

**UNIVERSIDADE DE SÃO PAULO**  
**ESCOLA DE ENGENHARIA DE SÃO CARLOS**  
**INSTITUTO DE FÍSICA DE SÃO CARLOS**  
**INSTITUTO DE QUÍMICA DE SÃO CARLOS**

**COMPORTAMENTO À FADIGA POR**  
**“FRETTING” DE UM AÇO INOXIDÁVEL**  
**MARTENSÍTICO DIN X 90 NITRETADO POR**  
**PLASMA**

**LUIZ EDNO PEREIRA**



Dissertação apresentada à Área Interunidades em Ciência e Engenharia de Materiais, da Universidade de São Paulo, como parte dos requisitos para a obtenção do título de Mestre em Ciência e Engenharia de Materiais.

ORIENTADOR : Prof. Dr. Waldek Wladimir Bose Filho

**São Carlos**  
**2000**



Class.	ESE-EESC
Out.	4329
Tomb.	0219/00

ot 1133898

Ficha catalográfica preparada pela Seção de Tratamento da  
Informação do Serviço de Biblioteca - EESC/USP

P436c      Pereira, Luiz Edno  
Comportamento à fadiga por "fretting" de um aço  
inoxidável martensítico DIN X 90 nitretado por plasma /  
Luiz Edno Pereira. -- São Carlos, 2000.

Dissertação (Mestrado) -- Escola de Engenharia de  
São Carlos/Instituto de Física de São Carlos/Instituto  
de Química de São Carlos-Universidade de São Paulo,  
2000.

Área: Ciência e Engenharia de Materiais.

Orientador: Prof. Dr. Waldek Wladimir Bose Filho.

1. Fadiga. 2. Fadiga por fretting. 3. Nitretação por  
plasma. 4. Aço inoxidável martensítico. 5. Anéis de  
pistão. I. Título.



UNIVERSIDADE DE SÃO PAULO

# Ciência e Engenharia de Materiais

Caixa Postal 369 - CEP 13560-970 - São Carlos-SP - Brasil

Tel: (0xx16) 2739589/ Fax: (0xx16) 2739777

E-mail: [erica@if.sc.usp.br](mailto:erica@if.sc.usp.br)

MEMBROS DA COMISSÃO JULGADORA DA DISSERTAÇÃO DE MESTRADO DE **LUIZ EDNO PEREIRA**, APRESENTADA A ÁREA INTERUNIDADES EM CIÊNCIA E ENGENHARIA DE MATERIAIS, DA EESC-IFSC-IQSC, UNIVERSIDADE DE SÃO PAULO, EM **15/05/2000**.

## COMISSÃO JULGADORA:

Prof. Dr. **Dirceu Spinelli**-Orientador (EESC/USP)

Profa. Dra. **Célia Marina de Alvarenga Freire** (UNICAMP)

Prof. Dr. **Itamar Ferreira** (UNICAMP)

*A meus pais  
e a minha esposa Lorena*



## AGRADECIMENTOS

Aos Professores Dr. Waldek Wladimir Bose Filho e Dr. Dirceu Spinelli, pela amizade, conhecimentos transmitidos e orientação deste trabalho.

A todos os funcionários e professores do Departamento de Engenharia de Materiais da EESC - USP, pela colaboração a este trabalho.

A Rosamel Melita Muñoz Riofano, pela amizade e colaboração neste trabalho.

Ao Professor Toshiaki Takeya e a Dr. Luiz Vicente Vareda, do Departamento de Estruturas, pelo fornecimento dos aparelhos de extensometria, ajuda e conhecimentos transmitidos.

Ao CNPq (Conselho Nacional de Desenvolvimento de Científico e Tecnológico) pela bolsa concedida.

À MAHLE-METALLEVE pelo fornecimento dos material. Ao Eng. Antônio Eduardo Tomanik, por toda colaboração.

Ao FINEP pelo financiamento de pesquisa.

## ÍNDICE

LISTA DE FIGURAS.....	vi
LISTA DE TABELAS.....	xi
LISTA DE SÍMBOLOS E ABREVIATURAS.....	xii
RESUMO.....	xv
<i>ABSTRACT</i> .....	xvi
1 - Introdução .....	1
2 - Objetivos .....	4
3 - Revisão bibliográfica .....	5
3.1 - Anéis de pistão .....	5
3.2 - Tratamento termoquímico de nitretação .....	9
3.2.1 - Nitretação em banhos de sais .....	11
3.2.2 - Nitretação a Gás .....	12
3.2.3 - Nitretação por plasma .....	13
3.3 - Propriedades mecânicas monotônica dos metais.....	17
3.3.1 Curva tensão-deformação convencional .....	18
3.3.2 - Curva tensão-deformação verdadeira.....	19
3.4 - Fadiga dos metais.....	21
3.4.1- Fadiga de alto ciclo .....	24
3.4.2 - Efeito da tensão média na resistência à fadiga.....	27
3.4.3 - Mecanismos e micromecanismos de iniciação e propagação de trincas em fadiga .....	30
3.4.3.1 - Nucleação da trinca .....	31
3.4.3.2 - Propagação da trinca.....	32
3.5 - Fadiga por Fretting.....	39
3.5.1 - Introdução histórica à fadiga por fretting .....	41
3.5.2 - Variáveis e objetivos de ensaios em fadiga por fretting .....	44
3.5.3 - Métodos de ensaios em fadiga por fretting .....	45
3.5.4 - Distribuição de tensões e ponto de iniciação de trincas em fadiga por fretting.....	50
3.5.4.1 - Contatos cilíndricos ou esféricos com plano.....	50
3.5.4.2 - Contatos plano com plano .....	54

3.5.5 – Mecanismos de iniciação de trincas em fadiga por fretting .....	56
3.5.6- Propagação de trincas em fadiga por fretting.....	57
3.5.7 - Mecânica da Fratura aplicada a fadiga por fretting .....	59
3.6 - Propriedades mecânicas de aços nitretados por plasma.....	66
3.6.1 - Propriedades de tração .....	66
3.6.2 - Propriedades de fadiga .....	67
3.6.3 - Fadiga por fretting .....	69
4 - Materiais e métodos .....	71
4.1 - Materiais .....	71
4.2 - Nitretação por plasma.....	71
4.3 - Análise da camada nitretada .....	73
4.3.1- Difração de raios-X.....	73
4.3.2 - Metalografia .....	74
4.3.3 - Ensaio de microdureza.....	74
4.4 - Ensaio de tração .....	75
4.5 - Ensaio de fadiga de alto ciclo .....	76
4.6- Ensaio de fadiga por fretting .....	77
4.6.1 - Dispositivo e extensometria .....	77
4.6.2 - Procedimento de ensaio.....	79
4.7 - Análise fratográfica .....	80
5.0 – Resultados e discussão.....	81
5.1 - Nitretação por plasma.....	81
5.2 - Difração de raios-X .....	82
5.3 - Análise metalográfica.....	83
5.4 - Ensaio de microdureza .....	84
5.5 - Propriedades mecânicas de tração.....	85
5.6 - Ensaio de fadiga convencional .....	86
5.7 - Ensaio de fadiga por fretting .....	88
5.8 - Análise fratográfica .....	93
5.8.1 - Ensaio de tração .....	93
5.8.2 - Ensaio de fadiga convencional.....	95
5.8.2 - Ensaio de Fadiga por fretting .....	98

6.0 – Conclusões.....	100
6.1 – Análise da camada nitretada.....	100
6.5 - Propriedades de tração.....	100
6.4 – Propriedades de fadiga .....	101
6.7 – Análise fratográfica .....	101
Sugestões para trabalhos futuros.....	103
Anexo: Distribuição da pressão de contato .....	104
Referências bibliográficas .....	109

## LISTA DE FIGURAS

- Figura 1: Esquema da montagem do jogo dos anéis em um pistão, (FERGUNSON, 1986). ..... 6
- Figura 2: Representação de um anel de compressão revestido com cromo. . 6
- Figura 3: Diagrama de forças existentes durante o funcionamento do motor no conjunto anel, pistão e cilindro, (COFAP, 1992) ..... 7
- Figura 4: Detalhe de um anel que mostra as tensões máximas de tração e compressão, ocorridas nos seus diâmetros externo e interno, respectivamente, (COFAP, 1995). ..... 8
- Figura 5: Propriedades exigidas em anéis de pistão, (HITACHI METALS, 1997). ..... 8
- Figura 6: Aspecto de uma camada nitretada onde se distingue a camada branca ( $\gamma' + \epsilon$ ) e zona de difusão em um aço Maraging, (RIOFANO & CASTELETTI, 1997). ..... 11
- Figura 7: Engrenagem durante o processo de nitretação por plasma, (RIOFANO & CASTELETTI, 1997). ..... 16
- Figura 8: Curva tensão-deformação convencional. .... 18
- Figura 9: Dimensões do corpo de prova (a) inicial e (b) instantânea, (DIETER, 1981). ..... 19
- Figura 10: Comparação de curvas tensão-deformação de engenharia e verdadeira para um aço de baixo carbono, DIETER (1981). ..... 20
- Figura 11: Gráfico bilogarítmico da curva tensão-deformação plástica verdadeira, (MITCHELL, 1978). ..... 21
- Figura 12: Ciclos de tensão típicos em fadiga: a) tensão alternada, b) tensão pulsante, (BUCH, 1988). ..... 23

Figura 13: Ciclos de tensão aleatórios (SURESH, 1991). .....	23
Figura 14 : Curvas S-N típicas para ferro, níquel e suas ligas. A1: Fe-10%Ni revenida (estrutura CCC); A2: Fe-3%Ni-0,5%Ti (estrutura CCC); B3: Ni (estrutura CFC); B4: Ni-15%Fe (estrutura CFC), BUCH (1988). .....	26
Figura 15: Diagrama tensão-vida para diferentes valores de $\sigma_m$ ,(SURESH, 1991). .....	28
Figura 16: Diagramas de vida constante para carregamento com $\sigma_m$ diferentes de zero, (SURESH, 1991).....	29
Figura 17: Formação de bandas de deslizamento: (a) no caso de carregamento monotônico, (b) no caso de carregamento cíclico originando intrusões e extrusões, FUCHS & STEPHENS (1980).....	31
Figura 18: Transição do estágio I (cisalhamento) para estágio II (trativo) de propagação para carregamento uniaxial (MILLER, 1993). .....	33
Figura 19: Modelo de arredondamento e reaguçamento para a propagação de trinca por fadiga no estágio II. a) Carga zero, b) Pequena carga trativa, c) Pico de carga trativa no ciclo, d) Início da carga de compressão, e) Pico carga compressiva , f) pequena carga trativa no ciclo de tração subsequente. As setas indicam a direção de escorregamento, LAIRD (1978).....	34
Figura 20: Diferentes estágios da propagação de trincas por fadiga, (SURESH,1991). .....	36
Figura 21 - Esquema apresentando a aplicabilidade de conceitos de MFM, MFEP e MFLE (MILLER, 1993).....	37
Figura 22: Diferenças básicas entre os comprimentos de trincas MILLER,1993). .....	38

Figura 23: Modos de abertura ou de propagação de trincas (MEYERS & CHAWLA, 1982).....	39
Figura 24 : Métodos típicos de ensaios de fadiga por fretting: a) Contato plano com plano usando blocos de contato do tipo ponte; b ) Contato cilindro com plano usando blocos de contatos cilíndricos, (MUTOH, 1995). ....	47
Figura 25: Montagem de um ensaio de fadiga por fretting (LINDLEY & NIX, 1994) .....	49
Figura 26: Esquema de um extensômetro elétrico de filme, (AZEVEDO JÚNIOR, 1989).....	49
Figura 27: Tensão Normal P e Tangencial Q para contatos Hertzianos elásticos em condição de deslizamento, ( STACHOWIAK & BATCHELOR, 1993) .....	51
Figura 28: Sumário das tensões superficiais em fadiga por fretting ignorando o efeito da tensão axial cíclica $\sigma_0$ do deslizamento parcial, (SZOLWINSKI et al, 1997).....	53
Figura 29 – Modelo de contato de fretting elasto-plástico, (ÖDFALK & VINGSBO, 1992).....	53
Figura 30: Pontos de iniciação de trincas para contatos plano com plano: a) Nucleação próximo à aresta do bloco de contato ; b) Nucleação próximo ao contorno entre as regiões de deslizamento e não deslizamento (MUTOH, 1995). ....	56
Figura 31: Regimes de iniciação e propagação de trinca em fadiga por fretting, (MUTOH, 1995). ....	58
Figura 32: Configuração principal na determinação dos fatores de intensidade, em contatos plano-plano de tensão em fadiga por fretting, (FAANES & HÅRKEGARD, 1994).....	61

Figura 33. Diagrama dos modelos de taxa crescimento de trincas versus $\Delta K$ comparando dados da liga de alumínio (BSL65) disponíveis para trincas longas e curtas, (FAANES & FERNANDO, 1994a). .....	65
Figura 34. Taxa de crescimento dada pelo modelo 3 versus o comprimento da trinca para vários níveis de carga de carregamento uniforme, e um carregamento típico de fretting em uma liga de alumínio, (FAANES & FERNANDO, 1994a). .....	65
Figura 35: Esquema do equipamento de nitretação por plasma. ....	72
Figura 36: Vista do equipamento de nitretação por plasma utilizado .....	73
Figura 37: Disposição das indentações para medição de microdureza e profundidade da camada. ....	75
Figura 38: Geometria e dimensões dos corpos de prova. ....	76
Figura 39: Máquina de ensaios MTS utilizada. ....	77
Figura 40: Haste suporte e bloco de contato. ....	78
Figura 41: Representação esquemática do ensaio de fadiga por fretting. ....	79
Figura 42: Dispositivo de ensaio de fadiga por fretting. ....	80
Figura 43: Nitretação dos corpos de prova utilizados. ....	81
Figura 44: Difração de raios-X da camada nitretada. ....	82
Figura 45 : Metalografia da amostra nitretada, a seta indica a camada de compostos. ....	83
Figura 46: Vista da camada nitretada por plasma, onde a) é a zona de difusão e b) é a zona de transição. ....	83
Figura 47: Disposição das indentações das medidas de microdureza Vickers. ....	84



Figura 48: Perfil de microdureza do aço DIN X 90 nitretado por plasma.....	85
Figura 49: Curva S-N dos ensaios de fadiga de alto ciclo do aço DIN X 90.	88
Figura 50: Curva S-N de fadiga por fretting do aço DIN X 90.....	90
Figura 51: Comparação das curvas S-N de fadiga com e sem fretting .....	91
Figura 52: Evolução da força de atrito durante um ensaio. ....	92
Figura 53: Relação entre tensão axial e força de atrito. ....	92
Figura 54: Superfície de fratura de tração de um corpo de prova nitretado.	93
Figura 55: Ampliação da foto anterior mostrando os aspectos de fratura da camada e do substrato. ....	94
Figura 56: Vista da superfície lateral do corpo de prova mostrando o trincamento externo da superfície nitretada, indicado pelas setas. ....	94
Figura 57: Aspecto de fratura na região de baixo ciclo: $\sigma_{max}= 828$ MPa; $N_f=5932$ ciclos. ....	95
Figura 58: Ampliação da foto anterior.....	96
Figura 59: Fratura na região de alto ciclo: $\sigma_{max} = 685$ MPa; $N_f = 2,526$ E6 ciclos.....	96
Figura 60: Ampliação da foto anterior. A região mais clara, indicada pela linha tracejada, corresponde a zona de transição. ....	97
Figura 61: Ampliação da região de transição. ....	97
Figura 62: Macrografia frontal da área de contato de fretting, indicada pelas setas após a fratura: $\sigma_{max}=749$ MPa; $N_f= 48623$ .....	98
Figura 63: Micrografia da área de contato sob fretting, as setas indicam uma trinca secundária: $\sigma_{max}=750$ MPa; $N_f= 42379$ ciclos. ....	99

Figura 64: Região da nucleação e propagação da trinca. $\sigma_{max} = 753$ MPa; $N_f = 42379$ ciclos.....	99
Figura A-1: Esquema de um contato cilindro contra plano. ....	104
Figura A-2: Relação entre a força normal aplicada e a pressão máxima, para o contato Hertziano empregado. ....	107

## LISTA DE TABELAS

Tabela 1 - Propriedades de materiais nitretados.....	17
Tabela 2: Composição química do aço DIN X 90 (% em peso).....	71
Tabela 3 - Parâmetros de nitretação por plasma.....	72
Tabela 4: Propriedades mecânicas de tração do aço DIN X90.....	86
Tabela 5 - Resultados obtidos nos ensaios de fadiga de alto ciclo.....	87
Tabela 6. Resultados obtidos nos ensaios de fadiga por fretting.....	89

## LISTA DE SÍMBOLOS E ABREVIATURAS

a	comprimento de trinca
$a_i$	comprimento inicial da trinca
$a_m$	metade da largura do contato Hertziano
$a_t$	área total do contato Hertziano
$a_0$	comprimento intrínscico da trinca
$A_0$	área inicial da seção transversal do corpo de prova
A	área instantânea da seção transversal do corpo de prova
b	expoente de Basquin ou de resistência à fadiga
C	constante de Paris
d	distância até uma barreira microestrutural
D	dutilidade
$da/dN$	taxa de crescimento de trinca
e	deformação de engenharia
E	módulo de elasticidade
$E_{eq}$	módulo de elasticidade equivalente
$\varepsilon$	deformação verdadeira
$\varepsilon_l$	deformação verdadeira no comprimento
FRR	fator de redução de resistência
K	coeficiente de resistência
$\Delta K$	variação do fator de intensidade de tensão
$\Delta K_0$	valor limite da variação do fator de intensidade de tensão
$2l$	comprimento do contato Hertziano
l	comprimento final do corpo de prova
$l_0$	comprimento útil inicial do corpo de prova
$\Delta l$	variação do comprimento na região útil do corpo de prova
m	expoente de Paris
$\mu$	coeficiente de atrito
$\mu\varepsilon$	microdeformação
n	expoente de encruamento
$n'$	expoente de encruamento cíclico

<b>N</b>	número de ciclos
<b>N<sub>f</sub></b>	número de ciclos para falhar
<b>2N</b>	número de reversos
<b>2N<sub>f</sub></b>	número de reversos para fratura final
<b>v</b>	coeficiente de Poisson
<b>P</b>	carga ou força Normal
<b>P'</b>	carga por unidade de comprimento
<b>p<sub>0</sub></b>	pressão máxima no contato Hertziano
<b>Q</b>	força de atrito
<b>Q<sub>max</sub></b>	força de atrito máxima
<b>R</b>	razão de carga
<b>r</b>	raio de curvatura do bloco de contato
<b>S</b>	tensão de engenharia ou convencional
<b>S<sub>e</sub></b>	limite de escoamento de engenharia ou convencional
<b>S<sub>r</sub></b>	limite de resistência à tração de engenharia ou convencional
<b>σ</b>	tensão verdadeira
<b>σ<sub>a</sub></b>	amplitude de tensão
<b>σ<sub>e</sub></b>	limite de escoamento verdadeiro
<b>σ<sub>f</sub></b>	limite de fadiga
<b>σ<sub>f</sub>'</b>	coeficiente de resistência à fadiga
<b>σ<sub>r</sub></b>	limite de resistência à tração verdadeiro
<b>σ<sub>m</sub></b>	tensão média
<b>σ<sub>máx</sub></b>	tensão máxima cíclica
<b>σ<sub>mín</sub></b>	tensão mínima cíclica
<b>Δσ</b>	intervalo de tensões
<b>Δσ/2</b>	amplitude de tensão real cíclica
<b>t</b>	espessura final do corpo de prova
<b>t<sub>0</sub></b>	espessura inicial do corpo de prova
<b>Y</b>	fator geométrico
<b>MFEP</b>	mecânica de fratura elasto-plástica
<b>MFLE</b>	mecânica de fratura linear elástica
<b>MFM</b>	mecânica de fratura microestrutural

MTS      Materials Testing System  
RA      redução de área

## RESUMO

PEREIRA, L. E (2000): *Comportamento à fadiga por "fretting" de um aço inoxidável martensítico DIN X 90 nitretado por plasma*. São Carlos. 133p. Dissertação (mestrado) - Escola de Engenharia de São Carlos, Universidade de São Paulo

Neste trabalho, foram determinadas as propriedades de tração, fadiga convencional e fadiga por fretting, do aço DIN 1.4112 (DIN X 90 Cr Mo V 18) nitretado por plasma, usado na fabricação de anéis de pistão de motores de combustão interna. Os corpos de prova foram tratados a 500°C durante 5 horas. O material nitretado não apresentou valores de alongamento e redução de área possíveis de serem medidos e, tanto o limite de escoamento como o limite de resistência à tração, tiveram valores próximos aos do material temperado e revenido. Os ensaios de fadiga convencional e fadiga por fretting foram realizados em temperatura ambiente, sob carregamento cíclico tração-tração com  $R=0,1$  e frequência de 30 Hz. O *fretting* foi conseguido pressionando blocos de contato, feitos a partir de um ferro fundido cinzento, contra o corpo de prova de fadiga, com uma força normal de 100 N. Com o levantamento das curvas S-N para os dois ensaios, foi obtido o fator de redução de resistência  $FRR=1,62$ , que o fenômeno de *fretting* causa na fadiga convencional. Nos ensaios de fadiga por fretting, o pico da força de atrito aumentou com a tensão axial cíclica aplicada, atingindo um valor mínimo de 28 N e máximo de 76 N. A camada nitretada apresentou microdureza máxima 1288  $HV_{100}$  e espessura da camada de 91  $\mu m$ . A metalografia revelou na camada nitretada, uma camada de compostos, a zona de difusão e uma zona de transição para o substrato bem definidas. Foram encontrados nitretos dos tipos  $\epsilon$  ( $Fe_{2-3}N$ ) e  $\gamma'$  ( $Fe_4N$ ) na superfície da camada nitretada. A análise fractográfica, revelou, em tração, o trincamento da superfície devido à baixa tenacidade da camada nitretada, além da propagação de trincas por fadiga abaixo da camada nitretada, nos ensaios de fadiga convencional. Os ensaios de fadiga por fretting produziram

acumulação de detritos e a formação de trincas secundárias na área de contato de *fretting*.

Palavras chave: Fadiga, fadiga por fretting, nitretação por plasma, aço inoxidável martensítico, anéis de pistão.



## 1 - Introdução

Atualmente, existem duas linhas principais no desenvolvimento dos motores de combustão interna. A primeira visa a redução na emissão de poluentes para atender à legislação ambiental, enquanto que a segunda busca melhorar o aproveitamento do consumo de combustível, tornando os veículos mais econômicos, TOMANIK et al (1994). Estas duas linhas têm um grande impacto sobre a produção de anéis de pistão, acarretando um aprimoramento constante dos materiais utilizados na confecção destes anéis, que por sua vez devem apresentar resistência ao desgaste, boa estabilidade térmica e capacidade de amortecer vibrações, COFAP (1992).

Entre os materiais mais utilizados na confecção de anéis de aços nitretados está a classe dos inoxidáveis martensíticos DIN 1.4112 (X 90 Cr Mo V 18), similar ao AISI 440 B. O custo deste tipo de material é competitivo em relação aos aços menos ligados, em função de sua alta escala de produção, para este tipo de aplicação, TOMANIK et al (1994).

O processo de nitretação confere ao material um aumento de dureza superficial, diminuição do coeficiente de atrito, melhora a resistência ao desgaste, bem como possibilita um melhor controle da forma dos anéis, TOMANIK et al (1994). Recentemente, foi observado que o processo de nitretação por plasma tem fornecido melhores resultados, quando comparados aos da nitretação a gás, pois permite o controle das dimensões, da microestrutura do material e da camada nitretada, eliminando distorções e assim aumentando sua resistência mecânica. Além disto, a nitretação por plasma é mais segura e, uma vez que não há resíduos provenientes do tratamento, é menos agressiva ao ambiente.

Os ensaios de durabilidade em anéis de pistão são normalmente executados em motores de bancada, o que não permite a obtenção rápida dos resultados. Assim, esta metodologia torna-se inviável em ensaios

preliminares, onde várias condições de tratamentos térmicos e revestimentos precisam ser testadas em um curto período de tempo.

Em laboratório, o ensaio de desgaste abrasivo é o mais comumente realizado a fim de se obter as propriedades dos materiais utilizados na fabricação de anéis, sejam eles nitretados a gás, por plasma, e/ou recobertos com outros materiais. Este tipo de ensaio tem sido amplamente divulgado na literatura.

Já a caracterização das propriedades mecânicas de fadiga desses materiais, principalmente a do aço DIN X 90, utilizado atualmente na fabricação de anéis e objeto deste estudo, não é facilmente encontrada, seja na literatura indexada, ou na indústria automotiva nacional. Esta última, realiza ensaios de fadiga nos anéis de pistão já acabados, em uma máquina especial que ensaia, em flexão, seis unidades simultaneamente, seguindo suas normas internas. Sendo assim, os resultados são de circulação restrita e, normalmente, não publicados, ao contrário daqueles obtidos em ensaios de desgaste.

Assim, ocorreu a necessidade de caracterizar a resistência à fadiga do material, com o ensaio de corpos de prova, em laboratório, em condições mais próximas daquelas encontradas em serviço. Nas condições de trabalho do motor pode ocorrer contato entre a camisa do pistão e o anel de compressão. Na impossibilidade da reprodução fiel e total deste contato, que envolve lubrificação e altas temperaturas, optou-se por simular uma pequena linha de contato entre corpos de prova de fadiga confeccionados a partir do material do anel e pequenos blocos do material da camisa que é um ferro fundido cinzento. O ensaio que melhor simula estas condições, em fadiga, é o chamado ensaio de fadiga por fretting.

O *fretting* é um indutor de trincamento normalmente observado em componentes que estão em contato e sujeitos a pequenos movimentos oscilatórios, a vibrações e a tensões cíclicas como em fadiga. Este processo de falha envolve, basicamente, os fenômenos de desgaste, fadiga e corrosão, operando simultaneamente, devido às tensões e aos deslizamentos entre as superfícies em contato.

Assim, este trabalho está focalizado, principalmente, na determinação da resistência à fadiga por fretting do aço DIN X 90 nitretado por plasma, e compará-la à resistência à fadiga convencional deste material, sem tentar simular as condições reais de contato dos anéis em serviço, que ocorrem no motor em funcionamento.

São apresentadas uma introdução histórica da ocorrência do fenômeno de fretting, bem como as metodologias de ensaios utilizadas por vários pesquisadores, a terminologia aplicada e algumas das mais recentes formulações, para a avaliação do comportamento do crescimento de trincas longas e curtas e para a vida em fadiga sob condições de *fretting*.

## 2 - Objetivos

O objetivo deste trabalho foi o de avaliar a influência do fenômeno de fretting na fadiga de alto ciclo do aço inoxidável DIN X 90 nitretado por plasma, utilizado na fabricação de anéis de pistão para motores de combustão interna. Para tanto, foram realizados ensaios de fadiga convencional e fadiga por fretting em temperatura ambiente, com carregamento cíclico tração-tração, sob razão de carga  $R=0,1$ . Foi obtido assim, por meio da comparação das curvas S-N, o fator de redução de vida que o fenômeno de *fretting* causou na vida do material em fadiga. Além disto, a camada nitretada foi analisada por meio de técnicas metalográficas, microscopias ótica e eletrônica, difração de raios-X e microdureza. As análises fratógráficas das superfícies fraturadas foram realizadas por meio de microscopia eletrônica de varredura (MEV).

### **3 - Revisão bibliográfica**

#### **3.1 - Anéis de pistão**

Um anel de pistão é uma peça flexível que, quando montada, tem como funções básicas: (i) promover a vedação efetiva dos gases de combustão, (ii) impedir que uma quantidade excessiva de óleo lubrificante atinja a câmara de combustão e (iii) funcionar como elemento de transmissão de calor do pistão para a camisa de água de refrigeração do cilindro, COFAP (1992).

Normalmente, o jogo de anéis montado no pistão consiste de dois anéis de compressão e um anel de óleo, como mostrado na figura 1 FERGUNSON (1986). A figura 2 representa um anel de compressão com revestimento de cromo.

Dos dois anéis de compressão, o primeiro é o mais solicitado mecânica e termicamente, pois está mais próximo da câmara de combustão. O anel de óleo opera em condições muito menos severas que os primeiros, ou seja, em temperaturas e cargas bem inferiores aos anéis de compressão, além de ser melhor lubificado, COFAP (1992). FERGUNSON (1986) demonstrou que a pressão atuante no anel de óleo é, geralmente, desprezível.

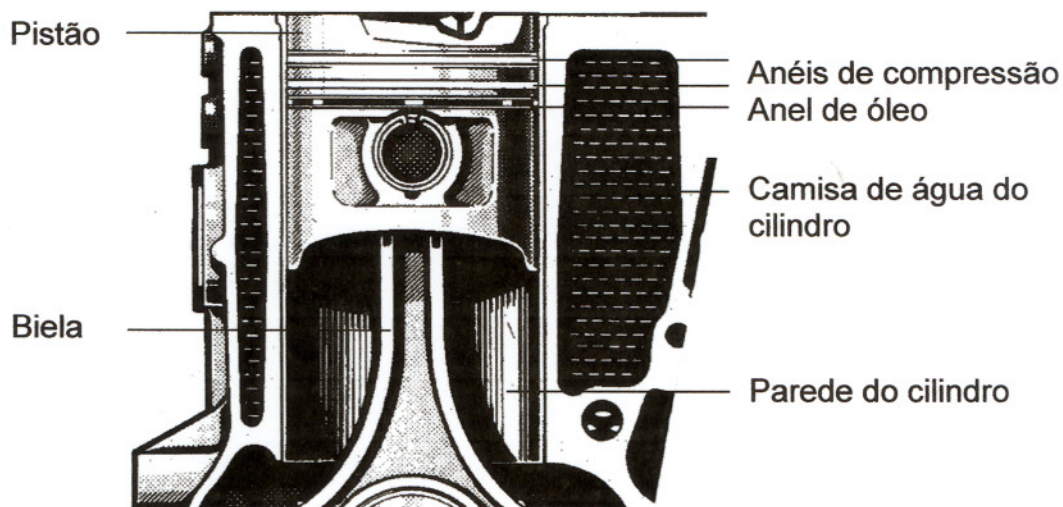


Figura 1: Esquema da montagem do jogo dos anéis em um pistão, (FERGUNSON, 1986).



Figura 2: Representação de um anel de compressão revestido com cromo.

As condições de operação dos motores, onde a temperatura de serviço ultrapassa a 250 °C e as cargas envolvidas estão entre 10 e 15 MPa, têm exigido cada vez mais anéis com alta durabilidade e desempenho.

No início de funcionamento de um motor, com o movimento dos pistões e também dos anéis, estes exercem uma considerável pressão nas paredes do canaleta dos pistões e na parede do cilindro, como mostrado na figura 3. Com o eventual rompimento do filme de óleo lubrificante, poderá ser

provocado um contato metal/metal, e com à oscilação do pistão, poderá ocorrer o desgaste abrasivo e o “*scuffing*” (uma espécie de desgaste adesivo).

A quebra de anéis, com o motor em funcionamento, pode ser ocasionada pelo supertensionamento durante a instalação do anel, por impacto ou por tensões de fadiga. Esta última é gerada, principalmente quando o motor está em alta rotação e há folgas excessivas no sistema, o que induz a uma grande ação das forças existentes, como esquematizado na figura 3.

A ruptura por fadiga de anéis de pistão se dá, principalmente, onde as tensões são máximas, ou seja, a  $180^\circ$  do espaço entre as duas extremidades do anel, como mostrado na figura 4 .

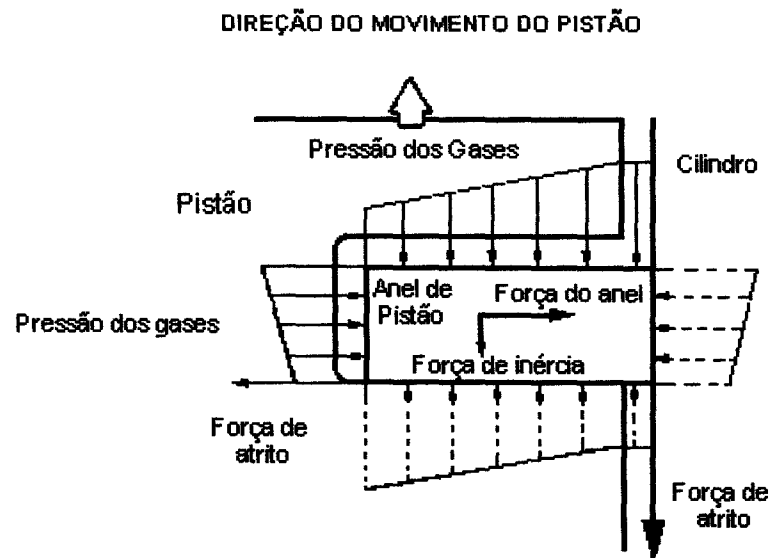


Figura 3: Diagrama de forças existentes durante o funcionamento do motor no conjunto anel, pistão e cilindro, (COFAP, 1992) .

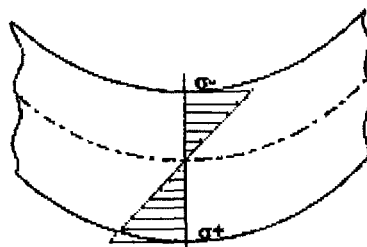


Figura 4: Detalhe de um anel que mostra as tensões máximas de tração e compressão, ocorridas nos seus diâmetros externo e interno, respectivamente, (COFAP, 1995).

As principais propriedades dos aços usados em anéis de pistão são:

- Boa resistência ao desgaste e compatibilidade com o material da parede do cilindro;
- Estabilidade térmica para resistir às condições de operação do motor,
- Módulo de elasticidade elevado,
- Capacidade de amortecer vibrações,
- Resistência ao impacto.

As propriedades desejadas de um anel em serviço estão ilustradas na figura 5.

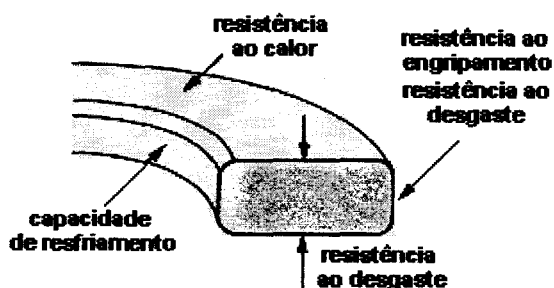


Figura 5: Propriedades exigidas em anéis de pistão, (HITACHI METALS, 1997).

Tradicionalmente, os anéis de pistão para motores de combustão interna são confeccionados de ferro fundido nodular com revestimentos de cromo ou molibdênio com o intuito de aumentar sua resistência mecânica.



Este tipo de material tem atendido às exigências dos motores modernos, atingindo durabilidades elevadas.

No entanto, a evolução destes motores, buscando a redução na emissão de poluentes e um melhor aproveitamento do combustível, faz com que os anéis sejam utilizados em condições cada vez mais severas e tenham espessuras cada vez menores, entre 1,2 e 1,5 mm para motores a gasolina e 2,0 e 3,0 mm nos motores a diesel. O aço inoxidável martensítico DIN X 90 tem sido uma boa opção na fabricação destes anéis, pois possui elevada resistência mecânica e pode ter suas propriedades melhoradas pelo processo termoquímico de nitretação e por revestimentos adicionados fisicamente (PVD) ou quimicamente (CVD).

### **3.2 - Tratamento termoquímico de nitretação**

A nitretação é um processo termoquímico utilizado para aumentar a dureza superficial pela introdução intersticial de nitrogênio na superfície. Como não envolve aquecimento dentro do campo da fase austenítica e um subsequente resfriamento para formar a martensita, a nitretação pode ser realizada com um mínimo de distorção e um excelente controle dimensional.

Segundo VENDRAMIN (1995), a nitretação remonta ao final do século XIX, quando foi constatado o efeito endurecedor do nitrogênio no ferro e nos aços. No entanto, somente na década de 20 desenvolveram-se técnicas e processos para incrementar os resultados do tratamento e potencializar o desempenho das camadas nitretadas.

Industrialmente, o tratamento de componentes de máquinas e matrizes por nitretação são realizados, geralmente, na faixa de temperaturas de 500 °C a 580 °C. Temperaturas maiores, normalmente, não são usadas devido às mudanças estruturais que ocorrem a 592 °C, que é a temperatura eutetóide do sistema binário ferro-nitrogênio, onde ocorre o aparecimento de um composto frágil chamado braunita, constituído por ferro  $\alpha$  e nitreto  $\gamma'$

(Fe<sub>4</sub>N), BARREIRO (1983). Porém, o maior obstáculo consiste na acentuada queda de resistência mecânica do substrato.

Em temperaturas usuais de nitretação, a solubilidade máxima de nitrogênio na ferrita é de 0,1 %. De acordo com PINEDO (1995), quando este valor é excedido inicia-se a formação de compostos intermetálicos denominados nitretos, sendo que o primeiro a se formar é denominado de  $\gamma'$  (Fe<sub>4</sub>N), que é estável até o teor de 6,1 % de N. Acima deste valor ocorre a formação do nitreto  $\epsilon$  (Fe<sub>2-3</sub>N), que pode dissolver até 11,0 % de N. Em processos de nitretação que permitem a utilização de temperaturas inferiores à 500 °C, o nitreto  $\tau$  (Fe<sub>2</sub>N) pode se formar com teores de nitrogênio entre 11,0 e 11,5%.

Assim, os aços utilizados na nitretação são principalmente os de médio carbono, que contém elementos formadores de nitretos, como o cromo, o alumínio, o vanádio e o molibidênio, KRAUSS (1990). Anteriormente à nitretação, os aços devem ser temperados e revenidos. O revenimento é realizado em temperaturas entre 540 e 750 °C, em uma extensão de temperatura superior à do processo de nitretação, o que irá proporcionar uma estrutura central que será estável durante a nitretação. O tratamento termoquímico de nitretação, portanto, não envolve transformação de fase.

A zona nitretada é caracterizada por possuir junto à superfície uma fina camada composta formada principalmente de nitretos do tipo  $\gamma'$  e  $\epsilon$ , também denominada de camada branca, que é porosa e frágil, podendo ser removida tanto por usinagem posterior como pelo processo de nitretação por plasma. Conforme o processo de nitretação tem continuidade, o nitrogênio se difunde para o interior do substrato formando a camada de difusão, constituída de nitrogênio em solução intersticial na matriz ferrítica, juntamente com nitretos dispersos. Metalograficamente, a zona de difusão é observada como uma região mais escura, como observado na figura 6.

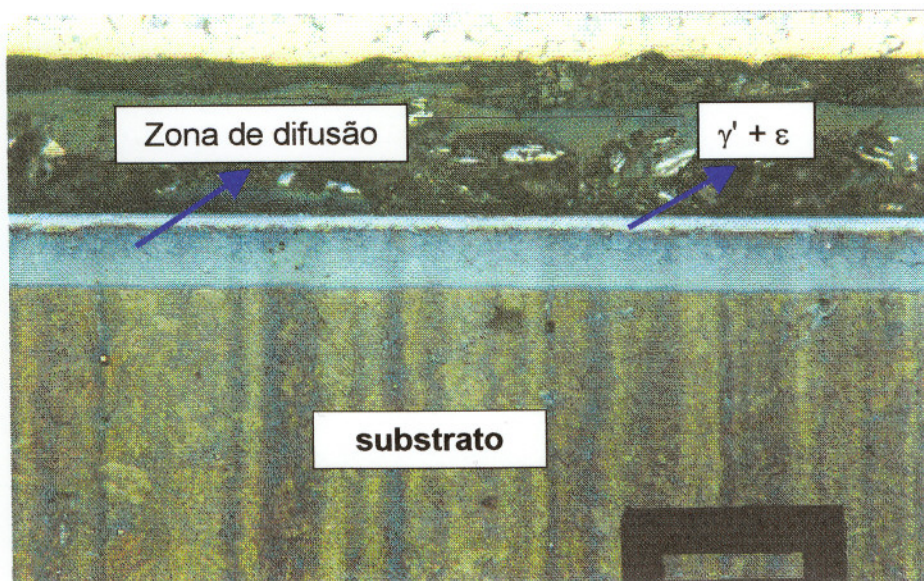


Figura 6: Aspecto de uma camada nitretada onde se distingue a camada branca ( $\gamma' + \epsilon$ ) e zona de difusão em um aço Maraging, (RIOFANO & CASTELETTI, 1997)

A nitretação proporciona ao aço uma elevada dureza superficial e elevada resistência à fadiga e ao desgaste abrasivo, conferindo ao material propriedades intermediárias entre materiais cerâmicos e metálicos, TOMANIK et al (1994).

A composição e a microestrutura da camada nitretada, bem como suas propriedades, dependem do tipo do processo de nitretação e dos parâmetros de tratamento utilizados.

### 3.2.1 - Nitretação em banhos de sais

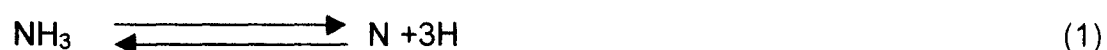
Segundo PINEDO (1995), a nitretação em banhos de sais, consiste na imersão do material em misturas de sais fundidos, geralmente à base de cianetos (KCN, NACN), cianatos (NACNO) e carbonatos ( $\text{Na}_2\text{CO}_3$ ), em diferentes proporções e em temperaturas que variam entre 550 e 575 °C, por

até duas horas de tratamento no máximo, evitando assim a corrosão da superfície da peça nitretada em tempos maiores.

Como os sais envolvidos neste processo são tóxicos e corrosivos, os resíduos devem ser tratados para não causar danos ao meio ambiente. Além disto, a nitretação em banhos de sais não proporciona controle sobre a formação da camada branca e da zona de difusão, impossibilitando que se atinja excelentes características metalúrgicas da camada nitretada, PINEDO (1995).

### 3.2.2 - Nitretação a Gás.

A nitretação a gás é obtida pela dissociação do gás amônia na superfície do aço de acordo com a seguinte reação:



Onde o nitrogênio atômico resultante da reação acima é incorporado à superfície do aço, KRAUSS (1990).

Este tipo de nitretação pode ser realizada tanto em único como em duplo estágio. O primeiro é realizado entre 500 e 525 °C e produz o nitreto  $\gamma'$ , ou ( $\text{Fe}_4\text{N}$ ), fase esta que constitui a camada branca frágil devido à baixa dissociação da amônia e, conseqüentemente, alta concentração de nitrogênio. Segundo KRAUSS (1990), o processo de nitretação a gás em dois estágios visa minimizar a espessura da camada branca. Nesta técnica, realiza-se o primeiro estágio descrito acima, mas no segundo estágio a dissociação da amônia é aumentada entre 65 e 85%, reduzindo assim o conteúdo deste gás, na atmosfera que fornece nitrogênio para a superfície do material de acordo com a equação 1. Assim, os nitretos de ferro, que não crescem tão rapidamente, dissolvem-se fornecendo nitrogênio para o interior do aço.

KRAUSS (1990), também descreve que baixas concentrações de nitrogênio provocam a precipitação do nitreto  $\alpha$  ( $\text{Fe}_{16}\text{N}_2$ ) da ferrita na forma de precipitados coerentes finos. Concentrações de nitrogênio muito maiores que as que formam o nitreto  $\gamma'$ , produzem o nitreto  $\epsilon'$ , que combinado com o carbono formam uma fase tribologicamente desejável.

A nitretação a gás requer tempos de tratamento longos, entre 10 e 130 horas, dependendo da aplicação, para a obtenção de espessura de camadas normalmente menores que 0,5 mm.

As peças nitretadas a gás devem ser previamente limpas e desengraxadas, uma vez que o processo não admite nenhum traço de óxido ou sujeira na superfície.

ASWORTH et al (1997) têm desenvolvido processos de nitretação a gás em altas pressões, em torno de 3 MPa, para a obtenção de durezas da ordem de 1400 HV em aços inoxidáveis, em processos com ciclos de 4 horas a 550 °C.

O uso de altas pressões na nitretação a gás tem sido estudado para viabilizar o tratamento adequado de furos e geometrias complexas, como injetores de combustível, JACOBS et al (1990).

O uso da amônia como fonte de nitrogênio no tratamento termoquímico de nitretação a gás requer um controle rígido da composição da atmosfera gasosa, pela possibilidade de reação explosiva com o oxigênio em altas temperaturas. Além disso, os resíduos produzidos no processo são tóxicos.

### **3.2.3 - Nitretação por plasma**

Os objetivos do tratamento termoquímico de nitretação por plasma, ou nitretação iônica, são os mesmos da nitretação a gás, descrita anteriormente, sendo que a primeira otimiza os resultados obtidos por outros meios de nitretação, produzindo uma camada nitretada com uma

profundidade típica em torno de 0,1 mm e reduzindo, ou até mesmo eliminando, a camada branca, de acordo com as propriedades desejadas para a peça tratada.

HUCHEL et al (1995), cita que a nitretação por plasma é empregada para aumentar a dureza superficial, a resistência à fadiga de alto ciclo, o desgaste e a resistência à corrosão. Estas propriedades são obtidas em baixas temperaturas de tratamento, sem transformação de fase e crescimento dimensional.

STRAMKE & DRESSLER (1995), descrevem que este tratamento termoquímico ocorre pelo bombardeamento de íons gerados em um plasma, por uma descarga brilhante, ou "*glow discharge*", que permite a nitretação do ferro, aço e produtos sinterizados, controlando a metalurgia da camada nitretada e sem poluição ambiental, o que não é possível nos processos líquido e gasoso. Esta descarga brilhante é gerada quando uma tensão elétrica é aplicada entre dois eletrodos posicionados dentro de uma mistura de gás, geralmente N<sub>2</sub> e H<sub>2</sub>, numa pressão conveniente. De acordo com estes autores, este processo pode ser realizado em um amplo intervalo de temperaturas, entre 355 e 605 °C, o que permite o tratamento sem a perda das características metalúrgicas do substrato e com mínima distorção térmica.

A nitretação por plasma modifica a composição química superficial do material, adicionando elementos como o nitrogênio ou o carbono como átomos intersticiais na rede cristalina, JONES et al (1975)

Este tratamento é realizado com mistura de gases não poluentes, de alta pureza, sob baixa pressão, onde o nitrogênio produzido é ionizado pela aplicação de um campo elétrico, que também acelera estes íons para a superfície da peça. A energia cinética gerada neste campo elétrico é suficiente para, de acordo com HUCHEL & DRESSLER (1995), causar a reação



onde a mistura de nitrogênio ionizado e elétrons, iguais em número de partículas carregadas positivamente e negativamente, é o que define o plasma. Consequentemente o processo de endurecimento superficial que utiliza o nitrogênio nascente derivado deste plasma é denominado nitretação por plasma.

A descarga brilhante inicial, ou descarga do gás ionizado inicial, aquece e limpa superfície da peça de trabalho e, então, a adição de nitrogênio inicia e sustenta a nitretação, KRAUSS (1990).

A limpeza da peça ocorre devido ao bombardeamento da superfície por íons acelerados pelo campo elétrico e, além de promover uma melhor difusão do nitrogênio, arranca da superfície átomos de ferro que se misturam com os átomos de nitrogênio, formando os nitretos de ferro (FeN) que são depositados na superfície por adsorção, como descrito por STRAMKE & DRESSLER (1995).

O mecanismo de descarga brilhante é assim chamado devido a zona de ionização, que é caracterizada por uma incandescência brilhante que circunda a peça, ajustando-se inclusive a qualquer imperfeição como ranhuras ou fendas, sejam elas rasas ou profundas, permitindo assim o tratamento de peças com geometrias muito complexas, como mostrada a figura 7.



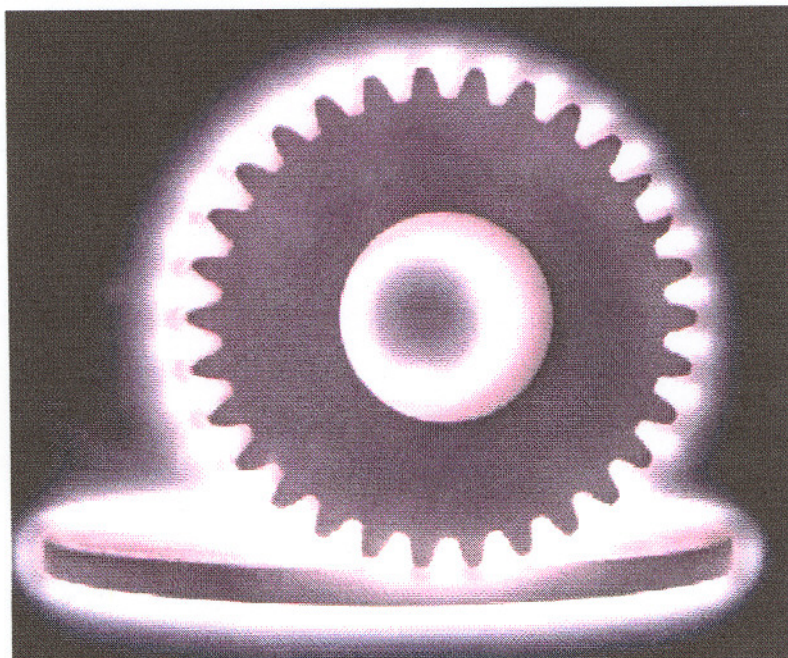


Figura 7: Engrenagem durante o processo de nitretação por plasma, (RIOFANO & CASTELETTI, 1997)

Após a nitretação, a estrutura próxima da superfície consiste de uma camada composta ou camada branca, com nitretos de ferro  $\gamma'$  ( $\text{Fe}_4\text{N}$ ) de estrutura cúbica de corpo centrado e  $\epsilon$  ( $\text{Fe}_{2-3}\text{N}$ ) cuja estrutura cristalina é a hexagonal compacta. Esta camada branca é sustentada por uma zona de difusão fortalecida pelo endurecimento por precipitação, HUCHELL et al (1995).

Tanto a espessura e a composição de fase da camada branca, como a espessura e o perfil de dureza da zona de difusão podem oscilar dentro de um amplo limite, com a variação dos parâmetros de nitretação e do conteúdo de elementos de liga do substrato. A relação entre as propriedades da camada nitretada e o comportamento do material nitretado em serviço foram sumarizados por HUCHELL et al (1995), como mostra a tabela 1.



Tabela 1 - Propriedades de materiais nitretados

Local	Propriedades de nitretação	Comportamento em serviço
Nitretos $\gamma' + \epsilon$	Alta dureza, baixa adesividade	Boa resistência ao desgaste e à deformação
Nitretos $\epsilon$	Capacidade de passivação	Aumento de resistência à corrosão
Zona de difusão	Alta resistência, tensão residual compressiva	Aumento da resistência à fadiga por contato e da fadiga sob cargas oscilantes.
	Aumento da resistência ao calor	Melhora a estabilidade da forma, redução do desgaste a quente, aumento da resistência à fadiga térmica

A nitretação por plasma permite um maior controle dos parâmetros de tratamento e do comportamento em serviço de muitas peças manufaturadas. Somente na indústria automobilística, além de anéis de pistões, virabrequins, eixos do comando de válvulas, válvulas de admissão e exaustão, molas de válvulas, ponteiros de válvulas, engrenagens e pinhões são correntemente nitretadas por plasma na linha de produção principal, (HUCHEL et al, 1995).

### 3.3 - Propriedades mecânicas monotônica dos metais

As propriedades monotônicas dos metais são, geralmente, determinadas a partir de ensaios de tração de corpos de prova padronizados e de acordo com a norma ASTM E-8, submetidos a um carregamento axial contínuo.

### 3.3.1 Curva tensão-deformação convencional

A amplitude deste carregamento, juntamente com o alongamento que ele provoca no corpo de prova, permite a construção da curva tensão-deformação convencional ou de engenharia. A figura 8 mostra esta curva de tensão-deformação convencional. A tensão convencional  $S$  é dada por :

$$S = \frac{P}{A_0} \quad (3)$$

onde  $P$  é a carga aplicada e  $A_0$  é a área inicial da seção transversal do corpo de prova . A deformação convencional  $e$  é dada por :

$$e = \frac{\Delta l}{l_0} = \frac{(l - l_0)}{l_0} \quad (4)$$

onde  $\Delta l$  é a variação de comprimento na seção útil do corpo de prova, ou alongamento,  $l$  é o comprimento final e  $l_0$  é o comprimento inicial do corpo de prova.

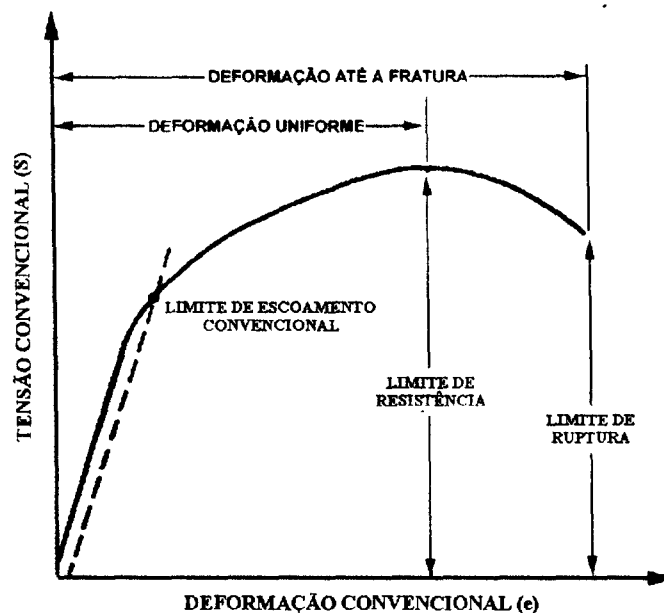


Figura 8: Curva tensão-deformação convencional.

### 3.3.2 - Curva tensão-deformação verdadeira

Durante o ensaio de tração, a seção do corpo de prova diminui à medida que este vai se alongando. Portanto, a tensão convencional  $S$  não representa a tensão verdadeira aplicada no metal, uma vez que sua medida se baseia na área inicial  $A_0$ . Deste modo, se faz necessária a determinação da tensão verdadeira ou real  $\sigma$ , que é dada por :

$$\sigma = \frac{P}{A} \quad (5)$$

onde  $P$  é a carga aplicada e  $A$  é área instantânea da seção transversal do corpo de prova, como ilustrado na figura 9.

Do mesmo modo, é necessária também a determinação da deformação verdadeira ou real  $\varepsilon$ , que é expressa por :

$$\varepsilon = \int_{l_0}^l \frac{dl}{l} = \ln \frac{l}{l_0} \quad (6)$$

onde  $l_0$  é o comprimento útil inicial e  $l$  é o comprimento instantâneo.

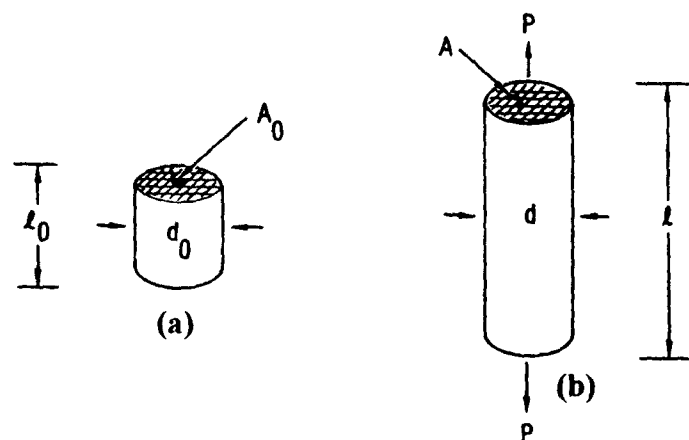


Figura 9: Dimensões do corpo de prova (a) inicial e (b) instantânea, (DIETER, 1981).

Até a ocorrência de estrição, a deformação é uniforme ao longo do comprimento útil do corpo de prova, estabelecendo uma relação entre a tensão verdadeira  $\sigma$  e a tensão de engenharia  $S$  e outra entre a deformação verdadeira  $\varepsilon$  e a deformação de engenharia  $e$ , representadas nas equações 7 e 8 respectivamente e comparadas na figura 10:

$$\sigma = S (e + 1) \quad (7)$$

$$\varepsilon = \ln (e + 1) \quad (8)$$

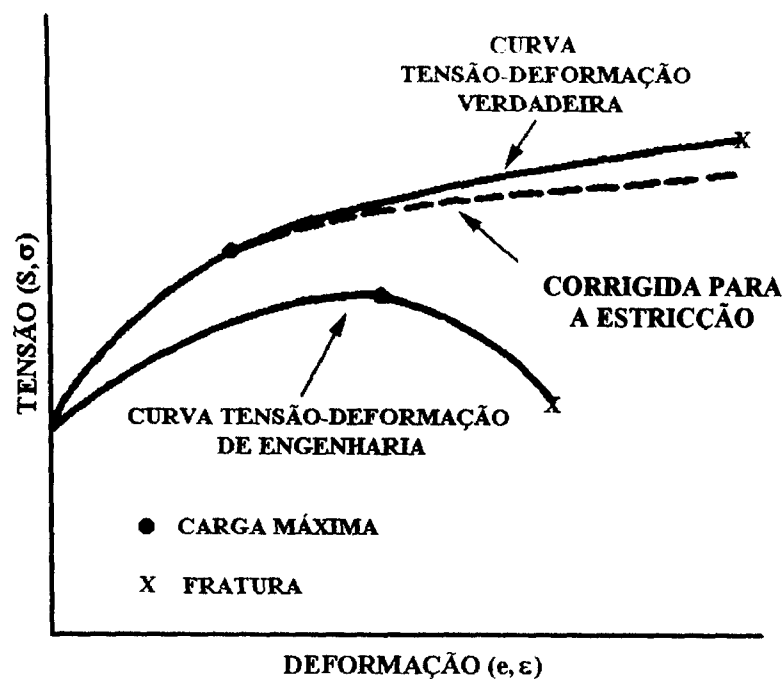


Figura 10: Comparação de curvas tensão-deformação de engenharia e verdadeira para um aço de baixo carbono, DIETER (1981).

Na região de deformação plástica uniforme, a curva  $\sigma \times \varepsilon_p$  pode ser expressa por uma relação empírica do tipo :

$$\sigma = K \varepsilon_p^n \quad (9)$$

onde  $\varepsilon_p$  é a deformação plástica real,  $n$  é o expoente de encruamento e  $K$  é o coeficiente de resistência. Os valores de  $n$  e  $K$  podem ser obtidos por meio de um gráfico  $\log \sigma \times \log \varepsilon$ , o qual resulta numa reta de inclinação  $n$  e onde  $K$  é a tensão verdadeira quando  $\varepsilon=1$ , como exemplificado na figura 11. Segundo DIETER (1981), os valores de  $n$  para os metais pode variar de 0,1 a 0,5.

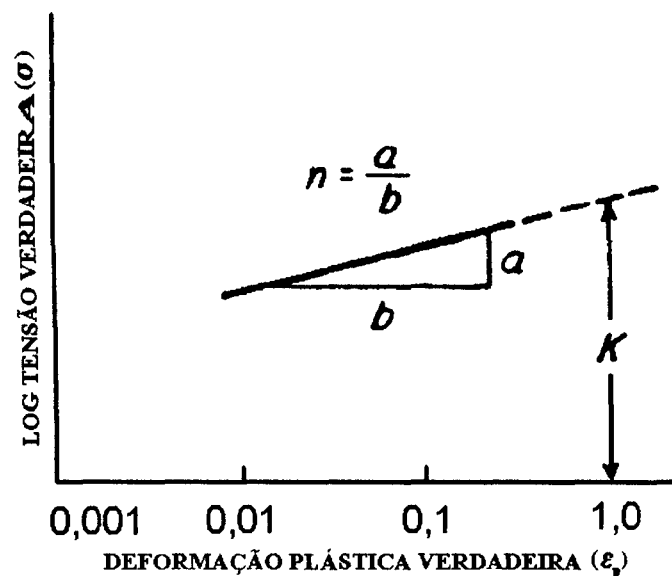


Figura 11: Gráfico bilogárptico da curva tensão-deformação plástica verdadeira, (MITCHELL, 1978)

### 3.4 - Fadiga dos metais

De acordo com SURESH (1991), o processo de fadiga dos materiais está relacionado às mudanças nas propriedades mecânicas resultantes da aplicação de cargas cíclicas, sendo que as pesquisas em deformação e fratura dos materiais por fadiga datam do século XIX. Visando a uniformização das definições sobre fadiga, a norma ASTM E1150-87 (1987) coloca que este fenômeno é um processo de mudança estrutural permanente, localizada e progressiva, que ocorre em um material quando submetido a condições que produzem tensões e deformações flutuantes em algum ponto (ou pontos) e que, após um número suficiente de flutuações,

pode culminar na formação de trincas ou fratura completa. Estas flutuações podem ocorrer tanto na aplicação da carga com o tempo (frequência) como no caso de "vibração aleatória". Pode-se afirmar que 90% das falhas mecânicas de peças e estruturas são decorrentes deste fenômeno.

A vida total de um componente em fadiga é definida como a soma do número de ciclos para iniciar uma trinca de fadiga, e o número de ciclos para propagá-la subcriticamente para o tamanho crítico da trinca, SURESH (1991).

O enfoque clássico para o projeto em fadiga, segundo SURESH (1991), envolve a caracterização da vida total em fadiga para falhar, em termos de amplitude de tensão cíclica ou amplitude de deformação cíclica. Assim, em laboratório, o número de ciclos de tensão ou deformação necessários para induzir a falha por fadiga é estimado sob controle da amplitude de tensão ou da deformação cíclica.

Os ciclos de tensões típicos em fadiga são demonstrados na figura 12, onde em (a) o ciclo de tensões é alternado do tipo senoidal e as tensões máximas  $\sigma_{\max}$  e mínimas  $\sigma_{\min}$  são iguais de sinais opostos, ou seja, as tensões são iguais em tração e compressão respectivamente, em (b) o ciclo de tensões é pulsante.

A tensão média  $\sigma_m$  é dada por :

$$\sigma_m = \frac{(\sigma_{\max} + \sigma_{\min})}{2} \quad (10)$$

A amplitude de tensão  $\sigma_a$  é a metade da variação de tensão  $\Delta\sigma$  :

$$\sigma_a = \frac{\Delta\sigma}{2} = \frac{\sigma_{\max} - \sigma_{\min}}{2} \quad (11)$$

Outra definição importante é a de razão de tensão R, ou seja:

$$R = \frac{\sigma_{\min}}{\sigma_{\max}} \quad (12)$$

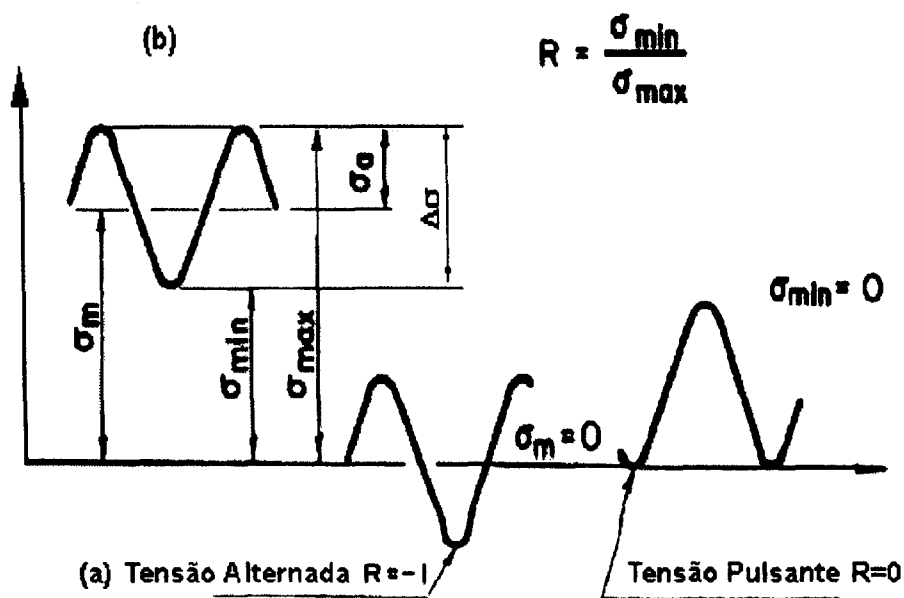


Figura 12: Ciclos de tensão típicos em fadiga: a) tensão alternada, b) tensão pulsante, (BUCH, 1988).

Componentes estruturais em fadiga podem também estar submetidos a carregamentos mais complexos, onde os ciclos de tensões são aleatórios, representando melhor as condições de serviço. A figura 13 descreve os ciclos de tensões aleatórios que ocorrem geralmente em aeronaves.

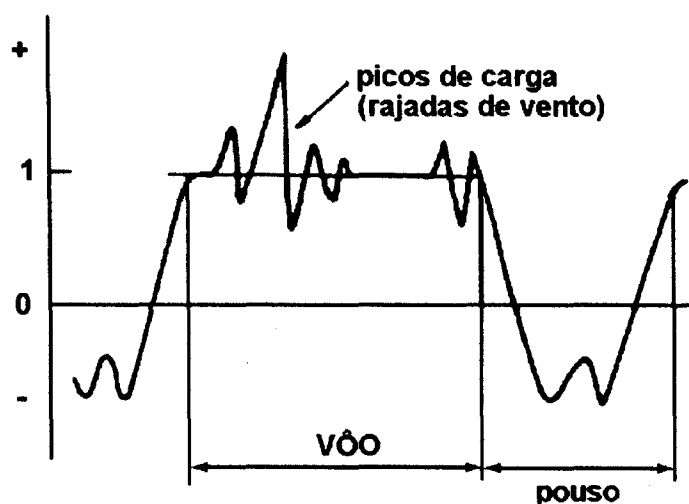


Figura 13: Ciclos de tensão aleatórios (SURESH, 1991).

Um material pode falhar, em fadiga, tanto em um número baixo de ciclos, abaixo de  $10^4$  ciclos, onde as falhas ocorrem sob tensões elevadas, como em um número de ciclos muito alto, acima de  $10^5$  ciclos, onde as tensões nominais predominantes são elásticas e o material deforma-se plasticamente de maneira altamente localizada. Estes fenômenos são denominados denominado de fadiga de baixo ciclo e fadiga de alto ciclo, respectivamente.

Os ensaios de fadiga de baixo ciclo são realizados sob controle de deformação e os resultados obtidos são apresentados em curvas de deformação,  $\epsilon$ , em função do número de reversos para falhar,  $2N_f$ . Já os ensaios de fadiga de alto ciclo, são realizados sob controle de carga e estão descritos a seguir.

#### **3.4.1- Fadiga de alto ciclo**

Os métodos para caracterização a vida em fadiga, em termos de amplitudes de tensão nominal, usando dados experimentais obtidos em ensaios de flexão rotativa em corpos de prova lisos, surgiu a partir do trabalho de Wöhler, em fadiga de eixos ferroviários, realizado em 1860, SURESH (1991).

Normalmente, os dados de fadiga de alto ciclo são representados em curvas de tensão  $S$  versus número de ciclos  $N$ , ou curvas  $S-N$ , ou ainda curvas de Wöhler, que podem ser obtidas obedecendo-se as normas ASTM E466 (1996) e ASTM E739 (1991). A figura 14 mostra curvas  $S-N$  típicas para diversos materiais.

Os ensaios de fadiga de alto ciclo são geralmente realizados com o ciclo senoidal constante, podendo ser também triangular ou trapezoidal. Geralmente, para a determinação das curvas  $S-N$  em laboratório, o primeiro corpo de prova é ensaiado em um nível alto de tensão, onde é esperado poucos ciclos para rompê-lo. Para os próximos corpos de prova a tensão é



diminuída gradativamente até que um ou dois corpos de prova não rompam até a aplicação de  $10^6$  ou  $10^7$  ciclos.

Segundo SURESH (1991), abaixo da amplitude de tensão correspondente ao número de ciclos acima, o corpo de prova poderia ser ciclado indefinidamente sem falhar. Esta amplitude de tensão é conhecida como limite de fadiga,  $\sigma_f$ , e ocorre geralmente em materiais que sofrem envelhecimento por deformação. Durante este processo, elementos intersticiais como o carbono no ferro, ancoram o movimento das discordâncias, LEVY & SINCLAIR<sup>1</sup> apud DIETER (1981), originando uma tensão limite na qual ocorre um balanço entre o dano por fadiga e o aumento localizado de resistência devido ao envelhecimento, resultando no limite de fadiga.

De acordo com FUCHS & STEPHENS (1980), o limite de fadiga pode variar em função do teor de elementos intersticiais, da temperatura, do acabamento superficial, do tamanho do corpo de prova, do tipo de carregamento, do meio ambiente, da tensão média aplicada, das tensões residuais e dos concentradores de tensão

Para a maioria dos materiais que exibem este comportamento, o limite de fadiga pode ser definido como a amplitude de tensão que o corpo de prova pode suportar, sem romper, em pelo menos  $10^7$  ciclos de carregamento. MILLER & O'DONNELL (1999), no entanto, mostraram que o limite de fadiga por si só, seria um fenômeno transitório que desapareceria com o tempo. Estes autores propõem processos e mecanismos transitórios que incluem o "fretting", a corrosão, diferentes condições de carregamento e a mudança da nucleação da trinca para o interior do material, em vidas acima de  $10^7$  ciclos.

---

<sup>1</sup> LEVY, J. C.; SINCLAIR, G. M. (1955): *American Society for Testing and Materials Proceedings*, vol. 55, p-866 apud DIETER, G. E. (1981): "Metalurgia Mecânica", 2ª ed., Guanabara Dois.

Muitos aços de alta resistência, ligas de alumínio e outros materiais que não são envelhecidos por deformação, geralmente, não exibem o limite de fadiga. Para esses materiais  $\sigma_a$ , ou  $\Delta\sigma$ , continua a diminuir com o aumento do número de ciclos, SURESH (1991). Isto pode ser observado na figura 14 para o Ni e para Ni-15%Fe, BUCH (1988). De acordo com o ASM HANDBOOK 19 (1996), o comportamento desses materiais é mais corretamente descrito pela resistência à fadiga em um dado número de ciclos.

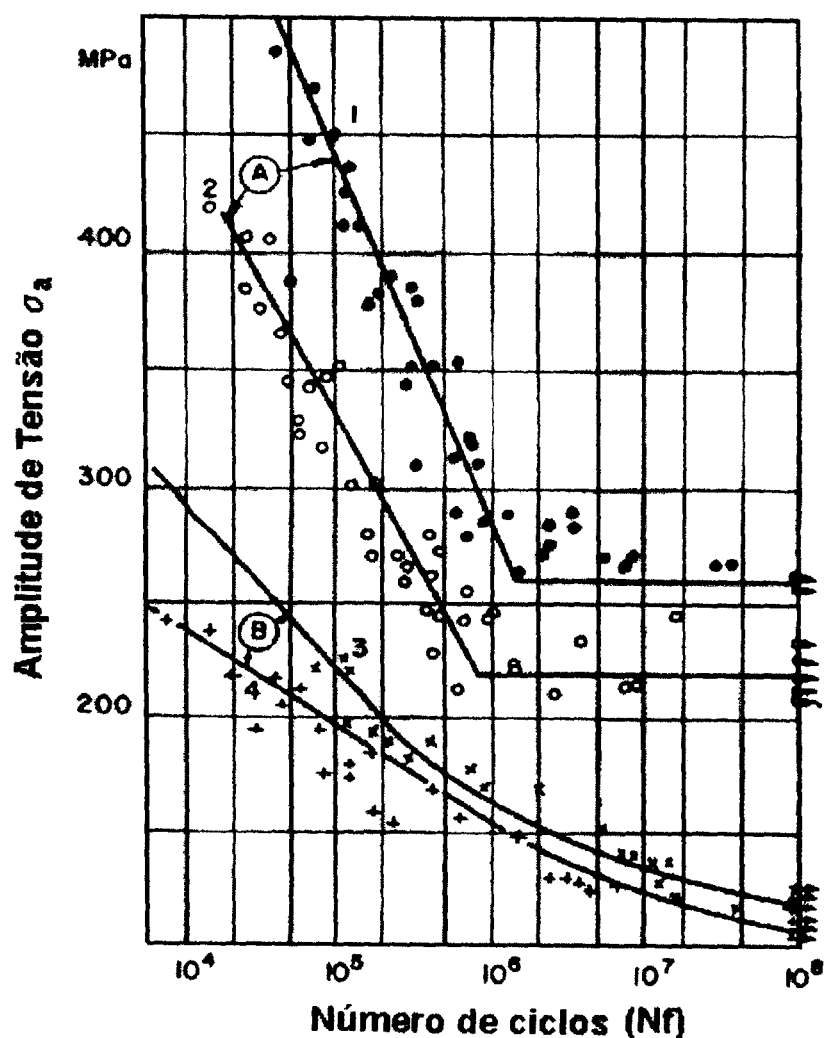


Figura 14 : Curvas S-N típicas para ferro, níquel e suas ligas. A1: Fe-10%Ni revenida (estrutura CCC); A2: Fe-3%Ni-0,5%Ti (estrutura CCC); B3: Ni (estrutura CFC); B4: Ni-15%Fe (estrutura CFC), BUCH (1988).

Segundo SURESH (1991), em 1910, Basquin mostrou que a curva S-N podia ser linearizada em escala bilogarítmica, onde a ordenada seria a amplitude de tensão verdadeira,  $\sigma_a = \Delta\sigma/2$ , e a abscissa seria o número de ciclos de fadiga, ou reversos de carga, para falhar  $2N_f$ . Desta forma, ficou estabelecida uma lei exponencial de fadiga:

$$\frac{\Delta\sigma}{2} = \sigma_f' (2N_f)^b \quad (13)$$

onde  $\sigma_f'$  é o coeficiente de resistência à fadiga do material e  $b$  é o expoente de Basquin ou expoente de resistência à fadiga, que para a maioria dos metais está entre -0,05 e -0,12.

### 3.4.2 - Efeito da tensão média na resistência à fadiga

Grande parte de ensaios de fadiga encontrados na literatura são realizados em carregamentos totalmente reversos, ou seja,  $R = -1$ , onde a tensão média  $\sigma_m$ , definida anteriormente pela equação 11 e mostrada esquematicamente na figura 12, é zero, o que nem sempre é o representativo de muitas aplicações. Na prática, o que se encontra é uma tensão alternada superposta à uma tensão estática, SURESH (1991). Portanto, neste caso, o nível da tensão média do ciclo de fadiga imposto desempenha um importante papel no comportamento em fadiga dos materiais de engenharia.

Assim, uma curva S-N obtida a partir da amplitude de tensão de um ensaio de fadiga uniaxial, como uma função do número de ciclos para falhar  $N_f$ , é uma dependente do nível de tensão média aplicada, SURESH (1991).

A figura 15 mostra uma curva S-N típica para materiais metálicos, como uma função de quatro diferentes níveis de tensão média ( $\sigma_{m1}$ ,  $\sigma_{m2}$ ,  $\sigma_{m3}$  e  $\sigma_{m4}$ ), onde é observada a diminuição da vida em fadiga com o aumento da tensão média.

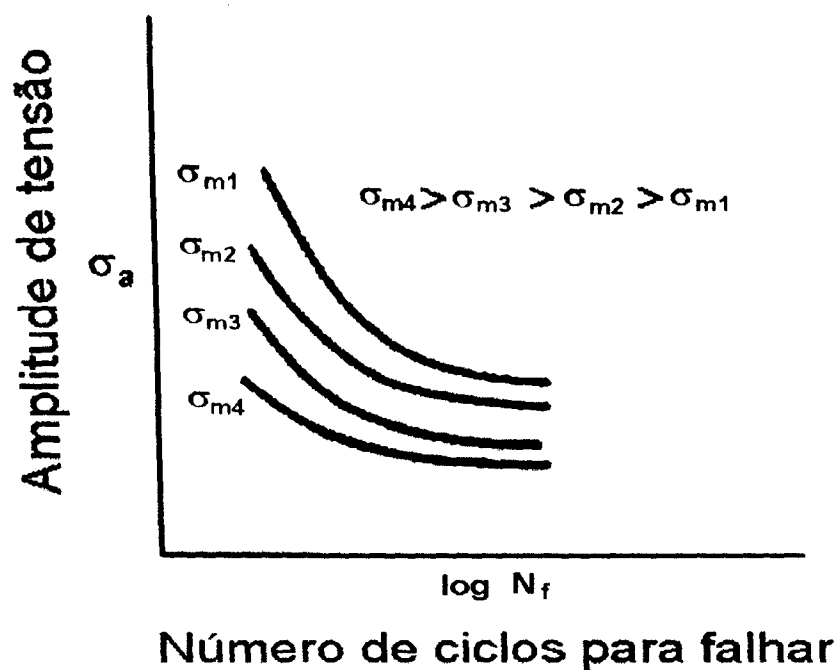


Figura 15: Diagrama tensão-vida para diferentes valores de  $\sigma_m$ , (SURESH, 1991).

Os efeitos da tensão média em fadiga também são representados por modelos, onde diferentes combinações de  $\sigma_a$  e  $\sigma_m$  são usados para fornecer diagramas de vida constante. Os modelos mais conhecidos são aqueles sugeridos por Gerber em 1874, Goodman em 1899 e Soderberg em 1939, representados na figura 16 e descritos pelas seguintes expressões:

- Relação de Gerber

$$\sigma_a = \sigma_N \left[ 1 - \left( \frac{\sigma_m}{\sigma_r} \right)^2 \right] \quad (14)$$

- Relação de Goodman

$$\sigma_a = \sigma_N \left( 1 - \frac{\sigma_m}{\sigma_r} \right) \quad (15)$$

- Relação de Soderberg

$$\sigma_a = \sigma_N \left( 1 - \frac{\sigma_m}{\sigma_r} \right) \quad (16)$$

onde  $\sigma_a$  denota a resistência à fadiga para tensões médias diferentes de zero,  $\sigma_N$  a resistência à fadiga para um determinado número de ciclos em carregamento totalmente reverso ( $R=-1$ ),  $\sigma_e$  é o limite de escoamento e  $\sigma_r$  é o limite de resistência à tração do material.

A equação (14) é aplicada para ligas dúteis, enquanto a (15) é compatível com observações experimentais em materiais frágeis e a equação (16) fornece uma avaliação conservativa da vida em fadiga para a maioria das ligas de engenharia.

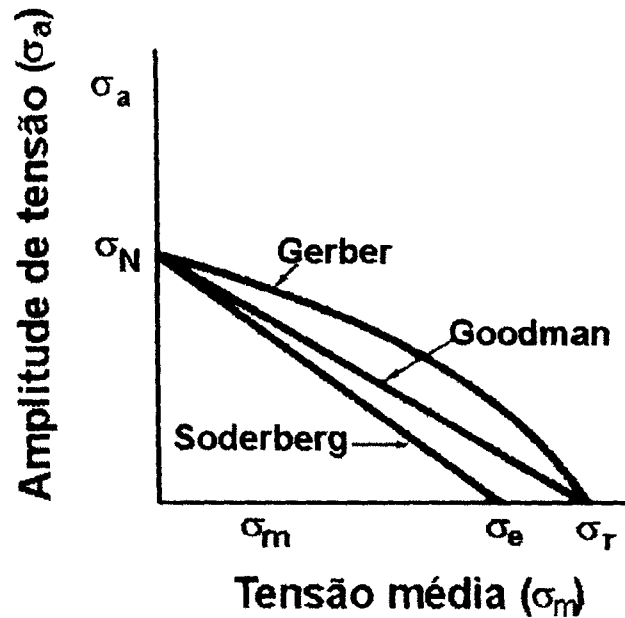


Figura 16: Diagramas de vida constante para carregamento com  $\sigma_m$  diferentes de zero, (SURESH, 1991).

### 3.4.3 - Mecanismos e micromecanismos de iniciação e propagação de trincas em fadiga

Segundo McDOWELL (1996), uma progressão de eventos levam à falha por fadiga: i) os estágios iniciais da formação da trinca, quando ocorre a nucleação, ii) crescimento de trinca curta e iii) propagação de trincas mecanicamente longas.

Assim, uma maneira usual de decomposição da vida total ( $N_t$ ) em fadiga pode ser dada por:

$$N_t = N_i + N_p \quad (17)$$

onde  $N_i$  é o número de ciclos para iniciação (ou nucleação) de um defeito como uma trinca e  $N_p$  é o número de ciclos de propagação desta trinca até uma dimensão crítica.

Segundo McDOWELL (1996) a vida de iniciação  $N_i$  é calculada usando vários métodos estimativos, de forma semelhante à equação de Coffin-Manson para fadiga de baixo ciclo.

O termo "vida de iniciação" é um pouco enganoso, uma vez que inclui tanto o processo de nucleação como a propagação de trincas curtas. Até os modernos projetos com tolerância de defeitos para fadiga são baseados na premissa que estruturas de engenharia são inerentemente falhas. A vida em fadiga, então, é o tempo ou número de ciclos para propagar uma falha ou trinca dominante ( $N_p$ ), de um tamanho inicial assumido, ou medido por meio de ensaios não destrutivos, até uma dimensão crítica. Esta propagação é ditada pela tenacidade à fratura do material, carga limite, mudança da deformação permitida ou tendência permitida, SURESH (1991).

### 3.4.3.1 - Nucleação da trinca

Existe um grande número de possibilidades para a nucleação de trincas e entre elas estão a formação de bandas de deslizamento persistentes (PSB), os defeitos pré-existentes associados ao processamento e usinagem do material ou formados pelas condições de serviço do componente. LINDLEY & NIX (1984), descreveram várias destas causas de introdução de defeitos em componentes.

A origem de trincas de fadiga em metais e ligas de alta pureza é freqüentemente racionalizada pelos mecanismos propostos inicialmente por Wood em 1958. A premissa básica destes mecanismos é que a deformação cíclica repetida causa pequenos movimentos de vai-e-vem nos planos de escorregamento. Com a irreversibilidade das deformações por cisalhamento, ao longo das bandas de deslizamento, aumenta a rugosidade da superfície do material caracterizada microscópicamente como "colinas" e "vales" em locais onde as bandas de deslizamento emergem na superfície livre, SURESH (1991). Estes vales funcionam como micro-entalhes e o efeito de concentração de tensão na raiz destes vales promove a nucleação de por trincas de fadiga. As "colinas" e os "vales" são normalmente referidos como extrusões e intrusões, respectivamente, e estão esquematizados na figura 17.

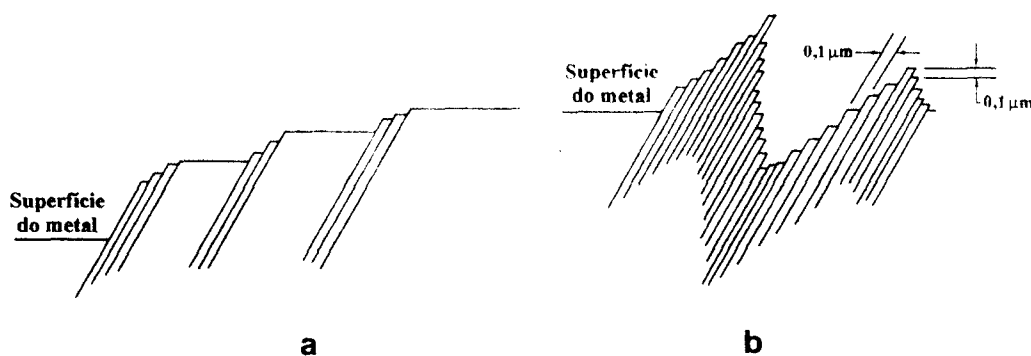


Figura 17: Formação de bandas de deslizamento: (a) no caso de carregamento monotônico, (b) no caso de carregamento cíclico originando intrusões e extrusões, FUCHS & STEPHENS (1980).

Em monocristais, esta fase inicial da vida em fadiga pode consumir um tempo considerável, BROWN & OGIN (1985). No entanto, em materiais policristalinos existem vários concentradores de tensões superficiais, tais como: contornos de grão, pontos triplos, inclusões, riscos de usinagem, e entalhes, que individualmente ou em uma variedade de combinações podem iniciar uma trinca, MILLER (1993). Assim, a fase de iniciação é muito curta, podendo até mesmo assumi-la como inexistente, MILLER (1985). Tal trinca irá se propagar até que seja desacelerada por barreiras microestruturais, como contornos de grão, zonas perlíticas, inclusões, etc., ou uma redução do campo tensão-deformação, ou ambos. Essas barreiras não podem acomodar o crescimento contínuo da trinca na direção original.

Assim, o limite de fadiga de um material, componente ou estrutura, está associado não apenas ao nível de tensão, mas também ao comprimento da trinca,  $a$ , que é a distância que uma trinca propaga antes de ser desacelerada por uma barreira microestrutural, MILLER & O'DONNELL (1999). A incapacidade de propagação de uma trinca é descrita matematicamente como taxa de crescimento da trinca,  $da/dN$ , igual a zero, onde  $a$  é o comprimento de trinca e  $N$  é o número de ciclos, MILLER (1993).

#### **3.4.3.2 - Propagação da trinca**

Uma vez nucleada, a trinca tende a seguir um regime de crescimento inicial coincidente com a orientação do plano cristalográfico de máxima tensão de cisalhamento ( $45^\circ$ ), chamado de estágio I de propagação. Pode haver também uma transição para o estágio II, que é caracterizado pela propagação perpendicular à direção da máxima tensão principal. Este mecanismo, foi inicialmente demonstrado por Forsyth em 1963, para ligas de AlZnMg de alta pureza, LINDLEY (1997)

A transição do estágio I para o estágio II de propagação é observada em comprimentos de trincas da ordem de 1 a 4 diâmetros de grãos, McDOWELL (1996). Normalmente, apenas uma única trinca propaga-se até



a fratura em fadiga de alto ciclo e a densidade de trincas é relativamente baixa quando comparada ao que ocorre na fadiga de baixo ciclo, em corpos de prova polidos. A trajetória típica da trinca e o comprimento da trinca relativo ao tamanho de grão para carregamento uniaxial é mostrada na figura 18.

Segundo MILLER (1993), em materiais de grãos grandes e com numerosos sistemas de escorregamento e, conseqüentemente, com menores barreiras ao crescimento inicial da trinca, o estágio II de propagação irá se desenvolver rapidamente e a ocorrência de um limite de fadiga será muito difícil.

Em monocristais, a transição do estágio I para o estágio II de propagação causa a formação de estruturas celulares de discordâncias e o colapso das bandas de deslizamento persistentes na frente da trinca.

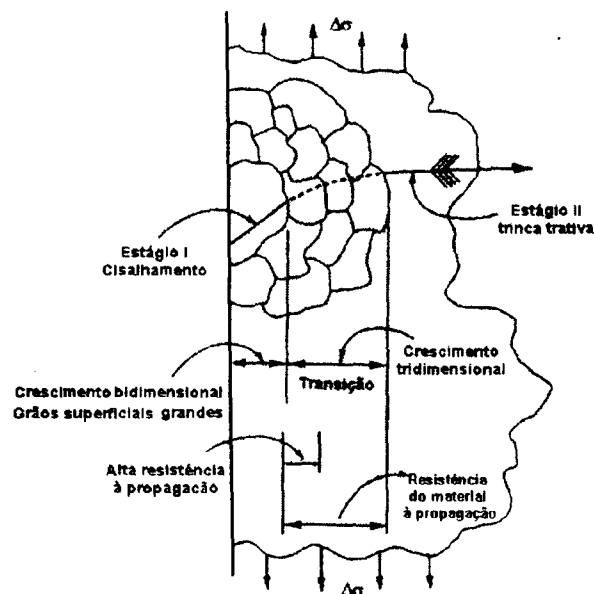


Figura 18: Transição do estágio I (cisalhamento) para estágio II (trativo) de propagação para carregamento uniaxial (MILLER, 1993).

Enquanto as superfícies de fratura criadas pelo estágio I exibem um perfil mais polido, o estágio II de propagação, em muitas ligas de engenharia, leva a formação de "estrias" de fadiga ou ondulações nas superfícies fraturadas, SURESH (1991). Cada estria representa a posição de

uma frente da trinca em um determinado ciclo de carregamento, que avança perpendicularmente ao plano da máxima tensão de tração.

Um dos modelos para a formação destas estrias é o proposto por Laird em 1967. Neste, o aumento da extensão da trinca por ciclo de fadiga é esperado ocorrer devido ao arredondamento plástico da frente da trinca durante a aplicação da tensão trativa e subsequente reaguçamento da frente da trinca quando o carregamento é revertido (durante a compressão) e arredondada novamente durante a próxima seqüência de tração, como representado pela figura 19.

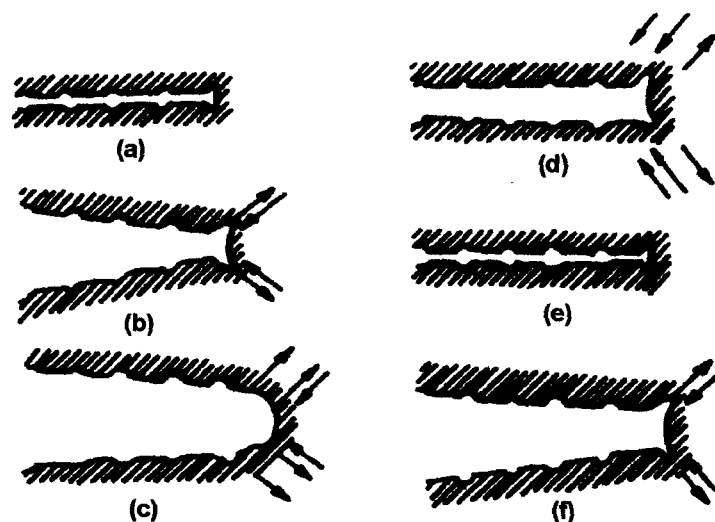


Figura 19: Modelo de arredondamento e reaguçamento para a propagação de trinca por fadiga no estágio II. a) Carga zero, b) Pequena carga trativa, c) Pico de carga trativa no ciclo, d) Início da carga de compressão, e) Pico carga compressiva, f) pequena carga trativa no ciclo de tração subsequente. As setas indicam a direção de escorregamento, LAIRD (1978).

O modelo de Laird aplica-se à uma grande variedade de materiais dúteis, inclusive polímeros, devido à sua descrição comum do processo de arredondamento plástico.

A quantificação do comportamento de uma trinca em fadiga é realizada experimentalmente com corpos de prova padronizados especialmente para este fim e analisada por modelos matemáticos da

mecânica da fratura. Atualmente, os modelos disponíveis são originados das teorias da Mecânica da Fratura Elástica Linear (MFLE), Mecânica da Fratura Elasto-Plástica (MFEP) e da Mecânica da Fratura Microestrutural (MFM) e a utilização de um destes modelos está relacionada, principalmente, como descrito a seguir, ao tamanho e à taxa de propagação da trinca.

A análise pela mecânica de fratura elástica linear (MFEL) permite a obtenção do comportamento do crescimento de trincas longas por fadiga baseada na variação do fator de intensidade de tensão na frente de uma trinca,  $\Delta K$ :

$$\Delta K = K_{\max} - K_{\min} \quad (18)$$

onde  $K_{\max}$  e  $K_{\min}$  são, respectivamente, os fatores de intensidade de tensão máximo, correspondente à carga máxima  $P_{\max}$  ou tensão nominal máxima  $\sigma_{\max}$  e mínimo, correspondente à carga mínima  $P_{\min}$  ou tensão nominal mínima  $\sigma_{\min}$ , na frente da trinca. Assim, a equação (18) pode ser reescrita da seguinte forma:

$$\Delta K = Y \Delta \sigma (\pi a)^{1/2} \quad (19)$$

onde  $Y$  é um fator geométrico da trinca,  $\Delta \sigma$  é a variação da tensão nominal e  $a$  é o tamanho da trinca.

Com a determinação de  $\Delta K$ , a taxa de propagação de uma trinca, ou variação no comprimento por ciclo de carga,  $da/dN$ , é obtida pela Lei de Paris, ou seja,

$$\frac{da}{dN} = C (\Delta K)^m \quad (20)$$

onde  $C$  e  $m$  são constantes empíricas que dependem das propriedades mecânicas e da microestrutura do material e das condições de ensaio.

A figura 20 mostra o gráfico da taxa de crescimento ( $da/dN$ ) em função de  $\Delta K$ , ambos em escala logarítmica, onde três ou regimes distintos de propagação podem ser observados. Segundo SURESH (1991), no regime I de propagação da trinca, o aumento médio no crescimento por ciclo é menor que um espaçamento do reticulado cristalino; o regime II, ou regime de Paris, exhibe uma variação linear do logaritmo de  $da/dN$  com o logaritmo de  $\Delta K$ ; já o regime III, com altos valores de  $\Delta K$ , as taxas de propagação da trinca aumentam rapidamente causando a falha catastrófica.

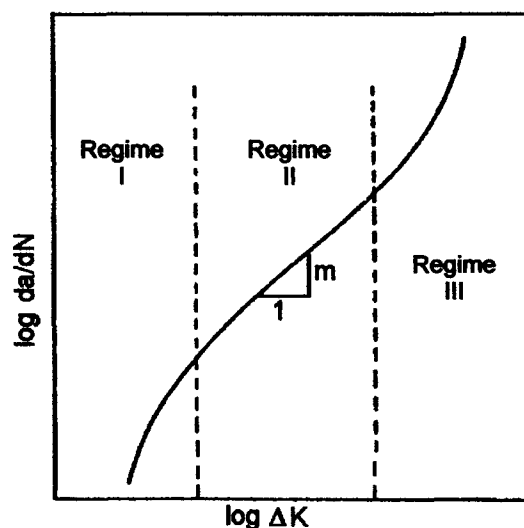


Figura 20: Diferentes estágios da propagação de trincas por fadiga, (SURESH,1991).

A MFLE pode ser utilizada unicamente nos casos onde baixas tensões são aplicadas, quando é criada uma zona plástica na frente da trinca desprezível, o que implica em que a MFLE pode ser usada somente para quantificar o comportamento do crescimento da trinca.

No estudo da nucleação de trincas curtas em fadiga convencional a MFLE não pode ser utilizada, pois as tensões envolvidas são altas, da ordem do limite de escoamento, tornando necessário a utilização da mecânica da fratura microestrutural (MFM) e no estudo do crescimento de

trincas curtas a mecânica da fratura elasto-plástica (MFEP) para quantificar este comportamento. Estes dois casos são de grande importância, pois podem avaliar a resistência dos parâmetros microestruturais na nucleação e propagação de trincas.

De acordo com a MFM, o crescimento de trinca pode ser descrito por :

$$\frac{da}{dN} = B \Delta\gamma^n (d-a) \quad (21)$$

onde B e n são constantes do material,  $\Delta\gamma$  é a variação da tensão de cisalhamento e d é a maior distância que uma trinca pode percorrer até encontrar uma barreira microestrutural. Ao se reduzir o valor de d, como por exemplo no refino de grão, aumenta-se o limite de fadiga do material. No limite de fadiga o valor de da/dN é igual a zero.

A figura 21 apresenta um diagrama esquemático do limite de fadiga de um material definido para uma taxa de crescimento de trinca zero, com as regiões de aplicabilidade da MFM, MFEP e MFEL. Nesta figura A, B e C representam barreiras microestruturais.

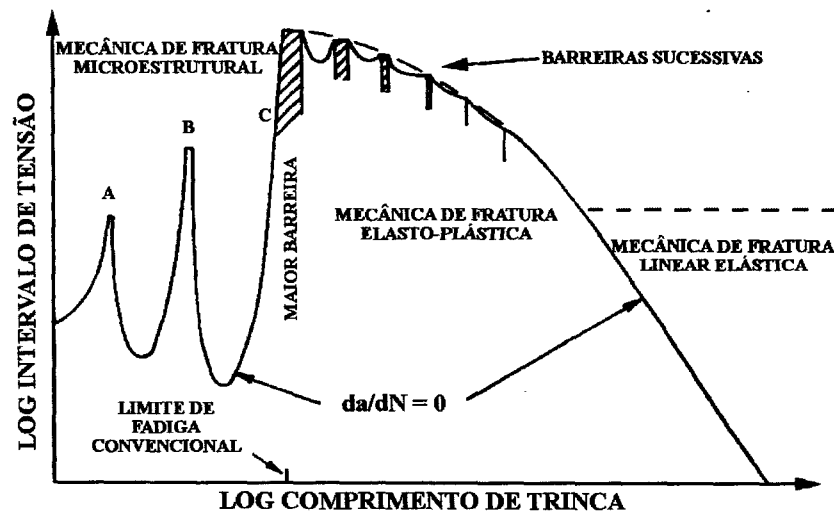


Figura 21 - Esquema apresentando a aplicabilidade de conceitos de MFM, MFEP e MFLE (MILLER, 1993).

A figura 22 descreve os diferentes comprimentos de trincas possíveis de serem obtidos, ou seja: longas, fisicamente curtas e microestruturalmente curtas, bem como os conceitos da mecânica da fratura aplicados a cada um e outras diferenças fundamentais, como os modos de propagação ou de abertura de trincas I, II e III. Estes modos de abertura estão representados na figura 23. No modo I, ou modo de abertura trativo, as superfícies da trinca se movem separadamente na direção normal ao plano da trinca; no modo II, ou modo do plano de escorregamento ou de cisalhamento, as faces da trinca são mutuamente cisalhadas na direção normal à frente da trinca; no modo III ou de rasgamento as faces da trinca sofrem cisalhamento paralelo à frente da trinca.

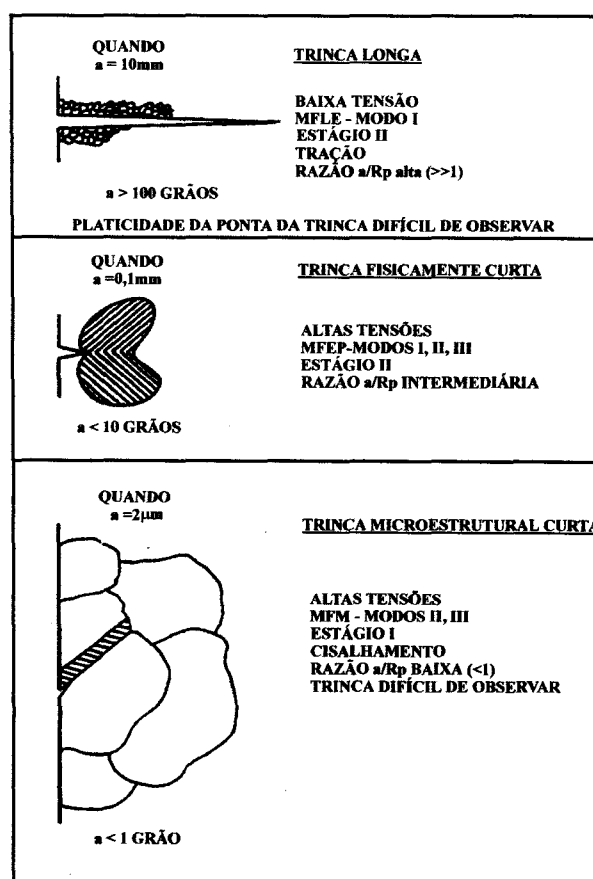


Figura 22: Diferenças básicas entre os comprimentos de trincas (MILLER, 1993).

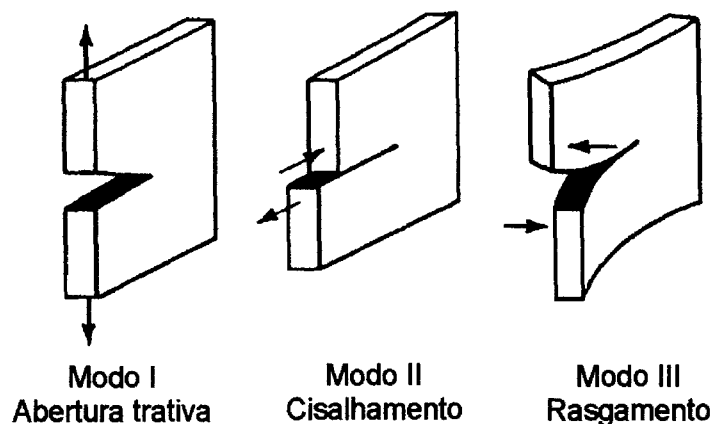


Figura 23: Modos de abertura ou de propagação de trincas (MEYERS & CHAWLA, 1982).

### 3.5 - Fadiga por Fretting

*Fretting* é o movimento oscilatório de pequena amplitude entre superfícies em contato, sujeitas a vibrações, ou a tensões cíclicas, como em fadiga, WATERHOUSE (1992a).

O processo de falha por *fretting* origina-se de uma interação sinérgica entre os mecanismos de desgaste, fadiga e corrosão, impulsionado por microdeslizamentos nas superfícies em contato e pelas tensões cíclicas de contato de *fretting* como relatado por SZOLWINSKI & FARRIS(1996). Uma das conseqüências imediatas desse processo, em condições atmosféricas normais, é a produção de detritos óxidos. Consequentemente, as denominações desgaste por fretting ou corrosão por fretting são aplicadas ao fenômeno, WATERHOUSE (1992a). O termo fadiga por fretting denomina a redução da vida em fadiga de um membro estrutural, devido a falha da superfície sob *fretting*, BILL (1983). A regra para a utilização de um desses três termos para caracterizar uma determinada falha é avaliar a predominância de um desses mecanismos sob condições de *fretting*, ou seja, desgaste, fadiga ou corrosão.

WATERHOUSE (1992a), em sua revisão sobre o assunto, coloca que em muitos casos o movimento existente entre as superfícies em contato é uma consequência de um dos membros deste contato estar sujeito a tensões cíclicas, originando uma nucleação prematura de trincas de fadiga. A isto ele denomina de fadiga por fretting ou fadiga por contato. Toda literatura encontrada sobre o assunto, experimental ou teórica, não utiliza este último termo, que designa geralmente a falha por fadiga em contatos rolantes, como em rolamentos de esferas. Segundo o ASM HANDBOOK 19 (1996), a fadiga por contato envolve apenas estados de tensões Hertzianas e é uma falha superficial caracterizada por microfissurações devido à formação de pites (*"pitting"*). Além disto, a geometria do contato e o movimento dos elementos rolantes produzem tensões de cisalhamento subsuperficiais, que por sua vez envolvem uma componente hidrostática que inibem a fratura trativa

É usual a utilização do termo fadiga simples ou convencional (*"plain fatigue"*) para os ensaios de fadiga sem a ação do fenômeno de *fretting*, para diferenciá-los dos ensaios de fadiga por fretting. Isto é necessário uma vez que, quando são estudados comparativamente, ambos são ensaios de fadiga de alto ciclo.

Vale ressaltar que o termo deslizamento (*"slip"*) é utilizado para descrever microdeslizamentos entre duas superfícies, apesar de alguns autores, como SZOLWINSKI et al (1997), utilizarem o termo microdeslizamento (*"microslip"*) para descrever uma área do deslizamento parcial (*"partial slip"*), que é caracterizado por uma região central de não deslizamento ou assentamento (*"stick"*), rodeado por regiões de microdeslizamento. Segundo o ASM HANDBOOK 19 (1996), em fadiga por fretting, o termo *"slid"* ou *"sliding"* é usado para descrever macrodeslizamentos normalmente acima de 100  $\mu\text{m}$ . Assim, neste trabalho, o termo deslizamento (ou *"slip"*) descreve o movimento oscilatório de pequena amplitude, menor que 100  $\mu\text{m}$ , e não o mecanismo de fadiga resultante do movimento de discordâncias, referido aqui como escorregamento.



### 3.5.1 - Introdução histórica à fadiga por fretting

Segundo WATERHOUSE (1992b), o fenômeno de *fretting* foi primeiro relatado por Eden , que em 1911 observou que detritos óxidos de coloração marrom eram formados nas garras de aço de sua máquina de fadiga em contato com um corpo de prova de aço.

Em 1927, Tomlinson, realizou a primeira investigação sistemática do processo de fretting, onde claramente reconheceu que a corrosão é um fator secundário e que o dano superficial deveria ser causado por movimentos de grandeza muito pequena, em torno de 125 nm, HOEPPNER (1994) e WATERHOUSE (1992b). Estes movimentos relativos foram denominados "*slip*" ou simplesmente deslizamento, além de ter criado o termo "*fretting corrosion*" ou corrosão por fretting, devido aos óxidos de ferro vermelho ( $\alpha$  -  $\text{Fe}_2\text{O}_3$  ) que ele encontrou nos seus corpos de prova de aço, segundo WATERHOUSE (1992a ).

As primeiras investigações sobre o efeito que o fretting poderia ter nas propriedades de fadiga mostraram uma redução entre 13 e 17% na resistência à fadiga, causada por pites na superfície, HOEPPNER (1994).

A *American Society for Testing and Materials* (ASTM) organizou um simpósio sobre corrosão por fretting em 1952, onde MCDOWELL mostrou que uma ação conjunta dos mecanismos de fretting e fadiga, como de fato ocorre na prática, era muito mais perigosa, produzindo fatores de redução de resistência à fadiga de 2 a 5 vezes e até mesmo maiores.

O termo fadiga por fretting ("*fretting fatigue*") foi utilizado inicialmente por LIU et al em 1957 em uma publicação da ASTM e a aceleração do processo de iniciação de trincas sob condições de fretting foi demonstrado por FENNER & FIELD em 1958.

WATERHOUSE (1961), um dos maiores pesquisadores em fadiga por fretting, publicou seu primeiro artigo de pesquisa sobre o fenômeno e mostrou a recristalização da ferrita na região sob fretting quando um aço de baixo carbono estirado era sujeito à fadiga por fretting.

Segundo HOEPPNER (1994), o campo da corrosão por fretting alcançou tanta preocupação que o exército americano editou uma grande revisão da literatura sobre o assunto em 1963.

A primeira grande investigação de análise de fadiga por fretting foi realizada por NISHIOKA & HIRAKAWA entre 1969 e 1972 em uma série de seis artigos detalhados que foram motivados por um problema encontrado em materiais rodantes do trem Shinkansen. Eles propuseram um dos modelos iniciais em fadiga por fretting que permitiu estimar a vida em fadiga sob condições de *fretting* a partir do conhecimento da amplitude de deslizamento, da pressão de contato e dos materiais envolvidos, LINDLEY (1997).

Em 1970, a Organização do Tratado do Atlântico Norte, por meio do seu Grupo Consultor para Pesquisa e Desenvolvimento Aeroespacial, Materiais e Estruturas (NATO/AGARD/SMP), organizou a primeira parte de um manual sobre o assunto, como relatado por HOEPPNER (1992). Isto mostra a preocupação de uma das maiores alianças militares da época com a ocorrência de fretting em componentes estruturais de aeronaves. Com isto, entre a década de 70 e meados da de 80, numerosos artigos foram publicados e uma ampla pesquisa foi realizada em ligas utilizadas em aeronaves, como de alumínio e de titânio, sob fadiga por fretting, bem como o efeito do meio ambiente. Neste período, os pesquisadores concluíram que o *fretting* é predominantemente influenciado por falhas mecânicas.

Os conceitos da Mecânica da Fratura foram aplicados à fadiga por fretting inicialmente por ENDO & GOTO (1976) e posteriormente consolidados por EDWARDS (1981).

A partir de 1980 foi reconhecida a ocorrência de fretting e fadiga por fretting em implantes ortopédicos. Com o tempo, uma vez que estes implantes passaram a possuir cada vez mais juntas mecânicas, a preocupação com danos sob condições de fretting aumentou consideravelmente, especialmente em certas ligas de titânio, devido à possibilidade de infecções no corpo humano, resultantes da presença dos detritos originados a partir de tal fenômeno, HOEPPNER (1994).

Durante a década de 1980 surgiu uma diversidade de experimentos e análises em fadiga por fretting, como por exemplo as técnicas de modelamento e avaliação térmica realizadas por ATTIA et al (1985) e os estudos de HATTORI et al (1988), na aplicação da mecânica da fratura à fadiga por fretting.

A partir de 1987 houve grande contribuição dos conceitos da mecânica do contato para as investigações dos aspectos fundamentais nos ensaios de fadiga por fretting, tanto nos princípios físicos como nos aspectos experimentais desse fenômeno. Essas contribuições estão bem relatadas, principalmente nos trabalhos de NOWEL & HILLS (1987), HILLS et al (1988) e NOWEL & HILLS (1990). Nesta época surgiu também o conceito de mapas de fretting, inicialmente sugerido por VINGSBO & SÖDEBERG (1988).

A partir de 1990 simpósios relatados em publicações, tais como a ASTM STP 1159 (1992) e o FRETTING FATIGUE, ESIS 18 (1994), este último organizado e publicado pela *European Structural Integrity Society* (ESIS), buscaram a normalização de ensaios, novos métodos analíticos e experimentais, como o uso de atuadores independentes para a aplicação de um carregamento cíclico para a força normal por FERNANDO et al (1994).

Outras publicações importantes são o ASM HANDBOOK 18 (1992), com uma importante contribuição em fretting compilada por WATERHOUSE e o ASM HANDBOOK 19 (1996), com um extenso capítulo sobre fadiga por fretting.

Os conceitos da fadiga multiaxial para a nucleação de trincas têm sido aplicados ao problema de fretting, devido à similaridade com as observações realizadas na formação de trincas em fadiga por fretting realizadas em ligas de alumínio utilizadas em aeronaves por SZOLWINSKI & FARRIS (1996).

Em 1997 foi formado o MURI (Multidisciplinary University Research Initiative on High Cycle Fatigue), que tem como objetivo a realização de estudos teóricos e experimentais em três áreas principais: interações de fadiga de alto/baixo ciclo; influência de entalhes e danos causados por choques de objetos estranhos e fadiga por fretting em ligas de titânio (Ti-6Al-4V) e ligas monocristalinas (palhetas) e policristalinas (discos) à base de Ni,

BOYCE (1998). Este grupo de pesquisa é composto, principalmente, por pesquisadores da *University of California at Berkeley (UCB)*, *Massachusetts Institute of Technology (MIT)*; *Harvard University* e *Michigan Technological University (MTU)*.

Vários trabalhos têm mostrado a necessidade de padronização dos ensaios de fadiga por fretting, sendo que as maiores dificuldades encontram-se, principalmente, na diversidade de equipamentos, técnicas instrumentais e terminologia empregadas atualmente.

### **3.5.2 - Variáveis e objetivos de ensaios em fadiga por fretting**

As variáveis que podem ser consideradas de grande importância na quantificação do processo de fadiga por fretting foram descritas por HILLS (1994) e são as seguintes:

1. Variáveis que controlam o campo de tensão do contato:
  - Distribuição da pressão de contato e sua intensidade, ou equivalentemente, a geometria de contato e a carga normal.
  - Coeficiente de atrito interfacial.
  - Magnitude e história da força de cisalhamento exercida.
2. Grandeza do campo de tensão e sua variação
3. Variáveis que controlam as tensões na escala das asperidades superficiais e suas variações:
  - Informação da textura superficial, como por exemplo, a rugosidade da superfície.
  - Quantidade da plasticidade na escala das asperidades.
  - Deslocamento tangencial superficial relativo.

Este autor também resumiu os tipos de experimentos em fadiga por fretting em três categorias de acordo com o objetivo do ensaio:

1. Ensaio de categoria ou classificação de materiais.

O objetivo destes ensaios é simplesmente classificar a resistência do material à fadiga por fretting de maneira genérica, sem tentar simular as condições de contato que ocorrem em qualquer configuração real.

2. Ensaio projetado para simular contatos de fretting reais.

Estes são destinados a reproduzir, em laboratório, falhas que ocorrem em componentes em condições de serviço.

3. Investigações em fundamentos da fadiga por fretting.

Nesta categoria de ensaios, o objetivo é a elucidação dos princípios físicos do processo em fadiga por fretting.

### 3.5.3 - Métodos de ensaios em fadiga por fretting

Como os ensaios de fadiga por fretting ainda não são normalizados, existe, na literatura, uma grande variedade de dispositivos para a aplicação do *fretting* adaptados tanto em máquinas servo-hidráulicas uniaxiais, usadas nos ensaios de fadiga, como em equipamentos mais sofisticados como os de ensaios biaxiais, utilizando-se dois pares de atuadores, um horizontal e o outro vertical, controlados independentemente, LINDLEY (1997).

Os métodos mais comuns de ensaios em fadiga por fretting estão exemplificados na figura 24. Nestes experimentos, são empregados corpos de prova utilizados em ensaios de fadiga, com blocos ou pontes de contato pressionados contra eles, sob carregamento cíclico, como tração-tração, tração-compressão, flexão rotativa ou plana e torção. Isto induz a deslizamentos entre o dispositivo de *fretting* e o corpo de prova, WATERHOUSE (1992a).

A maioria dos dispositivos de ensaio de fadiga por fretting envolve o estabelecimento do contato entre o bloco de contato (cilíndrico ou plano) e o corpo de prova plano, seguido da aplicação de uma força normal  $P$  nestes blocos, gerando uma força tangencial  $\Delta Q$ , induzida nos blocos, devido ao microdeslizamento na região de contato, pela aplicação da tensão axial cíclica  $\sigma_0$  no corpo de prova, SZOLWINSKI & FARRIS (1998).

Para os dois métodos esquematizados pela figura 24, é geralmente utilizado um anel dinamométrico (*proving ring*) para a aplicação da força normal, como aqueles utilizados por PAPE & NEU (1999), LINDLEY & NIX (1994), MUTOH et al (1989), SPINK (1990) e esquematizado na figura 25.

Dispositivos mais complexos, adaptados também à máquinas de ensaio uniaxiais, que permitem a variação da força tangencial com o nível de carregamento axial, foram usados por SZOLWINSKI & FARRIS (1998) e HILLS et al (1988).

Ensaio de fadiga por fretting em máquinas de ensaios biaxiais, com dois pares de atuadores independentes, um para aplicação do carregamento cíclico de fadiga e outro para a imposição de uma força normal variável foi usado por FERNANDO et al (1994). HILLS (1994), usou uma máquina servo-hidráulica com dois atuadores independentes, um para o carregamento de fadiga e outro para aplicação tangencial cíclica  $\Delta Q$ .

Os ensaios de fadiga por fretting requerem a instrumentação destes dispositivos para o acompanhamento de suas variáveis. A medição dos parâmetros de contato  $P$ ,  $\Delta Q$  e, conseqüentemente, do coeficiente de atrito  $\mu$ , é geralmente realizada por meio de extensômetros elétricos colados em várias partes do dispositivo e previamente calibrados, o que permite a utilização de um único dispositivo de fretting instrumentado para vários ensaios.

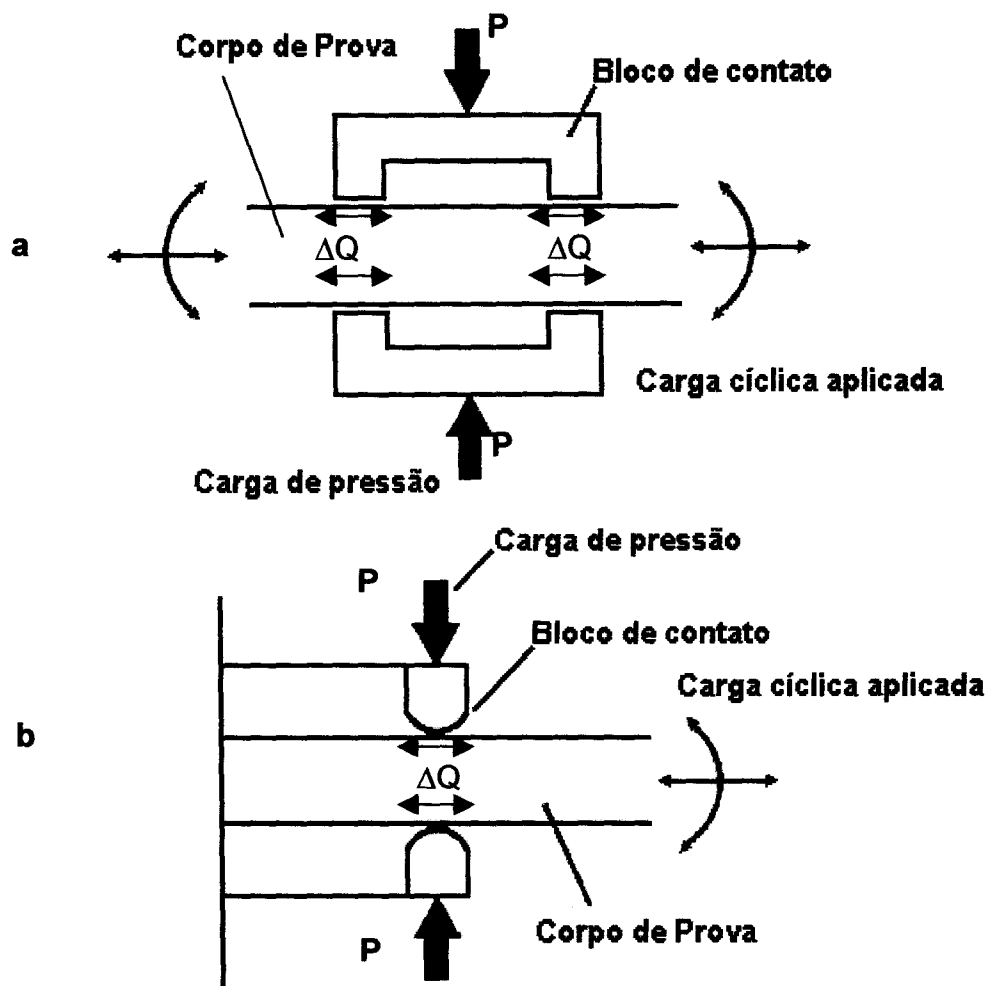


Figura 24 : Métodos típicos de ensaios de fadiga por fretting: a) Contato plano com plano usando blocos de contato do tipo ponte; b ) Contato cilindro com plano usando blocos de contatos cilíndricos, (MUTOH, 1995).

Extensômetros elétricos (*strain gages*) medem as deformações em materiais sujeitos à uma carga estática ou dinâmica e são arranjados, geralmente, em um quarto de ponte, meia ponte ou uma ponte completa de Wheatstone. O tipo mais utilizado nos ensaios de fadiga por fretting é aquele que pode ser colado em pequenas áreas, também denominado de extensômetro colado de resistência elétrica e é constituído de um filme metálico, com a função de micro-resistência elétrica impresso em uma película isolante. Este tipo de extensômetro elétrico, quando firmemente aderido a uma superfície qualquer, instrumentado e calibrado

adequadamente, acompanha as micro-deformações ocorridas nesta superfície, conforme as variações de resistência elétrica nesta área, AZEVEDO JUNIOR (1989). A figura 26 ilustra um extensômetro deste tipo. As características, aplicações, modos de instalação e instrumentação para vários tipos de extensômetros elétricos, foram descritos por AZEVEDO JUNIOR (1989) e WINDOW & HOLISTER (1982).

Nos ensaios de fadiga por fretting, que utilizam a configuração esquematizada na figura 25, os extensômetros que medem a força normal  $P$  são colados no anel dinamométrico, a 90 graus dos parafusos de ajuste, que ao serem apertados deformam elasticamente o anel e comprimem os blocos de contato do tipo ponte contra o corpos de prova. Por sua vez, a força de atrito, ou tangencial,  $\Delta Q$ , está relacionada à deformação dos blocos de contato, após o carregamento de fadiga, acusada pelos extensômetros colados sob os mesmos, como descrito por NAKAZAWA et al (1994) e MUTOH & TANAKA (1988), entre outros.

Neste caso a força de atrito é resultante de duas componentes: da flexão dos blocos do tipo ponte e de parte da tensão axial aplicada ao corpo de prova que é transmitida ao bloco devido ao atrito entre as superfícies em contato, conforme PAPE & NEU (1999) e NIX & LINDLEY (1985). Na aplicação do carregamento de fadiga, o corpo de prova deforma elasticamente enquanto o bloco de contato é pressionado contra ele, o que gera o movimento oscilatório entre os dois e portanto a força de atrito entre as superfícies em contato.

A aquisição de dados pode ser realizada por meio de aparelhos independentes que fazem a excitação, o condicionamento, permitindo a leitura direta e/ou a gravação dos sinais emitidos pelos extensômetros, montados em pontes de Wheatstone ou usando-se uma placa de aquisição de dados via microcomputador, ligada a um módulo de excitação e subsequente condicionamento dos sinais análogos emitidos pelos extensômetros. O controle, monitoramento e análise de cada ensaio de fadiga, neste caso, deve ser feito por meio um *software* específico, SZOLWINSKI & FARRIS (1998).



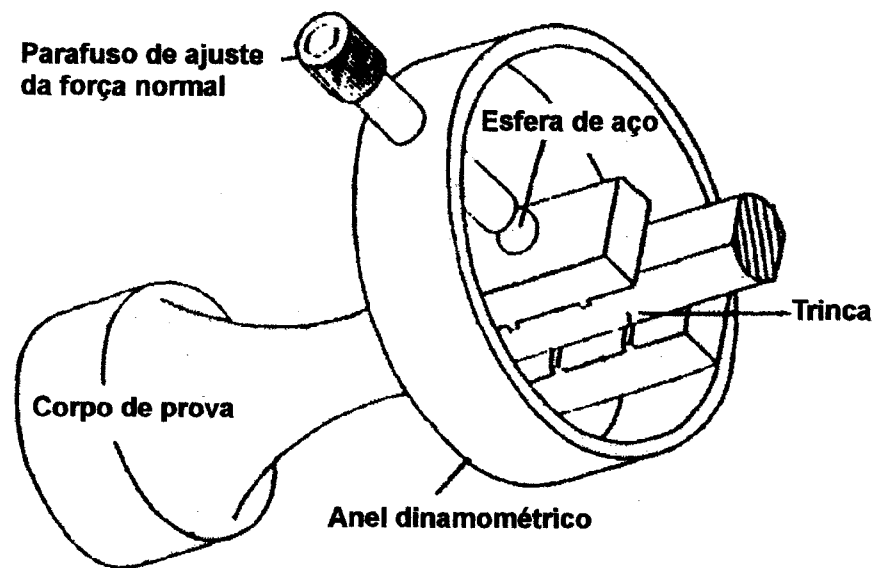


Figura 25: Montagem de um ensaio de fadiga por fretting (LINDLEY & NIX, 1994).

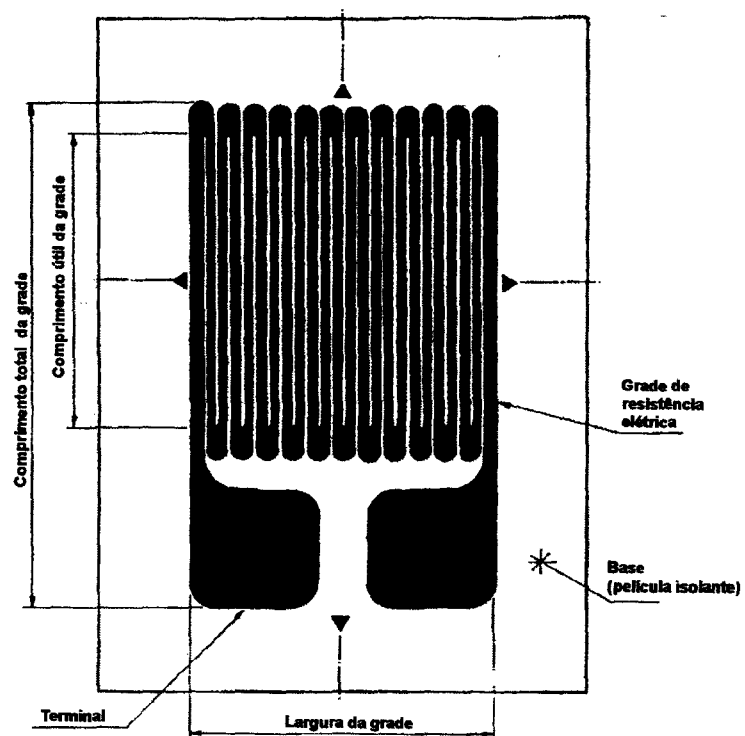


Figura 26: Esquema de um extensômetro elétrico de filme, (AZEVEDO JÚNIOR, 1989).

### 3.5.4 - Distribuição de tensões e ponto de iniciação de trincas em fadiga por fretting.

#### 3.5.4.1 - Contatos cilíndricos ou esféricos com plano

Nos contatos sob fretting existem basicamente duas situações identificadas, que são o deslizamento parcial e o total, WATERHOUSE (1992a).

O modelo analítico para as tensões na área de contato de fretting foi proposto independentemente por Cattaneo em 1938 e Mindlin em 1949. Eles assumiram o contato Hertziano de cilindros elásticos isotrópicos, sujeitos a um carregamento tangencial monotônico e a lei de Coulomb de atrito por escorregamento, em uma base localizada e sem nenhum movimento relativo, SZOLWINSKI et al (1996). O diagrama da figura 27 ilustra esta situação, onde uma esfera é carregada contra uma placa plana com força normal  $P$ . Segundo WATERHOUSE (1992a) esta situação poderia ser igualmente aplicada aos cilindros. A distribuição da pressão na região de contato circular de diâmetro  $2a_m$ , é representada por um hemisfério com um valor máximo  $P_{m\acute{a}x}$  no centro e zero na circunferência. De acordo com WATERHOUSE (1992a), a tensão de cisalhamento  $q$  é teoricamente infinita no perímetro e mínima no centro, desde que o coeficiente de atrito  $\mu$  seja diferente de zero. Assim, quando uma força tangencial  $Q$  é aplicada, o movimento é contraposto pelas forças de atrito  $\mu p$ , onde  $\mu$  é assumido constante e menor que a unidade. Na região central onde  $\mu p$  é maior que  $q$  nenhum deslizamento ocorre, enquanto que na região perimetral, onde  $\mu p$  é menor do que  $q$  o deslizamento ocorre.



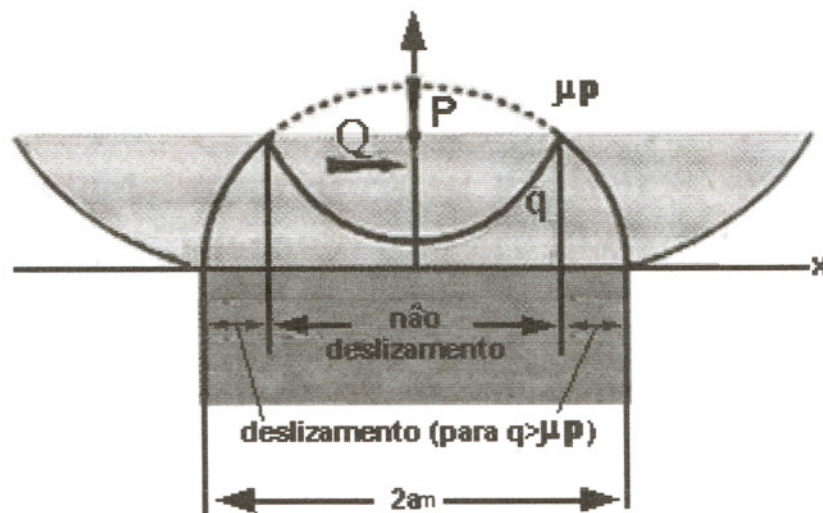


Figura 27: Tensão Normal  $P$  e Tangencial  $Q$  para contatos Hertzianos elásticos em condição de deslizamento, ( STACHOWIAK & BATCHELOR, 1993).

Este regime, denominado como deslizamento parcial por WATERHOUSE (1992a) , ou regime misto de deslizamento-assentamento por VINGSBO & SÖDERBERG (1988), ou ainda como contato de deslizamento parcial-misto por SZOLWINSKI et al (1997) é caracterizado por uma região central de não deslizamento, envolta por regiões de microdeslizamento e é o obtido na maioria dos casos práticos de fadiga por fretting. Além disto, o regime de deslizamento parcial é o mais agressivo regime para a nucleação e crescimento acelerado de trincas por fadiga, VINGSBO (1988).

A região central, sem nenhum movimento relativo é também comumente mencionada como condição cinemática de "stick" ou assentamento, SZOLWINSKI et al (1997).

Quando a força tangencial (ou de atrito) é aumentada, a região central diminui de tamanho antes da ocorrência do deslizamento total sobre toda a área de contato. A força tangencial, está relacionada à amplitude imposta do movimento, tornando-se constante quando o deslizamento total ocorre. Esta

situação é denominada também de regime "*gross slip*", CORREIA et al (1998).

Neste regime, o desgaste torna-se uma característica predominante e a nucleação de trincas por fadiga é menos provável, uma vez que os núcleos de trincas são continuamente desgastados e a acumulação de detritos pode permitir que o movimento seja levado para cima, dentro da camada de detritos, que pode atuar como lubrificante sólido, WATERHOUSE (1992). Isto minimiza o dano causado pelo desgaste, sendo que este fenômeno também é conhecido como desgaste por fretting, CORREIA et al (1998).

SZOLWINSKI et al (1997), como pode ser observado na figura 28, resumem as tensões superficiais associadas à fadiga por fretting, ignorando o efeito da grandeza da tensão axial cíclica  $\sigma_0$  no eixo x, ilustrando melhor o modelo construído por Cattaneo e Mindlin.

NOWELL & HILLS (1987) modificaram a distribuição da força tangencial, considerando a influência da magnitude da tensão axial cíclica aplicada  $\sigma_0$ , obtendo uma distribuição levemente diferente daquela obtida por Cattaneo e Mindlin para corpos elásticos.

ÖDFALK & VINGSBO (1992) propuseram um modelo elasto-plástico para contatos de fretting do tipo esfera com plano, no qual a região central de assentamento, que deforma elasticamente, é rodeada por uma pequena zona onde o material deforma plasticamente, mas não fratura. Esta zona plástica, por sua vez, é rodeada pela região de deslizamento, onde o material sofre cisalhamento como no modelo elástico. O modelo elasto-plástico está apresentado na figura 29

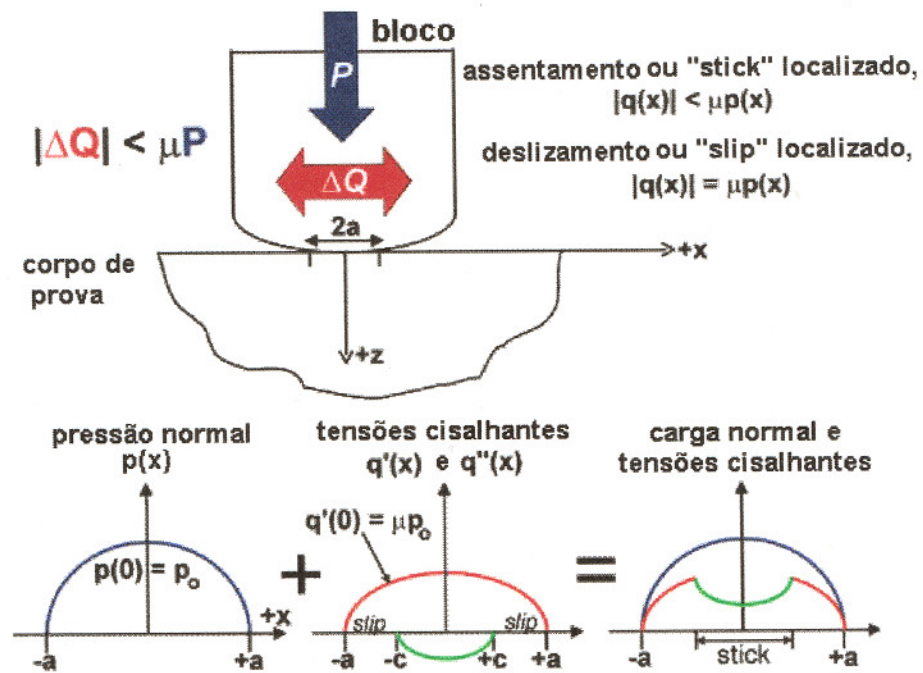


Figura 28: Sumário das tensões superficiais em fadiga por fretting ignorando o efeito da tensão axial cíclica  $\sigma_0$  do deslizamento parcial, (SZOLWINSKI et al, 1997).

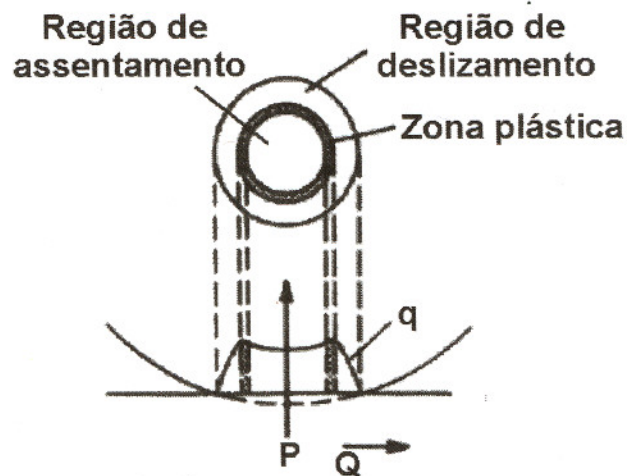


Figura 29 – Modelo de contato de fretting elasto-plástico, (ÖDFALK & VINGSBO, 1992).

OKANE et al (1996) observaram que para materiais elásticos, como os cerâmicos, a nucleação de trincas ocorre na região de máxima força tangencial.

MUTOH (1995) explica que em aços estruturais, o modelo do corpo elástico não é aplicável, devido à deformação plástica e ao desgaste na área de contato. No entanto, este modelo é utilizado por vários autores como SZOWLINSKI & FARRIS (1998), para avaliar a nucleação de uma trinca por fadiga em contatos de *fretting*.

SATOH et al (1995)<sup>2</sup> apud MUTOH (1995) relatam que o aumento na largura do contato é significativo no estágio inicial da vida em fadiga por *fretting* (em torno de 5%  $N_f$ ), devido à deformação plástica e ao desgaste adicional. Entretanto, é menos importante ou desprezível para o resto da vida em fadiga por *fretting*. Além disto, a trinca que se propaga até a fratura final, iniciou-se na região de contorno da área de contato alargada, enquanto que trincas pequenas que não propagaram, foram nucleadas no ponto de máxima força tangencial, estimada por Mindlin - Cattaneo.

#### **3.5.4.2 - Contatos plano com plano**

MUTOH (1995), relata que no contato cilindro com plano, as distribuições de pressão de contato e força tangencial devem ser consideradas semelhantes àsquelas do contato plano com plano sob condições de *fretting*, onde significativas deformação plástica e desgaste são promovidos pelo desgaste na área de contato.

---

<sup>2</sup> SATOH, T.; MUTOH, Y; NISHIDA, T.; NAGATA, K.; (1993): Fretting damage and Fatigue crack initiation process, In: Proc. of 38<sup>th</sup> Annual Meeting on Materials Research apud MUTOH, Y. (1995). Mechanisms of fretting fatigue. *JSME International Journal*, series A, v.38, n.4, p.405-415.

NIX & LINDLEY (1985), afirmam que uma trinca é iniciada próximo da região externa da área de contato sob condições de fretting, enquanto WATERHOUSE & TAYLOR (1971) e NAKAZAWA et al (1994) observaram que a trinca iniciava no contorno entre uma área de deslizamento e uma área de não deslizamento. Esta situação está esquematizada na figura 30.

Em contatos cilíndricos com plano a iniciação na região demonstrada na figura 30b é também encontrada. Em blocos de contato do tipo ponte com arestas vivas, sob força normal alta e carga axial cíclica tração-compressão, a trinca invariavelmente inicia na borda externa do contato EDWARDS (1981) . No entanto, sob baixa força normal em tração-compressão e flexão rotativa as trincas são iniciadas no contorno das regiões de deslizamento e não deslizamento dentro da região de contato, WATERHOUSE (1992a).

Além da natureza dos blocos de contatos, a forma dos corpos de prova também apresentam influência na posição de nucleação. Nos corpos de prova com seção retangular, os cantos retos sofrem uma concentração de tensão associada a eles e, portanto, é esperado que a trinca inicie nesta região, se o bloco de contato for da largura do corpo de prova ou maior, originando assim uma trinca de canto.

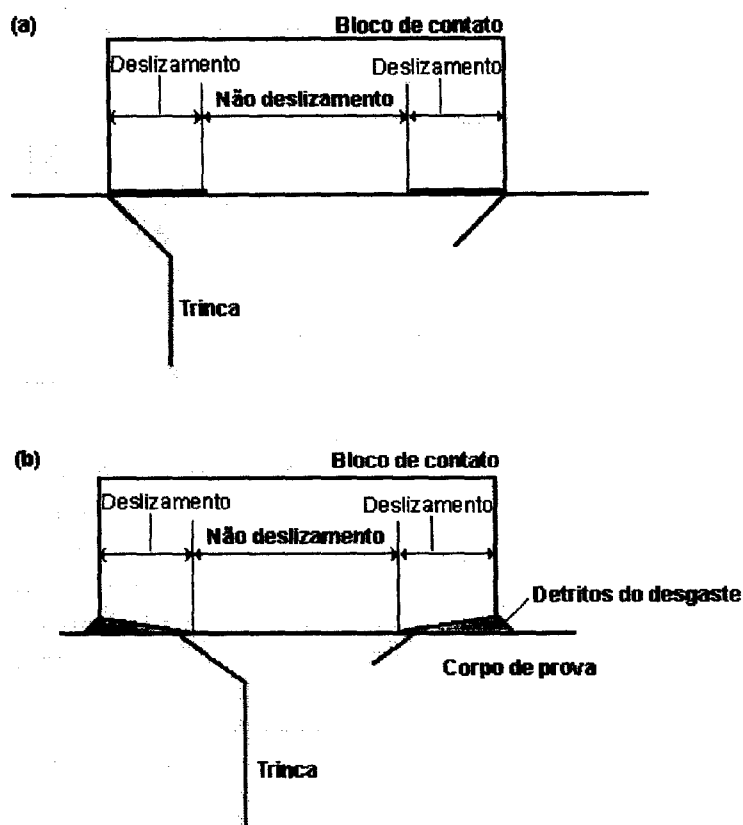


Figura 30: Pontos de iniciação de trinca para contatos plano com plano: a) Nucleação próxima à aresta do bloco de contato ; b) Nucleação próxima ao contorno entre as regiões de deslizamento e não deslizamento (MUTOH, 1995).

### 3.5.5 – Mecanismos de iniciação de trinca em fadiga por fretting

Existem dois fenômenos principais que ocorrem entre superfícies em contato sob condições de *fretting*: o desgaste e o atrito.

Em materiais como aços e alumínio, em um estágio inicial, o processo de desgaste mecânico devido ao *fretting*, remove finas camadas de óxidos da superfície do material, que se degradarão depois de poucos ciclos de *fretting* e, então, os metais base das superfícies em contato começarão a se aderir, SZOLWINSKI & FARRIS (1996). Assim, ocorrerá a microsoldagem ou soldagem intermetálica em uma escala suficiente para



que altas tensões sejam produzidas, devido ao deslizamento tangencial, em um volume de material grande o suficiente para que trincas definitivas sejam desenvolvidas, WATERHOUSE & TAYLOR (1971).

HILLS et al (1988) observaram um aumento na medida do coeficiente de atrito durante os primeiros milhares de ciclos do contato de *fretting*, coincidente com a mudança química da superfície e subsequente acúmulo de detritos entre as superfícies em contato. Com o aumento do número de ciclos, a deformação plástica próxima à superfície pode resultar na nucleação de uma série de microtrincas do tamanho de um grão, ENDO & GOTO (1976).

Geralmente, a trinca iniciada pelo *fretting* tem ângulos de inclinação entre 35 e 50° em relação à superfície e o desenvolvimento do estágio I da trinca é muito prolongado quando comparado a outras falhas por fadiga, WATERHOUSE (1992a).

Segundo o ASM HANDBOOK 19 (1996), trincas de fadiga por *fretting* podem iniciar em tensões muito inferiores ao limite de fadiga convencional. GIANNAKOPOULOS et al (1998) e ENDO & GOTO (1976) relatam que estas trincas podem ser iniciadas em um estágio inicial, entre 5 e 10% da vida ou até menos, enquanto que na fadiga convencional, esta a nucleação representa 90% da vida total do componente.

HILLS (1994), relata que a fadiga por *fretting* é, no fundo, um processo de propagação de trinca e este crescimento da trinca é freqüentemente catastrófico. Ainda que, o aspecto de degradação da superfície, neste tipo de fenômeno pode, freqüentemente, ser bastante suave.

### **3.5.6- Propagação de trincas em fadiga por *fretting***

Após a nucleação, as trincas de fadiga por *fretting* crescem obliquamente à superfície do corpo sob a ação combinada das forças tangenciais do *fretting* e das tensões cíclicas aplicadas a ele (ENDO &

GOTO,1976). Estas trincas, são dependentes, tanto da amplitude de tensão e tensões médias, bem como das condições de contato predominantes (pressão de contato, valor do atrito, amplitude de deslizamento) e ao alcançar uma certa profundidade, propagam-se perpendicularmente à tensão cíclica aplicada desde que as forças de atrito sejam, ou se tornem, insignificantes, LINDLEY (1997).

As trincas de fadiga por fretting são iniciadas na região sob *fretting* ou próximo à ela e propagam-se predominantemente em estágio I de propagação, isto é, em modo de abertura por cisalhamento, ou modo II. No entanto, muitas trincas podem apresentar um comportamento misto de estágios I e II de propagação, isto é, em modos I e II de abertura. Estas trincas, portanto, propagam-se para longe da região inicial do *fretting* predominantemente em estágio II de propagação, isto é, em modo de abertura trativo, ou modo I. Segundo MUTOH (1995), essa mudança na direção de crescimento, de oblíqua para perpendicular à superfície, ocorre devido à influência da tensão tangencial, que diminui quando a frente da trinca se afasta da superfície sob fretting. Esses mecanismos estão demonstrados na figura 31.

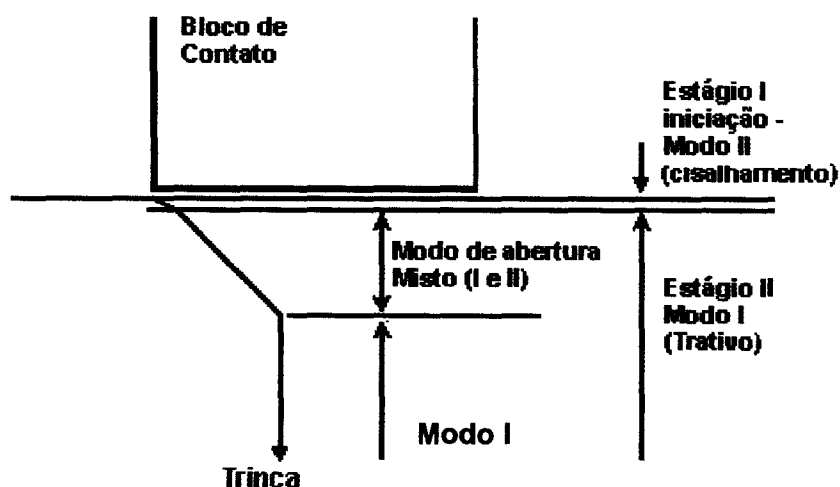


Figura 31: Regimes de iniciação e propagação de trinca em fadiga por fretting, (MUTOH,1995).

Assim, o comportamento de nucleação e propagação de trincas em fadiga por fretting é similar ao de fadiga convencional de superfícies entalhadas, onde uma trinca propaga-se obliquamente a partir da raiz do entalhe e depois muda sua direção para perpendicular à direção de carregamento. Outra similaridade é o fenômeno de aprisionamento de trincas, comum em corpos de prova entalhados. NIX & LINDLEY (1985), observaram nos seus ensaios de fadiga por fretting em ligas de alumínio a existência de múltiplas trincas, originadas em tensões abaixo do limite de fadiga convencional, que não se propagaram para a falha catastrófica. Segundo HILLS et al (1988), desde que as trincas tendem a se desenvolver abaixo do contato de *fretting*, o nível de fechamento da trinca será o maior fator a determinar a continuação do seu crescimento ou aprisionamento. De acordo com LINDLEY (1997), é provável que as barreiras que impedem o desenvolvimento de uma trinca de fadiga por fretting sejam mais de origem mecânica do que microestrutural.

Do mesmo modo que o *fretting* acelera a nucleação da trinca, este pode também aumentar a taxa de propagação, MUTOH (1995). Conseqüentemente, uma trinca que pode estar "dormente" sob carregamento de fadiga convencional, pode propagar-se sob condições de *fretting*. Como na fadiga por fretting a vida de nucleação da trinca pode ser muito reduzida, tem-se mostrado a necessidade de estimar com precisão a vida para propagação destas trincas e as metodologias baseadas na mecânica da fratura fornecem um evidente ponto de partida (GIANNAKOPOULOS et al 1998)

### **3.5.7 - Mecânica da Fratura aplicada a fadiga por fretting**

Como o processo de fratura por fretting é dominado pelo crescimento da trinca, a metodologia da mecânica da fratura é considerada apropriada na avaliação da vida em fadiga por fretting. A mecânica da fratura elástica linear (MFEL), pode ser aplicada satisfatoriamente na quantificação do

comportamento de trincas longas em fadiga convencional e em fadiga por fretting. FAANES & FERNANDO (1994a) observaram que, em um ambiente de *fretting*, o alto gradiente de tensões afetava consideravelmente o mecanismo de crescimento de trincas curtas e uma pequena correção aplicada a este crescimento permitiu a utilização dos conceitos da mecânica da fratura em fadiga por fretting descritos a seguir, sendo o terceiro modelo utilizado na avaliação das trincas curtas em fadiga por fretting.

ROOKE & JONES (1979) determinaram, utilizando a função de Green, o fator de intensidade de tensão para uma trinca em fadiga por fretting, dado por

$$K = K_A + K_F + K_P \quad (22)$$

onde  $K_A$ ,  $K_F$  e  $K_P$  são componentes devido ao volume de tensão axial cíclica, força de atrito (força tangencial ou  $K_Q$ ) e pressão de contato respectivamente.

Em fadiga por fretting as trincas, em contatos do tipo plano contra plano, normalmente, iniciam na extremidade principal do contato de fretting, ou próximo a ela e o fator de intensidade de tensão na frente da trinca é influenciado pela tensão axial, pela carga normal e pela força tangencial ou de atrito. FAANES & FERNANDO (1994a) e vários outros pesquisadores assumem esta configuração como principal e que as trincas nucleadas inclinadas crescem perpendicularmente a superfície de contato, como mostrado na figura 32.

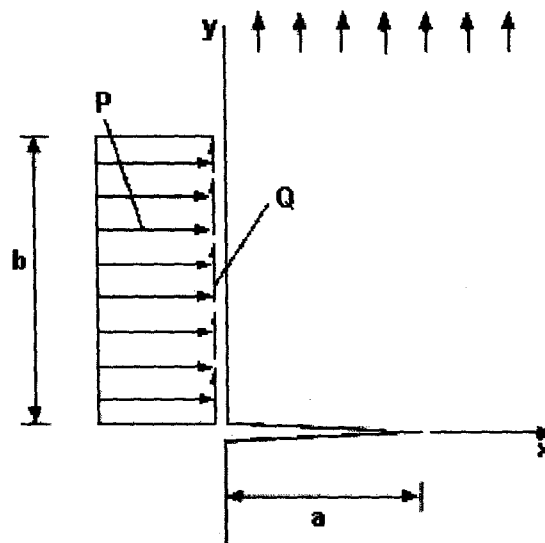


Figura 32: Configuração principal na determinação dos fatores de intensidade, em contatos plano-plano de tensão em fadiga por fretting, (FAANES & HÄRKEGARD, 1994)

FAANES & HÄRKEGARD (1994), assumiram que as forças de fretting, constituídas pela força de atrito  $Q$  e força normal  $P$ , estão uniformemente distribuídas, em uma área de contato também uniforme, como mostrada na figura acima. Também demonstraram que a precisão dos fatores de intensidade de tensão para trincas muito curtas pode ser controlada por soluções assintóticas das por

$$K_P = 2Y \frac{P}{b} \left[ \left( \frac{a}{\pi} \right) \left( \frac{a}{\pi b} - \frac{\pi}{b} \right) \right]^{1/2} \quad (23)$$

$$K_Q = 2Y \frac{Q}{b} \left[ \left( \frac{a}{\pi} \right) \left( \log \frac{a}{\pi b} - \frac{\pi}{b} \right) \right]^{1/2} \quad (24)$$

onde  $Y$  é o fator de geometria da trinca,  $b$  é extensão do contato e  $a$  é o comprimento da trinca. Assim, para uma tensão axial constante  $\sigma_{ax}$ , o fator de intensidade de tensão para uma trinca pode ser definido por :

\*

$$K_{ax} = Y \sigma_{ax} (\pi a)^{1/2} \quad (25)$$

Isto, por conseqüência, torna possível a determinação dos valores máximos para os fatores de intensidade de tensão ou seja  $K_{ax,max}$ ,  $K_{Qmax}$  e  $K_{Pmax}$ .

O fenômeno de fechamento de trinca por fadiga, que ocorre durante o descarregamento, onde a trinca fecha-se antes da carga aplicada atingir o valor mínimo. Isto acarreta uma redução do valor de  $\Delta K$  para um valor definido como amplitude do fator de intensidade de tensão efetivo,  $\Delta K_{ef}$ .

Em carregamentos reversos, onde R é definido como a razão das tensões mínima e máxima ( $K_{min}/K_{max}$ ),  $\Delta K_{ef}$  pode ser fixado igual  $K_{max}$ , desde que a taxa de crescimento de trinca e o fator limite de intensidade de tensão não sejam influenciados por R. Isto é compatível com investigações recentes em fechamento de trincas realizadas por ANDERSON (1991).

A partir disto, FAANES & FERNANDO (1994a) definiram a amplitude do fator de intensidade de tensão efetivo  $\Delta K_{ef}$ , para um carregamento totalmente reverso, em fadiga por fretting, ou seja

$$\Delta K_{ef} = K_{ax,max} + K_{Qmax} + K_{Pmax} \quad (26)$$

O desenvolvimento de  $\Delta K_{ef}$  é usado como o parâmetro de carga nos três modelos de crescimento de trinca descritos a seguir.

No primeiro modelo, EDWARDS (1981), assumindo as distribuições da força tangencial, da pressão de contato e o comprimento inicial da trinca, determinou vidas em fadiga por fretting, utilizando a lei de Paris e que é dada por

$$\frac{da}{dN} = C (\Delta K_{ef})^m \quad (27)$$

onde C e m são constantes do material.

Este modelo é válido para trincas longas com deformação plástica insignificante na frente da trinca.

O segundo modelo de propagação leva em consideração o fator limite de intensidade de tensão  $\Delta K_0$ , que é um parâmetro de resistência à fadiga do material, como demonstrado na equação 28.

$$\frac{da}{dN} = C(\Delta K_{ef} - \Delta K_0)^m \quad (28)$$

Segundo FAANES & FERNANDO (1994b), a deficiência deste modelo está na incapacidade de relatar o comportamento de trincas curtas.

EL HADDAD et al (1979) propuseram um terceiro modelo considerando o aumento da taxa de crescimento de trincas curtas, baseado na suposição de que o fator limite de intensidade de tensão,  $\Delta K_0$ , é reduzido para trincas curtas. Assim, propuseram uma expressão para o fator de intensidade de tensão para uma trinca fictícia, cujo tamanho efetivo era o comprimento real  $a$ , mais o comprimento intrínseco da trinca  $a_0$  e expressa por

$$\Delta K = \Delta \sigma [\pi(a + a_0)]^{1/2} \quad (29)$$

onde  $\Delta \sigma$  é a amplitude da tensão nominal aplicada.

A tensão limite em uma trinca muito curta foi aproximada então, ao limite de fadiga do material  $\sigma_f$  e da equação (29) o fator limite de intensidade de tensão,  $\Delta K_0$ , pôde ser obtido como

$$\Delta K_0 = \sigma_f [\pi(a + a_0)]^{1/2} \quad (30)$$

onde  $a_0$  é dado pela expressão

$$a_0 = (\Delta K_0 / \Delta \sigma_f)^2 / \pi \quad (31)$$

Para uma trinca com comprimento efetivo  $(a+a_0)$ , a tensão limite  $\Delta\sigma_0$  é obtida como

$$\Delta\sigma_0 = \Delta K_0 / (a + a_0)^{1/2} \quad (32)$$

que pode ser reescrita, utilizando 30 e 31, como

$$\Delta\sigma_0 = \Delta\sigma [a_0 / (a + a_0)]^{1/2} \quad (33)$$

Desde que  $\Delta K_0 = \Delta\sigma_0 (\pi a)^{1/2}$ , pode-se determinar então que  $\Delta K_0$  para um determinada trinca curta ( $a$ ) é dado por

$$\Delta K_0(a) = \Delta K_0 [a / (a + a_0)]^{1/2} \quad (34)$$

onde  $a_0$  pode ser reescrito como

$$a_0 = \frac{1}{\pi} \left( \frac{\Delta K_0}{\sigma_f} \right)^2 - a_i \quad (35)$$

onde  $a_i$  é o comprimento inicial da trinca, correspondente à rugosidade da superfície para corpos de prova polidos.

A figura 33 compara dados experimentais para trincas curtas, trincas longas e os 3 modelos de crescimento de trincas descritos acima.

FAANES & FERNANDO (1994a) descreveram, o comportamento das trincas curtas para o terceiro modelo em fadiga convencional e em fadiga por fretting. A figura 34 ilustra o resultados obtidos sob *fretting*, sendo que nesta, como as trincas crescem, a taxa de crescimento muda de uma curva de crescimento equivalente a um alto volume de carga, em direção a uma taxa de crescimento de trinca em fadiga convencional em baixo volume de carga, indicando que o gradiente de tensão na zona sob *fretting* pode explicar o



crescimento de trinca inicial acelerado, que é constantemente observado em fadiga por fretting.

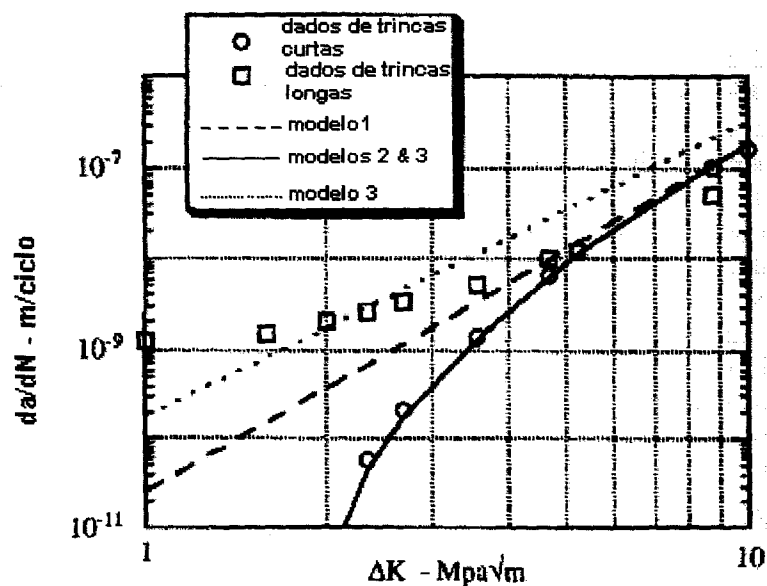


Figura 33. Diagrama dos modelos de taxa crescimento de trinças versus  $\Delta K$  comparando dados da liga de alumínio (BSL65) disponíveis para trinças longas e curtas, (FAANES & FERNANDO, 1994a).

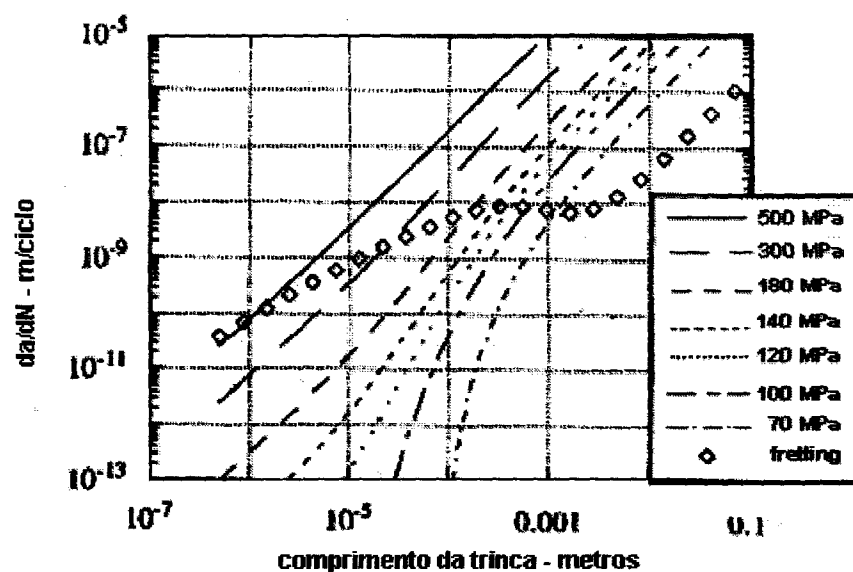


Figura 34. Taxa de crescimento dada pelo modelo 3 versus o comprimento da trinca para vários níveis de carga de carregamento uniforme, e um carregamento típico de fretting em uma liga de alumínio, (FAANES & FERNANDO, 1994a).

Assim, o terceiro modelo é o mais satisfatoriamente empregado por vários pesquisadores na avaliação do comportamento de trincas curtas em fadiga por fretting. Essas avaliações mostram que tal comportamento tem menor influência no tempo de vida em fadiga por fretting quando comparado à fadiga convencional. Isto implica que a análise da mecânica da fratura no modo I pode ser suficiente para determinar a vida em fadiga por fretting em altos níveis de cargas. Para baixos níveis de cargas e para longas vidas em fadiga, a aplicação do modelo de trincas curtas melhora a predição da vida significativamente.

### **3.6 - Propriedades mecânicas de aços nitretados por plasma**

Processos termoquímicos são freqüentemente usados para produzir superfícies duras em metais ferrosos, melhorando suas propriedades mecânicas. A superfície de aços nitretados exibem alta resistência ao desgaste abrasivo, ao fretting, à corrosão e à fadiga, BUCH (1988).

O aumento de resistência mecânica está relacionado à precipitação dos nitretos na zona de difusão durante o tratamento, que acarretam também a formação tensões residuais compressivas, HUCHEL et al (1995). No entanto, abaixo da camada nitretada, ou seja, no substrato, as propriedades mecânicas do material não são alteradas, QIAN & FATEMI (1995).

#### **3.6.1 - Propriedades de tração**

A utilidade de um material pode ser reduzida consideravelmente, devido ao processo de nitretação. QIAN & FATEMI, (1994) mostraram que a redução de área de um aço SAE 1045, baixou de 50 % antes da nitretação para 9 % depois da nitretação. Isto pode ser explicado pela diferença do coeficiente de Poisson entre a camada nitretada e o substrato, que durante a tração, gera um estado de tensão multiaxial. Enquanto o substrato deforma-

se plasticamente, a camada nitretada deforma elasticamente. Isto resulta na falha prematura da camada nitretada, que por sua vez serve de concentrador de tensão, ou entalhe, para o substrato, levando-o a romper com baixo alongamento.

### **3.6.2 - Propriedades de fadiga**

Vários autores citam que a nitretação aumenta a resistência à fadiga na região de alto ciclo, enquanto que na região de baixo ciclo a vida em fadiga pode ser diminuída sensivelmente. Isto se deve, principalmente, à dureza e às tensões residuais da camada nitretada, que alteram os mecanismos de nucleação de trincas de fadiga em materiais nitretados.

QIAN & FATEMI (1995) realizaram ensaios de fadiga sob controle de deformação em um aço 1045, nitretado ionicamente e observaram que na região de alto ciclo as trincas nuclearam abaixo da camada nitretada, em inclusões não metálicas, enquanto na região de baixo ciclo a trinca iniciou na superfície do corpo de prova.

Uma explicação encontrada para esta mudança do local de nucleação de trincas é a seguinte: em materiais homogêneos, a nucleação de trincas por fadiga é devida ao mecanismo de intrusões e extrusões. No entanto, em um corpo de prova nitretado por plasma, na região de alto ciclo, onde as cargas são baixas, este mecanismo é muito limitado pela camada dura e elástica que envolve o substrato, levando à nucleação de trincas em descontinuidades internas do material. Além disto, no substrato, as tensões residuais compressivas são pequenas enquanto as trativas são maiores e, portanto, predominantes. Segundo QIAN & FATEMI (1995), na região de alto ciclo, as condições do substrato tornam-se determinantes e assim trincas nucleadas são subsuperficiais, ou seja, na zona de transição camada/substrato, SUN & BELL (1991) . Assim, além da dureza, das tensões residuais, a resistência à fadiga depende também da resistência do substrato, HUCHEL et al (1995).

Na região de baixo ciclo a resistência à fadiga pode diminuir em até uma ordem de grandeza, comparada à resistência de corpos de prova não nitretados. Isto é atribuído às grandes deformações aplicadas, o que relaxa as tensões residuais produzidas no processo de nitretação e como a camada nitretada tem um comportamento frágil em relação ao o substrato dútil, as trincas são nucleadas na superfície, diminuindo a resistência à fadiga na região de baixo ciclo, QIAN & FATEMI (1995). No entanto, De la Cruz et al (1998), observaram que a nitretação beneficiava a resistência à fadiga em toda a vida para corpos de prova lisos, enquanto corpos de prova entalhados tiveram melhor resistência apenas na região de alto ciclo.

O comportamento em fadiga de um material nitretado por plasma está relacionado à alternância de propriedades superficiais e à formação de precipitados que podem reprimir o movimento de discordâncias e, conseqüentemente, a penetração de bandas de deslizamento na camada nitretada, retardando a nucleação da trinca e assim melhorando a vida em fadiga, ÇELIK & KARADENIZ (1995). Desta forma, o limite de fadiga em aços nitretados por plasma é aumentado com o aumento da profundidade da camada nitretada e de sua dureza, SUN & BELL (1991). Estes aumentos são geralmente conseguidos com a prolongamento do tempo de tratamento, sem a necessidade de variação da temperatura. Temperaturas elevadas de nitretação, que se aproximam da temperatura de revenimento do material, tendem a diminuir a dureza da camada.

Para diversas aplicações, a camada branca, que é porosa e frágil, pode ser suprimida pela redução do potencial de nitrogênio durante o tratamento ou posteriormente por usinagem. No entanto, isto pode também levar à redução das tensões residuais compressivas e conseqüente perda de resistência à fadiga, JACK & WINNIK (1979).

Os ensaios de fadiga convencional de corpos de prova nitretados por plasma encontrados na literatura geralmente foram realizados em flexão rotativa. Há pouca disponibilidade de dados sobre ensaios de fadiga sob carregamento axial ou de corpos de prova de aços inoxidáveis nitretados por plasma.

### 3.6.3 - Fadiga por fretting

O tratamento de nitretação acarreta em um melhoramento geral das propriedades mecânicas da superfície (aumentando da dureza, redução do coeficiente de atrito) e, conseqüentemente, é esperado o aumento da resistência ao fretting. No entanto, WATERHOUSE (1994) tem mostrado que alguns métodos de endurecimento usados para aumentar a resistência à fadiga convencional, não tem efeito correspondente na fadiga por fretting.

A nitretação não produz modificações significativas nas condições de movimento das superfícies em contato, exceto pela pequena redução no coeficiente de atrito, e assim o tipo de degradação ( desgaste ou trincamento) ocasionado será igual ao de um material não nitretado, ensaiados sob as mesmas condições, CARTON et al (1995).

O comportamento da fadiga por fretting, de materiais nitretados está associado às mudanças químicas e físicas ocorridas na camada nitretada. De fato, é esperado, em um material nitretado, que a espessa e dura camada composta sirva como barreira para a nucleação de trincas de fadiga por fretting, enquanto as tensões residuais possam retardar a propagação das trincas nucleadas. MUTOH & TANAKA (1988), realizaram ensaios de fadiga convencional e fadiga por fretting em vários aços e, para aqueles que foram cementados, ou jateados, ou nitretados foi encontrado que a dureza do material não influenciou na resistência à fadiga por fretting e sim que o fretting resultou na nucleação de trincas nas superfícies tratadas, mas as tensões residuais compressivas inibiam o crescimento destas trincas.

LI et al (1999) realizaram ensaios de fadiga convencional e de fadiga por fretting em um aço En19 nitretados por plasma e demonstraram que curtos períodos de nitretação são tão eficazes quanto longos períodos de tratamento no melhoramento da resistência à fadiga por fretting. Encontraram também que a resistência à fadiga por fretting alcançou seu maior valor com 10 horas de nitretação. Entre 10 e 40 horas de tratamento a resistência à fadiga por fretting permaneceu inalterada, enquanto que com 120 horas de tratamento ela foi reduzida em 63 %. No entanto, ainda

permaneceu superior àquela obtida para os corpos de prova não nitretados. Os longos tratamentos de nitretação produziram baixa dureza superficial, reduzindo a resistência à nucleação de trincas e ao dano causado pelo fretting. Além disto, o efeito benéfico das tensões residuais compressivas na região próxima à superfície foi reduzido, o que facilitaria a propagação de trincas de fadiga por fretting e que, em tratamentos muito longos, as tensões tornaram-se trativas.

## 4 - Materiais e métodos

### 4.1 - Materiais

Os materiais para a confecção dos corpos de prova e dos blocos de contato foram fornecidos pela COFAP-MAHLE. A composição química do aço inoxidável martensítico DIN X 90 (DIN 1.4112), em % em peso, de acordo com a sua análise química, encontra-se na tabela 2. Este material apresenta uma dureza de 42 HRC

Os blocos de contatos, para o ensaio de fadiga por fretting, foram usinados a partir de placas de um ferro fundido cinzento perlítico, com grafitas do tipo A e B e dureza de 250 HB, utilizado na fabricação de cilindros de pistões.

Tabela 2: Composição química do aço DIN X 90 (% em peso)

C	Si	Mn	Cr	Mo	V
0,81	0,42	0,36	17,50	0,94	0,10

### 4.2 - Nitretação por plasma

Os corpos de prova foram nitretados por plasma no Laboratório de Engenharia de Superfícies do Departamento de Engenharia de Materiais, Aeronáutica e Automobilística (SMM) da Escola de Engenharia de São Carlos (EESC) da Universidade de São Paulo (USP).

O equipamento utilizado está esquematizado e ilustrado nas figuras 35 e 36, respectivamente.

As condições de tratamento utilizadas estão listadas na tabela 3, sendo que a mistura de gás usada foi de 20% de N<sub>2</sub> e 80% de H<sub>2</sub>. Todos os

tratamentos foram realizados em corrente contínua. Estes parâmetros foram escolhidos a partir de tratamentos prévios efetuados por RIOFANO & CASTELETTI (1998) em anéis de pistão, confeccionados com o mesmo material aqui utilizado e que alcançaram tanto uma melhor resistência ao desgaste abrasivo como o melhor perfil de dureza.

Para as dimensões dos corpos de prova, a câmara do equipamento utilizado comporta até 4 peças por tratamento. Anteriormente ao tratamento, os corpos foram limpos com acetona em um aparelho de ultra-som e suas extremidades foram recobertas com cobre depositado eletroliticamente, com o intuito de se evitar que estas partes fossem nitretadas e, assim, ficassem mais duras que o material das garras das máquinas de ensaio de tração e fadiga, evitando eventuais deslizamentos dos corpos de prova, durante os ensaios.

Tabela 3 - Parâmetros de nitretação por plasma

Tempo (horas)	Temperatura (°C)	Pressão	Voltagem (Volts)
5	500 ± 10	5 mbar <sup>1</sup>	700

1-1 milibar = 100 Pa

- 1 - Entrada de gás (N<sub>2</sub> - H<sub>2</sub>)
- 2 - Entrada de gás
- 3 - Termopar
- 4 - Cátodo
- 5 - Sensor de pressão
- 6 - Válvula de agulha
- 7 - Válvula de agulha
- 8 - Válvula de agulha
- 9 - Válvula de diafragma
- 10 - Solenoide
- 11 - Bomba mecânica
- 12 - Porta amostra
- 13 - Amostra
- 14 - Ânodo
- 15 - Anel de vedação
- 16 - Tubo de aço inoxidável
- 17 - Janela
- 18 - Isolador

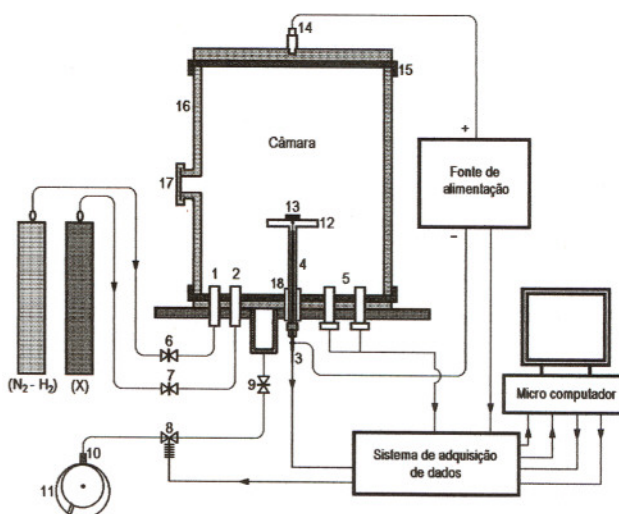


Figura 35: Esquema do equipamento de nitretação por plasma.



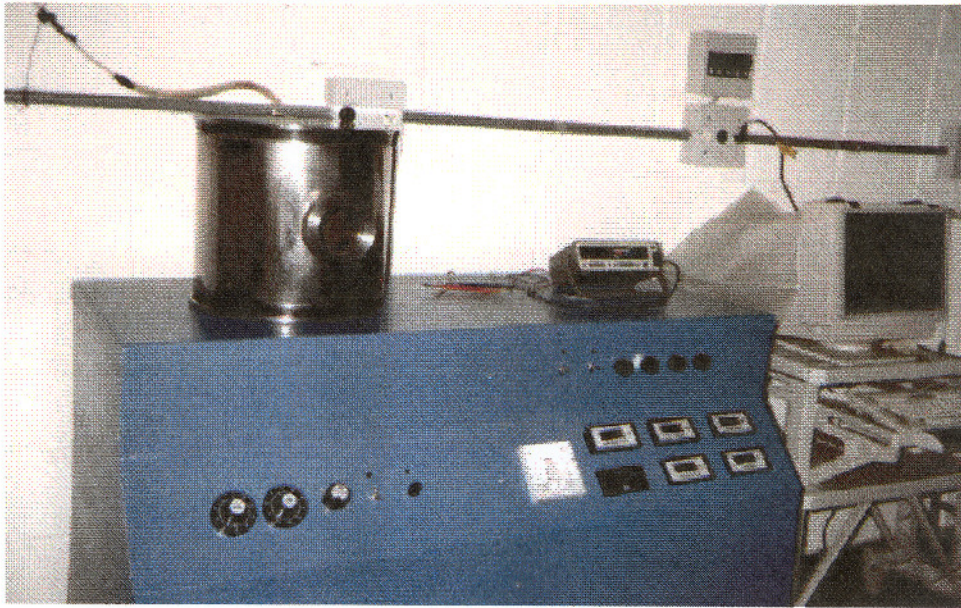


Figura 36: Vista do equipamento de nitretação por plasma utilizado

### 4.3 - Análise da camada nitretada

As fases presentes na superfície nitretada, o aspecto, o perfil de microdureza e a espessura da camada nitretada estão descritas a seguir. Neste trabalho, não foi quantificada a tensão residual resultante do tratamento.

#### 4.3.1- Difração de raios-X

Os ensaios de difração de raios-X de amostras dos corpos de prova nitretados por plasma, foram realizados pelo Centro de Caracterização e Desenvolvimento de Materiais (CCDM) do Departamento de Engenharia de Materiais (DEMA) da Universidade Federal de São Carlos (UFSCAR). Foi usado um aparelho Siemens, modelo D 5000 Kristofollex, utilizando um tubo de radiação de Cu com monocromador secundário de grafite. Usou-se a

técnica de varredura contínua , com intervalo  $2\theta$ , variando de 5 a 75°. Foi usada uma varredura passo a passo, com passo de 0,033° e tempo de 1 segundo.

#### **4.3.2 - Metalografia**

Amostras do material nitretado por plasma foram embutidas em resina polimérica, lixadas e polidas. O acabamento final foi feito com pasta de diamante 3  $\mu\text{m}$  e foi realizado um ataque químico com Nital 1% para revelar o aspecto da camada. Foi realizado também um ataque com o reativo Behara, para revelar a estrutura do substrato. As microestruturas foram observadas e fotografadas por meio de um microscópio ótico Zeiss modelo Axiotech.

#### **4.3.3 - Ensaio de microdureza**

Amostras do material nitretado por plasma foram embutidas em bakelite e receberam o mesmo acabamento realizado para metalografia, levemente atacada com Nital 1%.

O perfil de microdureza foi medido por meio de um microdurômetro digital Buehler com carga de 100 gf. Este aparelho também foi utilizado para medir a profundidade da camada, seguindo a norma JIS G0562 "*Standards update - Method of Measuring Nitrided Case Depth for Iron and Steel*", para a disposição das indentações realizadas e sua correlação com a profundidade da camada, conforme mostra a figura 37. O método para a medida de microdureza foi o Vickers (HV) e o procedimento adotado foi de acordo com os da norma ASTM E 384-89.

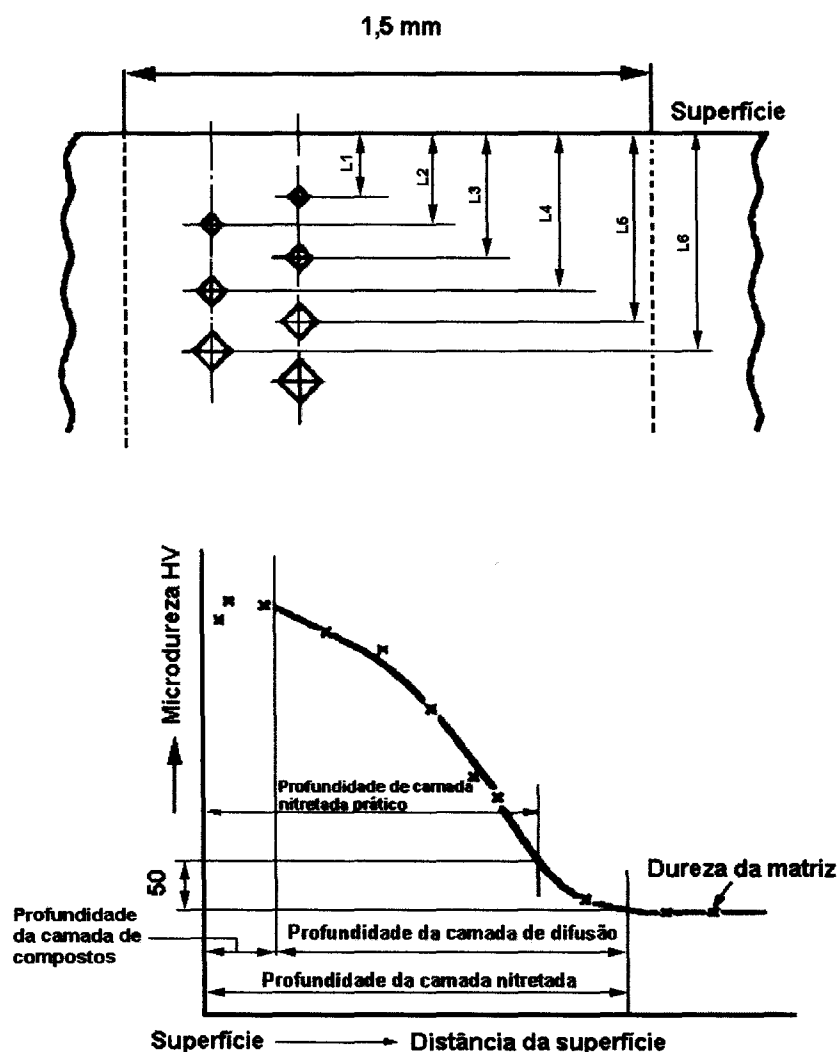


Figura 37: Disposição das indentações para medição de microdureza e profundidade da camada.

#### 4.4 - Ensaio de tração

Os corpos de prova, mostrados na figura 38, foram confeccionados a partir da tira de 3,6x3,03 mm, utilizada na fabricação do anel de pistão, o que não permitiu que as dimensões e o formato dos corpos de provas seguissem quaisquer normas para os ensaios de tração e fadiga. Após a usinagem, todos os corpos de prova tiveram acabamento final com lixa d'água número 600, mantendo sempre a mesma seqüência de lixas.

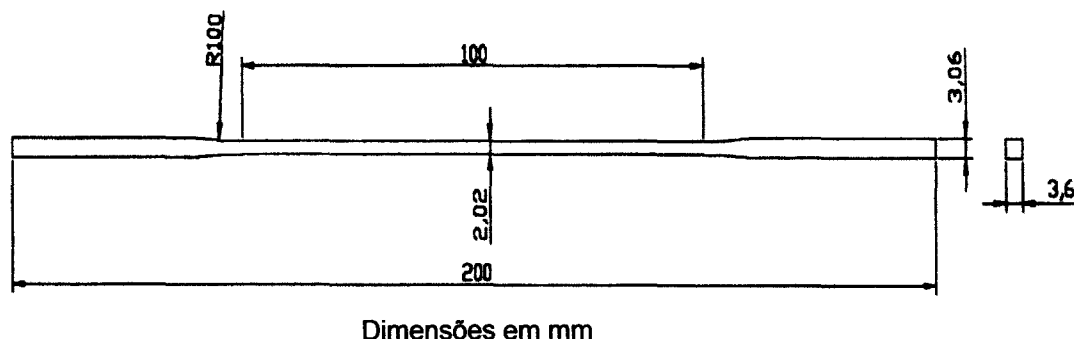


Figura 38: Geometria e dimensões dos corpos de prova.

Os ensaios de tração foram realizados conforme a norma ASTM E 8-96a, em temperatura ambiente, em uma máquina Instron de 100 kN, com velocidade de travessão de 0,2cm/min.

Foram ensaiados 3 corpos de prova do aço DIN X 90 como recebido e 3 nitretados por plasma nas condições especificadas no item 4.2. Para a obtenção do limite de escoamento foi utilizado um extensômetro Instron G-51-11M (10% de deformação máxima). A medida do alongamento foi realizada para um comprimento inicial de 50 mm.

#### 4.5 - Ensaio de fadiga de alto ciclo

Os ensaios de fadiga de alto ciclo, ou seja, sem o fretting, foram realizados conforme a norma ASTM E466-96 (1996), mantendo a mesma geometria dos corpos de prova de tração e ensaiados em temperatura ambiente. Foram ensaiados 15 corpos de provas nitretados por plasma nas condições descritas no item 4.2, sob controle de carga, submetidos à tensões cíclicas em tração-tração com razão de carga  $R=0,1$ , e onda senoidal na frequência de 30 Hz. Para isto, foi utilizada uma máquina servo-hidráulica MTS 810, de 250 kN de capacidade, usada também para os ensaios de fadiga por fretting e mostrada na figura 39.



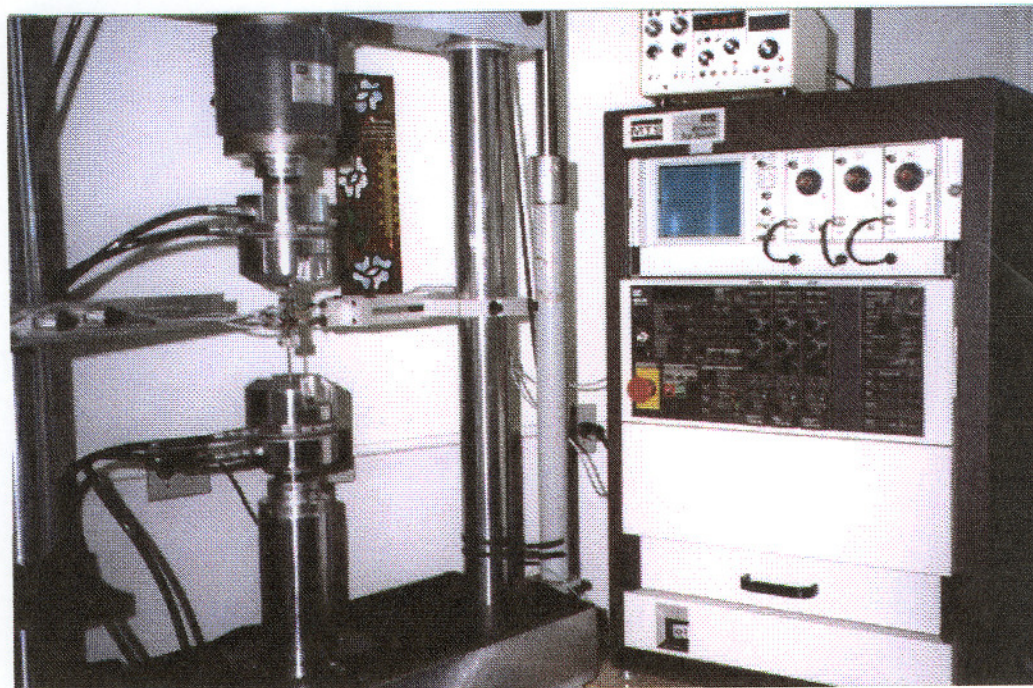


Figura 39: Máquina de ensaios MTS utilizada.

#### 4.6- Ensaio de fadiga por fretting

##### 4.6.1 - Dispositivo e extensometria

O dispositivo de fretting consiste de duas hastes parafusadas na garra superior da máquina de ensaio de fadiga (MTS), que serviram de suporte para os blocos de contato. A geometria das hastes de suporte e dos blocos de contato estão mostradas na figura 40.

A presença do fenômeno de fretting foi conseguido pela imposição de uma força normal  $P$  de 100 Newtons em cada bloco de contato, seguida da aplicação do carregamento axial cíclico de fadiga no corpo de prova, que se deforma elasticamente, gerando o movimento oscilatório entre o bloco de contato e corpo de prova e, conseqüentemente, a força de atrito,  $Q$ . Estas forças foram medidas por extensômetros elétricos colados nas duas hastes suportes. A configuração utilizada para o ensaio de fadiga por fretting está ilustrada na figura 41. Em uma condição estática, a distribuição de pressão entre o corpo de prova plano e o bloco que possui um raio de curvatura de

20 mm na face de contato, é similar ao contato do tipo cilindro contra plano e pode ser dada pelas equações de Hertz, como mostrado em anexo, no final deste trabalho.

Foram colados na parte superior de cada haste, dois extensômetros uniaxiais KYOWA do tipo KCF-03-C1-11. Cada par destes foram arranjados como meia ponte de Wheatstone, previamente calibrados e conectados a um aparelho, para a leitura da força normal  $P$  aplicada em cada bloco de contato. Um gráfico linearizado da força  $P$  versus microdeformação  $\mu\epsilon$  foi obtido desta calibração, que foi realizada colocando-se pesos no eixo de carga dos parafusos de ajuste de força. A equação desta reta forneceu o valor de calibração, colocado em cada aparelho de leitura.

Dois extensômetros biaxiais KYOWA do tipo KCF-2-D1-11 foram colados em cada haste que, arranjados em duas pontes completas de Wheatstone, calibradas, mediram a evolução do pico da força de atrito ( $Q_{max}$ ) durante os ensaios. Os valores obtidos na calibração foram colocados diretamente no aparelho de leitura da força de atrito.

Os aparelhos de leitura foram cedidos pelo Laboratório de Estruturas do Departamento de Estruturas da Escola de Engenharia de São Carlos (EESC-USP), onde também foram realizadas todas as calibrações.

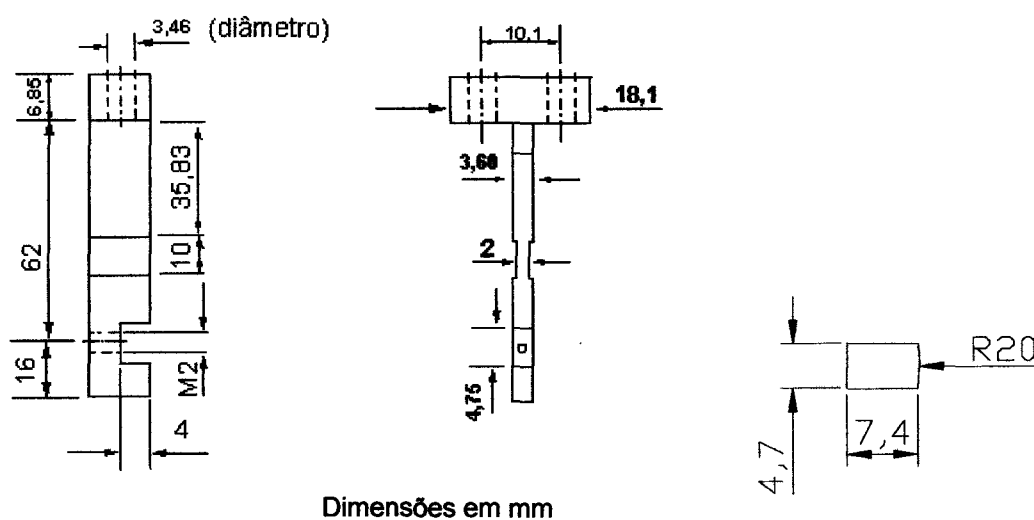


Figura 40: Haste suporte e bloco de contato.

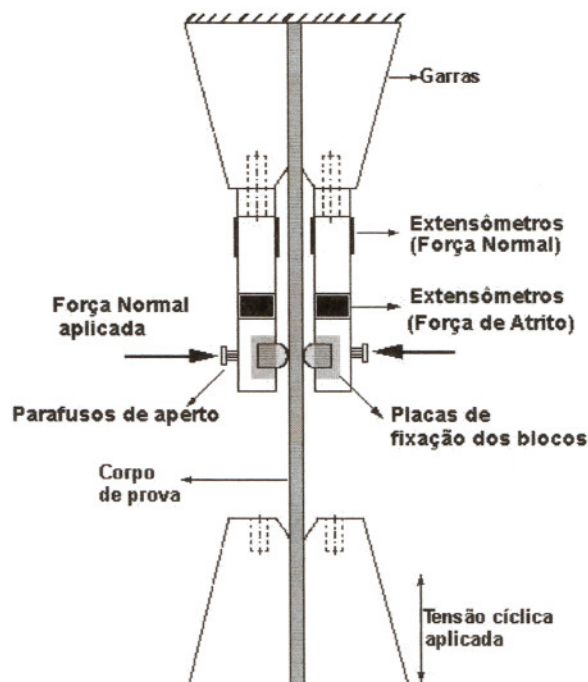


Figura 41: Representação esquemática do ensaio de fadiga por fretting.

#### 4.6.2 - Procedimento de ensaio

A geometria dos corpos de prova para este ensaio é a mesma adotada para os ensaios de fadiga convencional. Para cada ensaio de fadiga por fretting foi utilizado um novo par de bloco de contato.

A figura 42 ilustra o ensaio de fadiga por fretting. Após ser alinhado aos blocos de contato e preso às garras, o corpo de prova a ser ensaiado foi submetido à carga média axial desejada. Feito isto, todas as deformações acusadas pelos aparelhos de leitura foram zeradas, e assim, a força normal  $P$  de 100 N, constante, foi aplicada, com o aperto dos parafusos de ajuste de força.

No aparelho de leitura da força de atrito, após a aplicação da força normal, as deformações acusadas antes do início de cada ensaio também foram zeradas. A força de atrito foi medida durante os primeiros 200.000 ciclos, para os ensaios de longa duração.



A face de cada bloco pressionada contra o corpo de prova recebeu o mesmo acabamento que os corpos de prova. As condições de carregamento cíclico foram as mesmas utilizadas no ensaio de fadiga convencional. O nível de tensão aplicado inicialmente, foi escolhido dentro da região de alto ciclo, obtido nos ensaios de fadiga sem a aplicação do *fretting*. Foram ensaiados 15 corpos de prova nitretados por plasma.

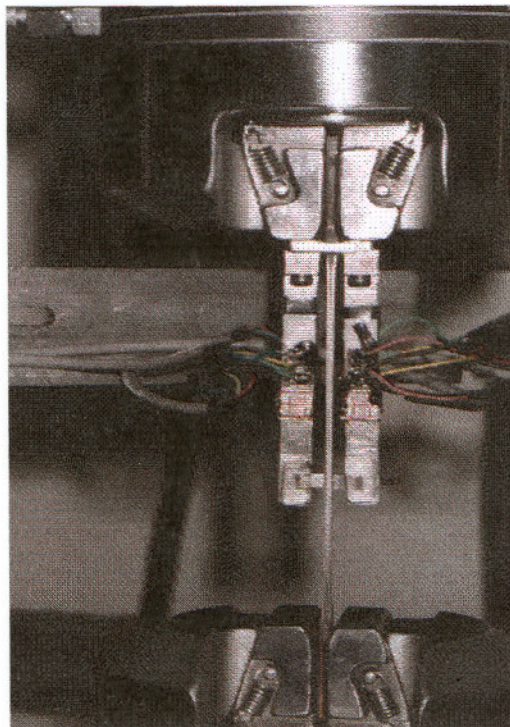


Figura 42: Dispositivo de ensaio de fadiga por fretting.

#### 4.7 - Análise fractográfica

Os aspectos morfológicos da superfície de fratura dos corpos de prova nitretados por plasma, resultantes dos ensaios de tração, de fadiga convencional e fadiga por fretting, foram examinados utilizando as técnicas de microscopia ótica e eletrônica de varredura (MEV). Para isto foi empregado um microscópio eletrônico LEO modelo 440. Foram realizadas também macrografias da área de contato de fretting por meio de um estereomicroscópio ótico Leica modelo Wild 3 b.



## 5.0 – Resultados e discussão

### 5.1 - Nitretação por plasma

Todos os tratamentos tiveram boa repetibilidade, o que garantiu a uniformidade microestrutural da camada nitretada e das propriedades mecânicas do material, como descrito no itens seguintes. Foi verificado que a manutenção da temperatura de nitretação desejada, em torno 500 °C, em corrente contínua, dependeu, principalmente, do controle da pressão dentro da câmara (5 mbar). Com isto, pequenas variações de temperatura foram controladas com o ajuste de voltagem. A figura 43 mostra os corpos de prova, indicados pela seta, durante o processo de nitretação por plasma.

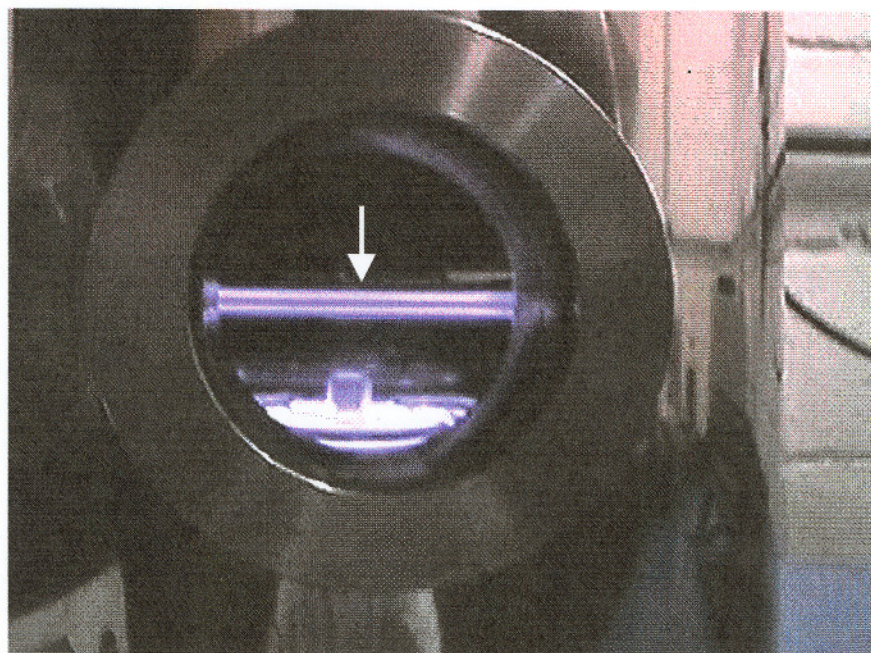


Figura 43: Nitretação dos corpos de prova utilizados.

## 5.2 - Difração de raios-X

Por meio de análises de difração de raios-X foram identificadas as fases presentes na superfície nitretada por plasma. A figura 44 o mostra gráfico resultante, indicando os nitretos de ferro encontrados na superfície da amostra analisada. Assim, a camada nitretada consiste, principalmente, de uma camada de compostos na superfície e uma zona de difusão de nitrogênio intersticial, que estende-se ao material base. Por sua vez, a camada composta possui nitretos do tipo  $\epsilon$  ( $\text{Fe}_{2-3}\text{N}$ ) e  $\gamma'$  ( $\text{Fe}_4\text{N}$ ). Segundo TIER et al (1998), a camada composta pode ser suprimida se o potencial de nitrogênio for baixo.

Segundo DINGREMONT et al (1995), a nitretação do aço DIN X 90, envolve também a redução do teor de Cr livre, devido a um mecanismo de endurecimento por precipitação de nitretos de cromo, diminuindo a resistência à corrosão via corrosão intergranular, corrosão por pites etc. No entanto, segundo LEYLAND et al (1993), a precipitação de nitretos de cromo é mais significativa em altas temperaturas de tratamento e depende da concentração de nitrogênio na superfície do aço, durante o processo de nitretação.

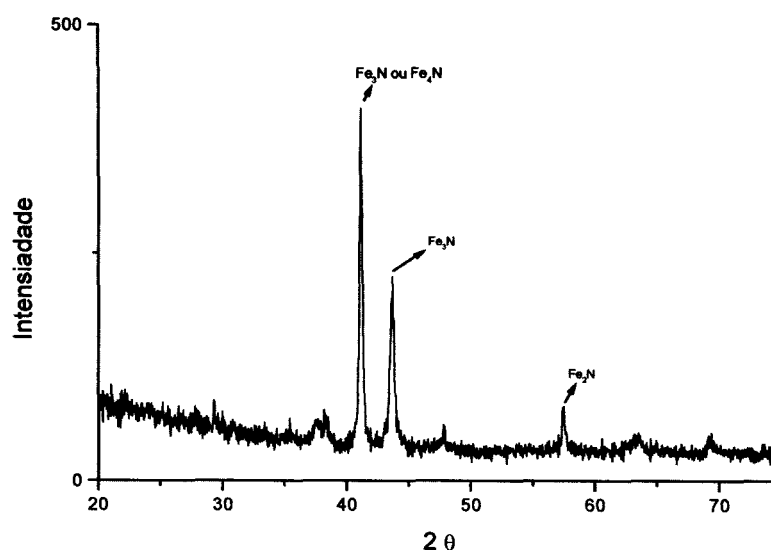


Figura 44: Difração de raios-X da camada nitretada.

### 5.3 - Análise metalográfica

A figura 45 mostra o aspecto metalográfico do material nitretado, onde é possível verificar que a microestrutura do substrato contém alta porcentagem de carbonetos finamente dispersos em uma matriz martensítica revenida. Esta figura mostra também a camada de compostos, que é a faixa mais clara, na superfície. A figura 46 mostra a estrutura geral da amostra, com uma camada nitretada e substrato bem definidos. Contudo, é possível distinguir, e uma pequena zona de transição – mais clara - entre a zona de difusão e o substrato.

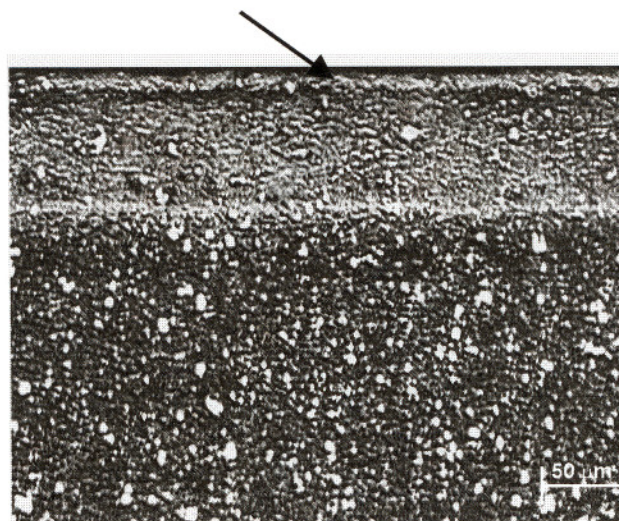


Figura 45 : Metalografia da amostra nitretada, a seta indica a camada de compostos.



Figura 46: Vista da camada nitretada por plasma, onde a) é a zona de difusão e b) é a zona de transição.



#### 5.4 - Ensaio de microdureza

A figura 47 mostra uma micrografia com as indentações realizadas para o ensaio de microdureza Vickers. Nesta figura é possível visualizar também a zona de transição entre a zona de difusão e o substrato. O perfil de microdureza obtido está representado na figura 48, sendo que a maior dureza obtida foi de 1288 HV<sub>100</sub> (72,5 HRC). Neste gráfico, está demonstrado também a profundidade da camada segundo a norma JIS G0562, que está em torno de 108 μm. Neste ponto a dureza obtida foi de 423 HV<sub>100</sub> (43 HRC) muito próximo à dureza do substrato, que é de 413 HV<sub>100</sub> (42 HRC), medida a 164 μm da superfície. A dureza que o material apresentou antes da nitretação, portanto, foi mantida após o tratamento. Com isto, a profundidade assumida da camada nitretada foi de 91 μm, valor situado no final da zona de transição, com uma dureza de 510 HV<sub>100</sub> (50 HRC). Estes resultados estão próximos daqueles obtidos por RIOFANO & CASTELETTI (1998), para a condição de tratamento de 500 °C durante 5 horas com 6 mbar de pressão.

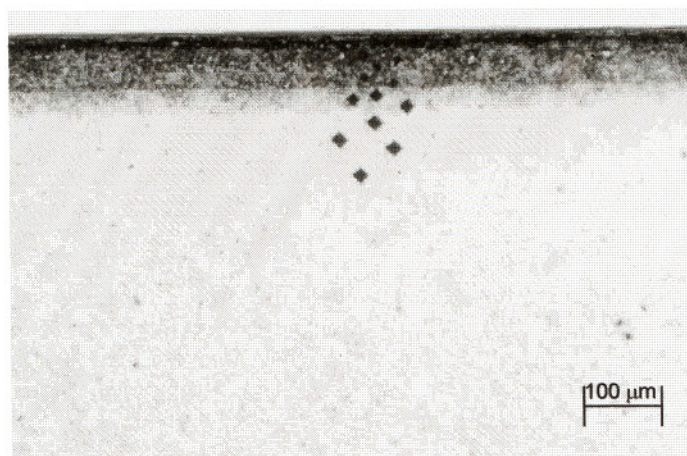


Figura 47: Disposição das indentações das medidas de microdureza Vickers.

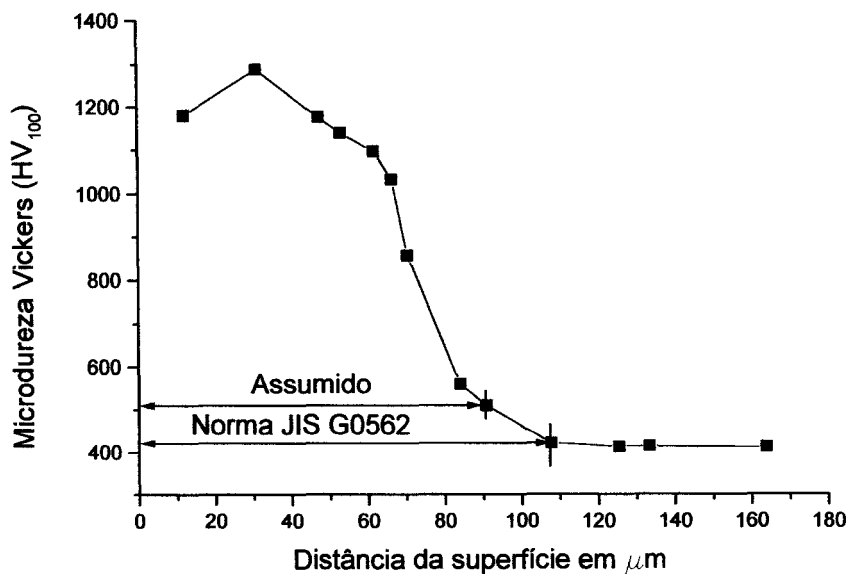


Figura 48: Perfil de microdureza do aço DIN X 90 nitretado por plasma

### 5.5 - Propriedades mecânicas de tração

As propriedades mecânicas de tração do material recebido no estado temperado e revenido, e após a nitretação estão listadas na tabela 4. As propriedades do material como recebido, estão abaixo dos valores disponíveis no ASM HANDBOOK 19 (1996). No entanto, o limite de escoamento ficou 7% maior e o limite de resistência 5,5% menor dos valores especificados citadas pelo fabricante do material, HITACHI METALS (1997).

Os corpos de prova nitretados apresentaram pequena diferença nas propriedades de tração em relação aos não nitretados. Isto deve-se ao fato que a nitretação muda apenas o comportamento de uma fina camada superficial, como mostrado anteriormente pelo perfil de microdureza. O que demonstra que as propriedades de tração dos corpos de prova nitretados são controladas pelo substrato. Em tração, ao se atingir tensões que deformam plasticamente o substrato, a camada nitretada, que possui baixa tenacidade, se rompe e funciona como um entalhe para o substrato, levando

o corpo de prova à fratura, sem que ocorra alongamento e redução de área possíveis de serem medidas, para este material.

Tabela 4: Propriedades mecânicas de tração do aço DIN X90.

Corpos de prova	Limite de escoamento $\sigma_e$ (0,2%)(MPa)	Resistência à tração $\sigma_r$ (MPa)	Alongamento total (%)	Redução de área (%)	E (GPa)
Como Recebido	1045	1153	6,4	21,3	200,2
Nitretado por Plasma	1015	1117	-	-	197

### 5.6 - Ensaio de fadiga convencional

Os resultados dos ensaios de fadiga convencional foram obtidos sob controle de carga, com  $R= 0,1$ , frequência de 30 Hz e estão apresentados na tabela 5 e na figura 49. Esta figura mostra a curva S-N para os corpos de prova nitretados por plasma onde a relação entre a tensão máxima aplicada e a vida em fadiga está representada pela reta, que obtida por regressão linear. Para a determinação desta reta não foram considerados os resultados representados pelos círculos cheios, que são de corpos de prova que romperam precocemente, ou foram parados, ou atingiram o número ciclos programado para o encerramento dos ensaios, isto é,  $10^7$ . Pela equação desta reta foi estabelecido o limite de fadiga, considerado aqui como a tensão calculada para  $N_f = 10^7$  ciclos. O limite de fadiga obtido foi de 641 MPa e representa 57% do limite de resistência do material nitretado ( $\sigma_r = 1117$  MPa).

Levando-se em consideração os níveis de tensão e o número de corpos de prova usados, conforme a norma ASTM E 739-91, os ensaios de fadiga convencional tiveram repetibilidade de 62%, que está acima do



mínimo considerado bom para pesquisa e desenvolvimento de ensaios de componentes e corpos de prova, que é de 33 a 50%.

Não foram encontrados na literatura, dados sobre o comportamento do aço DIN X 90 em fadiga convencional seja ele nitretado ou não.

Tabela 5 - Resultados obtidos nos ensaios de fadiga de alto ciclo

Corpo de Prova	Tensão Máxima $\sigma_{\max}$ (MPa)	Número de Ciclos para falhar	Observações
1	828	5932	-
2	825	12981	-
3	821	14779	-
4	759	157590	-
5	758	577839	-
6	756	340893	-
7	688	141390	-
8	686	1,1912E6	-
9	685	2,52665E6	-
10	625	5,40039E6	-
11	623	7,806123E6	Não rompeu
12	568	1E7	Não rompeu
13	561	1E7	Não rompeu

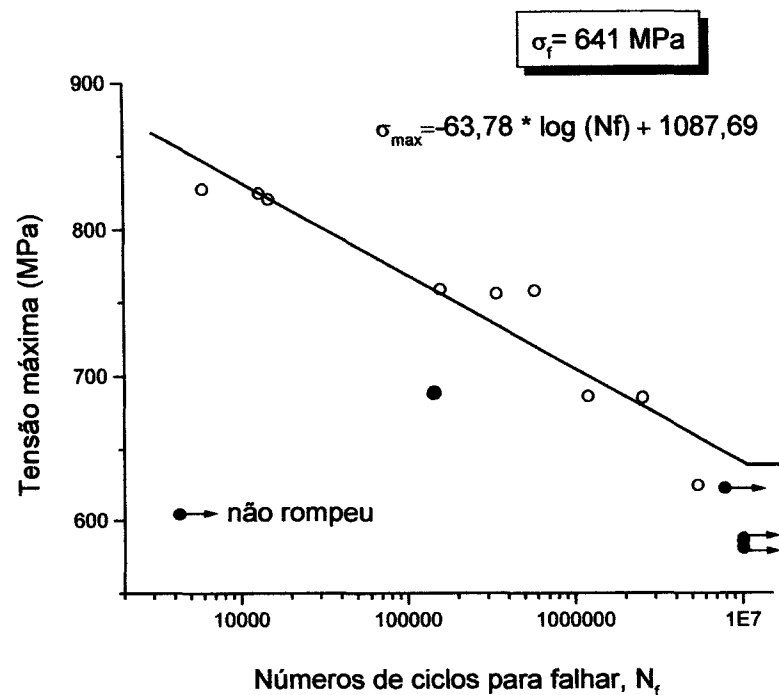


Figura 49: Curva S-N dos ensaios de fadiga de alto ciclo do aço DIN X 90.

### 5.7 - Ensaio de fadiga por fretting

Os resultados obtidos e a curva S-N gerada para os ensaios de fadiga por fretting encontram-se na tabela 6 e na figura 50, respectivamente. Na tabela 6, a força de atrito máxima,  $Q_{max}$ , corresponde ao pico de força de atrito medida, durante os primeiros 200.000 ciclos de cada ensaio, no contato que originou a trinca que se propagou até a fratura. Na figura 50, a equação da reta, do mesmo modo que no ensaio de fadiga convencional, foi utilizada para determinar o limite de fadiga do material, sob condições de fretting, em  $10^7$  ciclos. Assim, o limite de fadiga por fretting obtido foi de  $\sigma_f = 395$  MPa.

Do mesmo modo que no ensaio de fadiga convencional, pode ser obtida a repetibilidade dos ensaios de fadiga por fretting, que foi de 58%, que está acima do mínimo exigido para pesquisa e desenvolvimento de ensaios de componentes e corpos de prova pela norma ASTM E 739-91.



Tabela 6. Resultados obtidos nos ensaios de fadiga por fretting

Corpo de Prova	Tensão Máxima $\sigma_{\max}$ (MPa)	Número de Ciclos para falhar	Força de Atrito Máxima $Q_{\max}$ (N)	Observações
1	753	42379	76	-
2	750	61934	72	-
3	749	48623	74	-
4	690	185067	63	-
5	688	115188	60	-
6	548	753201	45	-
7	547	840329	46	-
8	483	2,72934E6	37	-
9	481	660246	38	-
10	481	3,43277E6	36	-
11	425	1E7	31	Não rompeu
12	417	1E7	28	Não rompeu

A figura 51 mostra, comparativamente, as curvas S-N para os ensaios de fadiga convencional e fadiga por fretting. O fenômeno de *fretting* exerceu seu maior efeito na região de alto ciclo, principalmente abaixo do limite de fadiga convencional. Com isto, foi obtido o fator de redução de resistência (FRR) em  $10^7$  ciclos. Neste trabalho, este fator pôde ser definido como sendo a razão entre o limite de fadiga convencional e o limite de fadiga por fretting. O valor obtido do FRR foi de 1,62. Vale lembrar que este fator é função das condições de ensaio de fadiga por fretting usadas, e principalmente, o tipo de materiais em contato e a força normal aplicada.

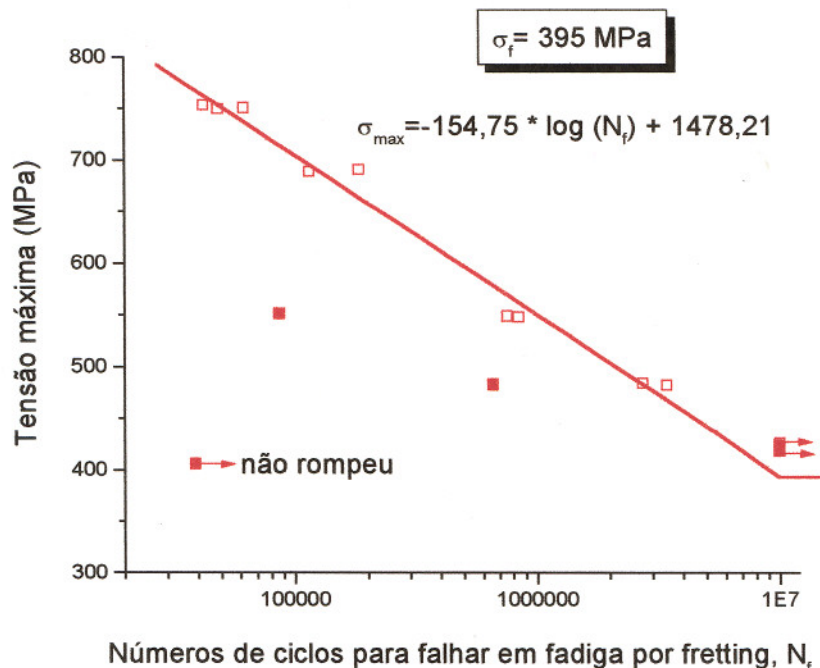


Figura 50: Curva S-N de fadiga por fretting do aço DIN X 90.

A figura 52 mostra a evolução da força de atrito máxima,  $Q_{max}$ , para o corpo de prova 5, medida no contato onde se iniciou a trinca que se propagou para a fratura. Pode ser observado o aumento da força de atrito no início do ensaio, seguido de um período de pequenas variações, que se manteve na maior parte do ensaio, até cair rapidamente um pouco antes do corpo de prova romper. Esta queda está relacionada à trinca que se propagou para a fratura, uma vez que não foi observada no contato oposto. A explicação para esta queda é que, com o aumento da abertura da trinca na superfície, a área de contato entre o bloco e o corpo de prova vai sendo reduzida gradualmente, diminuindo, por consequência a força de atrito. Este é um comportamento típico, encontrado nos ensaios de fadiga por fretting, como aqueles realizados por LINDLEY & NIX (1992), para diversas combinações de materiais.



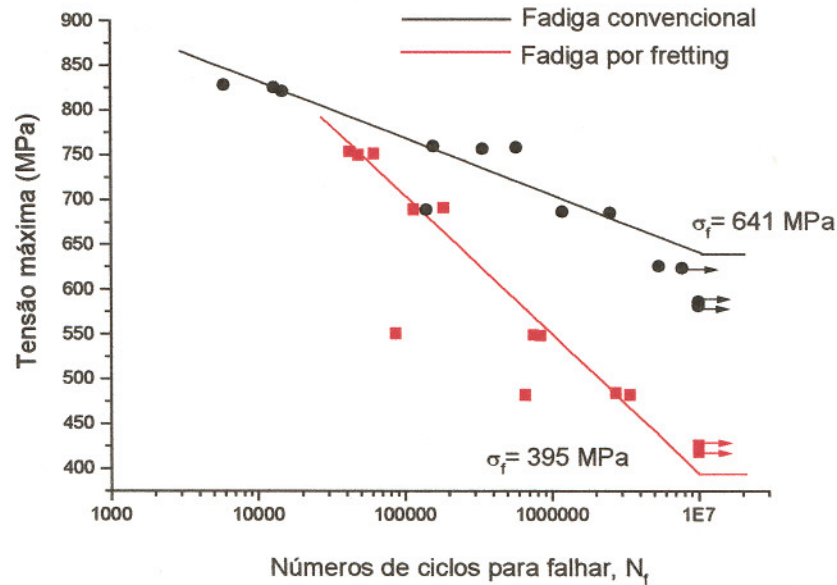


Figura 51: Comparação das curvas S-N de fadiga com e sem fretting.

Foi observado também, que a força de atrito aumentou com a tensão axial aplicada, como mostrado pela figura 53. Esta evolução é descrita por vários pesquisadores e, segundo LINDLEY (1997), a força de atrito pode alcançar um valor limite, aproximadamente igual à força normal aplicada ao contato. Isto implica que, um coeficiente de atrito igual à unidade poderia ser alcançado sob condições de fretting e permaneceria constante em tensões axiais elevadas. Segundo ENDO & GOTO (1976) esta é uma situação de macrodeslizamento, ou de deslizamento total, caracterizada por intenso desgaste e conseqüente formação de detritos óxidos, que podem tanto escapar da região de contato, como aí acumular, funcionando como lubrificante sólido, como descrito por GODET (1984).

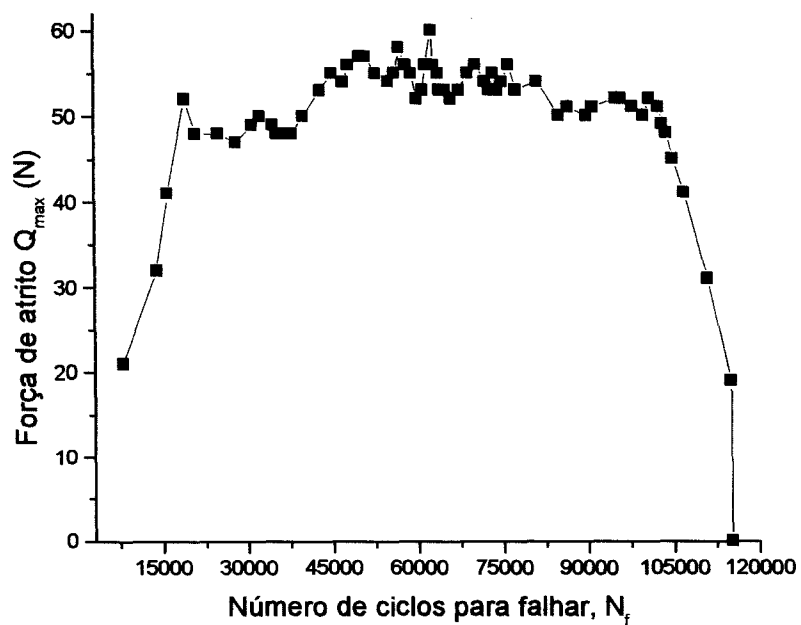


Figura 52: Evolução da força de atrito durante um ensaio.

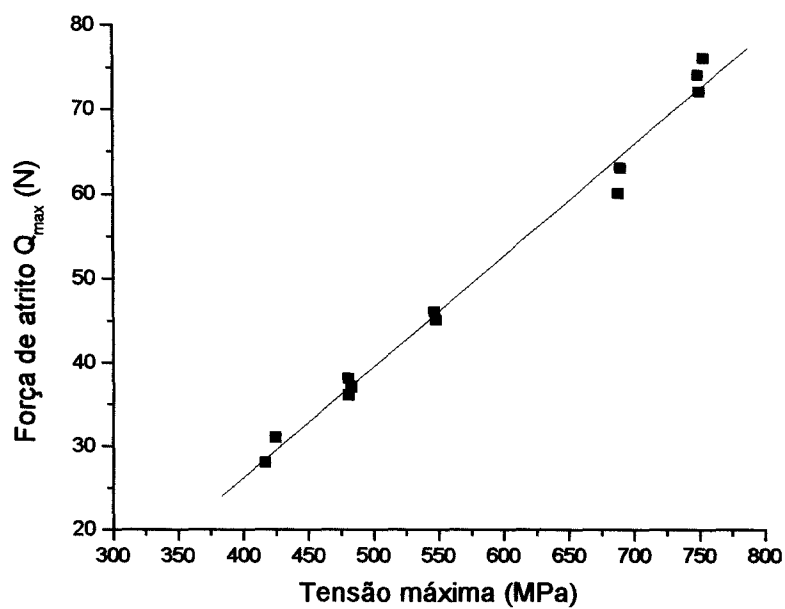


Figura 53: Relação entre tensão axial e força de atrito.

## 5.8 - Análise fractográfica

### 5.8.1 - Ensaio de tração

As fractografias de um corpo de prova, ensaiado em tração, estão ilustradas pelas figuras 54, 55 e 56. As superfícies rompidas apresentam duas regiões distintas: a camada com aspecto frágil e o substrato que apresenta certa ductilidade, o que pode ser melhor visualizado na figura 55. Assim, enquanto a camada nitretada tem um comportamento totalmente elástico, o substrato comporta-se de maneira predominantemente plástica. Isto, mais o estado de multiaxialidade de tensões existente na interface camada/substrato, descrito por QIAN & FATEMI (1994) e JACK & WINNIK (1979), ajudam a explicar a série de trincas, regularmente espaçadas, que ocorrem na superfície observadas em todo comprimento útil do corpo de prova, conforme mostrado pela figura 56.

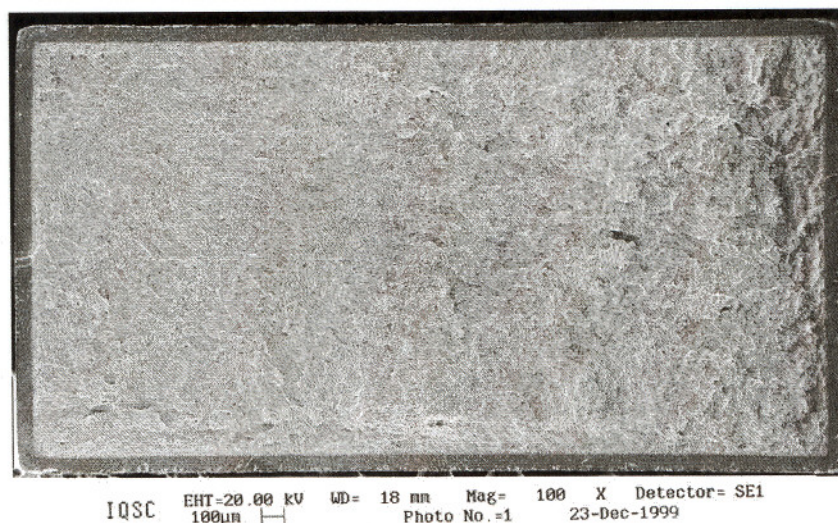


Figura 54: Superfície de fratura de tração de um corpo de prova nitretado.



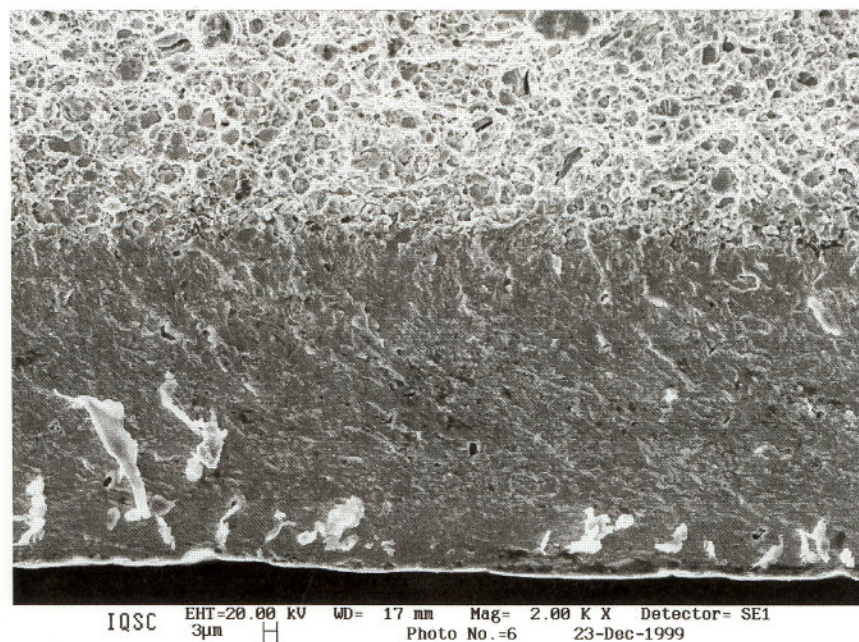


Figura 55: Ampliação da foto anterior mostrando os aspectos de fratura da camada e do substrato.

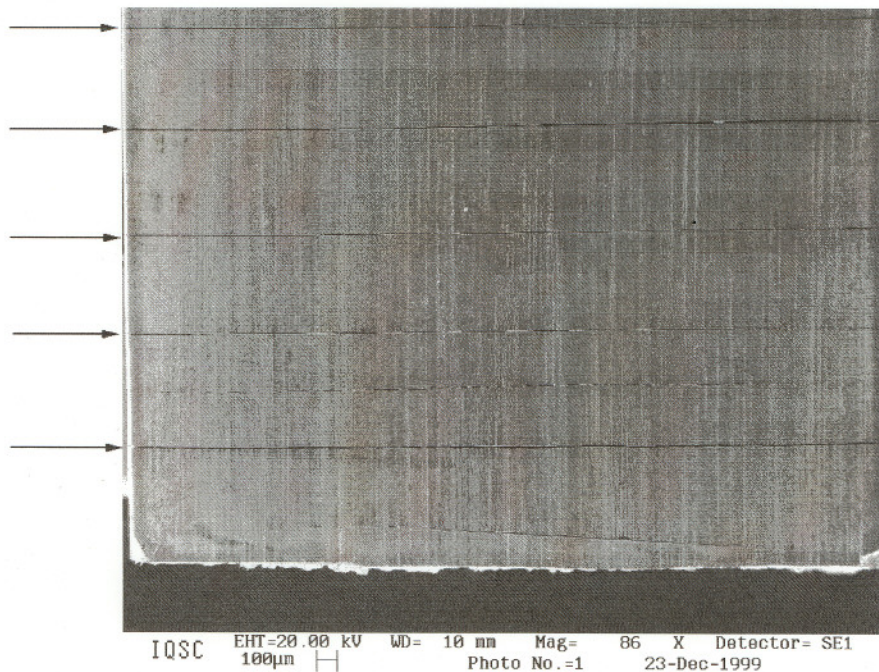


Figura 56: Vista da superfície lateral do corpo de prova mostrando o trincamento externo da superfície nitretada, indicado pelas setas.



### 5.8.2 - Ensaio de fadiga convencional

As figuras 57 e 58 mostram superfícies fraturadas na região de baixo ciclo e a figuras 59, 60 e 61 mostram fractografias obtidas na região de alto ciclo. Na região de baixo ciclo, onde as tensões aplicadas são altas, é esperado que a trinca que se propaga para a fratura, nucleie na superfície devido a baixa de tenacidade superficial, decorrente da alta dureza da camada nitretada, que é frágil. No entanto, na região de alto ciclo é difícil precisar o local de nucleação da trinca. Na literatura, é encontrado, que as trincas de fadiga de alto ciclo nucleiam em inclusões, formando uma bem definida área circular abaixo da camada nitretada, o que segundo GENEL et al (2000), é uma consequência direta dos os ensaios realizados em corpos de prova cilíndricos em flexão rotativa e que não é o caso do presente trabalho.

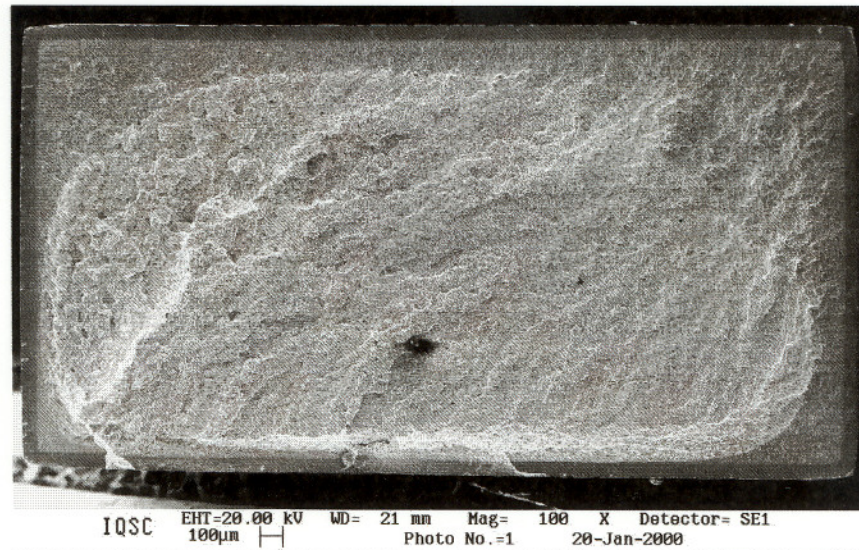


Figura 57: Aspecto de fratura na região de baixo ciclo:  $\sigma_{\max} = 828$  MPa;  $N_f = 5932$  ciclos.



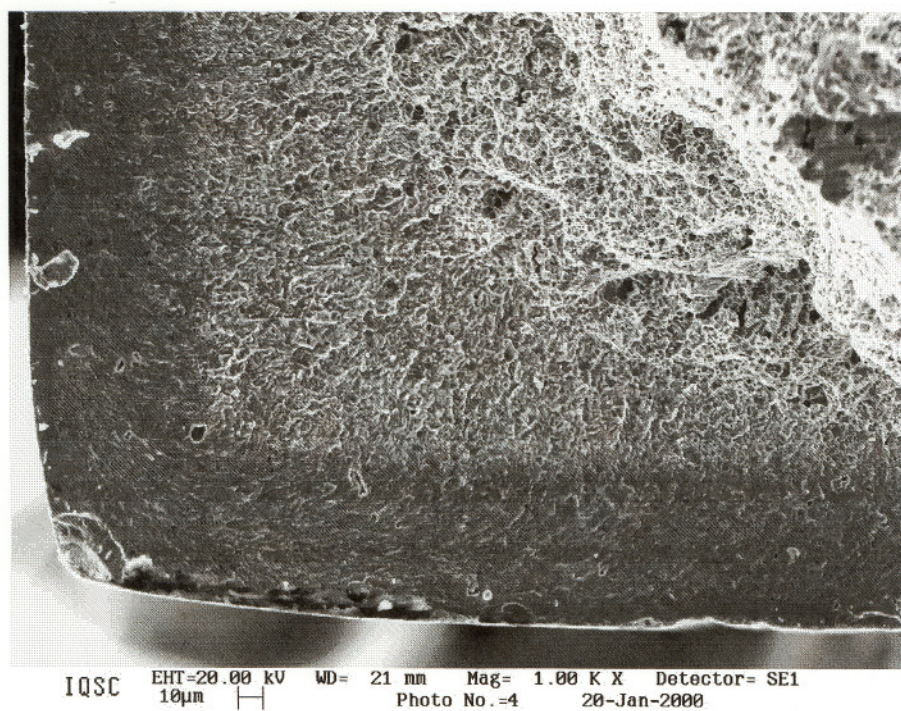


Figura 58: Ampliação da foto anterior.

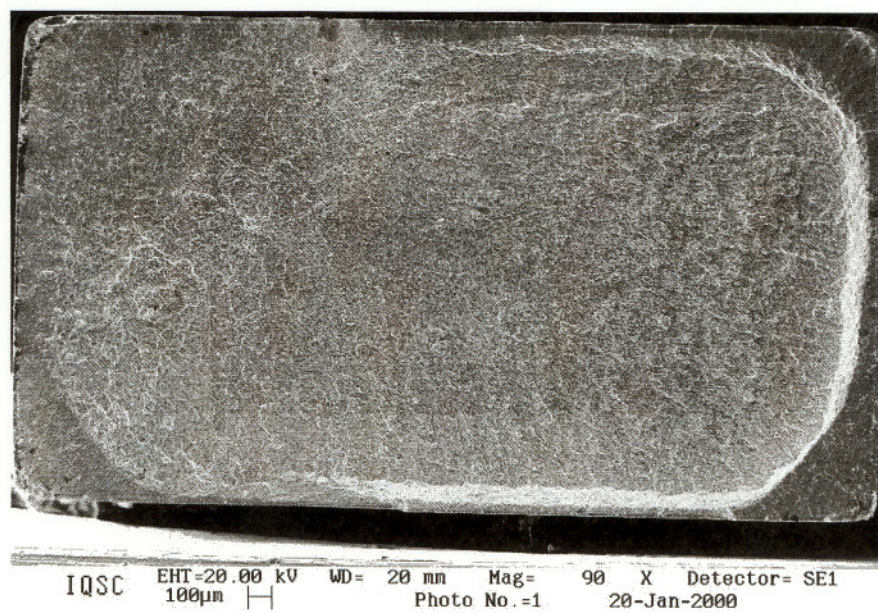


Figura 59: Fratura na região de alto ciclo:  $\sigma_{\max} = 685 \text{ MPa}$ ;  $N_f = 2,526 \text{ E6}$  ciclos.



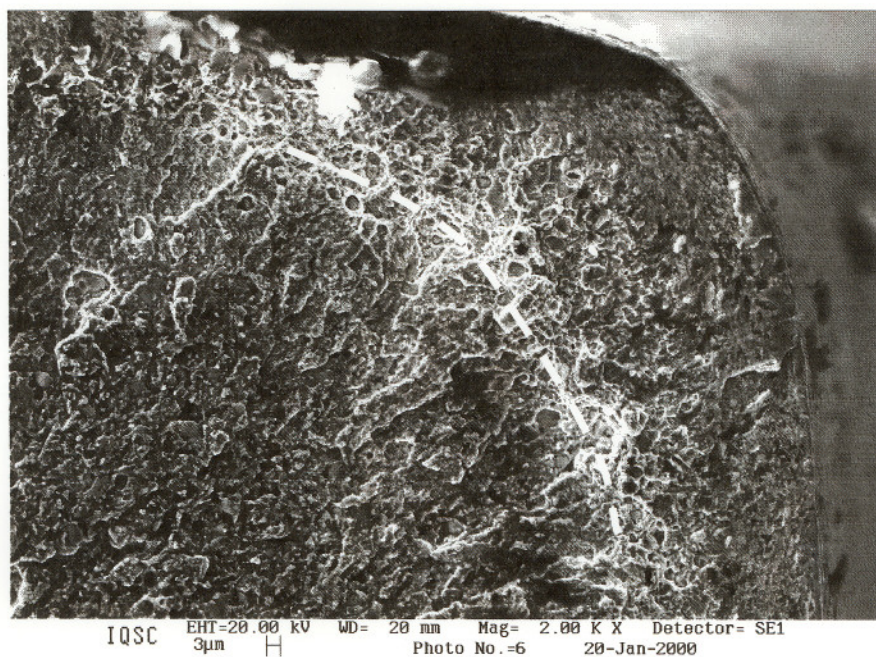


Figura 60: Ampliação da foto anterior. A região mais clara, indicada pela linha tracejada, corresponde a zona de transição.

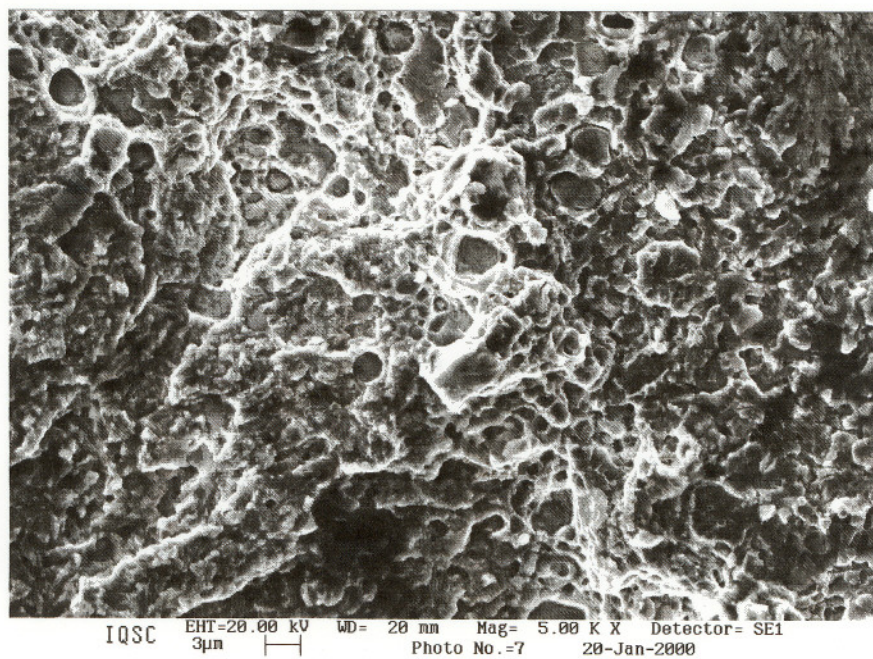


Figura 61: Ampliação da região de transição.



### 5.8.2 - Ensaio de Fadiga por fretting

A figura 62 mostra o aspecto da área de contato de *fretting*, após a fratura. Este aspecto foi similar em todos os corpos de prova ensaiados e rompidos. Embora os blocos de contato tivessem a mesma largura do corpo de prova, as marcas de *fretting* não se estenderam às bordas do corpo. Na região central das marcas de *fretting*, o caminho da trinca era curvo. Em alguns corpos de prova o caminho da trinca era curvo em toda extensão da região sob *fretting* e acentuava-se na região central. Resultados semelhantes foram obtidos por Pape & Neu (1999) em um aço PH 13-8 Mo.

A figura 63 mostra a presença de detritos aderidos à superfície do corpos de prova e a presença de trincas superficiais “paralelas” à região de fratura. Esta transferência, como não há delaminação do corpo de prova, ocorreu do bloco de contato de menor dureza para a superfície nitretada de maior dureza. BILL (1983) relata várias condições de desgaste e transferência de metal entre superfícies sob *fretting* para vários materiais. Na figura 64 é possível verificar a trinca que se propagou é semi-elíptica. Este formato é típico para corpos de prova ensaiados em fadiga por fretting, como observado por MUTOH et al (1989) em aços para turbinas a gás.

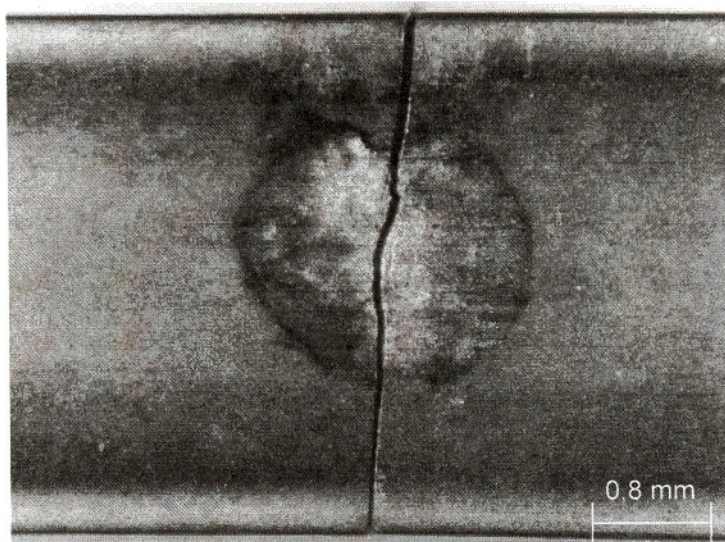


Figura 62: Macrografia frontal da área de contato de fretting, indicada pelas setas após a fratura:  $\sigma_{\max}=749$  MPa;  $N_f= 48623$ .



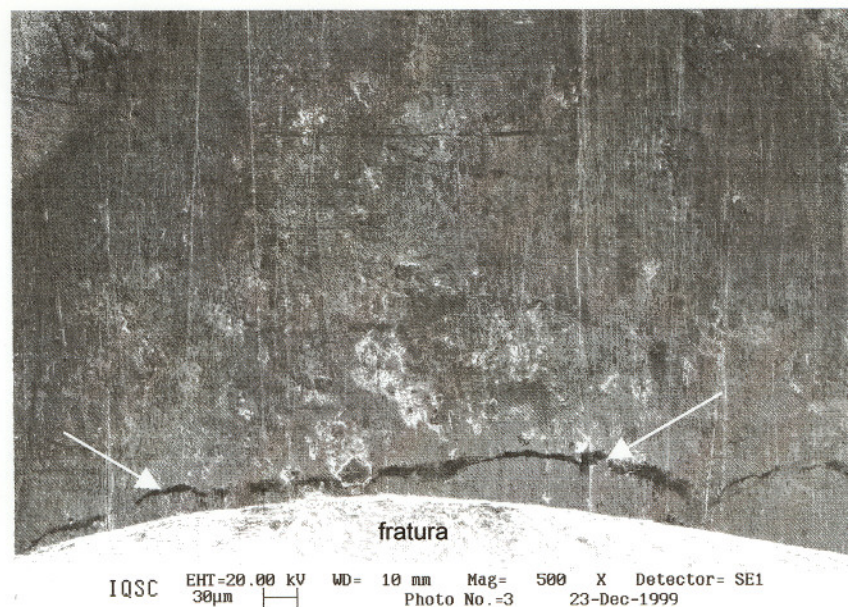


Figura 63: Micrografia da área de contato sob fretting, as setas indicam uma trinca secundária:  $\sigma_{\max}=750$  MPa;  $N_f= 42379$  ciclos.

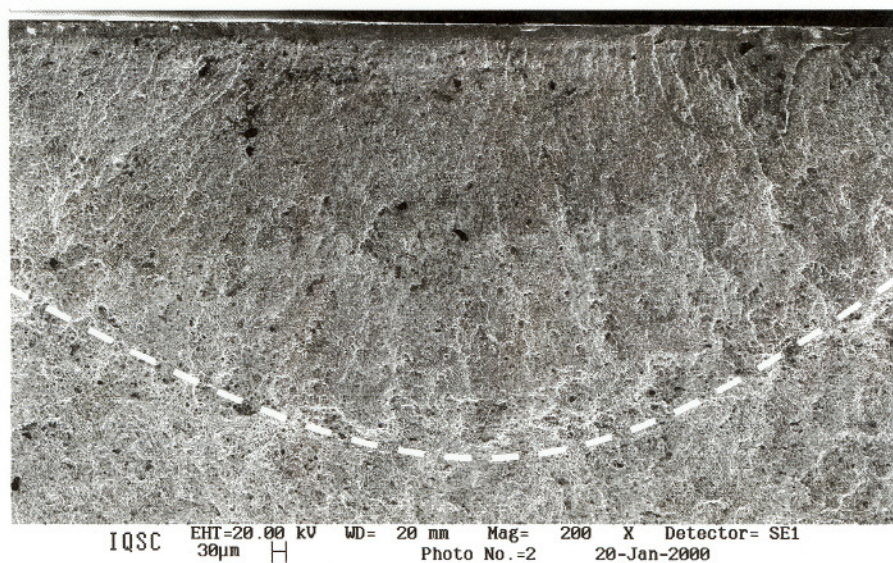


Figura 64: Região da nucleação e propagação da trinca.  $\sigma_{\max} = 753$  MPa;  $N_f = 42379$  ciclos.

## 6.0 – Conclusões

### 6.1 – Análise da camada nitretada

- Pela técnica de difração de raios-X foram identificados, na superfície do material, a presença de nitretos do tipo  $\epsilon$  ( $\text{Fe}_{2-3}\text{N}$ ) e  $\gamma'$  ( $\text{Fe}_4\text{N}$ ), indicando, assim, a formação de uma fina camada de compostos, além da camada de difusão.
- A análise metalográfica relevou as camadas de compostos e de difusão, que formaram a camada nitretada, bem definidas e distintas do substrato. O material apresentou, também, uma zona de transição entre a camada nitretada e o substrato.
- O perfil de microdureza confirmou a eficácia da nitretação por plasma do aço DIN X 90, sendo que a maior dureza obtida foi de 1288  $\text{HV}_{100}$ .
- A profundidade assumida da camada foi de 91  $\mu\text{m}$ . Neste ponto, a dureza obtida foi de 423  $\text{HV}_{100}$  (50 HRC).
- No substrato, a dureza alcançada de 413 HV (42 HRC), revela que o tratamento de nitretação não modificou, nesta região, as propriedades originais do material.

### 6.5 - Propriedades de tração

- O material nitretado apresentou limite de escoamento, limite de resistência e módulo de elasticidade, próximos aos do material, na condição como recebido. Isto indica que constituição do substrato controla os parâmetros de resistência do material nitretado.



- O material nitretado apresentou alongamento total e redução de área praticamente nulos. Isto indica que a constituição da camada nitretada controla os parâmetros de ductilidade do material nitretado.

#### 6.4 – Propriedades de fadiga

- O limite de fadiga do material nitretado, ensaiado em fadiga convencional, para as condições dos ensaios realizados, foi de 641 MPa, ou seja, 57% do limite de resistência à tração do material nitretado ( $\sigma_r = 1117$ ).
- O fenômeno de *fretting* reduziu sensivelmente a resistência à fadiga do material nitretado. O limite de fadiga por fretting foi de 395 MPa, o que implica em um fator de redução de resistência (FRR) de 1,62.
- Durante os ensaios de fadiga por fretting, na interface de contato onde iniciou a trinca que se propagou para a fratura, a força de atrito teve um rápido crescimento inicial e oscilou com certa regularidade com o número de ciclos, até cair acentuadamente, um pouco antes da fratura do corpo de prova. Esta queda, portanto, está relacionada aos estágios de nucleação e propagação da trinca de fadiga por fretting, uma vez que não ocorreu no contato oposto.
- Levando-se em consideração todos os ensaios de fadiga por fretting, foi observado que a força de atrito máxima aumentou com a tensão axial aplicada.

#### 6.7 – Análise fractográfica

- Nos ensaios de tração, o aspecto fractográfico observado da camada nitretada foi frágil com o substrato apresentando certa ductilidade. As superfícies nitretadas apresentaram várias trincas regularmente espaçadas ao longo do comprimento útil do corpo de prova.

- Os corpos de prova ensaiados em fadiga convencional apresentam regiões bem distintas de propagação de trinca abaixo da camada nitretada e de fratura final. No entanto, não foi possível detectar o local de nucleação da trinca por fadiga.
- Na área de contato de *fretting*, as trincas apresentaram um caminho curvo, que acentua-se na região central das marcas de *fretting*, que por sua vez, eram sempre menores que a largura do corpo de prova.
- Nas marcas de *fretting* foi verificada também, a presença de trincas secundárias e de detritos, aderidos à superfície do corpo prova.
- Na superfície de fratura final as marcas de propagação da trinca revelaram que o formato desta, em fadiga por *fretting*, era semi-elíptico.

### **Sugestões para trabalhos futuros**

- Realizar ensaios de fadiga convencional e fadiga por fretting do aço DIN X 90 no estado temperado e revenido e nitretado a gás, comparando os resultados aos nitretados por plasma.
- Avaliar o comportamento do material em temperaturas de trabalho do motor tanto em fadiga convencional como em fadiga por fretting.
- Verificar a influência da variação da força normal e da razão de carga na resistência à fadiga por fretting no comportamento material nitretado.
- Verificar o efeito do tempo de nitretação por plasma no comportamento à fadiga por fretting do aço DIN X 90.

## Anexo: Distribuição da pressão de contato

Nos ensaios de fadiga por fretting, a configuração do contato do tipo cilindro-plano, fornece um contato Hertziano, desde que o contato seja pequeno em relação à espessura do corpo de prova, FELLOWS et al (1997). Com isto, a distribuição da pressão de contato, estática, pode ser determinada pelas equações de Hertz para contatos elásticos. Muitas destas equações e suas aplicações foram descritas por STACHOWIAK & BATCHELOR (1993).

Um contato do tipo cilindro contra plano, elástico, fornece uma área de contato retangular de comprimento  $2l$  e largura de contato  $2a_m$ , como mostrado pela figura A-1.

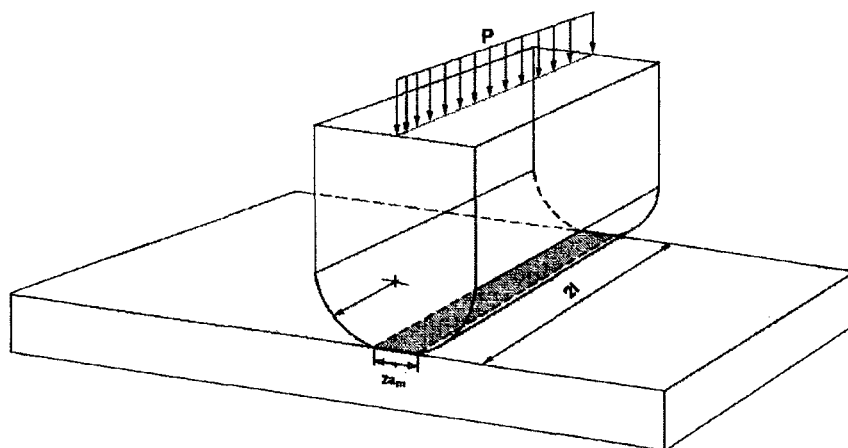


Figura A-1: Esquema de um contato cilindro contra plano.

A distribuição da pressão de contato, descrita a seguir, é estática, ou seja, não leva em consideração a ação do carregamento axial cíclico. Segundo SZOLWINSKI & FARRIS (1996), para a maioria dos materiais, a distribuição de pressão de contato Hertziano não é afetada por carregamento cisalhante, e é dada por:



$$p(x) = p_0 \sqrt{1 - (x/a_m)^2} \quad (\text{A-1})$$

onde  $p_0$  é a pressão máxima de contato,  $a_m$  é a metade da largura do contato e estão descritas pelas equações (A-2) e (A-3), respectivamente;  $x$  é a coordenada relativa ao centro do contato.

$$p_0 = \frac{2P'}{\pi a_m} \quad (\text{A-2})$$

$$a_m = \left( \frac{4P'R}{\pi E_{eq}} \right)^{0,5} \quad (\text{A-3})$$

nas quais  $P'$  é a força normal por unidade de comprimento ( $P/l$ ),  $R$  é o raio equivalente e  $E_{eq}$  é o módulo de elasticidade equivalente das superfícies em contato, definidos como

$$\frac{1}{E_{eq}} = \frac{1 - \nu_a^2}{E_a} + \frac{1 - \nu_f^2}{E_f} \quad (\text{A-4})$$

$$\frac{1}{R} = \frac{1}{R_a} + \frac{1}{R_f} \quad (\text{A-5})$$

com os subscritos  $a$  e  $f$  referindo-se as superfícies em contato, ou seja, o aço DIN X 90 e o ferro fundido cinzento, respectivamente.

As propriedades assumidas para aço DIN X 90 são  $E_a = 197 \text{ GPa}$  e  $\nu_a = 0,30$ ; enquanto para o ferro fundido cinzento são  $E_f = 140 \text{ GPa}$  e  $\nu_f = 0,33$ .

Para a força normal aplicada de 100 N, usada no ensaio de fadiga por fretting, e para a metade do comprimento do contato  $l = 1,8 \text{ mm}$ , que é a metade da largura do corpo de prova, tem-se que:

$$P' = \frac{100}{1,8} = 55,56 \text{ N/mm ou } 55560 \text{ Nm}^{-1}$$

Utilizando a equação (A-4) o valor do módulo de elasticidade equivalente para os dois materiais em contato, pode ser calculado como,

$$\frac{1}{E_{eq}} = 0,01112, \text{ ou } E_{eq} = 90 \text{ GPa}$$

Como descrito no item 4.6.1, o raio de curvatura do bloco de contato é  $R_f = 20\text{mm}$ . Assim, da equação (A-5), o raio de curvatura equivalente é calculado como

$$\frac{1}{R} = \frac{1}{\infty} + \frac{1}{20} = 0,05, \text{ ou } R = 20 \text{ mm ou } R = 0,02 \text{ m}$$

Para  $P' = 55560 \text{ Nm}^{-1}$ ,  $E_{eq} = 90 \text{ GPa}$  e  $R = 0,02\text{m}$ ,  $a_m$ , definida pela equação (A-3), pode ser calculada

$$a_m = 1,254 \times 10^{-4} \text{ m, ou } a_m = 0,1254 \text{ mm}$$

e com isto a largura do contato equivale a  $2a_m = 0,2508 \text{ mm}$  e área de contato total  $a_t = 2 \times 2a_m = 0,903 \text{ mm}^2$ .

Portanto, para  $a_m = 1,254 \times 10^{-4} \text{ m}$  e  $P' = 55560 \text{ Nm}^{-1}$ , o pico de pressão de contato  $p_0$ , definido pela equação (A-2) pode ser calculado, como

$$p_0 = 2,82 \times 10^8 \text{ N/m}^2, \text{ ou } p_0 = 282 \text{ MPa}$$

Pela variação apenas da força normal aplicada, conseqüentemente variando  $P'$ , obtém-se, como expressão geral,  $p_0 = 5076P'$ . Com isto, pode

ser obtido um gráfico que mostra a relação entre a força normal  $P$  e o pico da pressão de contato, representado pela figura (A-2).

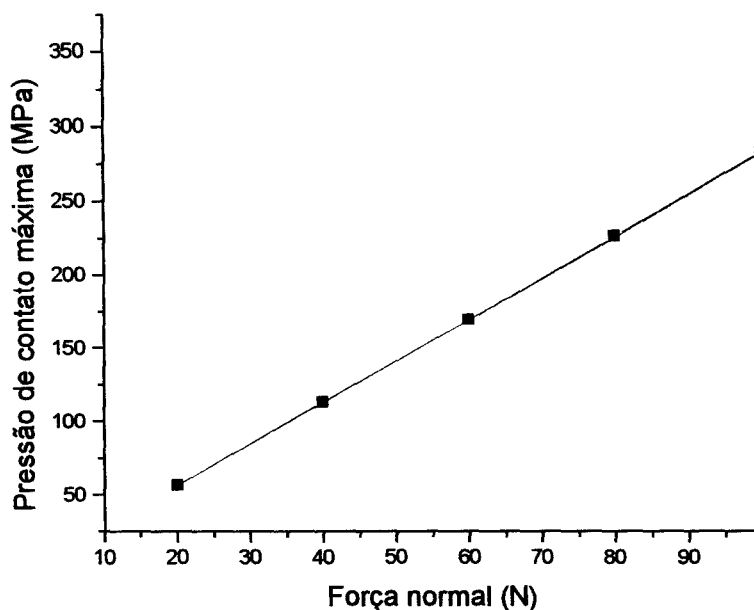


Figura A-2: Relação entre a força normal aplicada e a pressão máxima, para o contato Hertziano empregado.

Em fadiga por fretting, a distribuição da pressão de contato Hertziano e, conseqüentemente, o pico da pressão de contato  $p_0$ , e a metade da largura do contato  $a_m$ , juntamente com outras variáveis, como a amplitude de deslizamento e a largura da região de assentamento, não discutidas aqui, são utilizadas por vários pesquisadores. DAI et al (1994) e HILLS et al (1988), fizeram avaliações teóricas tanto do local de nucleação e da evolução geométrica de uma trinca, como da determinação de fatores de intensidade de tensão. WARTTON et al (1973) usaram a distribuição da pressão no contato cilindro contra plano para estimar a redução da resistência à fadiga devido ao fretting. Outros têm demonstrado que a resistência à fadiga por fretting diminui com o aumento da pressão de contato, mas em pressões acima de um valor crítico, esta resistência é aproximadamente constante. Segundo ADIBINAZARI & HOEPPNER (1994), acima deste valor crítico, uma elevada tensão compressiva, em algum ponto

abaixo da superfície, retarda a propagação de uma trinca nucleada na região sob fretting. Isto é demonstrado principalmente em contatos plano contra-plano.

## Referências bibliográficas

- AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. ASTM E384-89 (1989): Standard test method for microhardness of materials. Philadelphia, ASTM (cd rom).
- AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. ASTM E1150-87 (1987). Standard definitions of term relating to fatigue. Philadelphia, ASTM (cd rom).
- AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. ASTM E466-96 (1996). Standard practice for conducting force controlled constant amplitude axial fatigue tests of metallic materials. Philadelphia, ASTM (cd rom).
- AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. ASTM E739-91 (1991). Standard practice for statistical analysis of linear or linearized stress-life (S-N) and strain-life ( $\epsilon$ -N) fatigue data. Philadelphia, ASTM (cd rom).
- AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. ASTM E8-96A (1996). Standard test methods of tension testing of metallic materials. Philadelphia, ASTM.(cd rom).
- AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. ASTM STP 1159 (1992): Standardization of fretting fatigue test methods and equipment, Philadelphia, ASTM.
- ANDERSON, T. L. (1995): *Fracture Mechanics: Fundamentals and Applications*. 2 ed. , CRC Press, Florida.
- ANGELOVA, D.; AKID, R. (1998): A note on modeling short fatigue crack behaviour. *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures*, v.21, p.771-779.

- ASM HANDBOOK (1996): *Fatigue and Fracture*. Materials Park, Ohio, ASM International, v.19.
- ASM HANDBOOK (1996): *Friction, Lubrification and Wear Technology*. Materials Park, Ohio, ASM International, v.19.
- AZEVEDO JÚNIOR, J. C. A. (1989): Medidores de deformações, forças e tensões. Kratos Dinamômetros.
- BARREIRO, J.A (1983): *Tratamiento Térmico de los Aceros*. Editorial Dossat s.a, 8 ed.,Madrid, España, cap. 14, Nitruración, p.385-405.
- BILL, R. C., (1983): Fretting Wear and Fretting Fatigue - How are the Related?, *Transactions of the ASME*, v. 105, p.230- 238.
- BOYCE, B.L.: MURI (*Multidisciplinary University Research Initiative on High Cycle Fatigue*). Home page: <http://www.lbl.gov/Ritchie/Programs/URI> (22/06/1999)
- BROWN, L. M.; OGIN, S. L. (1985). Fundamentals of deformation and fracture. In: *Proc. Eshelby Memorial Symposium*, Cambridge University Press, p.501-528.
- BRYGGMAN, U. SÖDERBERG, S. (1985): Contact conditions in fretting. *Wear*, v. 110, p. 1-17.
- BUCH (1988): *Fatigue Strength Calculation*, Transtech Publication.
- CARTON, J.F.; VANNES, A.B.; VINCENT, L. (1995): Basis of a coating choice methodology in fretting. *Wear*, v.185, p.47-57.
- ÇELIK, A. KARADENIZ, S. (1995): Improvement of fatigue strength of AISI 4140 steel by ion nitriding process. *Surface Coatings Technology*, v. 72, p. 169-173
- COFAP (1992): Anéis de Pistão, n. P 0103. Publicação interna.
- COFAP (1995): Procedimento de teste: Ensaio de fadiga PT03. . Publicação interna
- COLOMBIÉ, CH.; BERTHIER, Y. ; FLOQUET, A.; VINCENT, L.; GODET, M. (1984): Fretting: load carrying capacity of wear Debris. *Journal of Tribology*, v.106, p.194-201.
- CORREIA, L.M.; CARREIRA, M.; RAMALHO, A.; COSTA, J.D. (1998): Fretting-fadiga de aços: Influência de tratamentos de superfície.

Departamento de Eng. Mecânica, Universidade de Coimbra, p. 1.12  
1.23. Comunicação pessoal

- DAI, D. N.; HILLS, D. A.; NOWELL, D. (1994): Stress intensity factors for tridimensional fretting fatigue cracks. In: *Fretting Fatigue ,ESIS 18*, Mechanical Engineering Publications, London, p. 59-71.
- DE LA CRUZ, P.; ODEN, M.; ERICSSON, T. (1998): Influence of plasma nitriding on fatigue strength and fracture of a B-Mn steel. *Materials Science and Engineering*, A. n. 242, p.181-194.
- DIETER, G. E. (1981). *Metalurgia Mecânica*. 2ª ed., Guanabara Dois.
- DINGREMONT, N.; BERGMANN,E; HANS,M.; COLLINGTON,P. (1995). Comparison of the corrosion resistance of diferent steel grades nitrided, coated and duplex treated. *Surface Coatings and Technology*, v. 76-77, p. 218-224
- EDWARDS, P.R. (1981): The application of fracutre mechanics to predicting fretting fatigue. In: *Fretting Fatigue*, Applied Science Publishers, London, p. 67-97
- EL HADDAD, M, H.; SMITH, K. N.; TOPPER, T. H. (1979): Fatigue crack propagation of short cracks. *Journal of Engineering Materials Technology*, v. 101, 42-46
- ENDO, K; GOTO, H. (1976): Initiation and propagation of fretting fatigue cracks, *Wear*, v. 38 p. 311-324
- FAANES, S.; HÄRKEGARD, G. (1994a): Simplified stress intensity factors in fretting fatigue. In: *Fretting Fatigue, ESIS 18*, Mechanical Engineering Publications, London, p. 73-81.
- FAANES, S.; FERNANDO, U. S. (1994b). Life prediction in fretting fatigue using fracture mechanics. In: *Fretting Fatigue, ESIS 18*, Mechanical Engineering Publications, London, p. 149-159.
- FAANES, S.; FERNANDO, U.S. (1994b). Influence of contact loading on fretting fatigue behavior . *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures*, v. 17, n.8, p.939-947.
- FELLOWS, L. J.; NOWELL, D.; HILLS D. A. (1997): Analysis of crack initiation and propagation in fretting fatigue: The effective initial flaw size

- methodology. *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures*, v. 20, n. 1, p. 61-70.
- FELLOWS, L.J.; NOWELL, D.; HILLS D.A. (1997). On the initiation of fretting fatigue cracks. *Wear*, n.205, p.120-129.
- FERGUSON, C. R. (1986): *Internal combustion Engines*. Applied Thermosciences, John Wiley & Sons inc.
- FERNANDO, U.S.; BROWN, M.W.; MILLER, K. J.; COOK, R.; RAYAPROULU, D. (1994): Fretting Fatigue Behaviour of BS L65 4 percent copper aluminum alloy under variable normal load. . In: *Fretting Fatigue* , ESIS 18, Mechanical Engineering Publications, London, p. 197-209.
- FUCHS, H.; STEPHENS, R. I. (1980). *Metal Fatigue in Engineering*. John Wiley & Sons.
- GENEL, K.; DEMIRKOL, M.; ÇAPA, M. : (2000): Effect of ion nitriding on fatigue behaviour of AISI 4140 steel. *Materials Science & Engineering*, v. A 279, 207-216.
- GIANNAKOPOULOS, A. E.; LINDLEY, T. C.; SURESH, S. (1998): Aspects of equivalence between contact mechanics and fracture mechanics: Theoretical connections and life-prediction methodology for fretting-fatigue. *Acta Materiala*, v.46, n.9, p.2955-2968.
- GODET, M. (1984): The third-body approach: a mechanical view of wear *Wear*, v.100, 437-452
- HATTORI, T.; NAKAMURA, M.; SAKATA, H.; WATANABE, T. (1988): Fretting fatigue analysis using fracture mechanics. *JSME International Journal, Series 1*, v.31, n.1, p.100-107.
- HILLS, D. A.; NOWELL, D.; O'CONNOR, J. J. (1988): On the mechanics of fretting fatigue. *Wear*, v. 125, p. 129-146.
- HILLS, D.A. (1994): Mechanics of fretting fatigue. *Wear*, v. 175, p. 107-113.
- HITACHI METALS (1997): *Piston rings materials*. Hitachi Metals Reports, n. E-264-a.



- HOEPPNER, D. W. (1994) ). Mechanisms of fretting fatigue. In: *Fretting Fatigue*, ESIS 18, Mechanical Engineering Publications, London, p.3-19.
- HOEPPNER, D.W. (1992). Mechanisms of fretting-fatigue and their impact on test methods development. In: *Standardization of Fretting Fatigue Test Methods and Equipment*, ASTM STP 1159, p.23-31.
- HUCHEL, U. ; BRAMERS, S. ; CRUMMENAUER, J.; DRESSLER, S.; KINKEL, S.; (1995): Single cycle, combinations layers with plasma assistance, *Surface Coatings and Technology*, n.76-77, p.211-217.
- HUCHEL, U; DRESSLER, S. (1995): Nitretação por plasma pulsado para indústria automotiva – experiência de produção. In; *I Seminário Internacional de Engenharia de Superfície*, Universidade de Mogi das Cruzes, Mogi das Cruzes, p. 26-41
- HUSHENG, G.; HAICHENG, G.; HUIJIU, Z. (1991). The effect of hardness on the fretting fatigue of alloy steels. *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures*, v. 14, n.7, p.789-796.
- JACK, D. H.; WINNIK, S. (1979): Effect of process variables on the fatigue resistance of nitrided steel. In: *Heat Treatment'79*, The Metals Society Proceedings Conference, London, p. 169-177.
- JIS G0567 (1995): Standards update - Method of Measuring Nitrided Case Depth for Iron and Steel, *Surface Engineering*, n. 57
- JONES, C.K.; MARTIN, S.W.; STURGES,D.J.; HUDIS, M. (1975): Ion nitriding In: *Heat Treatment'73* , The Metals Society Proceedings Conference, London, p.71-77
- KRAUSS, G. (1990): *Steels: Heat Treatment and Processing Principles*. ASM international, Materials Park, Ohio
- LEYLAND, A.; LEWIS, D. B.; SYEVENSON, P. R.; MATTHEWS, A. (1993): Low-temperature plasma-diffusion treatment of stainless-steels for improved wear-resistance. *Surface Coatings and Technology*, v. 62 n. 1-3, p. 608-617.

- LI, C. X.; SUN, Y.; BELL, T. (1999): Consideration of fretting fatigue properties of plasma nitrided En19 steel. *Surface Engineering*, v. 19 n. 2, p. 149-153.
- LINDLEY, T. C. (1997). Fretting fatigue in engineering alloys. *International Journal of Fatigue*, v. 19, Sup. n. 1, p. S39-S49. (1993) 608-617
- LINDLEY, T. C.; NIX, K. J.; (1994): An appraisal of the factors which influence the initiation of cracking by fretting fatigue in power plant. In: *Fretting Fatigue*, ESIS 18, p. 239-256.
- LINDLEY, T.C.; NIX, K.J.; (1984): Metallurgical aspects of fatigue crack growth. In: *Fatigue Crack Growth: 30 Years of Progress*, Proceedings of a Conference on Fatigue Crack Growth Cambridge, UK, p.53-74.
- LINDLEY, T. C.; NIX, K. J.; (1992): Fretting fatigue in the power generation industry. In: *Standardization of Fretting Fatigue Test Methods and Equipment*, ASTM STP 1159, p.153-1699.
- McDOWELL, D. L (1996): Basic issues in the mechanics of high cycle fatigue. *International Journal of Fracture*, v. 80, p. 103-145.
- METALS HANDBOOK (1985). *Mechanical testing*. Metals Park, Ohio, American Society for Metals, v.8, 9.ed.
- MEYERS, M. A.; CHAWLA, K. K. (1982). *Princípios de Metalurgia Mecânica*. 1.ed., Ed. Edgard Blücher Ltda.
- MILLER, K.J.; O'DONNELL, W.J. (1999): Fatigue limit and its elimination. *Fatigue and Fracture of Engineering Materials and Structures*, v. 22, n.7, p. 545-557
- MILLER, K. J. (1985). Fundamentals of deformation and fracture. In: *Proc. Eshelby Memorial Symposium*, Cambridge University Press, p.477-500.
- MILLER, K. J.(1993): Materials science perspective of metal fatigue resistance. *Materials Science and Technology*, v. 9, p.453-462.
- MITCHELL, M. R. (1978). Fundamentals of modern fatigue analysis for design. In: *ASM Materials Science Seminar*, October.
- MUTOH, Y. (1995). Mechanisms of fretting fatigue. *JSME International Journal*, series A, v.38, n.4, p.405-415.

- MUTOH, Y. ; TANAKA, K. (1988): Fretting fatigue in several steels and a cast iron. *Wear*, v. 125, p. 175-191.
- MUTOH, Y.; SATOH, T. (1994). High temperature fretting fatigue. In: *Fretting Fatigue, ESIS 18*, p.389-404.
- MUTOH, Y.; SATOH, T.; TANAKA, K.; TSUNODA, E. (1989): Fretting fatigue at elevated temperatures in two steam turbine steels. *Fatigue & Fracture Engineering of Materials and Structures*, v.12, n.5, p.409-421.
- NAKAZAWA, K.; SUMITA, M.; MARUYAMA, N. (1994). Effect of relative slip amplitude on fretting fatigue of high strength steel. *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures*, v. 17, n.7, p.751-759.
- NIX, K. J; LINDLEY, T. C. (1985): The application of fracture mechanics to fretting fatigue. *Fatigue and Fracture of Engineering Materials and Structures*, v.8 n.2, p.143-160.
- NOWELL, D.; HILLS D. A. (1987): Mechanics of fretting fatigue tests. *International Journal of Mechanics Science*, v. 29, n. 5, p. 355-365.
- NOWELL, D.; HILLS D.A. (1990): Crack initiation criteria in fretting fatigue. *Wear*, v.136, p.329-343.
- ÖDFALK, M.; VINGSBO. O. (1992): An elastic-plastic model for fretting contact. *Wear*, v. 157 n. 2, p. 435-444
- OKANE, M.; MUTOH, Y.; KISHI, Y.; SUZUKI, S. (1996): Static and cyclic fretting fatigue behaviour of silicon nitride. *Fatigue and Fracture Engineering Materials and Structures*, v. 19, n. 12, p. 1493-1504.
- PAPE, J. A. ; NEU, R.W. (1999): Influence of contact configuration in fretting fatigue testing. *Wear*, v. 225-229, p.1205-1214.
- PINEDO, C. E. (1995): Nitretação por plasma. In: *I Seminário Internacional de Engenharia de Superfície*, Universidade de Mogi das Cruzes, Mogi das Cruzes, p. 13-25
- QIAN, J.; FATEMI, A. (1995): Cyclic deformation and fatigue behaviour of ion-nitrided steel. *International Journal of Fatigue*, v. 17, n.1, p.15-24.
- RIOFANO, R. M. M.; CASTELETTI, L. C. (1998): Avaliação dos parâmetros de processo de nitretação iônica de anéis de pistão. In: *Desafios, Experiências e Expectativas sobre Tratamentos de Superfícies na*

- Indústria Automobilística*. Workshop RECOPE (Rede Cooperativas de Pesquisa), Escola Politécnica, USP, São Paulo.
- RIOFANO, R. M. M.; CASTELETTI, L. C. (1997): Efeito das variáveis de nitretação por plasma na resistência à abrasão de um aço "maraging". São Carlos. 101p. Dissertação (Mestrado), Escola de Engenharia de São Carlos, Universidade de São Paulo
- ROOKE, D.P; JONES, D. A. (1979): Stress intensity factors in fretting fatigue. *Journal of Strain Analysis*, n. 14, p. 1-6.
- SHIGLEY, J. E.; MIRSCHKE, C.R. (1989): *Mechanical Engineering Design*. 5 ed., New York, Mcgraw-Hill. Cap. 7: Variable loading, p.269-322
- SPINK, G. M. (1990): Fretting fatigue of a 2,5 %NiCrMoV low pressure turbine shaft steel - the effect of different contact pad materials and of variable slip amplitude. *Wear*, v. 136, n. 2, p. 281-297.
- STACHOWIAK, G. W.; BATCHELOR, A. W (1993): *Engineering Tribology*. Tribology Series, 24. Elsevier Science Publishers, The Netherlands.
- STRAMKE, S.; DRESSLER, S. (1995): Nitretação por plasma pulsado – um tratamento sem poluição. In: *I Seminário Internacional de Engenharia de Superfície*, Universidade de Mogi das Cruzes, Mogi das Cruzes, p. 42-50
- SUN, Y.; BELL, T. (1991): Plasma surface engineering of low alloy steel. *Materials Science and Engineering*, A. n. 140, p. 419-434.
- SURESH, S. (1991). *Fatigue of Materials*. Cambridge Solid State Science Series, Cambridge University Press.
- SZOLWINSKI, M. P.; FARRIS, T. N.; (1998): Observation, analysis and prediction of fretting fatigue in 2024-T351 aluminum alloy. *Wear* v. 221 n.1, p. 24-36.
- SZOLWINSKI, M. P.; FARRIS, T. N.; (1996): Mechanics of Fretting Fatigue Crack Formation. *Wear*, v. 198, p. 93-107.
- SZOLWINSKI, M. P.; HARISH, G. FARRIS, T. N.; SAKAGAMI, T. (1997): The use of thermal imaging in-situ characterization of frictional behavior in mixed-mode fretting contact.

<http://aae.www.ecn.purdue.edu/~szolwins/Presentations/JSME-1997/paper.html> (12/06/1998).

- TIER, M.; BLOYCE, A.; BELL, T.; STROHAECKER, T. (1998): *Surface Engineering*, v. 4. N.3 p. 223-227.
- TOMANIK, E.; DEMARCHI, V.; VATAVUK, J.:(1994): Anéis de Aço Nitretados para Motores de Combustão Interna, SAE Technical Paper Series, III Congresso e Exposição Internacionais de Tecnologia da Mobilidade, n. 942394 P.
- VENDRAMIN, J. C.; (1995): Tratamentos termoquímicos. In: *I Seminário Internacional de Engenharia de Superfície*, Universidade de Mogi das Cruzes, Mogi das Cruzes, p.3-12.
- VINCENT, L. (1994). Materials and fretting. In: *Fretting Fatigue* , ESIS 18, Mechanical Engineering Publications, London, p.323-337.
- VINGSBO, O.; SÖDERBERG, S. (1988): On fretting maps. *Wear*, v. 126, p. 131-147.
- WATERHOUSE, R. B (1961) Influence of local temperature increases on fretting corrosion of mild steel. *Journal of Iron and Steel Institute*, n.107, p. 301-305
- WATERHOUSE, R. B. (1994): Effect of material and surface condition on fretting fatigue. In *Fretting Fatigue, ESIS 18*, Mechanical Engineering Publications, London, p.339-349.
- WATERHOUSE, R. B. (1992): Fretting fatigue. *International Materials Reviews*, v. 37, n.2, p. 77-97.
- WATERHOUSE, R. B. (1992b): A historical introduction to fretting fatigue. In: *Standardization of Fretting Fatigue Test Methods and Equipment*, ASTM STP 1159, p.8-9.
- WATERHOUSE, R. B.; TAYLOR, D.E. (1971): The initiation of fatigue cracks in a 0.7% carbon steel by fretting. *Wear*, v.17, p.139-147.
- WINDOW, A. L.; HOLISTER, G. S. (1982): *Strain Gauge Technology*. Applied Science Publishers.