo dos anos tem sido empregado um coeficiente de segurança maior para materiais fundidos do que os obtidos por conformação mecânica.

A resistência à fadiga de metais fundidos depende fortemente de defeitos de fundição e características microestruturais. O controle de defeitos em um material fundido deve ser cuidadosamente revisto de acordo com a sua aplicação específica, principalmente quando envolver carregamentos cíclicos.

É comprovado que defeitos como a adsorção de hidrogênio, rechupes, porosidades, bolhas, inclusões de óxidos e falta de estanqueidade tem um efeito deletério na resistência à fadiga dos metais. As microporosidades são formadas pelo gradiente de solubilidade entre sólido e líquido ou pela alimentação inadequada das contrações volumétricas que ocorrem durante a solidificação. Os problemas de rechupe são provocados por falta de solidificação direcional para os massalotes. Em peças vazadas por gravidade ou baixa pressão, bolhas de ar presas podem ser formadas devido à grande turbulência no sistema de canais.

Considerando metais fundidos como uma matriz homogênea com microentalhes distribuídos, pode-se estimar seu comportamento em fadiga. Como trincas por fadiga geralmente ocorrem em regiões com concentração de tensões, a resistência à fadiga de metais fundidos é governada pela região que contém maior descontinuidade superficial. Taylor e Knott⁽²⁴⁾ demonstraram em seus estudos grande dependência entre a distribuição de defeitos em uma liga Ni-Al-Bronze usada em hélices de embarcações, e a vida em fadiga.

A figura 2.11 ilustra o limite de fadiga para aços fundidos com diversos tipos de defeitos.

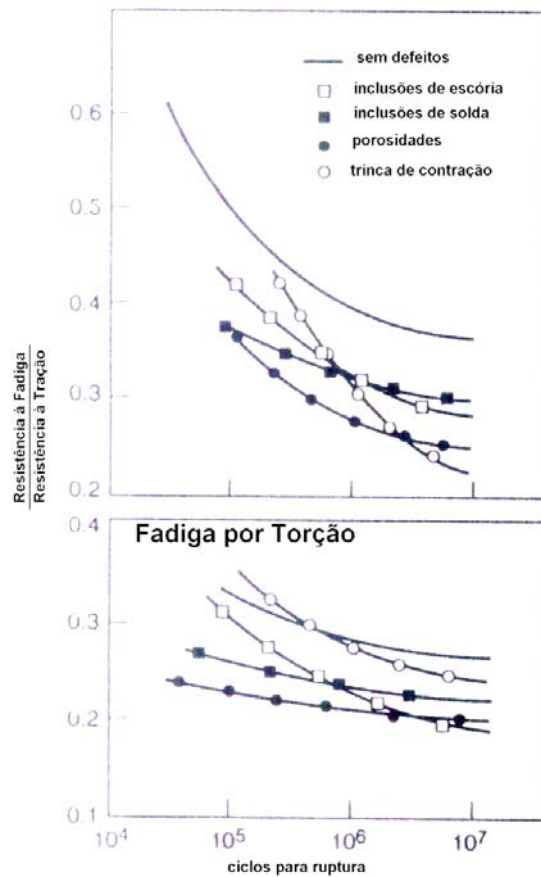


Figura 2.11- Os gráficos ilustram a relação entre a resistência à fadiga e a resistência à tração para a ruptura de corpos de prova com defeitos de fundição em função do número de ciclos⁽²⁾.

Em 1977 foi desenvolvido um método quantitativo que relaciona o tamanho de porosidades oriundas do processo de fundição e a resistência à fadiga, sem, entretanto, levar em consideração a sua forma e origem. O modelo que descreve o efeito de entalhe (K_f) oriundo de um defeito de fundição foi proposto por Kazinczy⁽²⁵⁾:

$$K_f = 1 + 0,16\sqrt{d} \quad (2.2)$$

Onde “d” é o diâmetro do defeito em *mm*.

Entretanto esta relação não leva em conta a forma do defeito e a resistência mecânica da matriz metálica.

Outro modelo é proposto por Peterson⁽²⁵⁾, que define K_f como sendo:

$$K_f = 1 + \left(\frac{K_t - 1}{1 + \frac{b}{r}} \right) \quad (2.3)$$

Onde:

K_t = fator de concentração de tensões teórico

r = raio da superfície do defeito [mm]

b = constante do material [mm]

Para ligas de ferro a constante “ b ” pode ser determinada por:

$$b = 0,0254 \left(\frac{2070}{UTS} \right)^{1,8} \quad (2.4)$$

Onde:

UTS = limite de resistência [MPa]

2.2- Tensões Residuais

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.

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⁽²⁶⁾. 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.

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⁽²⁷⁾, Barret⁽²⁸⁾ e Gillet⁽²⁹⁾ 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⁽³⁰⁾, quando em 1975 propuseram o princípio da superposição de tensões. Rich e Impellizzeri⁽³¹⁾ em 1976 avançaram neste tema demonstrando algumas correlações entre resultados analíticos e experimentais. Mais tarde, Chang⁽³²⁾ 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⁽³³⁾ 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⁽³⁴⁾.

Vale destacar o trabalho de Cook e colaboradores⁽³⁵⁾ 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.

2.2.1- Origem das tensões residuais

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.

2.2.2- 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.

Análise de Falha em um canhão de 175 mm⁽³⁹⁾

Um exemplo clássico onde é reportado o efeito benéfico de tensões residuais compressivas está na análise de falha em um canhão de 175 mm.

Em abril de 1966 o canhão nº 733 do exército americano falhou catastroficamente quando uma trinca localizada perto do final da culatra atingiu seu tamanho crítico. Em uma

análise preliminar foi observada uma fratura frágil, visto que não foram encontradas evidências de deformação plástica. O corpo do cano, fabricado com aço de alta resistência, fragmentou em 29 pedaços que alcançaram distâncias de até 1,25 km do local de tiro (figura 2.12).



Figura 2.12- Fragmentos do canhão de 175 mm⁽³⁹⁾.

Davidson e colaboradores⁽³⁹⁾ consideram este o primeiro caso de fratura frágil de um canhão de 175 mm. Anteriormente já haviam sido reportadas falhas em canhões de grande calibre fabricados em aço de média resistência e alta tenacidade por desgaste excessivo e erosão do furo do cano, o que causava perda na precisão da mira.

Para o presente caso, a análise de falha envolveu o estudo da montagem do canhão, as tensões atuantes antes e durante a falha, tamanho crítico de trinca e propriedades mecânicas do material.

Como o aço especificado na fabricação do canhão n° 733 era de alta resistência mas de baixa tenacidade, as propriedades mecânicas do material foram suspeitas de serem responsáveis pela falha.

Para a análise das tensões atuantes no canhão, o cano foi considerado como um tubo espesso com 10,5 m de comprimento, 373 mm de diâmetro externo e 178 mm de diâmetro interno.

Na época da falha, o canhão era disparado a cada 2 minutos e com uma pressão nominal de 345 MPa na última série de disparos. Ao todo, o cano sofreu 373 séries de disparos sob uma pressão nominal de 345 MPa e 227 séries sob uma pressão de 152 MPa.

As superfícies das fraturas apresentaram um aspecto plano, indicando condições de deformação plana. A trinca crítica apresentou aspecto semi-elíptico demarcado pelas marcas de combustão e com dimensões de 9,4 e 27,9 mm, conforme mostrado na figura 2.13.

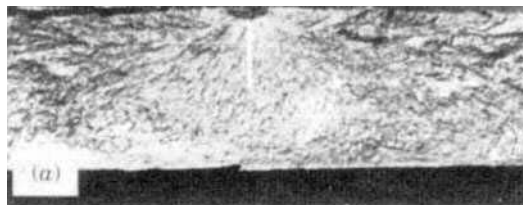


Figura 2.13- Superfície de fratura do cano do canhão n° 733. Observa-se a trinca de formato semi-elíptico⁽³⁹⁾.

O cano do canhão n° 733 foi forjado em aço AISI 4335 com adições de Cr, Mo e 0,14% de V. Na tabela 2.3 são mostradas as propriedades mecânicas do material.

Tabela 2.3- Propriedades mecânicas do cano do canhão n° 733⁽³⁹⁾.

Propriedade	Geral	Perto da região de falha	Perto da ponta do cano	Perto da culatra
Limite elástico [MPa]	1180			
Resistência à tração [MPa]	1385			
Elongação %	10			
Redução de área % a 21°C		9 - 28	17 - 22	18 - 34
Teste de Charpy a -40°C [J]		6,1 - 8,8	10,2 - 11,5	5,4 - 11,5
Tenacidade à fratura K_{IC} [$MPa\sqrt{m}$]		89 - 91	74 - 99	

Davidson e colaboradores⁽³⁹⁾ partiram da hipótese de que a falha ocorreu por pressão excessiva durante os disparos. O excesso de pressão nucleou uma trinca de fadiga e promoveu a sua propagação até um tamanho crítico, e conseqüentemente, desencadeou a ruptura por sobrecarga. Entretanto, as análises das superfícies de fratura dos fragmentos não revelaram sinais de ruptura por sobrecarga.

A possibilidade de fratura assistida pelo ambiente também foi descartada, visto que as cargas de serviço atuantes são de pequena duração (em torno de 20×10^{-3} s) e a magnitude das tensões residuais trativas no cano muito baixas.

Depois de uma análise mais detalhada, concluiu-se que a trinca iniciou na superfície interna do cano por um processo de fadiga térmica. Esse processo levou a nucleação de diversas trincas que penetraram até 1,3 mm na superfície interna do cano e que estavam em

contato com os gases de combustão. Para as condições de disparo do canhão, o processo de fadiga térmica estaria completamente desenvolvido depois de apenas 10 disparos.

A vida em fadiga do cano pode ser estimada como sendo o tempo para a trinca propagar de 1,3 mm de profundidade até a configuração semi-elíptica de 9,4 x 27,9 mm.

A baixa tenacidade do aço na região da falha e os micromecanismos de fratura intergranular e por clivagem levaram Davidson e colaboradores a concluir que fragilização por revenimento contribuiu para o crescimento acelerado de trinca. Estudos realizados em outros canhões demonstraram a relação entre a vida em fadiga do cano e as propriedades mecânicas do material.

Na tabela 2.4 é mostrado o número de ciclos para a ruptura do cano a uma pressão de 345 MPa e o aumento do tamanho crítico de trinca com o aumento da tenacidade à fratura.

Tabela 2.4- Propriedades do material dos canos dos canhões⁽³⁹⁾.

Cano n°	Número de ciclos para ruptura	Limite elástico [MPa]	Charpy [J]	K_{IC} [MPa√m]	Tamanho crítico de trinca [mm]
733	373	1180	8,1	88	9,4
863	1011	1270	12,2	103	43
1131	9322	1255	19	142	43
1382	1411	1275	14,9	108	38
1386	4697	1250	19	116	46
Média para 35 canos	4000	1240	16,3	121	38

O fator de intensidade de tensões para um tubo espesso contendo trincas internas é descrito por Bowie e Freese⁽⁴⁰⁾ através da equação 2.5:

$$K = f\left(\frac{a}{W}, \frac{r_2}{r_1}\right) P\sqrt{\pi a} \quad (2.5)$$

Onde:

$\frac{a}{W}$ = razão entre tamanho de trinca e espessura do tubo

$\frac{r_2}{r_1}$ = razão entre os diâmetros externo e interno

P = pressão interna

a = tamanho de trinca perpendicular ao plano de tensões circunferencial

Na ruptura final, a = 9,4 mm :

$$K = 2,7P\sqrt{\pi a} \quad (2.6)$$

Como o formato da fratura foi semi-elíptico, a equação (2.6) foi modificada⁽⁴¹⁾ para valores adequados de $\frac{a}{W}$ e $\frac{a}{2c}$:

$$K = 1,7P\sqrt{\pi a} \quad (2.7)$$

O fator de intensidade de tensões na região da fratura associado com P = 345 MPa e a = 9,4 mm resultou em $99 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$. Este valor está de acordo com a tenacidade à fratura do material (tabela 2.4). Para estimar a vida em fadiga do cano do canhão nº 733, foi integrada a equação de Paris:

$$\frac{da}{dN} = 6,49 \times 10^{-2} \Delta K^3 \quad (2.8)$$

Onde:

$$\frac{da}{dN} = \left[\frac{m}{\text{ciclo}} \right]$$

A relação 2.8 foi obtida para um material com tenacidade à fratura 50% maior e com um fator de forma de 2,2 (média entre 2,7 e 1,7 das equações 2.6 e 2.7, respectivamente).

A vida em fadiga calculada, levando em conta flutuações de pressão em 345 MPa, foi de 2070 ciclos, entre 5 e 6 vezes maior que o número de ciclos que levou o canhão a falhar. Os cálculos não levaram em conta os efeitos da fragilização por revenimento. Ritchie⁽⁴²⁾ encontrou valores da taxa de propagação de trinca 2,5 maior em aços AISI 43XX que sofreram fragilização por revenimento em relação aos tratados corretamente. Também não foram levados em conta fatores como a presença de meios agressivos na propagação de trinca e a incerteza associada ao número de ciclos que levaram o canhão a falhar.

Para evitar futuras falhas nos canos dos canhões de 175mm, as seguintes medidas foram tomadas:

- Foram tirados de operação todos canhões cujo aço apresentou uma energia ao impacto (teste de Charpy) menor que 13,5 J;
- A vida útil dos canhões ficou estabelecida em 300 disparos em vez dos 800 disparos inicialmente especificados.

Atualmente os canos de canhões estão sendo tratados termicamente para atingirem uma menor resistência mecânica, aumentando a tenacidade à fratura e a energia de impacto. Com isso, a sua vida útil atinge ao redor de 10.000 disparos e com um tamanho crítico de trinca duas vezes maior do que os valores mostrados na tabela 2.4.

Para aumentar a confiabilidade estrutural dos canos, tratamentos térmicos para diminuir o limite de escoamento do material (entre 965 e 1100 MPa) e a autofretagem são empregados.

O tratamento de autofretagem é realizado nos canos através da aplicação de uma pressão hidrostática que provoque deformação plástica em metade da espessura de parede. Quando a sobrecarga é removida, a zona deformada plasticamente sofre um gradiente de tensões residuais compressivas cujo máximo valor está localizado na superfície interna do cano. Cabe destacar que as tensões residuais são maiores que a tensão circunferencial de serviço.

Testes realizados demonstraram que canos autofretados suportaram 20.000 disparos a uma pressão de 345 MPa. O aumento foi de 50 vezes em relação ao canhão nº733. Cabe destacar que o campo de tensões residuais compressivas gerado pela autofretagem associado com materiais de maior tenacidade à fratura leva os canos a uma condição de *leak-before-break* (figura 2.14), ou seja, o tamanho crítico do defeito é maior que a espessura do tubo.

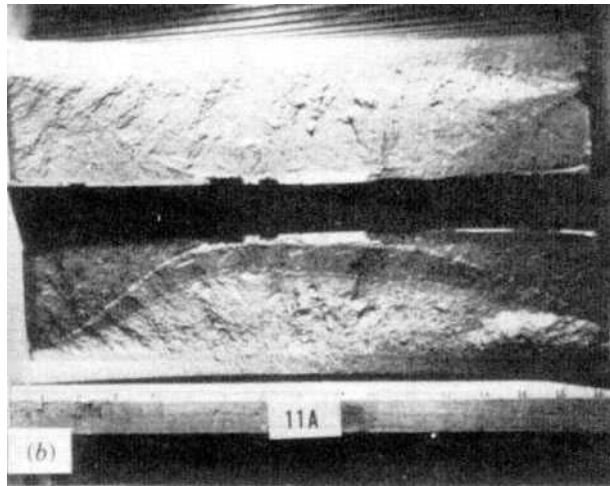


Figura 2.14- Superfície de fratura de um cano autofretado, revelando a condição de leak-before-break⁽³⁹⁾.

2.2.3- 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:

$$\sigma_{\text{resultante}} = \sigma_{\text{residual}} + \sigma_{\text{aplicado}} \quad (2.9)$$

A figura 2.15 mostra o efeito de um campo de tensões residuais na tensão resultante em um componente mecânico.

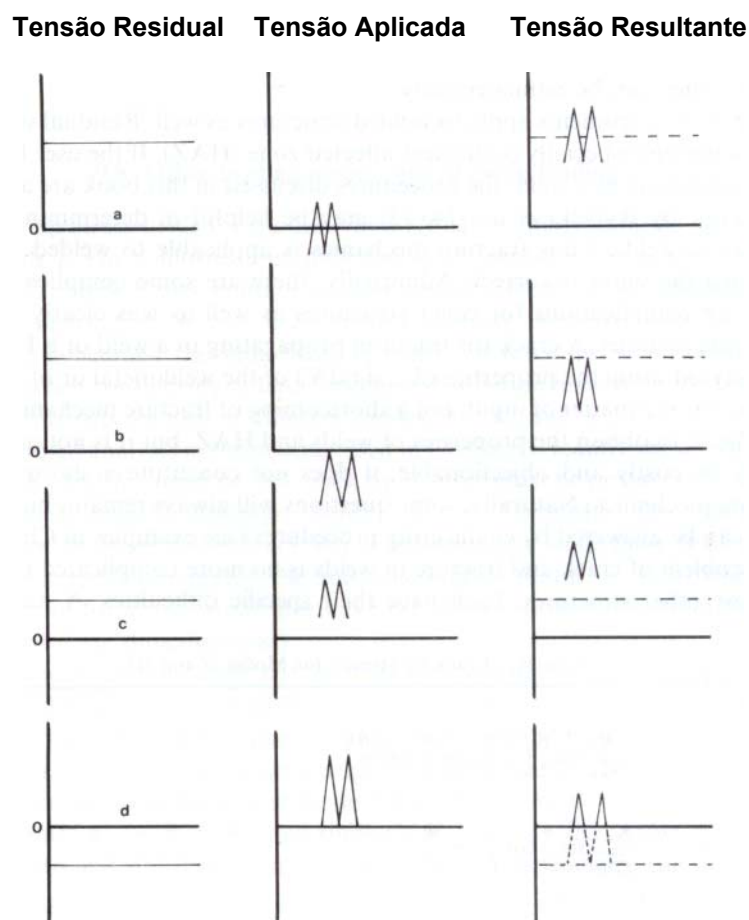


Figura 2.15- Efeito de um campo de tensões residuais na solicitação mecânica resultante⁽⁴³⁾.

No caso de um componente com uma tensão residual compressiva (conforme indicado em *d* na figura 2.15) 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^(44,45).

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-existent⁽⁴⁶⁾. 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.

2.2.4- 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 ^(44,47).

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)⁽⁴⁴⁾.

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 ultrassom.

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 ultrassom é baseado na diferença de velocidade de ondas ultrasônicas e o método magnético depende da interação entre deformação elástica e a propriedade ferromagnética dos materiais. Neste trabalho foi utilizado o método do furo na medição de tensões residuais.

2.2.5- Método do Furo

O método do furo é muito utilizado e bem conhecido experimentalmente sendo normalizado pela ASTM-E837/95⁽¹⁾. O método envolve a remoção localizada de material com tensões residuais e medição do alívio de deformação no material adjacente.

O método do furo requer a usinagem de um furo cego, normalmente com diâmetro entre 1 e 4 mm e com profundidade aproximadamente igual ao diâmetro.

A medição é realizada com uma roseta especial composta de 3 extensômetros de resistência elétrica, conforme mostrado na figura 2.16.

Neste método, as tensões residuais existentes no material antes da usinagem do furo podem ser calculadas a partir dos valores das deformações aliviadas que foram medidas.

Algumas vantagens do método são os danos relativamente pequenos ao componente e a capacidade de medir tensões em uma região localizada. Porém o método é de baixa sensibilidade, uma vez que as deformações aliviadas deterioram-se total e rapidamente com a distância da borda do furo, os extensômetros medem em torno de 25 a 40% das deformações residuais aliviadas na região do furo⁽⁴⁴⁾.

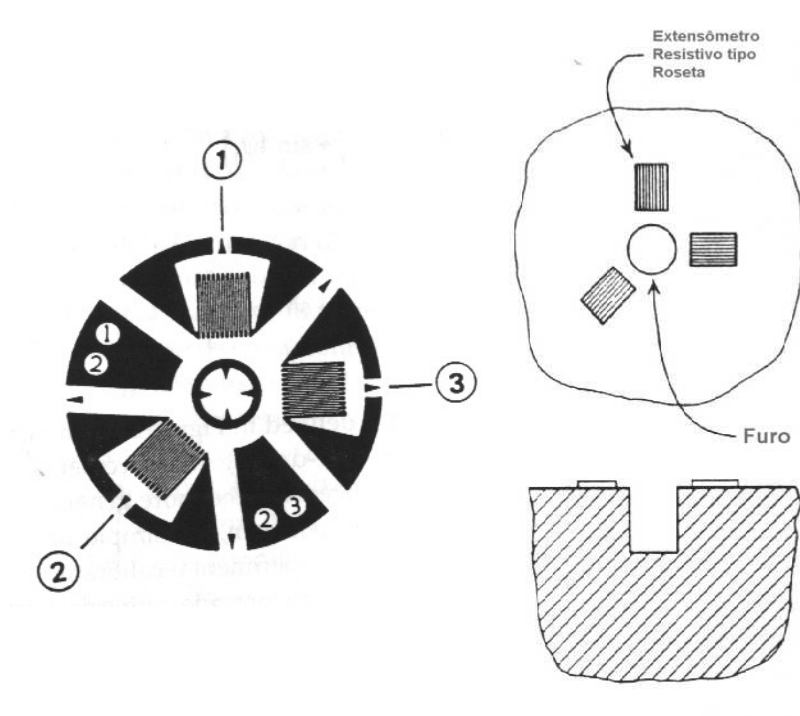


Figura 2.16- Roseta utilizada no método do furo para medição de tensões residuais.

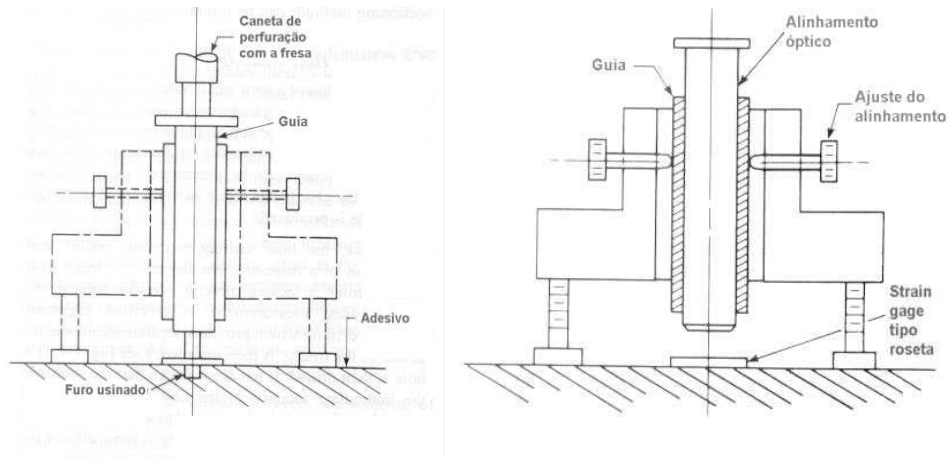


Figura 2.17- Guia utilizada para a usinagem dos furos.

Para um material isotrópico linear, as superfícies de deformação aliviadas, de qualquer extensômetro resistivo na roseta, são mostradas a partir dos alívios nas tensões principais e o ângulo relativo à direção da tensão residual máxima conforme a relação:

$$\varepsilon_r = (A + B * \cos 2\alpha) * \sigma_x + (A - B * \cos 2\alpha) * \sigma_y \quad (2.10)$$

As tensões máximas e mínimas para o Método do Furo seguem a seguinte relação:

$$\sigma_{\min}, \sigma_{\max} = \frac{(\varepsilon_1 + \varepsilon_3)}{4A} \pm \frac{1}{4B} * \sqrt{(\varepsilon_3 - \varepsilon_1)^2 + (\varepsilon_3 + \varepsilon_1 - 2 * \varepsilon_2)} \quad (2.11)$$

Considerações gerais sobre o Método do Furo:

- a) O comprimento e largura dos extensômetros não devem exceder o diâmetro do furo;
- b) A estabilidade e repetibilidade das medidas deverão ser, pelo menos, de $\pm 2 \times 10^{-6}$;
- c) A relação entre o diâmetro do furo (D) e o diâmetro do centro dos extensômetros (D₀) deve seguir:

$$2,5 < D/D_0 < 3,4$$

- d) A profundidade máxima do furo é de $1,2 D_0$;
- e) O centro do furo deverá coincidir com o ponto central do extensômetros em $\pm 0,015 D_0$.
Para evitarem-se erros é utilizado um dispositivo de alinhamento como o mostrado na figura 2.17;
- f) Cuidado deve ser tomado com as técnicas de perfuração, visto que podem introduzir tensões residuais indesejáveis;

g) Realizar o teste a temperatura constante.

Erros associados às tensões calculadas pelo Método do Furo

Vários parâmetros influenciam na exatidão das medidas, sendo que os principais são:

- a) Profundidade do furo;
- b) Método de corte;
- c) Erros geométricos e imperfeições;
- d) Erros na calibração e na coleta de dados;
- e) Erros na estimativa do coeficiente de deformação;
- f) Erros associados com a medida de deformação através de extensômetros.

Com todos esses fatores, admite-se uma incerteza em torno de 20% nos valores de tensão calculados⁽⁴⁸⁾.

Tratamento Matemático

Existem várias maneiras indicadas para o tratamento matemático dos resultados de deformação em função da profundidade obtida pelo método do furo.

Para o cálculo de tensões residuais uniformes são propostos métodos baseados na norma ASTM-E837/95⁽¹⁾ e na nota técnica TN-503-4⁽⁴⁹⁾. Para o cálculo de tensões residuais não uniformes é muito utilizado o Método da Integral.

Cálculo de Tensões Residuais Uniformes

A premissa básica para que as tensões residuais sejam uniformes com o furo é que as deformações ao redor do furo deverão estar completamente aliviadas quando a profundidade do furo for aproximadamente igual ao seu diâmetro.

Neste trabalho foi assumido que as tensões residuais na casca plastificada do gancho são uniformes.

O método descrito pela norma ASTM-E837/95⁽¹⁾ considera a média das tensões em toda a profundidade do furo. O furo é usinado até sua profundidade máxima (2 mm) e, com as correspondentes deformações medidas, são calculadas as tensões. Uma extensão deste método foi proposta pela Micro-Measurements na nota técnica TN-503-4⁽⁴⁹⁾ e consiste em usinar o furo em incrementos, permitindo verificar a uniformidade das tensões residuais.

3- PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL

Neste trabalho foram estudados ganchos de tamanho 0.12 segundo a norma DIN 15400⁽⁵⁰⁾, fundidos a partir do aço de composição semelhante ao AISI 9315. A figura 3.1 mostra os ganchos utilizados no presente trabalho. Na tabela 3.1 são encontradas as dimensões dos ganchos segundo a norma DIN 15400⁽⁵⁰⁾.

Para proceder com a avaliação dos efeitos das tensões residuais compressivas na vida em fadiga, foram testados em uma máquina servo-hidráulica MTS 810 ganchos originais com os tratamentos térmicos de normalização (para refinar o grão da microestrutura bruta de fusão), têmpera e revenido, e deformados plasticamente. Com isto, são obtidos o número de ciclos necessários para a ruptura de cada gancho, sendo possível avaliar os efeitos de cada tratamento na vida em fadiga.

Também será avaliado nos ganchos deformados plasticamente o nível de tensões residuais presentes na região crítica do componente, onde se tem alto nível de cargas atuante.

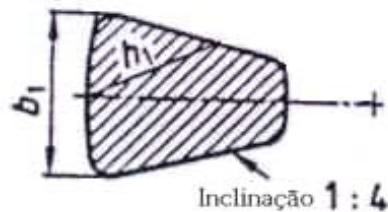
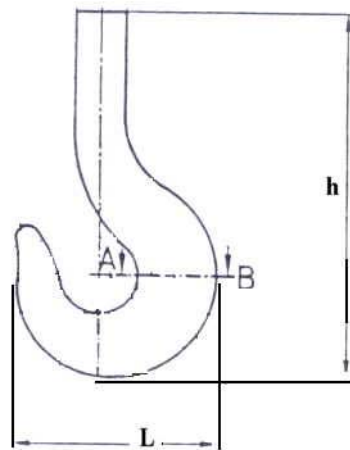


Figura 3.1- Ganchos DIN tamanho 0.12 utilizado nos testes.

Tabela 3.1- Dimensões dos ganchos especificados pela norma DIN 15400⁽⁵⁰⁾.

Amarra	Gancho DIN	Área	Medidas Principais				Olhal	
			b_1	h_1	Altura(h)	Largura(L)	Furo	Largura
d			mm	mm	mm	mm	mm	mm
3	0,06	167	13	17	90	54	11	11
4	0,10	242	16	20	101	60	13	12
4,5	0,12	315	19	22	113	68	14	13
6	0,20	412	21	26	126	76	16	15
7	0,25	465	22	28	141	85	18	17
8	0,4	693	27	34	158	95	20	19
9	0,5	810	29	37	177	106	23	21
12	0,8	1162	35	44	198	119	25	24
13	1	1377	38	48	222	133	28	27
16	1,6	1902	45	56	249	149	32	30
20,5	2,5	2680	53	67	279	167	35	33
26	4	3804	63	80	312	187	40	37
30	5	4780	71	89	350	210	44	42
32	6	5996	80	100	392	235	50	47
38	8	7521	89	112	439	263	56	53
42	10	9434	100	125	491	295	62	59
46	12	11835	112	140	550	330	70	66
54	16	14845	125	160	616	370	78	74
60	20	18622	140	180	690	414	88	83
68	25	23836	160	200	773	464	98	93
76	32	30081	180	224	866	520	110	104
86	40	37963	200	250	970	582	123	116
97	50	47909	224	280	1086	652	138	130

Onde:



3.1- Análise do Material

A análise de material consiste em metalografia, tamanho de grão, dureza, ensaio por ultra-som 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 gancho, ao longo de toda a espessura da parede. Nesta etapa também é analisado o tamanho de grão, atacando-se os corpos de prova com reagente à base de cloreto férrico e agente tensoativo.

O ensaio não-destrutivo por ultra-som teve por objetivo a detecção de descontinuidades internas presentes nos ganchos oriundas do processo de fundição. Foi utilizado um equipamento de ultra-som Krautkramer Branson modelo USD15.

Como o método ultra-sônico possui alta sensibilidade em detectar pequenas descontinuidades internas, foram selecionados ganchos isentos de defeitos. Para avaliar o comportamento em fadiga dos ganchos frente a defeitos estruturais foram também selecionados alguns com defeitos internos de tamanhos variados.

3.2- Ensaio de ruptura do Gancho DIN 0.12

O ensaio de ruptura do gancho DIN 0.12 consiste na aplicação de um esforço de tração até seu colapso, determinado-se o patamar máximo de tensão estática que o componente suporta.

Foi construído um dispositivo para acoplar o gancho na máquina servo-hidráulica MTS 810, conforme as figuras 3.2A e 3.2B. O dispositivo é constituído por dois suportes cilíndricos e pinos de fixação usinados em aço AISI 4340, temperados e revenidos.

Para estabelecer um valor de referência, foram consultadas as normas NBR 13715 – Estruturas offshore – Amarras – Requisitos⁽⁵¹⁾ e *Certification of Offshore Mooring Chain - Certification Notes No 2.6*⁽⁵²⁾. Esta norma especifica as características das amarras e acessórios utilizados em amarração de unidades móveis para operações offshore, unidades de produção flutuantes e sistemas de carregamento. As cargas de teste e ruptura para cada tamanho de amarra são especificadas e, com isso, é possível inferir essas cargas aos tamanhos de ganchos correspondentes. A tabela 3.2 mostra os valores das cargas calculadas.

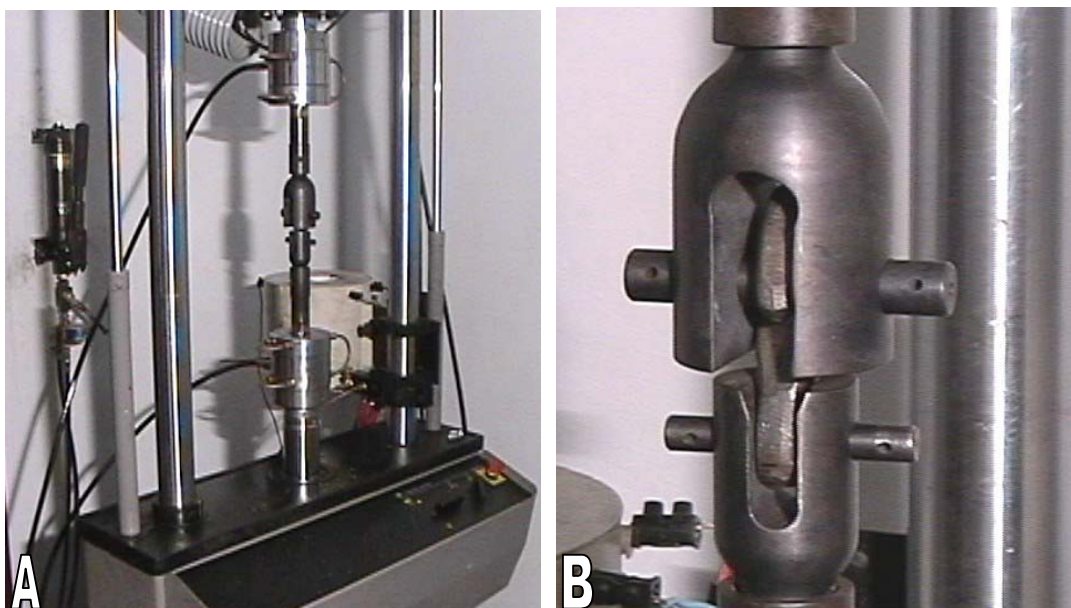


Figura 3.2- Máquina servo-hidráulica MTS 810 com o dispositivo para fixação do gancho instalado.

Tabela 3.2- Valores das cargas de pré-teste e ruptura para acessórios e amarras de estruturas offshore, calculados segundo as normas NBR 13715⁽⁵¹⁾ e Certification of Offshore Mooring Chain - Certification Notes No 2.6⁽⁵²⁾.

Amarra	Gancho DIN		
d		Teste	Ruptura
mm		kN	kN
3	0,06	9	11
4	0,10	15	19
4,5	0,12	19	24
6	0,20	34	43
7	0,25	46	58
8	0,4	60	76
9	0,5	76	96
12	0,8	134	170
13	1	157	199
16	1,6	236	300
20,5	2,5	385	488
26	4	612	776
30	5	809	1026
32	6	917	1163
38	8	1278	1621
42	10	1548	1964
46	12	1843	2338
54	16	2499	3170
60	20	3048	3867
68	25	3851	4885
76	32	4731	6001
86	40	5930	7522
97	50	7365	9343

3.3- Plastificação do Gancho DIN 0.12

Para introduzir tensões residuais no gancho através da plastificação da região que sofre maior solicitação, foi realizada uma sobrecarga de tração que ultrapassou o limite de escoamento do material.

Os ganchos foram acoplados no dispositivo mostrado nas figuras 3.2A e 3.2B para a aplicação da sobrecarga de tração.

Foi aplicado um nível de tensão de 80% da carga de ruptura do gancho. Esse patamar de tensão foi estabelecido segundo a carga de pré-teste especificada na norma NBR 13715⁽⁵¹⁾. Na tabela 3.2 são especificadas as cargas de pré-teste para os diversos tamanhos de ganchos e amarras.

3.4- Análise das tensões residuais através do Método do furo

A análise das tensões residuais foi realizada empregando-se o método do furo, normalizado pela Norma ASTM E837/95⁽¹⁾. O ensaio foi conduzido de acordo com especificações de nota técnica TN 503-4 do fornecedor do equipamento⁽⁴⁹⁾.

O extensômetro de resistência elétrica utilizado é do tipo roseta, posicionado na seção mais solicitada do gancho. Devido ao difícil acesso a região, foi necessário seccionar parte do gancho para a realização do ensaio.

No ensaio utilizou-se um equipamento Milling Guide modelo RS-200 da MicroMeasurements, o qual realiza a usinagem do furo utilizando uma fresa de topo de carbeto de tungstênio acionada por uma turbina de alta rotação de ar comprimido. Uma visão geral do equipamento é apresentada na figura 3.3.

Para a aquisição de dados, utilizou-se uma unidade de medição do tipo UPM-100, da HBM, que capta os sinais elétricos emitidos pelos extensômetros e os convertem em deformação ($\mu\text{m}/\text{m}$). O equipamento realiza uma auto calibração a partir da especificação do valor do “gage factor” do extensômetro. A figura 3.4 mostra a unidade de medição usado nos ensaios.

O Método das Tensões Uniformes foi o tratamento matemático empregado para obter os valores de tensões residuais, conforme as normas ASTM 837/95⁽¹⁾ e TN 503-4⁽⁴⁹⁾.

A instrumentação é realizada conforme procedimentos padrões de lixamento, desengraxe, colagem e soldagem de extensômetros.



Figura 3.3- Milling Guide RS 200 da MicroMeasurements utilizado para a usinagem dos furos.



Figura 3.4- Unidade eletrônica de medição. Modelo UPM100 da HBM.

3.5- Ensaio de Fadiga

Os ensaios de fadiga foram todos realizados no mesmo equipamento servo-hidráulico (MTS 810). Ensaio de fadiga em ganchos é inovador e não existem normas padronizadoras. Portanto foi seguida sempre a mesma metodologia para a sua execução.

O acoplamento dos ganchos na servo-hidráulica é através do dispositivo mostrado nas figuras 3.2A, 3.2B. Adicionalmente também foi construído um suporte para permitir o acoplamento de 2 ganchos em série, permitindo o seu ensaio simultâneo, conforme a figura 3.5.



Figura 3.5- Dispositivo desenvolvido para o ensaio simultâneo de 2 ganchos.

O carregamento em fadiga foi estabelecido sempre de forma senoidal, com frequência de 30 Hz, com carga variando entre 7,5% e 32,5% da carga de ruptura ($R=0,23$). Essa carga foi estabelecida segundo as recomendações da norma API 2SK – *Recommended Practice for Design and Analysis of Stationkeeping Systems for Floating Structures*⁽⁵³⁾ para acessórios e amarras de conexão de plataformas de extração de petróleo.

Com isso foi determinado o número de ciclos necessários para a ruptura dos ganchos sem tensões residuais e dos plastificados. A partir desses resultados foi avaliada a influência das tensões residuais na vida em fadiga dos ganchos. Adicionalmente foram realizados testes de fadiga com controle de deslocamento, sendo que foi possível estabelecer uma correlação com a força necessária para promover o crescimento de trinca.

Também foram feitos ensaios onde foram determinadas as curvas de Wöhler dos ganchos com $R=0,1$.

Para ensaiar simultaneamente dois ganchos acoplados através do dispositivo mostrado na figura 3.5, foram sempre utilizados um gancho com tensões residuais e outro sem. Era esperado que ganchos sem tensões residuais rompessem primeiro, de forma que estes sempre eram substituídos durante os ensaios. O controle de carga oferecido pela máquina servo-hidráulica garante que a mesma carga é aplicada nos dois ganchos conectados em série.

3.6- Análise da superfície de fratura

A superfície dos ganchos que romperam nos ensaios de fadiga foi analisada em lupa de baixo aumento.

Também foi feito um corte transversal na seção do gancho para permitir a análise da superfície do gancho em um Microscópio Eletrônico de Varredura.

4- RESULTADOS

4.1- Ensaio de Ruptura do Gancho DIN 0.12

Foram realizados ensaios de ruptura em três ganchos do lote recebido. Primeiramente foi identificada a seção crítica do componente que sofre maior sollicitação, conforme ilustra a figura 4.1.

A carga máxima média suportada foi de 74 kN. A figura 4.2 mostra as curvas tensão-deformação de cada ensaio.

Com o valor obtido nos ensaios de ruptura, foi estabelecida a pré-carga necessária para a deformação plástica e geração do campo de tensões residuais compressivas como sendo 60 kN (80% da carga de ruptura).

Cabe ressaltar que a carga de ruptura média de 74 kN obtida nos ensaios de tração é três vezes maior que a especificada pela norma NBR 13715⁽⁵¹⁾, que é de 24 kN.

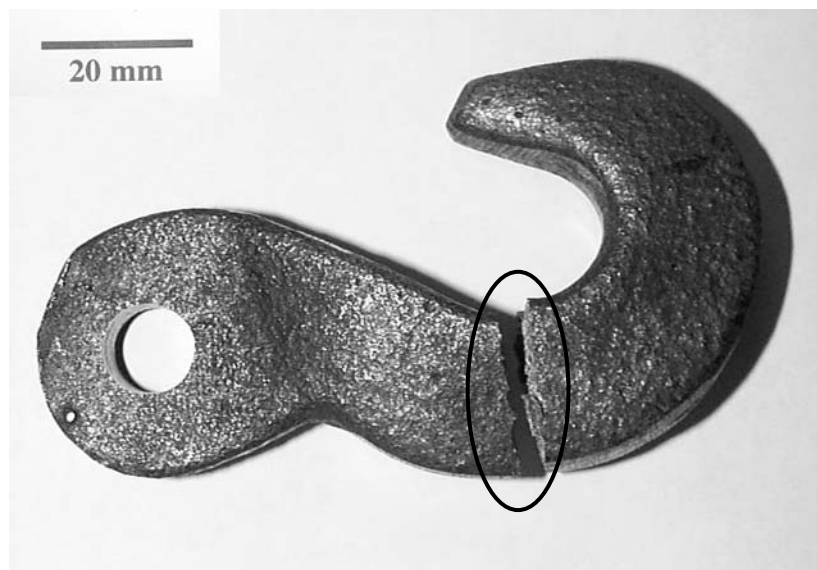


Figura 4.1- Gancho DIN 0.12 rompido em ensaio de tração, indicando a seção mais sollicitada.

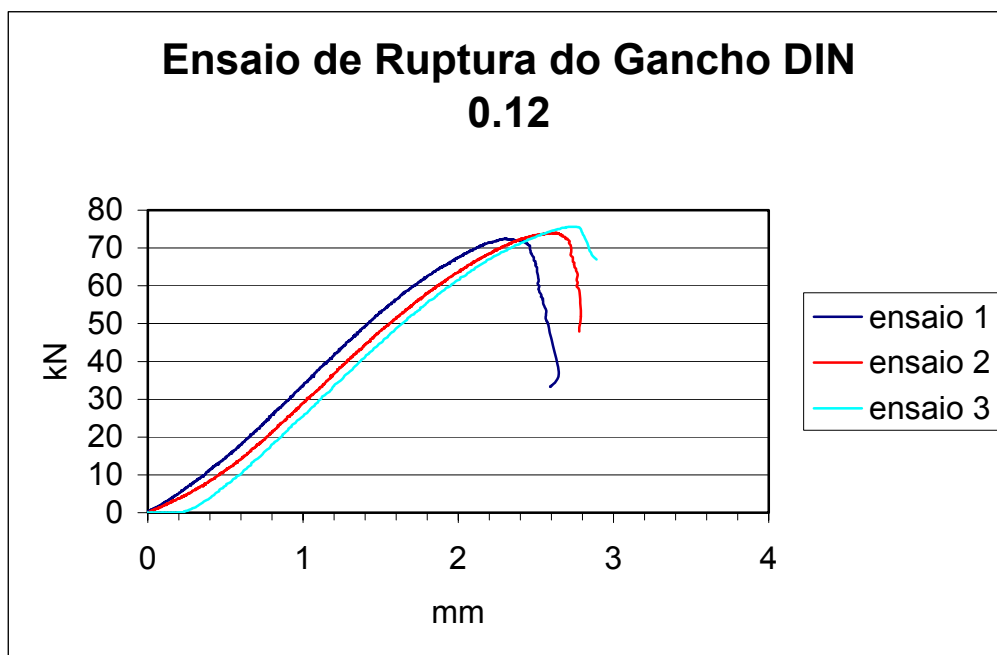


Figura 4.2- Resultados dos ensaios de tração de ganchos DIN 0.12. A média da carga máxima de ruptura ficou em torno de 74 kN.

4.2- Análise da Composição Química

O aço empregado na fundição do gancho é próximo a de um aço AISI 9315. Para avaliar o percentual de cada elemento químico presente no material foram feitas análises químicas em 5 ganchos do lote. A tabela 4.1 mostra a média percentual de cada elemento químico presente no aço dos ganchos.

O baixo percentual de carbono associado com a presença de níquel 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.

Tabela 4.1- Média das análises químicas realizadas nos ganchos.

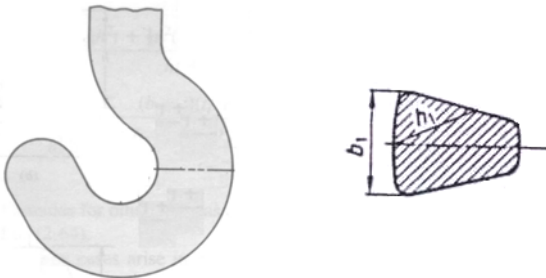
Elemento (%)	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo
Média	0,12	0,65	0,42	0,014	0,021	0,49	0,19
Elemento (%)	Ni	Al	Co	Cu	Nb	Ti	V
Média	3,85	0,075	<0,01	0,012	<0,001	<0,001	<0,001
Elemento (%)	W	Pb	Sn	Mg	B	Fe	
Média	<0,01	<0,002	<0,001	<0,002	0,0002	94,18	

4.3- Teste de Dureza

Foram selecionados 4 ganchos para os ensaios de dureza. Os ensaios foram realizados na seção transversal da região mais solicitada do gancho. Os testes de dureza Brinell utilizaram uma esfera com 2,5 mm de diâmetro e carga de 62,5 kg. A tabela 4.2 apresenta os resultados dos ensaios de dureza.

A dureza média obtida nos ensaios foi de 299,5 HB, que é compatível com os tratamentos térmicos para a aplicação do componente. A seqüência dos tratamentos térmicos realizados no gancho foi: recozimento a 900► C graus, normalização a 800► C, têmpera a partir de 850► C e quatro revenidos com temperaturas entre 450° C e 630° C para ajuste de dureza. Com isso a tenacidade do material utilizado na fundição dos ganchos foi aumentada.

Tabela 4.2- Resultados dos testes de dureza Brinell realizados no gancho.

Ensaio de dureza no gancho (HBN)	
	298
	298
	313
	285
	298
	306
	298
Média = 299.5 HBN	
Os testes de dureza foram feitos em uma seção transversal na região mais solicitada do gancho, conforme a figura abaixo:	
	

4.4- Análise Metalográfica e Tamanho de Grão

A análise metalográfica da seção transversal do gancho indicou uma microestrutura formada predominantemente por martensita revenida em alta temperatura. As figuras 4.2A, 4.2B e 4.3 mostram a microestrutura das amostras. A estrutura martensítica revenida em alta temperatura confere grande tenacidade aos aços, sendo que a presença de níquel otimiza esta propriedade. Essa microestrutura é resultante de um tratamento térmico de normalização (refino do tamanho de grão) seguido por têmpera e revenimento.

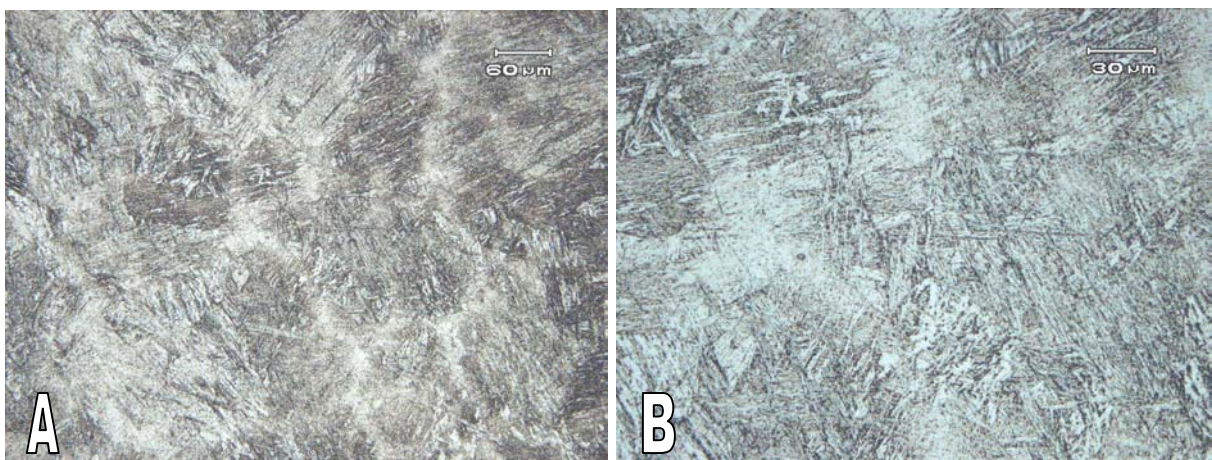


Figura 4.2- Microestrutura da seção transversal do gancho, formada por martensita. Aumento: 200x em A e 500x em B. Ataque: Nital 2%.

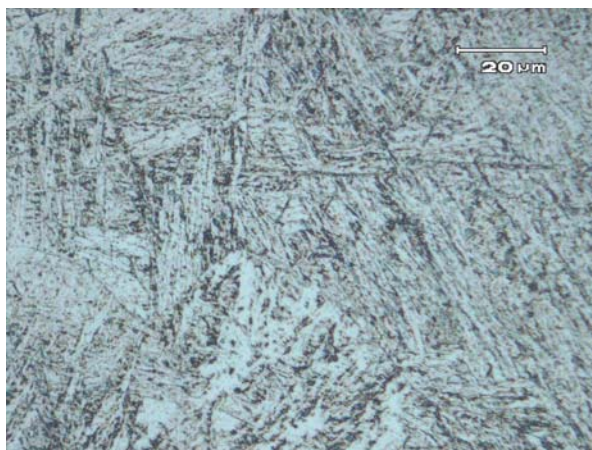


Figura 4.3- Microestrutura da seção transversal do gancho, formada por martensita. Aumento: 1000x. Ataque: Nital 2%.

A análise de tamanho de grão foi feita em uma seção transversal do gancho. A amostra foi atacada com o reagente Picral e agente tensoativo, indicando um tamanho de grão 7 ASTM, conforme mostrado na figura 4.4. Foi observado crescimento anormal de grãos, o que é freqüente em aços fundidos. O seu efeito nas propriedades mecânicas não foi determinado quantitativamente.

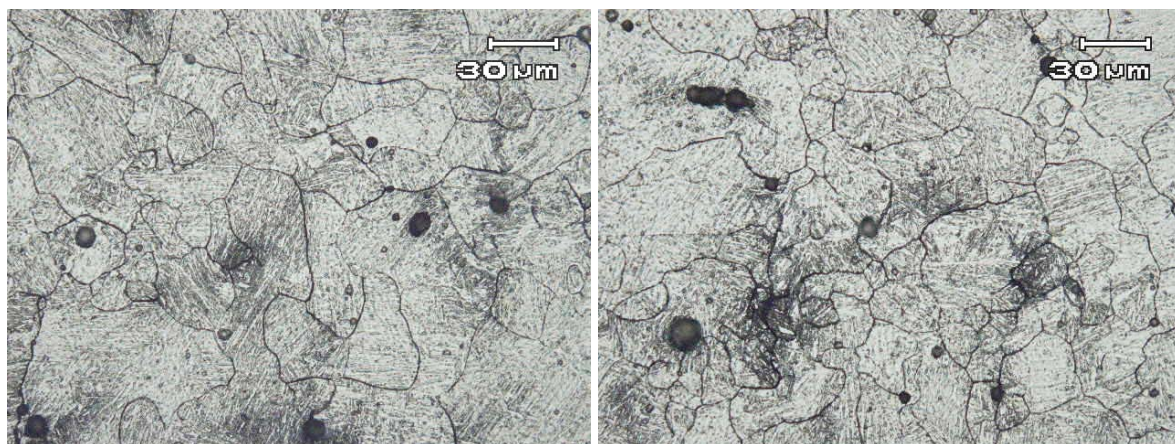


Figura 4.4- Análise do tamanho de grão do gancho. O tamanho de grão foi de 7 ASTM. Aumento: 500x. Ataque: Picral e agente tensoativo.

Também foi feita análise macrográfica da seção longitudinal de um gancho, conforme indicado pela figura 4.5. Foram identificadas porosidades e rechupes oriundos do processo de fundição.



Figura 4.5- Macrografia da seção transversal do gancho. Ataque: Nital 10%.

4.5- Medição do Nível de Tensões Residuais no Gancho DIN 0.12

A deformação plástica imposta aos ganchos seguiu um mesmo padrão para todos os ensaios. Como a média da carga máxima de tração suportada pelos ganchos foi de 74 kN, a pré-carga estabelecida para a deformação plástica foi de 60 kN. A figura 4.6 mostra as curvas do carregamento sofrido pelo gancho em função da deformação e do tempo.

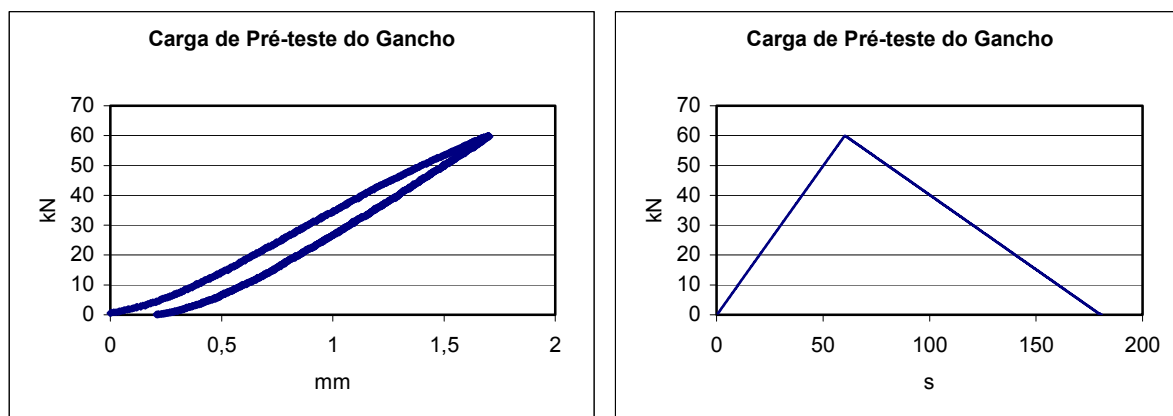


Figura 4.6- As curvas ilustram a pré-carga aplicada nos ganchos em função da deformação e do tempo.

Para a avaliação do nível de tensões residuais presentes foram preparados 2 ganchos para o ensaio do método do furo. A superfície interna dos ganchos foi lixada e parte de sua estrutura foi seccionada para permitir o acesso da fresa de topo. Foram usados extensômetros resistivos HBM do tipo 120RY61S com resistência de 120Ω e fator k igual a 1,94. A figura 4.7 ilustra como foi executado o ensaio.

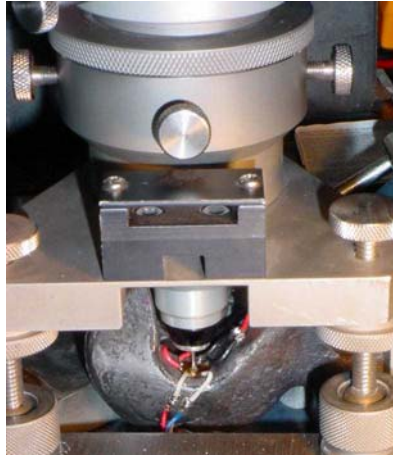


Figura 4.7 - Usinagem do furo no gancho.

Os resultados das medições indicaram que a variação da deformação com a profundidade do furo é uniforme. Nas figuras 4.8 e 4.9 são mostradas as deformações medidas em cada ensaio.

A medição do nível de tensões residuais é dada em função da deformação em cada um dos três extensômetros da roseta. Como as rosetas foram coladas com diferentes orientações angulares em cada gancho, as deformações indicadas por cada extensômetro foram distintas.

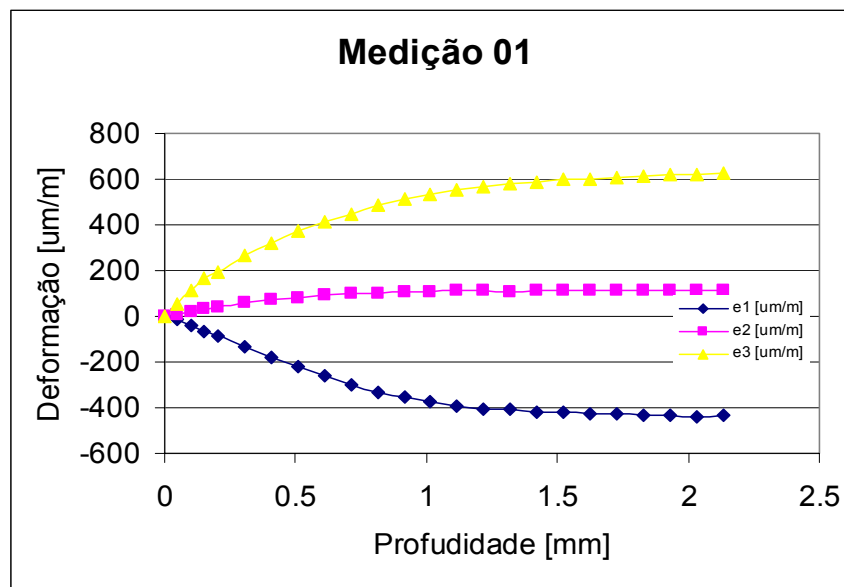


Figura 4.8 - Deformação medida no ensaio de tensões residuais pelo método furo do primeiro gancho instrumentado.

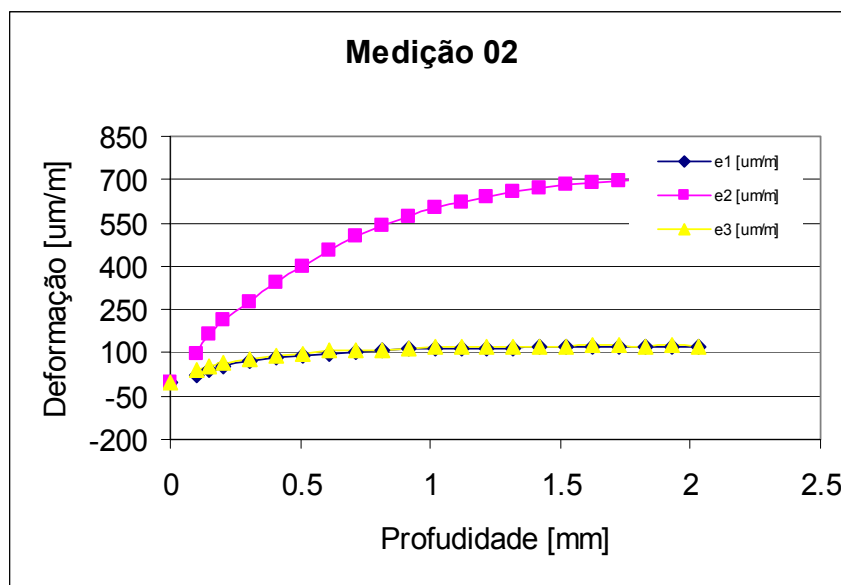


Figura 4.9 - Deformação medida no ensaio de tensões residuais pelo método furo do segundo gancho instrumentado.

O cálculo das tensões residuais em função das direções principais σ_1 , σ_2 e τ permitiram inferir a boa repetibilidade dos resultados obtidos. Nas figuras 4.10 e 4.11 estão indicados os valores de tensão σ_1 , σ_2 e τ em função da profundidade do furo usinado. Na figura 4.12 é indicada a orientação das tensões principais medidas em relação ao gancho.

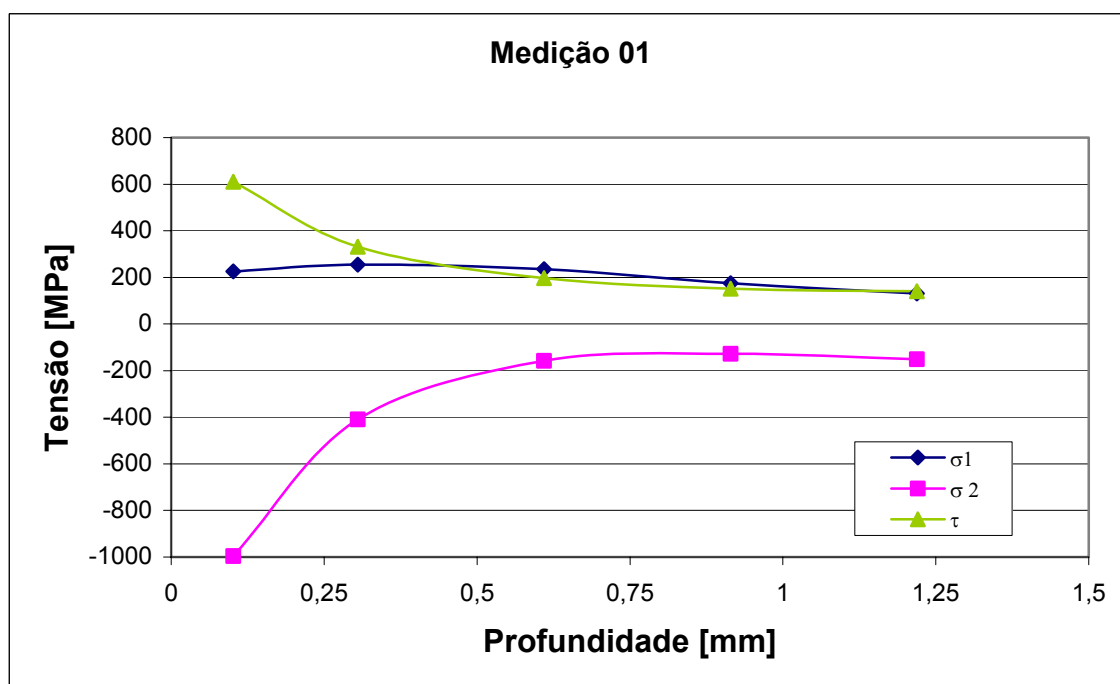


Figura 4.10 - Gráfico dos valores da tensão residual em função da profundidade do furo para o primeiro gancho instrumentado.

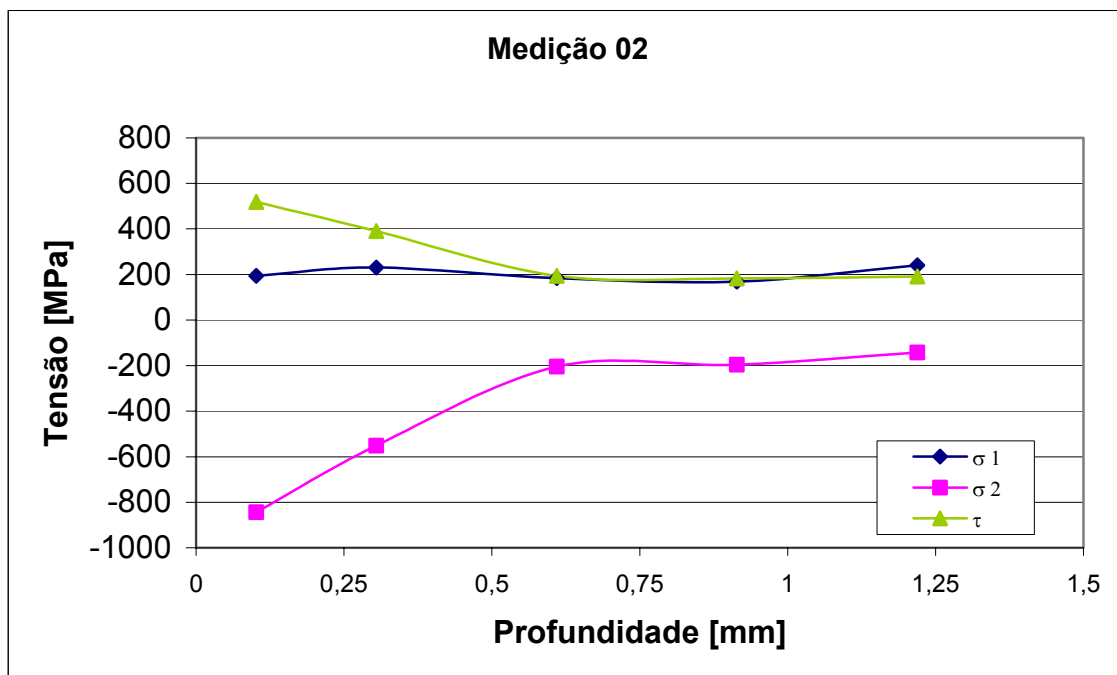


Figura 4.11 - Gráfico dos valores da tensão residual em função da profundidade do furo para o segundo gancho instrumentado.

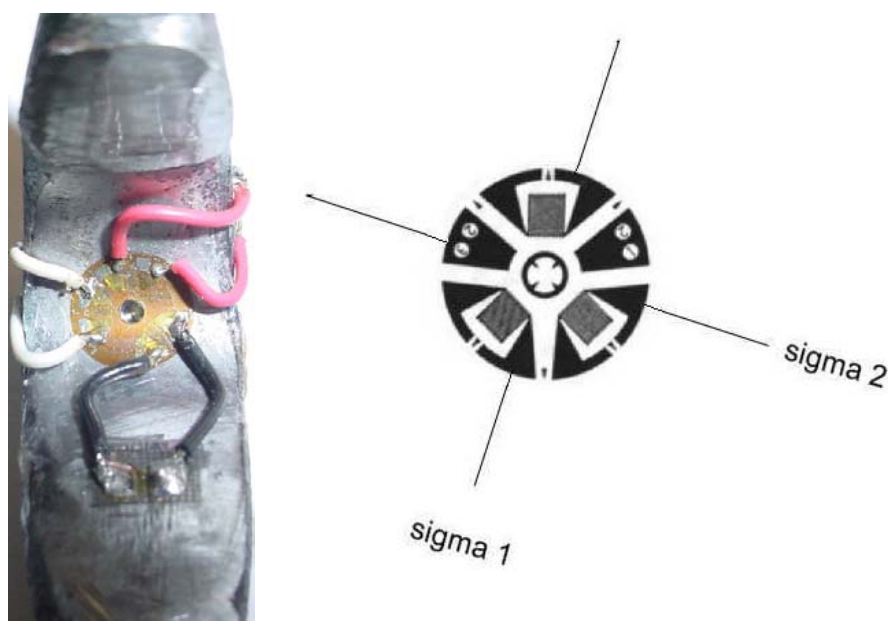


Figura 4.12- Direções das tensões principais σ_1 e σ_2 na região de maior solicitação do gancho.

Na camada superficial da curvatura do gancho, a uma profundidade em torno de 0,1 mm, foram encontrados os maiores níveis de tensões residuais, 200 MPa para σ_1 , 550 MPa para $\tau_{\text{máx}}$ e -900 MPa para σ_2 .

A partir da profundidade de 0,6 mm as tensões residuais permanecem constantes. Os valores medidos foram de -200 MPa para σ_2 e 200 MPa para σ_1 e $\tau_{\text{máx}}$.

4.6- Testes de Fadiga

Os testes de fadiga foram executados em ganchos com e sem a aplicação da carga de pré-teste de 60 kN. Abaixo a tabela 4.3 descreve os principais parâmetros dos ensaios:

Tabela 4.3- Carregamento utilizado nos testes de fadiga.

Pré-Carga	60 kN
Frequência	30 Hz
Carga Máxima	24,3 kN
Carga Mínima	5,7 kN
R	0,23

Os ganchos que não sofreram o pré-teste suportaram um número médio de ciclos de carregamento(fadiga) de 50066. Foram ao todo ensaiados 8 ganchos, sendo que os resultados estão listados na tabela 4.4.

Tabela 4.4- Resultados dos testes de fadiga para os ganchos sem pré-carga.

Gancho	Número de Ciclos
1	55227
2	49702
3	46650
7	45051
8	71237
17	32529
18	38824
20	32948
<i>Média</i>	50066
<i>Desvio Padrão</i>	12751,6
<i>Desvio Padrão (%)</i>	25,46 %

Nota-se que o desvio padrão foi de 12751,6 ciclos ou 25,46 %. Esta alta dispersão nos resultados é associada à presença de defeitos superficiais, ao acabamento bruto de fusão, porosidades e rechupes oriundos do processo de fundição.

Para os ganchos que sofreram pré-teste os ensaios foram agrupados entre os que possuíam defeitos de fundição e os livres de defeitos. Essa comparação é muito importante, pois obtém-se uma estimativa do comportamento do gancho frente a defeitos em sua estrutura.

Os ganchos com carga de pré-teste, sem defeitos, ultrapassaram 1.000.000 de ciclos sem romper. Foram ensaiados 5 ganchos, conforme indicado na tabela 4.5.

Tabela 4.5- Resultado dos testes de fadiga para os ganchos com-pré-carga e sem defeitos de fundição.

Gancho	Número de Ciclos
5	1000000*
6	1000000*
11	1000000*
12	1000000*
15	1000000*
<i>Média</i>	1000000*

(* Sem romper)

Os ganchos que possuíam defeitos de fundição tiveram uma duração média de 572944 ciclos com um desvio padrão de 145721,1 ciclos ou 25,43 %. Na tabela 4.6 é indicado o resultado de cada ensaio. A dispersão encontrada está vinculada aos diferentes tamanhos de defeitos encontrados em cada gancho.

Tabela 4.6- Resultado dos testes de fadiga para os ganchos com-pré-carga e com defeitos de fundição.

Gancho	Número de Ciclos
4	676239
9	393167
10	464026
13	574751
14	533474
16	796012
<i>Média</i>	572944.8
<i>Desvio Padrão</i>	145721,1
<i>Desvio Padrão (%)</i>	25,43 %

Através da figura 4.13 pode-se comparar o aumento na vida em fadiga do gancho pela introdução de uma zona com tensões residuais compressivas associado à carga de pré-teste.

Os ganchos que não possuem defeitos de fundição e sofreram pré-carga ultrapassaram um número de ciclos 20 vezes maior, sem romper, que os ganchos que não sofreram o pré-teste. Já os ganchos que sofreram pré-carga e possuíam defeitos de fundição atingiram em média um número de ciclos 11 vezes maior em relação aos ganchos que não sofreram o pré-teste.

Cabe destacar que a carga máxima aplicada nos ensaios de fadiga, de 24,3 kN, é superior à carga de ruptura da amarra que seria conectada ao gancho segundo a norma NBR 13715⁽⁵¹⁾, 24 kN, assegurando a confiabilidade estrutural do componente. Dentro disto, outra norma, a API 2FP1⁽⁵⁴⁾- *Draft Recommended Practice for Design, Analysis and Maintenance of Mooring for Floating Production Systems* – de 1991 recomenda que qualquer componente utilizado para a ancoragem de estruturas flutuantes deve ter uma vida em fadiga três vezes maior que a sua vida de projeto. Consta no documento que este fator de segurança leva em conta incertezas nas cargas de serviço previstas e defeitos em componentes que estão conectados em série.

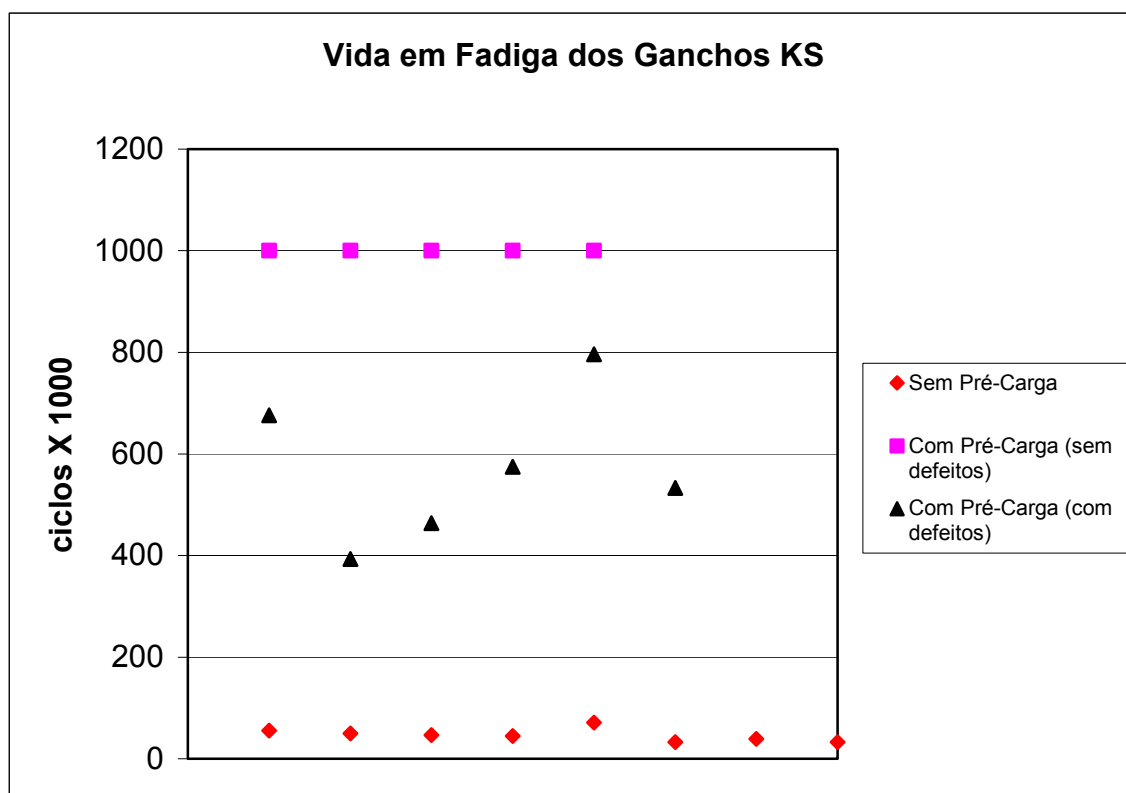


Figura 4.13- Resultado dos testes de fadiga realizados nos ganchos com e sem tensões residuais compressivas.

Também foram realizados testes de fadiga utilizando controle de deslocamento. Ao todo 5 ganchos com pré-carga foram testados com um controle de deslocamento de 0,4 mm e uma frequência de 10 Hz. Os dados da tensão aplicada foram adquiridos e armazenados em intervalos constantes de tempo.

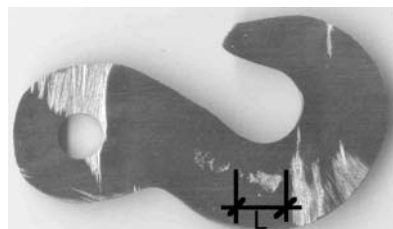
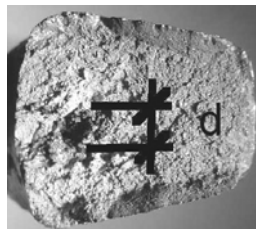
À medida que a trinca nos ganchos propagava era observado um decréscimo da carga aplicada devido à diminuição da seção resistente. Na figura 4.15 são mostradas as tensões máximas obtidas durante a propagação de trinca.

Quatro ganchos selecionados continham defeitos de fundição (D3, D4, D5 e D6) com tamanhos variados, conforme indicado na tabela 4.7, e um era livre de defeitos (D7).

Tabela 4.7- Diâmetro e comprimento dos defeitos presentes nos ganchos ensaiados com controle de deslocamento.

Gancho	Diâmetro d [mm]	Comprimento L [mm]
D3	4,5	11,55
D4	2,55	-
D5	2,9	-
D6	3,9	10,3

Onde:



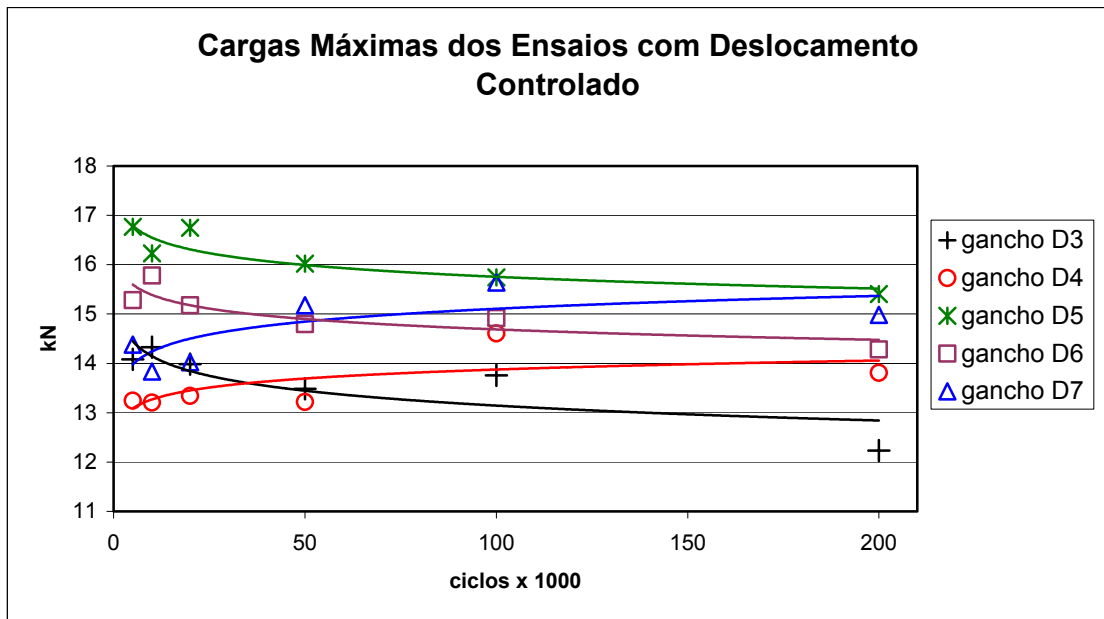


Figura 4.14- Resultados obtidos para as cargas máximas nos ensaios de fadiga com controle de deslocamento.

Através da teoria de Griffith-Irwin para materiais não perfeitamente plásticos pode-se relacionar a magnitude de carregamento obtida nos testes de fadiga com deslocamento controlado com o parâmetro G .

G é definido como a energia gasta para promover um aumento no tamanho de trinca:

$$G = -\frac{1}{2} \frac{F}{M} \left(\frac{\partial P}{\partial a} \right) \quad (4.1)$$

Onde:

F = Força aplicada no componente [N]

M = Inclinação da reta entre a origem e $F=f(\text{deslocamento})$

a = Tamanho de trinca [mm]

Com isso pode-se estabelecer uma relação entre o tamanho do defeito de fundição presente nos ganchos e a energia gasta para promover a propagação de trinca. O gancho D3, que possuía o maior defeito de fundição, apresentou o menor patamar de força necessária para promover o crescimento de trinca. Os ganchos D7, sem defeitos, e D5 apresentaram os maiores patamares de força para promover o crescimento de trinca. Não foi avaliado o aumento no patamar de força com o número de ciclos nos ganchos D7 e D4. Isto pode estar associado com mecanismos de endurecimento cíclico.

Adicionalmente, os testes de fadiga com os ganchos DIN 0.12 foram executados visando a determinação de curvas de Wöhler. Utilizando uma razão de carregamento igual a

0,1 foram ensaiados ganchos DIN 0.12 com e sem tensões residuais. Através das curvas de Wöhler foi confirmado o aumento na vida em fadiga dos ganchos proporcionado pelo campo de tensões residuais compressivas. Nas figuras 4.15 e 4.16 são mostradas as curvas de Wöhler para os ganchos com e sem tensões residuais. Os ganchos que sofreram pré-carga atingiram 1000000 de ciclos para uma carga senoidal entre 2,4 e 24 kN sem romper. Já os ganchos que não sofreram pré-carga atingiram 585833 ciclos para uma carga senoidal entre 1 e 10 kN. Conforme a tendência indicada pela curva de regressão logarítmica, pode-se esperar que os ganchos sem pré-carga atinjam 1000000 sem romper apenas a partir de um nível de carregamento entre 0,6 e 6 kN, isto é, um valor 4 vezes menor que a mesma família de ganchos submetida à carga de pré-teste.

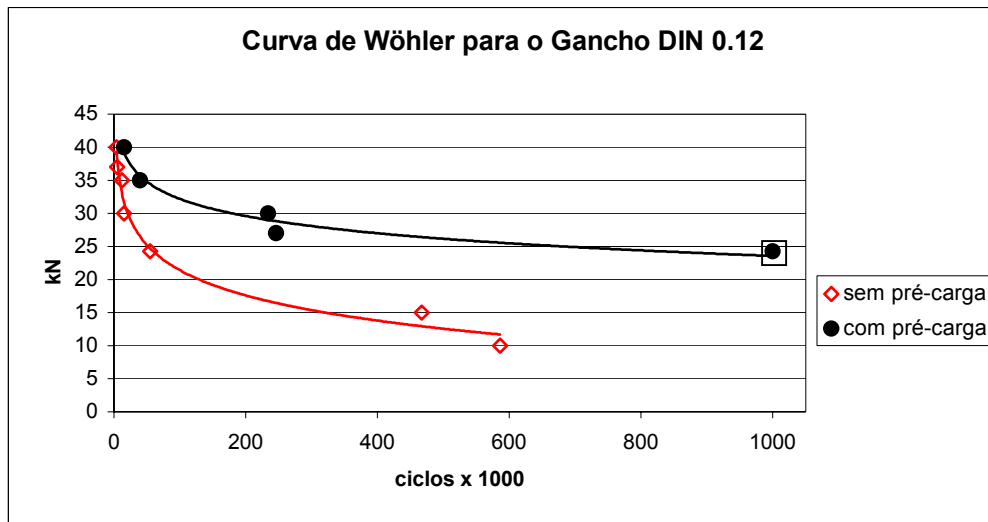


Figura 4.15- Curvas de Wöhler para os ganchos DIN 0.12 com e sem pré-carga de teste. O gancho marcado pelo retângulo não rompeu durante o ensaio.

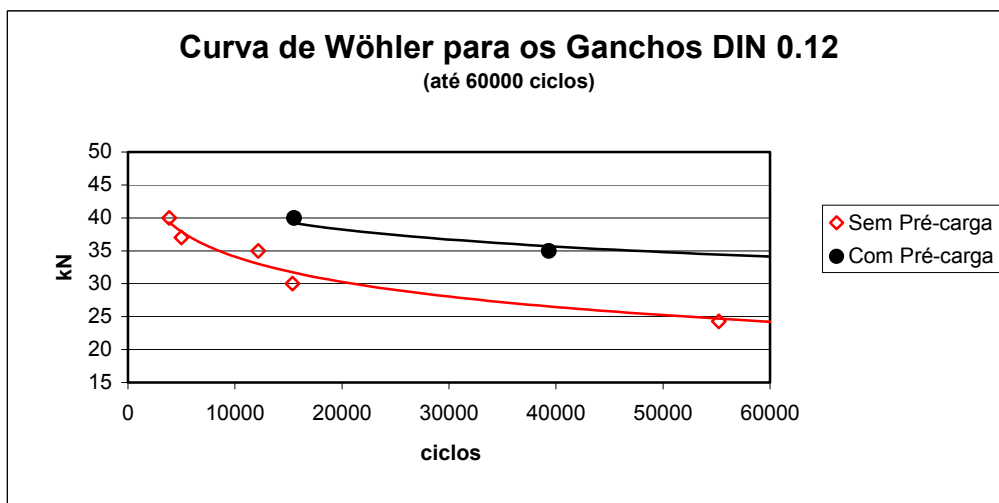


Figura 4.16- Curvas de Wöhler para os ganchos com e sem pré-carga de teste. Neste gráfico as curvas estão indicadas até 60000 ciclos.

Uma das maneiras de discutir o efeito das tensões residuais sobre uma solicitação alternada se dá através do aumento ou diminuição da tensão média e a correspondente tensão efetiva, conforme ilustrado no capítulo 2.2.4. O valor das tensões residuais compressivas medidas através do Método do Furo na região mais solicitada do gancho foi de -200 MPa. Com isso pode-se estabelecer o valor das tensões efetivas atuando no gancho através do somatório das tensões aplicadas com a tensão residual medida. Nas figuras 4.17 e 4.18 são mostradas as tensões aplicada e efetiva dos testes de fadiga.

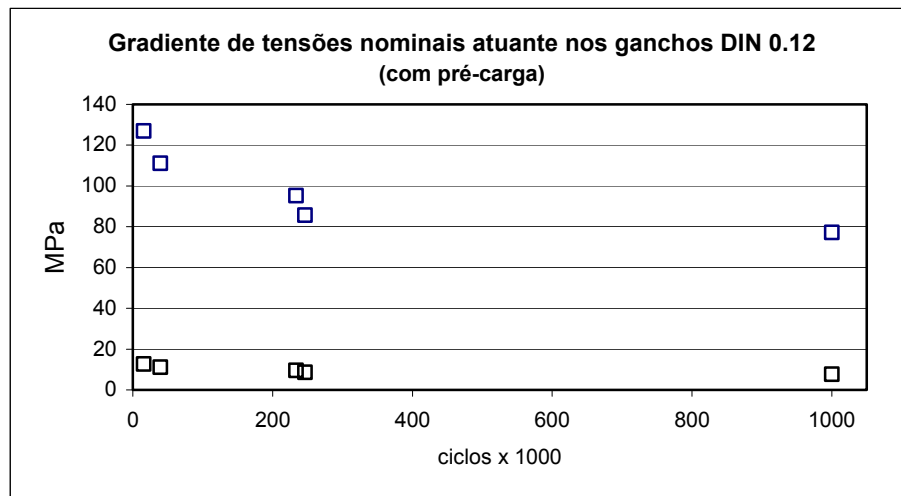


Figura 4.17- Tensões mínima e máxima aplicadas nos testes de fadiga para os ganchos com pré-carga.

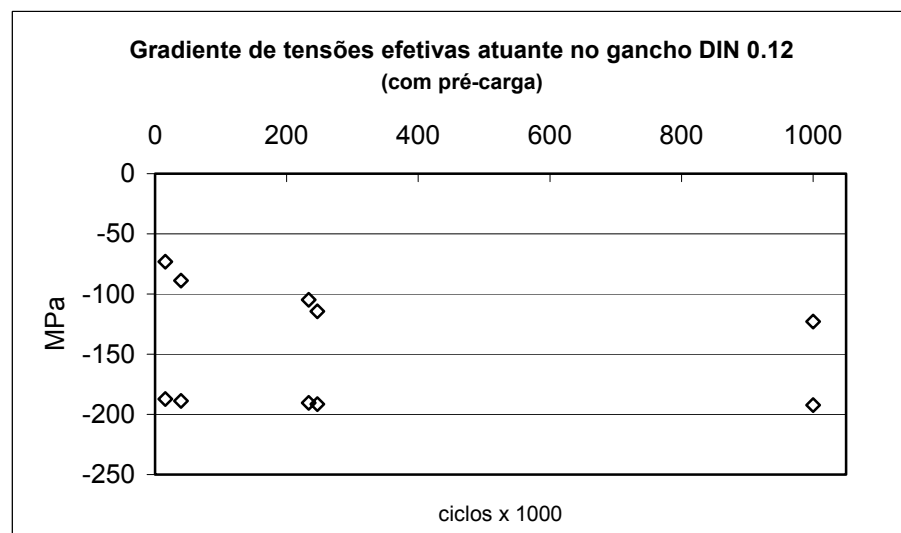


Figura 4.18- Tensões mínimas e máximas efetivas (tensões residuais + tensão aplicada) nos testes de fadiga para os ganchos com pré-carga.

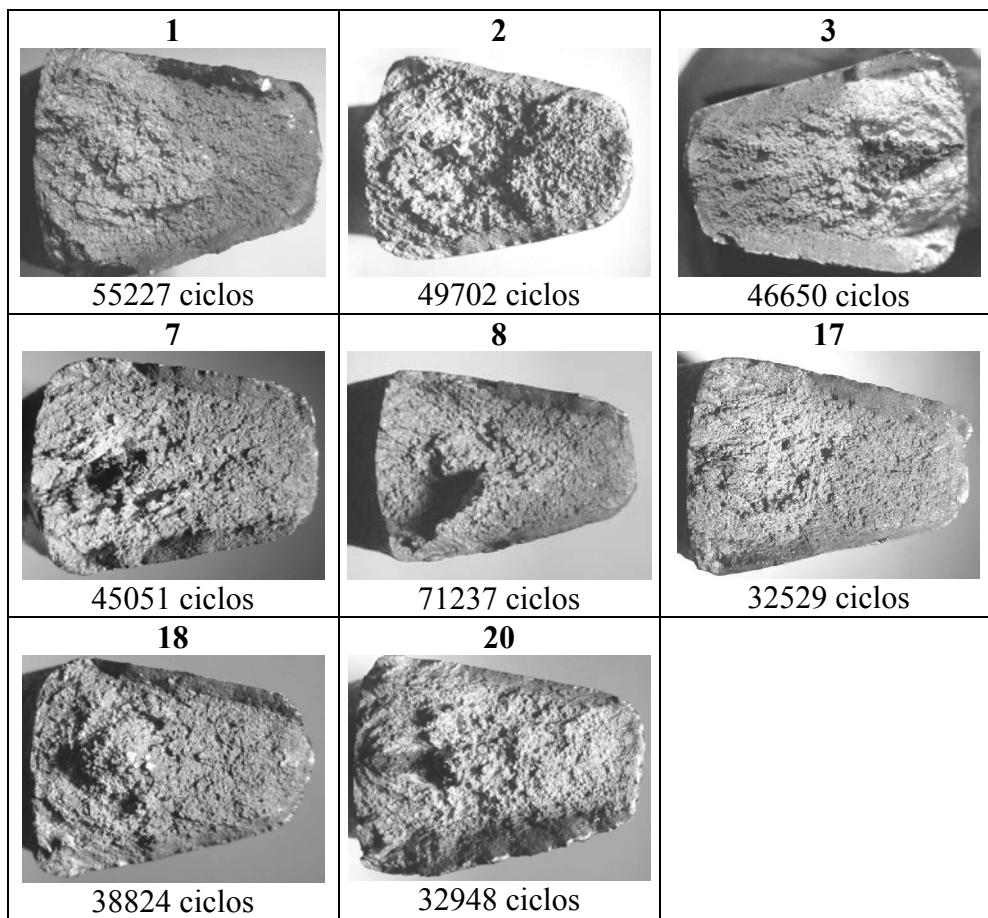


Figura 4.20– Morfologia da fratura dos ganchos ensaiados com carregamento variando entre 5,7 e 24,3 kN sem pré-carga de teste.

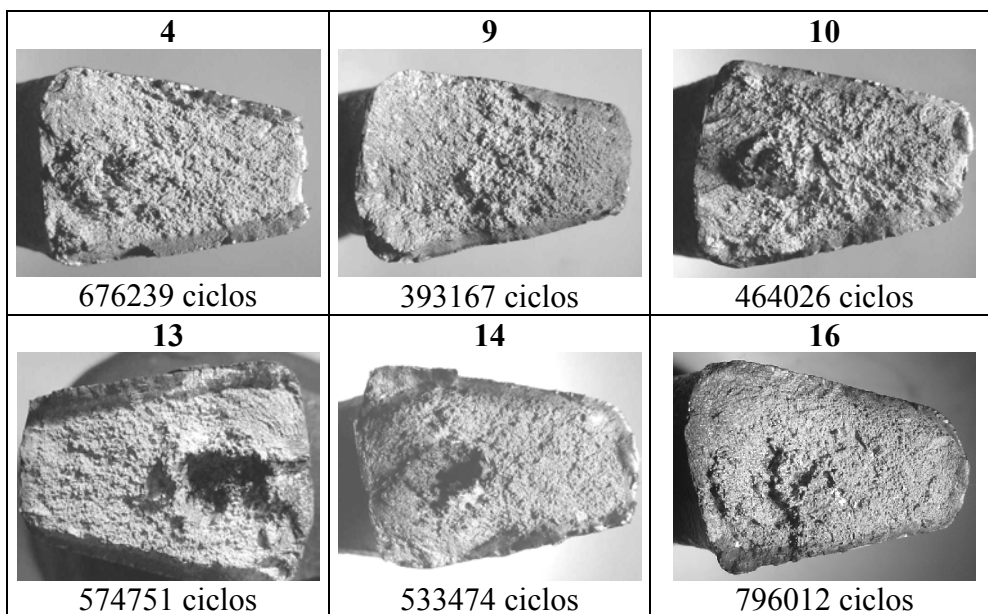


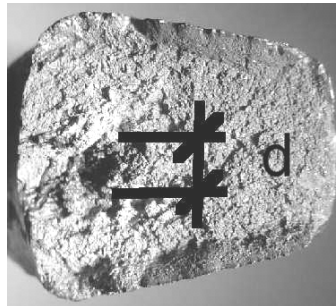
Figura 4.21– Morfologia da fratura dos ganchos ensaiados com carregamento variando entre 5,7 e 24,3 kN com pré-carga de teste.

Com a superfície das fraturas caracterizadas, foi possível medir o tamanho dos defeitos de fundição presentes em alguns ganchos. Conforme citado no capítulo 2.1.8, Kazinczy⁽²⁵⁾ e Peterson⁽²⁵⁾ propõem relações empíricas entre o tamanho de um defeito de fundição e seu fator de concentração de tensões. Na tabela 4.7 são mostrados os fatores de concentração de tensões calculados.

Tabela 4.7- Cálculo do fator de concentração de tensões para os ganchos segundo Kazinczy⁽²⁵⁾ e Peterson⁽²⁵⁾.

Gancho	N°Ciclos	Diâmetro d do defeito (mm)	$K_f = 1 + 0,16\sqrt{d}$	r =d/2(mm)	K_t	$K_f = 1 + \left(\frac{K_t - 1}{1 + \frac{a}{r}} \right)$
Sem tensões residuais						
8	71237	1,25	1,17	0,75	2,4	1,004
20	32948	2,1	1,23	1,05	2,2	1,005
Com tensões residuais						
4	676239	2,5	1,253	1,25	2,1	1,55
10	464026	2,45	1,25	1,22	2,05	1,52
13	574751	4,8	1,35	2,4	1,88	1,58
14	533474	4,85	1,35	2,42	1,9	1,59
16	796012	1,7	1,2	0,85	2,2	1,48

Onde:



A tensão de ruptura foi determinada a partir dos resultados dos ensaios de tração e da área da seção transversal do gancho:

$$UTS = \frac{75000N}{315mm^2} = 238,1 \text{ MPa}$$

Com isto determinou-se o valor de “a”:

$$a = 0,0254 \left(\frac{2070}{UTS} \right)^{1,8} = 1,245 \text{ mm}$$

As superfícies de fratura dos ganchos foram seccionadas para a observação no Microscópio Eletrônico de Varredura (MEV). Na região de início da ruptura dos ganchos foi possível identificar estrias de fadiga, conforme mostrado na figura 4.22. Na região de ruptura final dos

ganchos foi identificado o micromecanismo de coalescência de microcavidades, característico de uma fratura dúctil, conforme mostrado na figura 4.23.

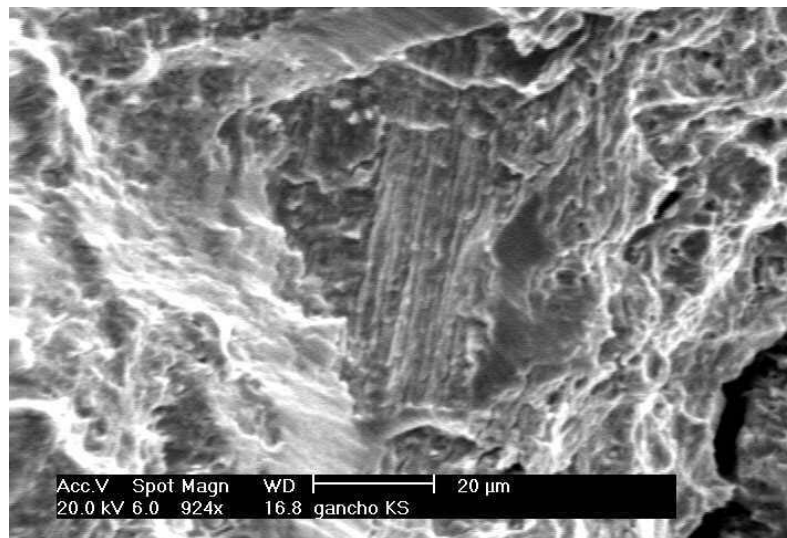


Figura 4.22 – Morfologia da fratura em MEV da região onde ocorreu o início do processo de fadiga de um dos ganchos analisados. Observa-se a presença de estrias de fadiga.

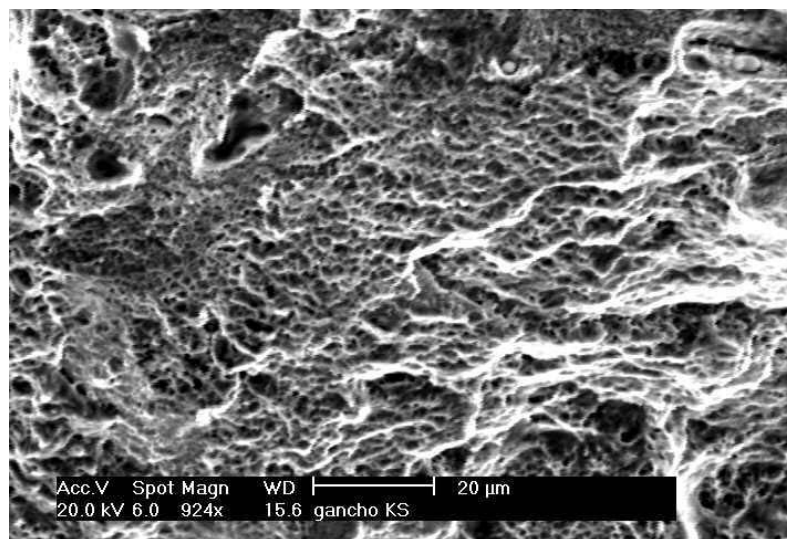


Figura 4.23 – Morfologia da fratura em MEV da região onde ocorreu a ruptura final de um dos ganchos analisados. Observa-se o coalescimento de microcavidades.

A superfície de fratura dos ganchos testados em fadiga com um deslocamento constante de 0,4 mm foi caracterizada. De forma similar aos ganchos anteriormente analisados, não foi possível identificar a zona de propagação da trinca de fadiga. Na figura 4.24 são observadas as superfícies de fratura dos ganchos com uma grande região que sofreu cisalhamento. Isto indica que o tamanho da trinca propagada foi muito pequeno em relação à seção transversal do componente. Também são mostrados os defeitos de fundição presentes nos ganchos D3, D4, D5 e D6 conforme a figura 4.24.

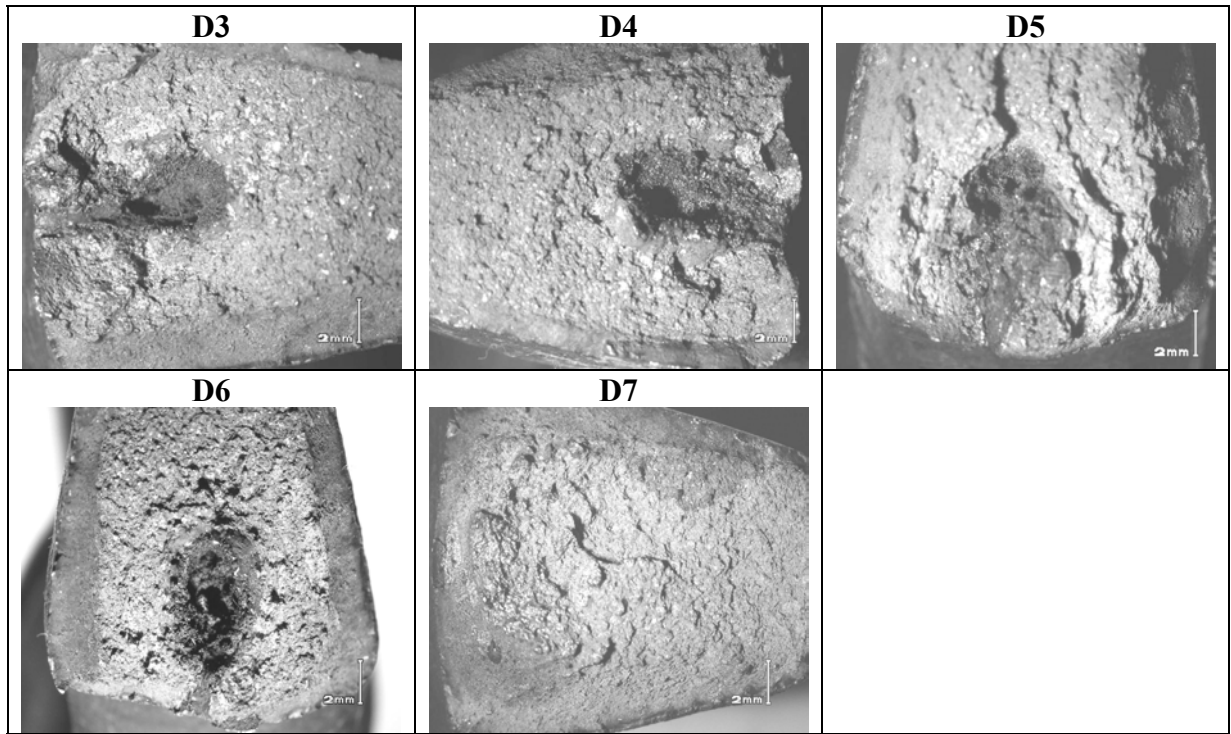


Figura 4.24 – Macrografia da superfície de fratura dos ganchos ensaiados em fadiga com controle de deslocamento.

5- CONCLUSÕES

Os testes de fadiga realizados em modelos reduzidos do gancho KS permitiram avaliar seu desempenho em fadiga com a introdução de um campo com tensões residuais compressivas. Esse campo foi gerado por um esforço monotônico de tração que ultrapassou o regime elástico do material.

As curvas de Wöhler traçadas com razão de carregamento 0,1 mostraram os benefícios de um campo de tensões residuais compressivas. Nas curvas de Wöhler, os ganchos que sofreram carga de pré-teste suportaram um carregamento 4 vezes maior para atingir a vida infinita do que os sem carga de pré-teste. Esse campo diminuiu a tensão média em 200 MPa, fazendo com que as solicitações variassem apenas dentro de uma faixa de carregamento compressivo. Com isso o processo de nucleação de trincas é retardado ao mesmo tempo em que o número de ciclos para levar o gancho ao colapso aumenta.

Nos ensaios de fadiga com carga variando entre 5,7 e 24,3 kN, os ganchos que receberam carga de pré-teste tiveram sua vida aumentada em 20 vezes em relação aos sem carga de pré-teste.

Foi também avaliado o impacto de defeitos de fundição na seção crítica do gancho. Os defeitos presentes com diferentes tamanhos mostraram diminuir, em média, 43 % da vida em fadiga. Os testes realizados com carga variando entre 5,7 e 24,3 kN indicaram que os ganchos com defeitos de fundição e que sofreram pré-carga tiveram em média uma vida em fadiga 10 vezes maior do que os sem o tratamento.

A integridade estrutural do componente foi assegurada tendo em vista que as solicitações impostas foram superiores às especificadas por normas nacionais e internacionais. Também foi verificada uma microestrutura, tamanho de grão e composição química que conferem boas propriedades mecânicas ao componente e estão adequados à sua aplicação.

6-SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

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

- Realizar novamente ensaios de fadiga em ganchos com pré-carga utilizando controle de deslocamento, mas com parâmetros modificados. O aumento no número de ciclos para o monitoramento da carga aplicada no gancho permitirá uma melhor avaliação na energia necessária para a propagação de trinca. Também pode-se programar a máquina servo-hidráulica de modo a intercalar carregamentos com diferentes frequências, tornando as marcas de praia de fadiga visíveis. Desta forma pode-se estimar a área de propagação de trinca e diretamente determinar os valores de G.
- Realizar ensaios de fadiga em ganchos que sofreram pré-carga de teste de diferentes valores. Com a medição do valor das tensões residuais na seção mais solicitada do gancho para cada valor da carga de pré-teste aplicado, pode-se estabelecer uma relação entre a intensidade das tensões residuais compressivas e o seu benefício na vida em fadiga.
- Avaliar o desempenho em fadiga de ganchos forjados em aço AISI 4340 de mesmas dimensões (0.12) segundo a norma DIN 15400. Com isso será possível comparar o desempenho em fadiga entre os ganchos fundidos e forjados.

7- BIBLIOGRAFIA

1. American Society for Testing Materials - ASTM E 837/95. **Standard Test Method for Determining Residual Stresses by the Hole-Drilling Method**, Annual Book of ASTM Standards, Vol. 03.01 and 12.02, 1995.
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 uber die Festigkeit der Eisenbahnwagenachsen**, Zeitschrift fur 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 Metalicos**, Instituto Nacional de Tecnica 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 Metallurgia**, 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 Metallurgia**, Vol 17, 1969, p 1219.
22. Harvey, S.E., Marsh, P.G., Gerberich, W.W.; **Acta Metallurgia Materialia**, Vol 32, 1995.
23. Forsyth, P.J.E., **Acta Metalúrgica**, 1963, 11, p109.

24. Taylor, D., Knott, J.F., **Growth of Fatigue Cracks from Casting Defects in Nickel-Aluminum Bronze**, Metals Technology Vol. 9, USA, 1982..
25. Mitchell, M.R., **Journal of Engineering Materials and Technology**, Vol. 99, USA, 1977.
26. Almen, John O.; Black Paul H., **Residual Stresses and Fatigue in Metals**. McGraw-Hill Book Company Inc., USA, 1963.
27. S. Timoshenko, **Strength of Materials**, D. van Nostrand Co., New York, 1941.
28. C.S. Barret, **Internal Stresses – A Review, Metals and Alloys**, Vol 5, 1934.
29. H.W. Gillet, **Prevention of the Failure of Metals under Repeated Stresses**, John-Wiley & Sons, New York, 1941.
30. 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.
31. 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.
32. J.B. Chang, **Prediction of Fatigue Crack Growth at Cold-Worked Fastener Holes**, J. Aircraft, Vol 14, 1977, p 903-908.
33. 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.
34. 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.
35. R. Cook et al, **Residual Stress Fields at Notches: Effect on Fatigue Crack Growth**, Technical Report 85049, Royal Aircraft Establishment, England, 1985.
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. Davidson, T.E., Throop, J.F., Underwood, J.H., **Case Histories in Fracture Mechanics**, AMMRC MS 77-5, 1977, p. 3.9.1.
40. Bowie, O.L., Freese, C.E., **Eng. Fract. Mechanics**, 4(2), 1972.

41. Raju, I.S., Newman, J.C., **Eng. Fract. Mechanics**, 11(4), 1979.
42. Ritchie, R.O., **Int. Metals Rev. Nos. 5 and 6**, Review 245, 1979, p. 205.
43. Hertzberg, R.W., **Deformation and Fracture Mechanics of Engineering Materials**, 3rd Ed., John Wiley & Sons, 1989, USA.
44. Society for Experimental Mechanics Inc, **Handbook of Measurement of Residual Stresses**, Fairmount Press, France, 1996.
45. Zhu, R.; Yang, J. **Autofrettage of Thick Cylinders**. International Journal of Pressure Vessels and Piping 75, Elsevier Science LTD, 1998, p.443 – 446.
46. Feodosiev, V. **Resistência de Materiales**. Ed. Mir, Moscou, 1977.
47. Lima, T.S., **Avaliação da Integridade Estrutural de Tubos de Parede Espessa**, Dissertação de Mestrado – PPGEM – UFRGS – Porto Alegre, 2000.
48. Zhou, H., Rao, M.D., **On the Error Analysis of Residual Stress Measurement by the Hole-Drilling Method**, Journal of Strain Analysis, 1993, Vol. 28 n° 04, p. 273-276.
49. Measurements Group. **Measurement of Residual Stresses by the Hole-Drilling Strain-Gage Method**. Tech Note TN-503-4 by Measurements Group, USA, 1993.
50. Deutsches Institut für Normung e.V., **DIN 15400 – Lifting Hooks, Materials, Mechanical Properties, Lifting Capacity and Stresses**, Germany, 1990.
51. ABNT – Associação Brasileira de Normas Técnicas, **NBR 13715 – Estruturas offshore – Amarras – Requisitos**, Rio de Janeiro, 1996.
52. DNV – Det Norske Veritas Classification AS, **Certification of Offshore Mooring Chain – Certification Notes No.2.6**, Norway, 1995.
53. American Petroleum Institute, **Recommended Practice for Design and Analysis of Stationkeeping Systems for Floating Structures – API 2SK**, 1st Ed., Washington, 2001.
54. American Petroleum Institute, **Draft Recommended Practice for Design, Analysis and Maintenance of Mooring for Floating Production Systems - API 2FP1**, 1st Ed., Washington, 1991.