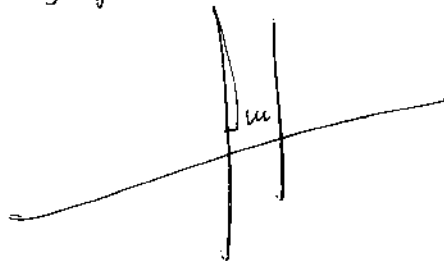


FADIGA DINÂMICA EM FIBRAS ÓPTICAS

107/85

Este exemplar corresponde à
edição final da tese
e aprovada por Alex A.R. Lucas
juizadora pela comissão



UNIVERSIDADE ESTADUAL DE CAMPINAS
FACULDADE DE ENGENHARIA DE CAMPINAS
DEPARTAMENTO DE ENGENHARIA MECÂNICA

FADIGA DINÂMICA EM FIBRAS ÓPTICAS

Handwritten signature

Max Antonio Ramos Lucas

Tese apresentada à Faculdade de Engenharia de Campinas, da Universidade Estadual de Campinas - UNICAMP, como parte dos requisitos exigidos para a obtenção do título de Mestre em Engenharia Mecânica.

- CAMPINAS -

1985

Handwritten text at the bottom of the page, possibly a library stamp or signature.

UNIVERSIDADE ESTADUAL DE CAMPINAS
FACULDADE DE ENGENHARIA DE CAMPINAS
DEPARTAMENTO DE ENGENHARIA MECÂNICA

Tese de: Mestrado

Título da Tese: Fadiga Dinâmica em Fibras Ópticas

Autor: Max Antonio Ramos Lucas

Orientador: Prof. Dr. Ricardo Enrique Medrano

Aprovado por

Prof. Dr. Ricardo Enrique Medrano, Presidente

Prof. Dr. Amauri Garcia

Prof. Dr. Ana Nasar

Campinas, 22 de Novembro 1985

AGRADECIMENTOS

Ao amigo e orientador Prof. Ricardo Enrique Medrano por sua atenção, interesse e amizade ao orientar-me neste trabalho. Espero com meu esforço e dedicação retribuir à sua confiança e interesse.

Ao Prof. Amauri Garcia pela indicação e apoio que me possibilitou o ingresso na pesquisa.

Aos companheiros de trabalho, Camilo e Luis pelo apoio.

Aos técnicos do laboratório Juscelino e Orlando pela dedicação dispensada no laboratório e serviços de apoio.

Ao pessoal técnico e administrativo do projeto Fibras Ópticas pelo auxílio dispensado durante a realização deste trabalho.

Ao CNPq pelo suporte financeiro por meio da bolsa de mestrado a mim concedida.

À TELEBRÁS por fornecer subsídios fundamentais para a realização deste trabalho.

RESUMO

A fadiga das fibras ópticas é um dos principais fatores a serem analisados em projetos de cabos ópticos. Este fenômeno resume-se no crescimento de fissuras através de ataques químicos, sendo os ions da água o principal causador deste crescimento.

Vários autores já apresentaram trabalhos sobre o assunto, selecionando previamente as amostras mais resistentes e extrapolando linearmente estes dados para tempos altos (20 anos) e tensões pequenas.

Questionando este procedimento, nós elaboramos um experimento que não selecionou previamente as amostras, de forma a dividir o conjunto de dados em grupos de amostras fracas, médias e mais resistentes. De posse destes dados, podemos estabelecer uma comparação da relação tensão versus tempo para os três conjuntos de dados e verificar se mantêm a linearidade da curva de fadiga para tempos altos.

ABSTRACT

Fatigue of optical Fibers is one of the factors that should be analysed in a optical cable project. This phenomenon can be resumed in the grow of flaws, through chemical attack. Ions of water are mainly responsible for this process.

Several papers on the subject are presently available, where the authors are dealing with the case of high strength samples. They extrapolate linearly their data to long times (twenty years) and low stress.

Contrary to this procedure we perform an experiment, without selecting the strength of the samples. We divide the data in three groups of low, medium and high strenth samples.

From our set of data, we can establish a comparison of the relation between stress and time for the above three group of data and verify if the linearity of the fatigue curve for long times is satisfied.

Í N D I C E

	Página
CAPÍTULO I	1
1. Prefácio	2
2. Objetivo	3
CAPÍTULO II	4
1. Introdução	5
2. Estudo da Fratura	6
2.1. Tensão Teórica	6
2.2. Modelo de Inglis	8
2.3. Teoria de Griffith	9
2.4. Mecânica de Fratura	11
3. Mecanismo de Crescimento de Fissuras	13
3.1. Crescimento de Fissuras	13
3.2. Modelo Matemático de Fratura	16
3.3. Dependência Tempo versus Tensão	17
3.4. Relação entre Fadiga Dinâmica e Estática	19
3.5. Comportamento das Fibras Ópticas	20
3.6. Controle de Fissuras	22
3.7. Recobrimento com Polímero	23
4. Aspecto Estatístico da Fratura Frágil	24
4.1. Modelo Estatístico	24
4.2. Efeito do Comprimento da Amostra	26
CAPÍTULO III	28
3.1. Procedimento Experimental	29
3.2. Número de Amostras	30
CAPÍTULO IV	32
4.1. Confeção da Fibra Óptica	33
4.2. Equipamento de Ensaio de Tração	34
4.3. Sistema de Garras	35
4.4. Condições Experimentais	35
4.5. Testes em Condições Inerte	37

	Página
CAPÍTULO V - Resultados	41
5.1. Minimização de Erros	42
5.2. Condição Inerte	47
5.3. Testes em Condições Normais	47
5.4. Critérios para Divisão em Regiões	49
5.5. Comparação entre as Curvas	51
5.6. Extrapolação da Curva de Fadiga	52
5.7. Fadiga Estática	54
CAPÍTULO VI - Discussão	64
6.1. Considerações Gerais	65
6.2. Quantidade de Amostra	67
6.3. Discussão da Linearidade	67
6.4. Considerações sobre a Curva de Fadiga	69
CAPÍTULO VII - Conclusões	71
CAPÍTULO VIII - Trabalhos Posteriores	73
CAPÍTULO IX - Referências	74

CAPÍTULO I

CAPÍTULO I

1. PREFÁCIO

Com as instalações dos primeiros cabos ópticos na década passada, os estudos das propriedades mecânicas em fibras ópticas tomam um grande impulso. Questões como resistência mecânica, controle de ruptura e fadiga começam a ser objetos de importantes pesquisas para o desenvolvimento de projetos na área.

As fibras devem estar preparadas para sofrer carregamentos tanto no processo de fabricação, como também nos de instalação e operação. Na fabricação e instalação, as cargas são impulsivas ou gradualmente aplicadas com tensões relativamente altas, ao passo que em operação, as cargas geralmente são contínuas e pequenas.

Sendo assim, é importante que sejam elaborados estudos das propriedades mecânicas do material constituinte da fibra óptica, para garantir que ela suporte as tensões a que estará submetida, e que a ruptura da mesma se processe de forma controlada ao longo do tempo, para garantir um tempo de vida mínimo.

Neste trabalho não estaremos interessados na discussão do cabo óptico como um todo, limitando nosso estudo somente a fibra óptica (fio de vidro com revestimento primário) já que as funções dos outros componentes do cabo óptico são principalmente de proteção da fibra. Escolhemos o fenômeno de fadiga por ser um dos principais fatores a serem considerados em projetos de cabos e instalações. Este fenômeno resume-se na degradação da resistência mecânica em função do tempo, e ocorre na maioria dos materiais. Em fibras ópticas, é necessário prever a ruptura da fibra instalada em diferentes condições, para evitar interrupções do sistema de comunicações.

O mecanismo de fadiga em fibras ópticas é decorrente do lento crescimento de micro-falhas. Este crescimento é causado por ataques químicos realizados por ions presentes no ambiente. O principal elemento causador do crescimento de micro-falhas é a água, que mesmo quando presente em unidade relativamen

te baixa, reduz sensivelmente a resistência mecânica da fibra. Vários fatores podem alterar o crescimento da micro-falha, como por exemplo: composição química do vidro, temperatura, e outros.

2. OBJETIVO

A principal meta do nosso estudo é determinar uma metodologia que melhor descreva o fenômeno de fadiga em fibras ópticas. Vários autores já apresentaram trabalhos sobre o assunto, seguindo o procedimento elaborado por Evans e Wiederhorn [1,2], que parte do pressuposto de que a curva de fadiga é uma relação linear entre o logaritmo da tensão e o logaritmo do tempo.

Os dados para este experimento são tomados a partir de amostras selecionadas, no qual utiliza-se somente as amostras mais resistentes. Testando estas amostras em tempos relativamente curtos, encontra-se uma reta quando os dados são plotados em gráfico do logaritmo da tensão em função do logaritmo do tempo. Com base nesta reta e supondo que o comportamento da curva de fadiga não se altera, faz-se extrapolações para tempos longos (20 anos).

Questionando este procedimento, nós elaboramos um experimento que não selecionou previamente as amostras, de forma a dividir o conjunto de dados em grupos de amostras: fracas, médias e mais resistentes. Com o tempo, sabe-se que as amostras que hoje são fortes, terão suas resistências diminuídas pelo fenômeno de fadiga, e passarão a ter a mesma resistência que o grupo de amostras médias ou fracas. Sendo assim, é possível estabelecer comparações entre os vários grupos e extrapolar suas curvas de fadiga, de maneira a se ter uma única curva e verificar se esta aproxima-se ou não de uma reta.

CAPÍTULO II

C A P Í T U L O I I

1. INTRODUÇÃO

O vidro tem uma estrutura não cristalina, alterando suas propriedades em função dos elementos presentes na composição química. No caso de fibras ópticas, vários compostos são adicionados como elementos dopantes na estrutura base para atender as propriedades requeridas. Óxidos de Germânio, Boro, Fósforo e muitos outros são adicionados ao óxido de silício para alterar suas propriedades ópticas, abaixando ou aumentando seu índice de refração. Apesar destes agentes dopantes provocarem tensões internas na estrutura por serem átomos de tamanhos diferentes, não alteram significativamente as propriedades mecânicas da fibra.

Para a proteção contra impurezas ambientais e abrasões, a fibra é recoberta por uma camada de polímero. Este envoltório, como veremos a frente, não suporta praticamente nada da carga aplicada devido ao seu baixo módulo de elasticidade. Considerando este fato, pode-se afirmar que o comportamento mecânico da fibra óptica é semelhante ao comportamento do vidro. Por isso, neste trabalho vamos aprofundar somente o estudo do comportamento mecânico do vidro.

A resposta dos vidros para uma aplicação de tensão pode ser tanto de deformação elástica como de deformação inelástica. A deformação elástica é o produto da translação e rotação dos átomos sem a quebra de suas ligações, ao passo que a deformação inelástica é o produto de um rearranjo local dos átomos, com quebra de suas ligações antigas e formação de novas. Devido à composição química da fibra óptica e por estar geralmente sob condições de temperatura ambiente, a fibra comporta-se somente como um sólido elástico, podendo portanto de finir sua ruptura como sendo de fratura frágil.

2. ESTUDO DA FRATURA

2.1. Tensão Teórica

Em estudos microscópicos da fratura de materiais, pode-se afirmar que um material é levado à ruptura quando ocorre o rompimento das ligações entre os átomos constituintes.

Na análise das forças de atração e repulsão, tem-se que a máxima tensão para romper a ligação entre dois átomos atinge um valor máximo e depois decresce, como mostra o gráfico de tensão versus deslocamento dos átomos na Figura 2.1. [3]. Uma vez atingido o ponto de tensão máxima (σ_c), grupos de átomos começam a se deslocar uns sobre os outros.

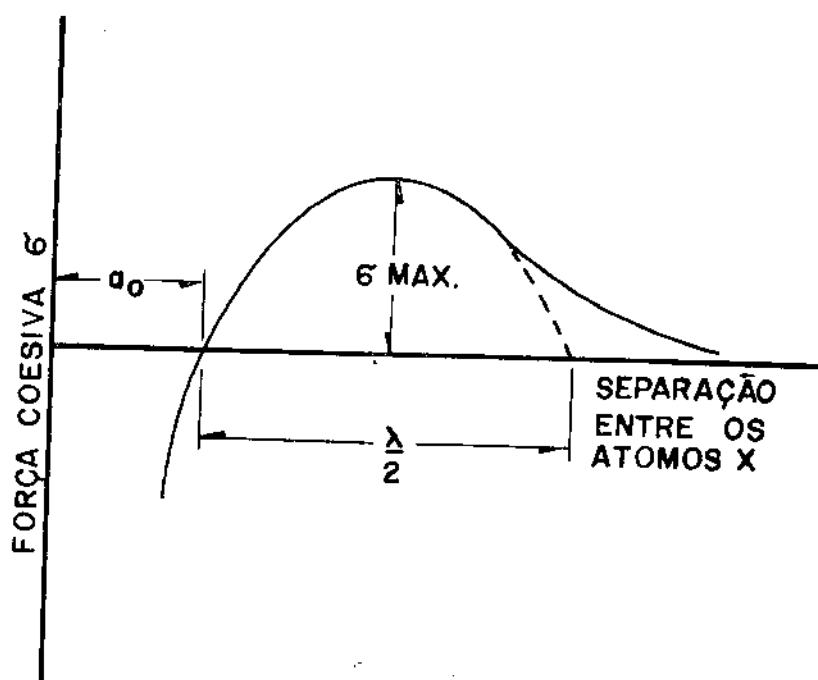


Fig. 2.1. Tensão teórica versus deslocamento entre átomos.

Para encontrar a tensão crítica teórica para um dado material, aproxima-se a curva da Figura 2.1 para uma senóide de comprimento de onda λ , de maneira que:

$$\sigma = \sigma_c \cdot \text{sen} (2 \pi x/\lambda) \quad (2.1)$$

onde "x" é o deslocamento de um átomo a partir do equilíbrio.

Para pequenos deslocamentos, aproxima-se $x \cong \text{sen } x$.

$$\sigma = \sigma_c \frac{2\pi x}{\lambda} \quad (2.2)$$

Assumindo que o material é completamente elástico.

$$\sigma = E \varepsilon = E \cdot \frac{x}{a_0} \quad (2.3)$$

Substituindo (2.2) em (2.3):

$$\sigma_c = \frac{\lambda E}{2\pi a_0} \quad (2.4)$$

Como duas novas superfícies são formadas cada vez que uma cadeia é quebrada, a energia superficial é dada pela metade da área abaixo da curva de tensão versus deslocamento, mostrada na figura 2.1.

$$\gamma_s = \frac{1}{2} \int_0^{\lambda/2} \sigma_c \cdot \text{sen} \frac{2\pi x}{\lambda} \cdot dx = \frac{\lambda \sigma_c}{2\pi} \quad (2.5)$$

Tomando o comprimento de onda λ calculado na equação (2.5) e substituindo na equação (2.4), teremos:

$$\sigma_c = \left(\frac{E \gamma_s}{a_0} \right)^{1/2} \quad (2.6)$$

Substituindo-se os parâmetros da equação (2.6) para os vidros, ($E = 70 \text{ GPa}$, $a_0 = 30 \text{ nm}$ e $\gamma_s = 5 \text{ J/m}^2$) tem-se $\sigma_c = E/10$. Tensão desta ordem já foram

encontrados em condições especiais, mas raramente são atingidos. Na maioria dos casos variam de 10 a 100 vezes abaixo do valor teórico, dependendo da fabricação, processamento, espessura, e outros fatores que alteram as características dos vidros. A teoria que melhor explicou este fenômeno foi de que a pre-existência de fissuras e inclusões acarretam uma concentração de tensão nas vizinhanças destes defeitos.

2.2. Modelo de Inglis

Estudando-se uma fissura com o formato de elipse em uma placa (figura 2.2), Inglis (1913) demonstrou que a concentração de tensão nas vizinhanças da elipse é uma relação entre a tensão aplicada e os comprimentos dos eixos.

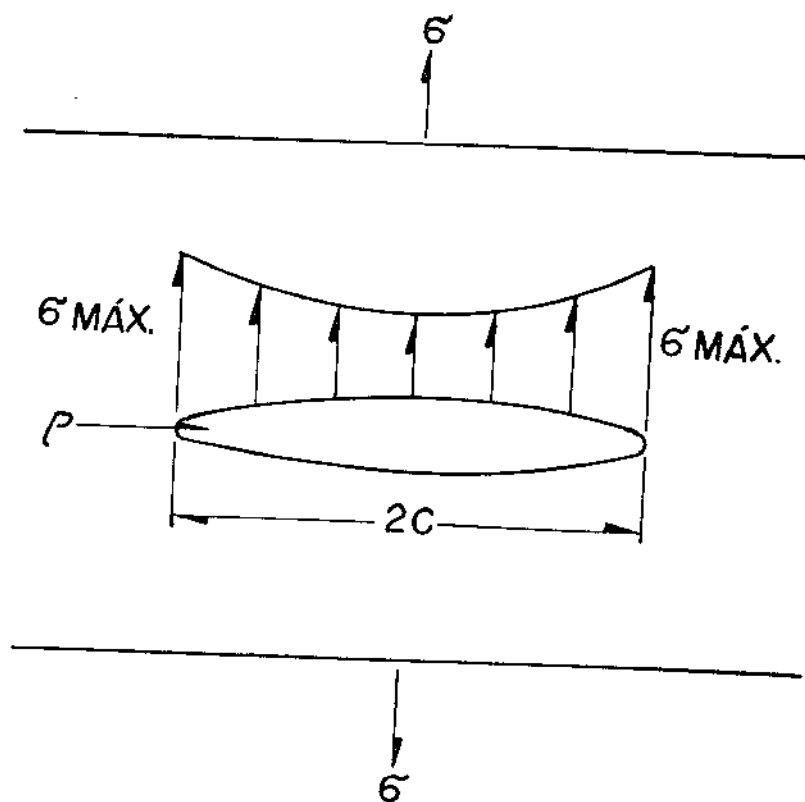


Fig. 2.2. Elipse em uma placa.

$$\sigma_{\text{max}} = \sigma \left(1 + 2 \frac{c}{b} \right) \quad (2.7)$$

onde $2c$ e $2b$ são respectivamente os eixos maior e menor da elipse. Para o caso de uma elipse achatada ou bastante estreita de comprimento $2c$, tem-se como raio de curvatura $\rho = \frac{b^2}{c}$ ($\rho \ll c$), e a equação (2.7) pode ser aproximada para:

$$\sigma_{\max} = \sigma \left(1 + 2\sqrt{\frac{c}{\rho}} \right) \approx 2\sigma \sqrt{\frac{c}{\rho}} \quad (2.8)$$

Igualando-se as equações (2.6) e (2.8), encontra-se a tensão que suportará um material com uma trinca elíptica.

$$\sigma \approx \left(\frac{E \gamma_s \rho}{4 a_0 c} \right)^{1/2} \quad (2.9)$$

Substituindo-se os parâmetros da equação (2.9) e assumindo-se valores razoáveis para o comprimento da trinca, pode-se constatar que uma fissura no material provoca um abaixamento na tensão teórica da ordem de 100 vezes ou mais.

2.3. Teoria de Griffith

Um outro modelo para tentar explicar a discrepância entre as tensões teóricas e reais foi o proposto por Griffith [4], onde o problema é abordado em função da mudança de energia do material em uma placa infinita com uma trinca elíptica.

Griffith propôs que em um material frágil deve existir uma quantidade de fissuras que pode provocar a concentração de tensões em suas vizinhanças, levando o material a se romper mesmo se estiver suportando tensões bem inferiores às descritas nos cálculos para tensões de coesão teórica. Estabeleceu que: "uma trinca se propagará quando a diminuição da energia elástica de deformação for pelo menos igual à energia necessária para criar a nova superfície da trinca".

A partir do modelo proposto por Inglis, de uma elipse em uma placa infinita, encontra-se a energia de deformação elástica por unidade de espessura

da placa.

$$U_E = - \frac{\pi c^2 \sigma^2}{E} \quad (2.10)$$

onde: " σ " é a tensão de tração normal a trinca de comprimento $2c$. A expressão tem sinal negativo porque o crescimento da fissura libera energia elástica de deformação. A energia da superfície devido à presença da fissura é:

$$U_S = 4 c \gamma_S \quad (2.11)$$

A variação total da energia resultante da formação da fissura é:

$$U = U_E + U_S = - \frac{\pi c^2 \sigma^2}{E} + 4 c \gamma_S \quad (2.12)$$

Para a condição de equilíbrio.

$$\frac{dU}{dc} = - \frac{2 \pi c \sigma^2}{E} + 4 \gamma_S = 0 \quad (2.13)$$

$$\sigma = \left(\frac{2 E \gamma_S}{\pi c} \right)^{1/2} \quad (2.14)$$

A equação (2.14) nos traduz a relação entre a tensão no material com o comprimento da fissura. Tanto o modelo proposto por Inglis quanto o de Griffith estabelecem que a tensão de propagação da trinca é inversamente proporcional à raiz quadrada do comprimento da fissura, concluindo que um aumento de 4 vezes no tamanho da fissura diminui pela metade a tensão de fratura.

A utilização destes modelos é restrita a condições muito especiais, já que nem sempre é possível medir o comprimento das fissuras por serem estas microestruturais, e geralmente não encontram-se dispostas na forma de uma

elipse.

A teoria de Griffith prevê satisfatoriamente a tensão de ruptura para materiais que têm sua fratura completamente frágil como o vidro, mas não traz a mesma realidade para materiais com fratura semi-frágil ou dúctil, que têm outros parâmetros para serem analisados.

2.4. Mecânica de Fratura

Com o estudo da mecânica linear elástica de fratura, pode-se estabelecer alguns parâmetros para a relação fissura versus tensão.

A distribuição de tensões nas vizinhanças de uma fissura dentro de uma placa fina (Figura 2.3), pode ser descrito de acordo com as equações (2.15-a,b,c) [5,6].

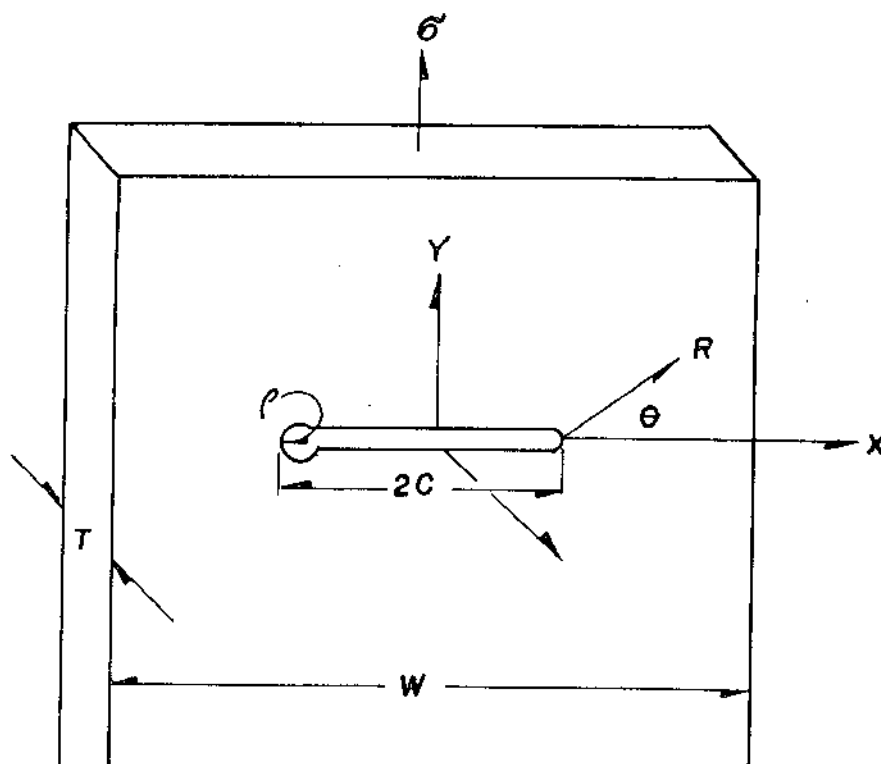


Fig. 2.3. Fissura elíptica em uma placa.

$$\sigma_x = \sigma \left(\frac{c}{2r} \right)^{1/2} \left[\cos \frac{\theta}{2} \left(1 - \sin \frac{\theta}{2} \cdot \sin \frac{3\theta}{2} \right) \right] \quad (2.15-a)$$

$$\sigma_y = \sigma \left(\frac{c}{2r} \right)^{1/2} \left[\cos \frac{\theta}{2} \left(1 + \sin \frac{\theta}{2} \cdot \sin \frac{3\theta}{2} \right) \right] \quad (2.15-b)$$

$$\tau_{xy} = \sigma \left(\frac{c}{2r} \right)^{1/2} \left[\sin \frac{\theta}{2} \cdot \cos \frac{\theta}{2} \cdot \cos \frac{3\theta}{2} \right] \quad (2.15-c)$$

onde σ = tensão nominal na chapa, e estas equações são válidas para $c > r > \rho$.
Para uma orientação da fissura em $\theta = 0$ (normal ao plano da placa),

$$\sigma_x = \sigma_y = \sigma \left(\frac{c}{2r} \right)^{1/2} \quad \text{e} \quad \tau_{xy} = 0 \quad (2.16)$$

Irwin (1958) a partir da equação (2.16) mostrou que as tensões nas vizinhanças de uma fissura dependiam do produto da tensão na placa pela raiz quadrada da metade do comprimento da trinca, chamando esta relação de fator intensidade de tensão " K_I ". Este parâmetro é definido para uma fissura em uma placa infinitamente larga, sendo:

$$K_I = \sigma \sqrt{\pi c} \quad (2.17)$$

Para o caso geral, o parâmetro " K_I " é dado por:

$$K_I = \alpha \sigma \sqrt{\pi c} \quad (2.18)$$

onde α é uma constante que depende do corpo de prova e da geometria da fissura.

O fator intensidade de tensão " K_I " é uma maneira conveniente de descrever a distribuição de tensões provocados por uma fissura em um material. Ao substituir o valor de K_I nas equações (2.15) como mostra as equações (2.19-a,b,c), vê-se que para duas fissuras de geometrias distintas com o mesmo valor de

" K_I ", os seus campos de tensões serão idênticos:

$$\sigma_x = \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}} \left[\cos \frac{\theta}{2} \left(1 - \sin \frac{\theta}{2} \cdot \sin \frac{3\theta}{2} \right) \right] \quad (2.19-a)$$

$$\sigma_y = \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}} \left[\cos \frac{\theta}{2} \left(1 + \sin \frac{\theta}{2} \cdot \sin \frac{3\theta}{2} \right) \right] \quad (2.19-b)$$

$$\tau_{xy} = \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}} \left(\sin \frac{\theta}{2} \cdot \cos \frac{\theta}{2} \cdot \cos \frac{3\theta}{2} \right) \quad (2.19-c)$$

O valor de " K_I " depende do plano de deformação em que está sendo solicitado o material. Em nosso caso, o principal plano é o da tensão normal às faces da fissura, com o valor crítico designado por " K_{Ic} ". Para o controle de fratura em materiais é de enorme importância o valor de " K_{Ic} ", fator intensidade de tensão crítica, pelo fato de ser uma constante e por depender somente da composição química do material.

3. MECANISMO DE CRESCIMENTO DE FISSURAS

3.1. Crescimento de Fissuras

Com base no modelo de crescimento de fissuras a partir de ataques químicos, Wiederhorn (1967) [7] mediu a velocidade de crescimento de fissura em função do fator intensidade de tensão, em várias unidades.

Dividiu os resultados encontrados em três regiões de comportamentos distintos conforme mostra a Figura 2.4. Os testes foram realizados em vidro "Soda Lime".

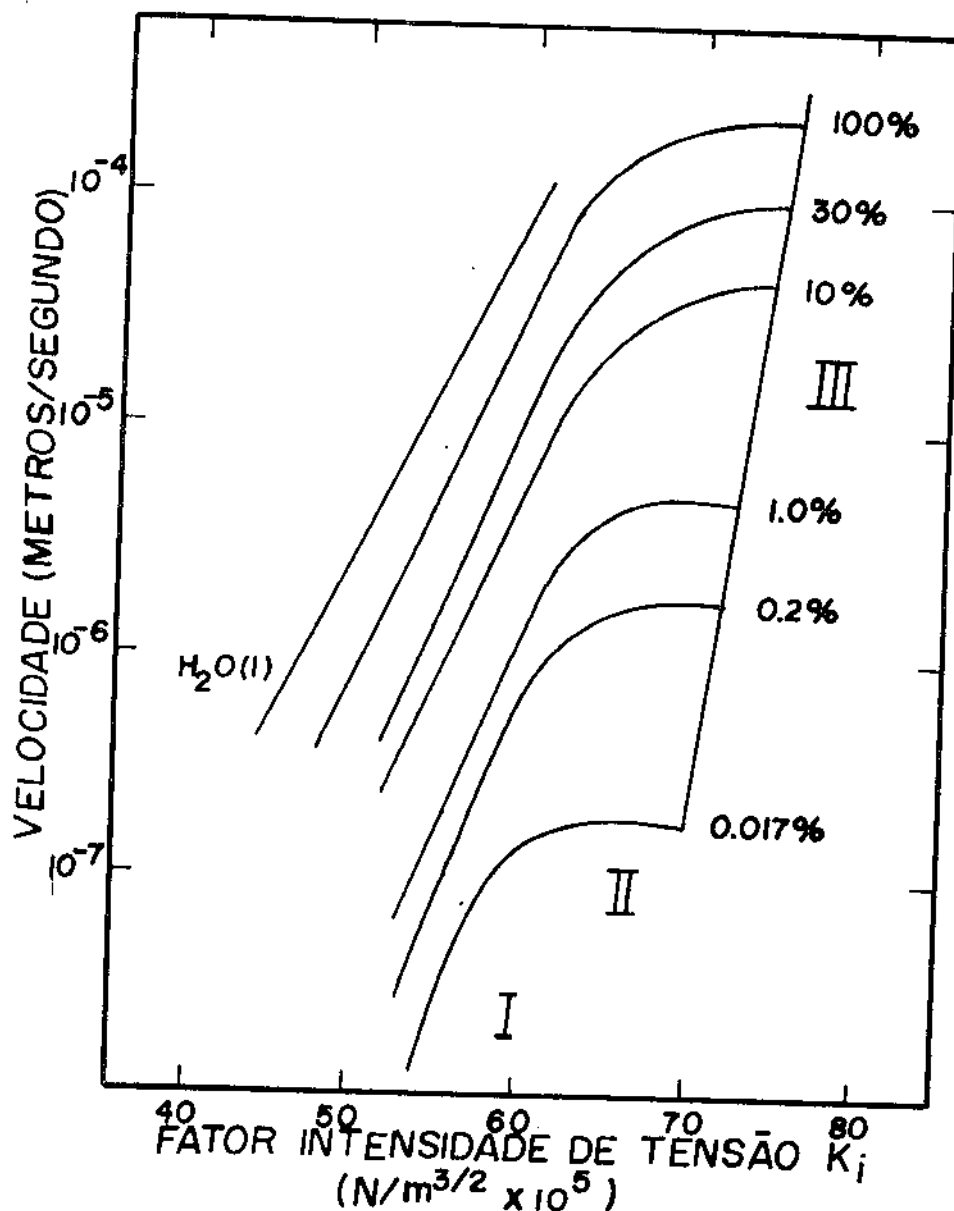


Fig. 2.4. Curva velocidade de crescimento de fissuras versus fator intensidade de tensão (Wiederhorn, 1967 [7]).

Analisando o resultado obtido, verificou que em baixas tensões (região I), a velocidade de crescimento da fissura variou com a tensão, limitando o avanço da fissura pela taxa de reação química entre o vidro e a água. Nesta região a taxa de transporte de água para a ponta da fissura foi maior do que a taxa de água consumida na ponta da fissura.

Para valores de tensões intermediários (região II), Wiederhorn mostrou que a velocidade de propagação da fissura era independente da tensão, variando somente com a umidade; isto é, o consumo de água na reação química era maior do que a água transportada até a ponta da trinca. Para altas tensões (região III), a velocidade de propagação da fissura não dependia mais da umidade e rapidamente atingia o valor crítico K_{Ic} , rompendo o material. Para esta últi

ma região, nada foi sugerido para explicar o mecanismo que governa a fratura.

Com este experimento se evidencia alguns fatores que alteram o crescimento de fissuras. A composição química do vidro, o ambiente em que o vidro está exposto, e o meio de transporte do agente corrosivo até a ponta da fissura, são alguns dos fatores que podem determinar a velocidade de crescimento da fissura, como mostra a Figura 2.5.

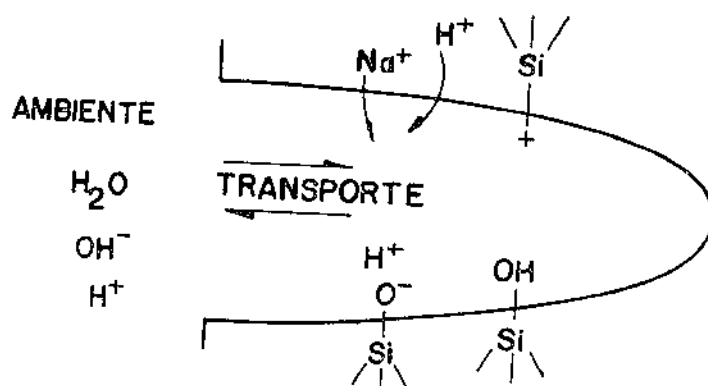
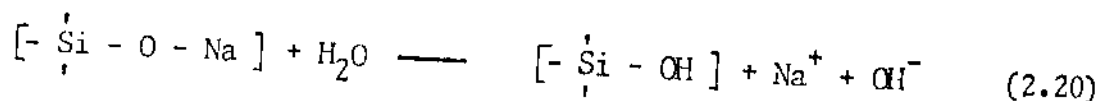
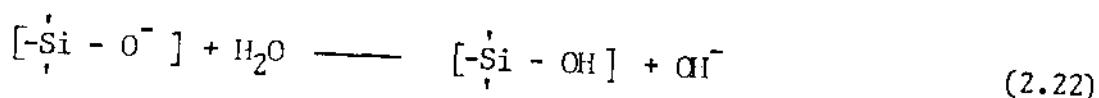
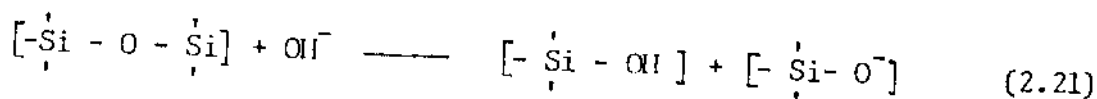


Figura 2.5 - Influência do meio em uma fissura.

O efeito da reação química que ocorre na fissura depende da composição química do vidro. Vidros que contêm altas concentrações de ions alcalis são atacados mais rapidamente do que vidros que não contêm estes ions. A primeira reação que ocorre quando a superfície do vidro entra em contato com a água, é a troca entre ions alcalis do vidro com o ion hidrogênio da água. Esta reação acontece até em temperaturas ambientes, aumentando a velocidade de reação com o aumento da temperatura [8].



Em vidros de sílica pura, este ataque químico também ocorre, só que em velocidades bem menores.



Tem sido observado grupos internos de silanol perto da superfície do vidro. Esta formação ocorre com a difusão de moléculas de água dentro do vidro, que vão reagir com a cadeia de átomos de óxido de silício, formando SiOH. Devido ao baixo coeficiente de difusão de água na sílica, estes grupos internos não se formam a temperatura ambiente, sendo evidenciado somente a temperaturas acima de 100°C [9].

3.2. Modelo Matemático de Fratura

Charles e Hilling [10] elaboraram um modelo matemático para a velocidade de crescimento de fissuras, com base na teoria de corrosão sob tensão. Este modelo assume que o aumento na velocidade de crescimento das fissuras é resultado do aumento da reação química com o aumento da tensão.

Como foi visto anteriormente, a tensão na ponta da fissura depende do raio de curvatura local, e portanto a taxa de reação química também depende do raio de curvatura. A equação é descrita por:

$$V = V_0 \exp \left[\left(-AE^\ddagger + \left(\sigma \Delta V^\ddagger / 3 \right) - V_m \gamma / \rho \right) / RT \right] \quad (2.23)$$

onde V_0 depende da atividade química na ponta da fissura, AE^\ddagger é a energia de

ativação da reação química na ausência de tensão, ΔV^\ddagger o volume de ativação, V_m o volume molar do vidro, γ tensão superficial e ρ raio de curvatura da fissura.

Apesar deste modelo ser o mais discutido e aprofundado entre outros, não conseguiu-se ainda comprovar sua veracidade devido a ausência de métodos experimentais capazes de determinar os parâmetros da equação (2.23).

3.3. Dependência Tempo versus Tensão

Embora o enfraquecimento das propriedades mecânicas dos vidros seja conhecido há muitos anos, somente nos anos setenta é que foi desenvolvido um modelo teórico capaz de relacionar a degradação de sua resistência mecânica com o tempo. Esse modelo foi proposto principalmente por Evans e Wiederhorn [1,2] e combina a idéia básica de Griffith de que a resistência mecânica dos materiais frágeis é controlada por fissuras pré-existentes.

Partindo dos resultados experimentais abordados na Figura 2.4, que relacionou a velocidade de crescimento de fissuras com o fator intensidade de tensão, desenvolveu uma aproximação matemática que melhor simulava o comportamento da curva, encontrando a seguinte relação para a região I:

$$V = A K_I^n \quad (2.24)$$

onde "A" e "n" são dois parâmetros do crescimento de fissuras no material, e K_I o fator intensidade de tensão.

Através da equação (2.17), pode-se relacionar o fator intensidade de tensão com o tamanho da fissura dado por:

$$K_I = Y \sigma \sqrt{a} \quad (2.25)$$

onde "a" é o tamanho da fissura e "Y" é um fator numérico que depende da geometria da fissura, geralmente dado por $\sqrt{\pi}$. No início do carregamento, um defei

to de tamanho " a_i " produz um fator intensidade de tensão " K_{Ii} ". Esta fissura sob tensão se propagará até atingir o tamanho crítico " a_c " atingindo o fator intensidade de tensão crítico K_{Ic} , o que provocará a ruptura.

Para uma taxa de tensão constante, tem-se:

$$d\sigma = \dot{\sigma} dt \quad (2.26)$$

$$\frac{d\sigma}{da} = \dot{\sigma} \frac{dt}{da} = \frac{\dot{\sigma}}{V} \quad (2.27)$$

Substituindo a equação (2.24) em (2.27):

$$d\sigma = \frac{\dot{\sigma} da}{A K_I^n} \quad (2.28)$$

É equação (2.25) em (2.28)

$$\sigma^n \cdot d\sigma = \frac{\dot{\sigma} \cdot da}{AY^n a^{n/2}} \quad (2.29)$$

Integrando a equação (2.29), no intervalo de "0" a " σ ", e " a_i " a " a_c ":

$$\int_0^\sigma \sigma^n \cdot d\sigma = \frac{\dot{\sigma}}{AY^n} \int_{a_i}^{a_c} a^{-n/2} \cdot da \quad (2.30)$$

$$\frac{\sigma^{n+1}}{n+1} = \frac{2 \dot{\sigma}}{AY^n(n-2)} \left[a_i^{\frac{(2-n)}{2}} - a_c^{\frac{(2-n)}{2}} \right] \quad (2.31)$$

Como $n > 10$, para materiais cerâmicos $a_c^{\frac{(2-n)}{2}} \ll a_i^{\frac{(2-n)}{2}}$. E o valor de a_i pode ser encontrado a partir da equação (2.25)

$$a_i = \left(\frac{K_{Ic}}{Y \sigma_{ic}} \right)^2 \quad (2.32)$$

onde σ_{ic} é a tensão de ruptura do material na condição onde não haja crescimento de fissuras por ataques químicos, conhecido por condição inerte.

Substituindo a equação (2.32) em (2.31):

$$\sigma^{n+1} = \frac{2(n+1) \sigma_{ic}^{n-2}}{AY^2 (n-2) K_{ic}^{n-2}} \cdot \dot{\sigma} \quad (2.33)$$

ou

$$\sigma^{n+1} = (n+1) B \sigma_{ic}^{n-2} \cdot \dot{\sigma} \quad (2.34)$$

Esta equação relaciona a tensão com a taxa de tensão, e nos traduz a curva de fadiga dinâmica. Para tensões constantes, uma relação semelhante a equação (2.34) pode ser encontrada pelo mesmo procedimento [11].

$$t = B \cdot \sigma_{ic}^{n-2} \cdot \sigma_a^{-n} \quad (2.35)$$

onde "t" é o tempo em que o material resistirá a uma tensão constante " σ_a ".

3.4. Relação entre Fadiga Dinâmica e Estática

Uma relação entre fadiga dinâmica e estática pode ser encontrada através de um arranjo das equações (2.35) e (2.34) [12]:

$$t_e \sigma_e^n = \left[\frac{2}{AY^2 (n-2) K_{ic}^{n-2}} \right] \sigma_{ic}^{n-2} \quad (2.36)$$

$$\frac{\sigma_d^{n+1}}{\dot{\sigma}_d} = \frac{2 (n+1) \sigma_{ic}^{n-2}}{AY^2 (n-2) K_{ic}^{n-2}} \quad (2.37)$$

Os índices "e" e "d" representam respectivamente a fadiga estática e dinâmica. Dividindo a equação (2.37) por (2.36)

$$\frac{[\sigma_d^{n+1} / \dot{\sigma}_d]}{[t_e \cdot \sigma_e^n]} = (n + 1) \quad (2.38)$$

Como $\dot{\sigma}_d = \sigma_d/t_d$, tem-se que:

$$\frac{t_d \cdot \sigma_d^n}{t_e \cdot \sigma_e^n} = (n + 1) \quad (2.39)$$

De posse da equação (2.39), pode-se relacionar para as condições estáticas e dinâmicas o tempo que o material se romperá. Para um mesmo nível de tensão ($\sigma_d = \sigma_e$), a relação entre os tempos será de:

$$\frac{t_d}{t_e} = n + 1 \quad (2.40)$$

3.5. Comportamento das Fibras Ópticas

Em testes com fibras ópticas, observa-se que a resistência a tração para as amostras mais fortes aproxima-se do valor teórico calculado na secção 2.1.

Para um módulo de elasticidade variando de 70 à 100 GPa encontra-se tensões da ordem de 7 GPa. Mas a grande maioria das amostras não suporta estas tensões, devido a presença de falhas na superfície da fibra, e na cobertura polimérica.

Assume-se que a fratura da fibra pode ocorrer por 3 formas [9]:

1. Devido a existência de falhas, em consequência de: (a) inhomogeneidades; (b) separação de fase do vidro devido as condições de solidificações; (c) interação entre o ambiente e o material; (d) absorção iônica; (e) cristalização; (f) danos mecânicos.
2. Efeito da dependência tempo-tensão ou fadiga.
3. Concentração de tensões internas devido a existência de elementos dopantes no "núcleo" da fibra, interagindo com a "casca" da fibra.

A última forma de fratura citada não é tão importante em ruptura de fibras ópticas em vista da presença de fissuras e conseqüentemente de fadiga; que se colocam como principal estudo no controle da resistência mecânica das fibras.

Dados experimentais para o vidro de sílica de alta pureza, utilizado em fibras ópticas indicam que [13]:

1. Não existe crescimento de fissuras (efeito de fadiga) em temperaturas suficientemente baixas (ex.: nitrogênio líquido) e/ou ambientes secos (ex.: vácuo), definidos como condição inerte para a ruptura de vidros.
2. Uma série de investigações reportam que não existe o efeito de fadiga em tensões razoavelmente baixas, com o limite variando entre 0,15 a 0,25 da tensão inerte. Mas esta questão ainda é motivo para muitas controvérsias.

3. Este vidro é o mais resistente ao ataque da água, e portanto o que melhor resiste ao efeito de fadiga.
4. Com respeito ao pH ao qual a fibra está exposta, existem vários dados que mostram resultados distintos. Kalish [13] apresentou uma diminuição no tempo de ruptura para uma tensão constante, com o aumento da concentração de ions hidroxila. Kao [9] em testes com fibras ópticas mostrou que se mantém inalterado o nível de tensão de ruptura para variações de pH = 0 à 15,4, porém encontrando um aumento no tempo de fratura para pH = -1,1. Concluiu que este efeito é devido a proteção da cobertura polimérica nas fibras. Wiederhorn e Johnson [14] mostraram que o pH influenciou a inclinação da curva de velocidade de crescimento da fissura versus fator intensidade de tensão, em testes realizados com bastões de sílica pura.

3.6. Controle de Fissuras

Gasta-se muitos esforços no sentido de desenvolver técnicas para detectar as fissuras antes que estas atinjam o valor crítico. Análises estatísticas, inspeção não destrutiva e Proof-Testing são alguns dos modelos apresentados. O controle de fissuras através de análise estatística é desenvolvido a partir do método de Weibull, e encontra-se discursado em uma secção à parte. As técnicas de inspeção não destrutivas não tem encontrado sucesso, devido aos equipamentos da atualidade não detectarem ainda as microfissuras. A técnica do Proof Testing, que apesar de seus problemas, é o método mais utilizado no controle de qualidade em fibras ópticas [9,13,15,16].

No Proof Testing, as amostras estão sujeitas a tensões maiores do que aquelas esperadas em serviço, a fim de eliminar todas as amostras fracas.

Desta maneira, com o Proof Testing assume-se que todas as amostras sobreviventes terão um tempo mínimo de vida, definido pelo nível de tensão em que a fibra foi submetida durante o teste. O tempo mínimo previsto para depois do Proof Testing é o tempo em que a máxima fissura levará para atingir a dimensão crítica, e é encontrado a partir da equação (2.34).

$$t_m = B \sigma_P^{n-2} \sigma_a^{-n} \quad (2.41)$$

onde σ_P é a tensão do Proof Testing.

Para a utilização do Proof Testing algumas precauções devem ser tomadas, tais como: conduzir o teste em ambiente bem próximo da condição inerte; operar com descarregamentos quase instantâneos; e tomar cuidado com os componentes do equipamento para que não promovam defeitos subsequentes nas amostras.

3.7. Recobrimento com Polímero

Apesar dos resultados experimentais mostrarem que uma fibra sem cobertura polimérica não resiste 10% do que outra com a cobertura, podemos mostrar que a resistência do conjugado (fibra + polímero) não é devido a resistência do polímero. Partindo da suposição de que não há escorregamento entre o polímero e a fibra, e que os dois se comportam como um sólido elástico, tem-se que a fração de carga exercida pelo polímero é:

$$f_P = \frac{\text{Força Polímero}}{\text{Força Total}} \quad (2.42)$$

$$f_P = \frac{E_P A_P}{(E_f A_f + E_P A_P)} \quad (2.43)$$

onde "E" é o módulo de Elasticidade e "A_P" a área do polímero e "A_f" área da fibra.

De acordo com os dados obtidos junto a indústria produtora do material polimérico, conseguimos averiguar que o módulo de Elasticidade do silicone varia de 0,3 a 0,5 GPa, enquanto que o módulo de elasticidade do vidro de sílica pura varia de 70 a 100 GPa [17]. Sendo assim, temos que a fração de colaboração do silicone na resistência da fibra é muito baixa, próximo de 2%.

Visto isso, podemos afirmar com segurança que o desempenho do polímero na fibra é somente de proteção à abrasão e a ataques químicos. Como também, que o comportamento mecânico da fibra é o mesmo que o comportamento mecânico de um vidro.

4. ASPECTOS ESTATÍSTICOS DA FRATURA FRÁGIL

4.1. Modelo Estatístico

O modelo estatístico proposto para o estudo de fraturas frágeis toma como ponto de partida a teoria de Griffith [4], que explica as razões de diferentes tensões de ruptura em várias amostras do mesmo material. O modelo considera o material subdividido em vários elementos de volume, onde cada elemento contém uma e única fissura, e assume-se por hipótese que não existe interação entre os elementos de volume; isto é, uma fissura não sofre interação de outra vizinha.

Sendo assim, pode-se afirmar que a resistência do material é determinada pelo elemento de volume que contém a maior fissura, resultando no valor mais baixo de tensão de ruptura que o material suportará. Portanto, a fratura frágil é determinada pela falha mais perigosa e não pelo valor médio de distribuição das falhas. Este conceito de fratura frágil é conhecido por: "Modelo do Anel mais Fraco", em analogia a uma corrente de "n" elos, que considera que a tensão de ruptura da corrente seja igual a tensão máxima suportada pelo anel mais fraco da mesma [18].

A probabilidade de que uma corrente sobreviva a uma dada tensão é a probabilidade de que todos os seus elos sobrevivam simultaneamente, e é dada pelo produto das funções de sobrevivência individuais de cada elo,

$$1 - P_n(\sigma) = \prod_{i=1}^n (1 - P_i(\sigma)) \quad (2.44)$$

onde $P_n(\sigma)$ é a probabilidade da corrente quebrar, $P_i(\sigma)$ a probabilidade de ruptura de cada elo, e \prod o produto das funções de sobrevivências individuais.

O membro da direita da equação é o produto das probabilidades individuais de sobrevivência para uma corrente com n elos.

Por conveniência, a função de probabilidade de ruptura para cada anel $P_i(\sigma)$ é dada por $1 - \exp[-g_i(\sigma)]$, e $g_i(\sigma)$ é uma função a ser determinada.

$$P_n(\sigma) = 1 - \exp \left[- \sum_{i=1}^n g_i(\sigma) \right] \quad (2.45)$$

onde $\sum_{i=1}^n$ significa a soma das funções $g_i(\sigma)$ em n elos.

A equação (2.45) desenvolvida para o caso da corrente de "n" elos é uma função discreta. Para análise de materiais sólidos, deve-se transformar esta equação em uma função contínua, que resulta em [19]:

$$P_V(\sigma) = 1 - \exp \left[- \int g(\sigma) \cdot dV \right] \quad (2.46)$$

A probabilidade de fratura $P_V(\sigma)$ e a integral $\int g(\sigma)dV$ da equação (2.46) se limitam ao mesmo volume "V".

A dificuldade em resolver a equação (2.46), de probabilidade de fratura, consiste em conhecer a função $g(\sigma)$. Várias equações empíricas foram propostas, sendo a mais conhecida a elaborada por Weibull [20], que aproxima a função $g(\sigma)$ para uma função de potência da tensão:

$$g(\sigma) = \frac{1}{V_0} \left(\frac{\sigma}{\sigma_0} \right)^n \quad (2.47)$$

onde n é uma constante a ser determinada experimentalmente, e " σ_0 " e " V_0 " são constantes normalizadoras.

Substituindo a equação (2.47) em (2.46), e integrando no caso da tensão ser constante, encontra-se:

$$P_V(\sigma) = 1 - \exp \left[- \frac{V}{V_0} \left(\frac{\sigma}{\sigma_0} \right)^n \right] \quad (2.48)$$

Reescrevendo a equação (2.48), teremos

$$\ln \left(\ln \frac{1}{1-p} \right) = \ln \frac{V}{V_0} + n \ln \frac{\sigma}{\sigma_0} \quad (2.49)$$

Através da equação (2.49), pode-se traçar um gráfico, chamado de diagrama de Weibull, que registra na ordenada a probabilidade do material se romper, na abcissa as tensões, e a constante "n" estabelece a inclinação da curva. Este diagrama é frequentemente utilizado para análise de fratura em materiais frágeis.

4.2. Efeito do Comprimento da Amostra

Pode-se substituir o parâmetro de volume da equação (2.48) pela área superficial do corpo de prova, supondo que somente as fissuras superficiais vão influenciar no resultado. E em algumas vezes pode-se substituir este parâmetro pelo comprimento da amostra, quando é comparado dois conjuntos de amostras com mesmo diâmetro, modificando a equação (2.48) para:

$$P_L(\sigma) = 1 - \exp \left[- \frac{L}{L_0} \left(\frac{\sigma}{\sigma_0} \right)^n \right] \quad (2.50)$$

Na análise da equação (2.50) conclui-se que a probabilidade de ruptura do diagrama de Weibull depende do comprimento da amostra testado; isto é, se forem testados fragmentos de uma amostra rompida, e seus sucessivos fragmentos resultantes, pode-se observar que a tensão de ruptura aumenta com a diminuição do material, até atingir o limite superior de tensão. Essas manifestações do tamanho da amostra são resultados da fratura frágil por concentrações de tensões nas fissuras. Conforme o tamanho da amostra diminui, existe menor probabilidade de se encontrar uma fissura "perigosa", e então sua resistência aumenta.

Outra observação que pode ser feita a partir da equação (2.50), é a possibilidade de extrapolações para outros comprimentos de amostra com base em testes de comprimento de amostra previamente fixado. Testando em laboratório um conjunto de dados com 0,50 metros de comprimento de amostra, pode-se prever qual seria as tensões de ruptura para os mesmos dados com comprimento de amostras de 1.000 metros. Considerando as mesmas probabilidades de ruptura, tem-se que:

$$\frac{\sigma_1}{\sigma_2} = \left(\frac{L_2}{L_1} \right)^{1/n} \quad (2.51)$$

O problema desta extrapolação é que nem sempre os dados obedecem a distribuição de Weibull, fazendo com que o parâmetro "n" assumam vários valores dependendo do comprimento da amostra testada.

CAPÍTULO III

CAPÍTULO III

PROCEDIMENTO

3.1. Procedimento Experimental

O procedimento experimental consistiu basicamente no tracionamento em determinadas taxas de tensão de várias amostras de fibras ópticas até a ruptura, obtendo para cada taxa uma distribuição nos valores de tensão.

Para traçar a curva de fadiga é necessário estabelecer valores de referência dentro do conjunto de pontos, de forma a fixar um valor de tensão para cada taxa de tensão. Geralmente é escolhida a mediana da distribuição de Weibull, ou seja a - tensão (50%) - para a probabilidade de fratura como referência. No entanto, com uma distribuição ampla de resistências estes valores da - tensão (50%) - tem muita dispersão, e às vezes os dados não seguem muito bem uma distribuição de Weibull, principalmente quando são considerados as resistências das amostras mais fracas, ocasionando imprecisões nos valores da - tensão (50%) -.

A forma encontrada para resolver este problema foi feita com o auxílio do Proof-Testing, que elimina as amostras fracas, impondo então uma menor dispersão de tensão no diagrama de Weibull, e conseqüentemente um desvio menor na escolha do valor de - tensão (50%) -.

Em decorrência do uso do Proof-Testing, tem-se um substancial aumento no valor da - tensão (50%) -, alterando o resultado da curva tensão versus tempo. Portanto para cada taxa de tensão, encontra-se uma - tensão (50%) - superior à esperada (sem Proof-Testing).

Na determinação da fadiga dentro da faixa de tempo observada nos experimentos, os resultados seguem a teoria exposta na secção 2.3.3 com bastante precisão. Mas na medida em que faz-se extrapolações para tempos muito maiores do que os medidos experimentalmente, aumenta-se as incertezas sobre o comportamento da curva extrapolada.

Apesar dos autores extrapolar para tempos altos (20 anos) a curva de fadiga obtida em dados experimentais de no máximo alguns meses e realizados com amostras selecionadas, persistem ainda dúvidas sobre a linearidade da curva. Não foi possível ainda confirmar experimentalmente os resultados destas extrapolações devido ao longo tempo que é necessário, e por ser muito recente o estudo de fadiga em materiais vítreos pelo modelo elaborado por Wiederhorn.

Com o propósito de aprofundar a discussão à respeito da linearidade da curva de fadiga, elaboramos um trabalho que aproxima-se na parte experimental dos já realizados para a determinação da curva de fadiga. Mas diferencia-se dos mesmos na forma de obtenção dos valores de - tensão (50%) -, e na não utilização do Proof-Testing.

Optamos pela não utilização do Proof-Testing com o intuito de obter uma maior dispersão nos valores de tensão, podendo desta forma dividir a distribuição de tensão encontrada para cada taxa de tensão em várias regiões. De posse destas divisões, plotamos no diagrama de Weibull os valores referentes a cada região, encontrando desta maneira sua respectiva - tensão (50%) -, e assim por diante para todas as outras divisões.

Com os valores de - tensão (50%) - encontrados, tomamos os resultados equivalentes a região de amostras mais fracas de cada taxa de tensão, e em seguida registramos os dados em um gráfico de tensão versus tempo, apresentando o comportamento das amostras mais fracas; e assim por diante, até os valores de maiores resistências.

Traçadas todas as curvas correspondentes aos comportamentos de cada região, e com o auxílio de equações que descrevem o crescimento de fissuras em vidros, podemos transladar uma curva com referência a outra, com o objetivo de encontrar uma única curva representativa do crescimento de fissuras em função do tempo; isto é, a curva universal de fadiga [21,22].

3.2. Número de Amostras

Levando em consideração os aspectos da distribuição de Weibull, e

os recursos materiais disponíveis para o experimento, resolvemos estabelecer um determinado número de amostras para cada taxa de tensão que nos desse a garantia do resultado obtido.

Considerando que os ensaios para a distribuição de Weibull em fibras ópticas são normalmente testadas em número de 50 amostras, resolvemos que para cada taxa de tensão seriam testados 200 amostras, justamente para se poder agrupar seus resultados em várias partes, e preservar a confiabilidade do experimento. Em relação ao comprimento da amostra, existe a limitação física do equipamento de ensaio de tração, o que nos levou a padronizar a distância entre polias em 0,5 metros.

A escolha dos valores da taxa de tensão foi condicionada a dois fatores:

1. Ser necessário um máximo intervalo entre as taxas de tensões medidas experimentalmente para que tenhamos uma maior precisão na extrapolação para tempos altos. Sendo que em contrapartida, existe uma limitação experimental (disponibilidade de tempo) para se testar 200 amostras em tempos muito alto.
2. A taxa tem que aumentar em escala de potência, já que a curva de fadiga é plotada em escala logaritmica.

Analisando estes fatores, resolvemos fixar em quatro o número de variações na taxa de tensão, e com velocidades estabelecidas de 50; 5; 0,5; 0,05 cm/min.

CAPÍTULO IV

CAPÍTULO IV

EXPERIMENTAL

4.1. Confeccão da Fibra Óptica

A fibra óptica ensaiada foi cedida pelo Centro de Pesquisa e Desenvolvimento da Telebrás de Campinas. Devido ao alto custo de fabricação de uma fibra com núcleo, isto é, fibras com agentes dopantes que alteram o índice de refração, optou-se por uma fibra sem núcleo, com composição química de Si_2O puro. Esta alteração não produz diferença perceptível para o nosso estudo, considerando que a interação de átomos 'estranhos' na estrutura da sílica pode ser desprezível frente ao mecanismo de crescimento de fissuras, o que foi verificado em ensaios prévios.

O puxamento foi feito a partir de um bastão de sílica pura, obtendo um comprimento de 1550 metros de fibra com diâmetro de $124 \pm 1 \mu\text{m}$. Durante o puxamento, a fibra foi revestida com uma cobertura de silicone. O diâmetro final da fibra óptica (vidro + silicone) ficou em $363 \mu\text{m}$, e recebeu o código da Telebrás - SS.268.241.2.

Para melhorar as características mecânicas da fibra óptica foi feito um polimento na superfície do bastão com a perspectiva de abolir as fissuras nele encontrado. Este polimento é feito com o aumento da temperatura na superfície do bastão até próximo da temperatura de fusão da sílica, e desta forma conseguiu-se uniformizar a superfície do bastão.

4.2. Equipamento de Ensaio de Tração

Os ensaios de tração foram feitos em um equipamento da Material Test System (MTS) - Modelo 810, para ensaios mecânicos, que dispõe de vários recursos no controle dos ensaios e é mostrado na Figura 4.1.

Utilizamos uma cela de carga de 100 Kg do sistema MTS para medir a força que a fibra suportou. Durante todos os testes, nós trabalhamos na faixa

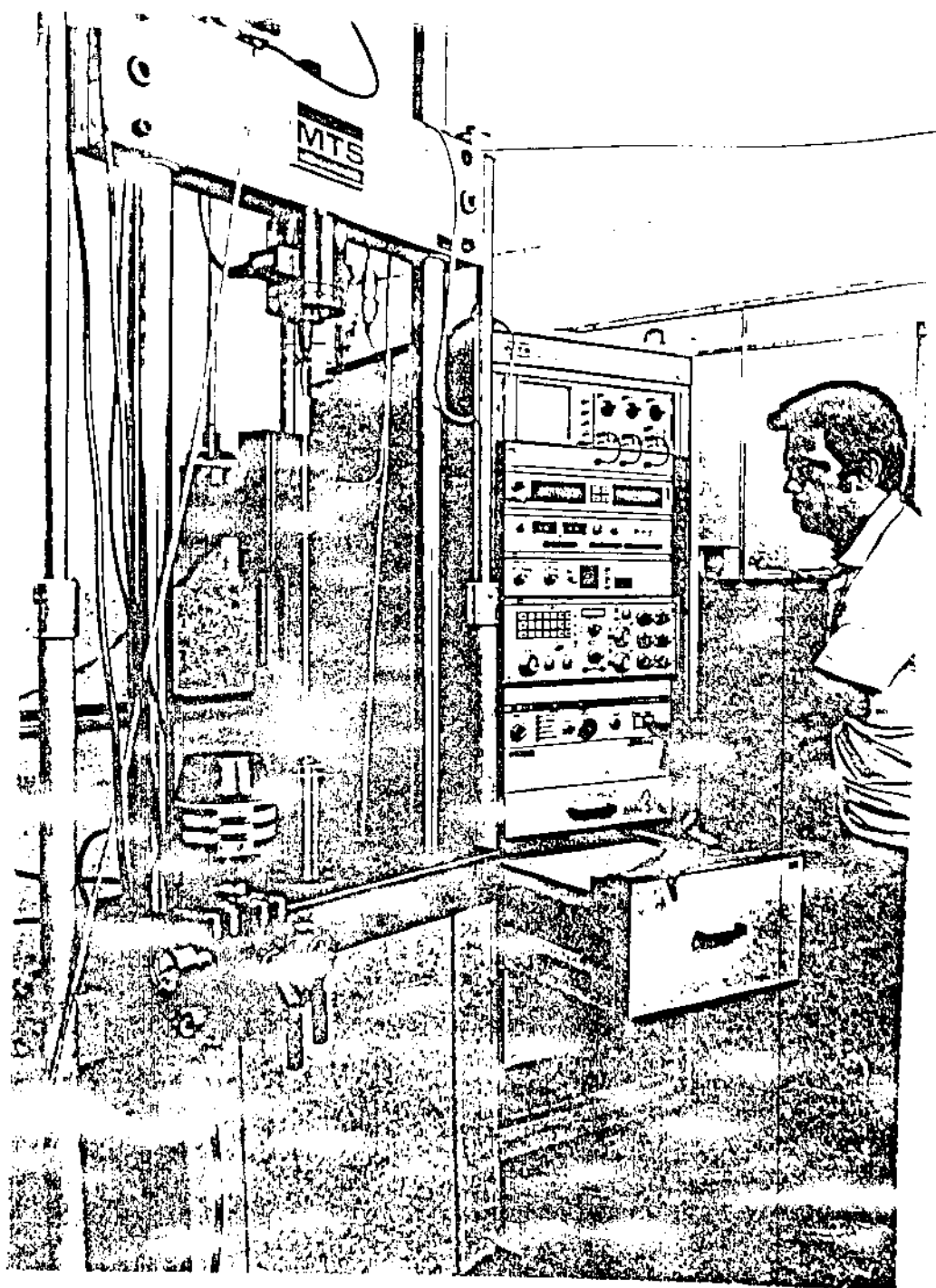


Figura 4.1 - Equipamento de ensaio de tração.

de 10% da cela, para ter um fundo de escala de 10 Kg.

A resposta do ensaio foi registrada em um plotador (x-y) acoplado ao sistema M.T.S., que registrava a força no eixo "y" e o deslocamento do pistão em "x".

4.3. Sistema de Garras

Utilizamos um conjunto de garras tipo polia para fixar a fibra no equipamento de ensaio. Este modelo de garra é necessário devido as pequenas dimensões da fibra e as altas tensões a que são submetidas até a ruptura.

Neste modelo de garra a fibra é presa em uma presília, e posteriormente é enrolada várias vezes em uma polia. O papel desta polia é aliviar as tensões que possam ocorrer na presília, já que pequenos esforços provocam o escorregamento e/ou cisalhamento da fibra. Em nosso experimento, convencionamos por dar três voltas com a fibra na polia, conforme mostra a Figura 4.2.

Geralmente utiliza-se o comprimento da amostra como sendo igual a distância entre polias, o que não é verdade; pois vai existir deformação da fibra que estará enrolada na polia.

A garra tipo polia não é perfeita como sistema de fixação da amostra durante o teste, mas não conseguimos projetar outro sistema alternativo. Testamos um sistema composto de agulhas hipodérmicas e resinas adesivas para prender as extremidades da amostra, mas sem sucesso devido ao escorregamento da fibra na agulha quando submetida a grandes tensões.

4.4. Condições Experimentais

Já foi salientado no Capítulo II os vários fatores que podem alterar a velocidade de crescimento de fissuras em vidros. Em nosso experimento, procuramos dar o máximo de estabilidade para estes fatores de forma que não alterassem os resultados.

Durante os testes a umidade do laboratório foi controlada em torno de 50% de umidade relativa, com um erro de $\pm 5\%$. A temperatura permaneceu pró-

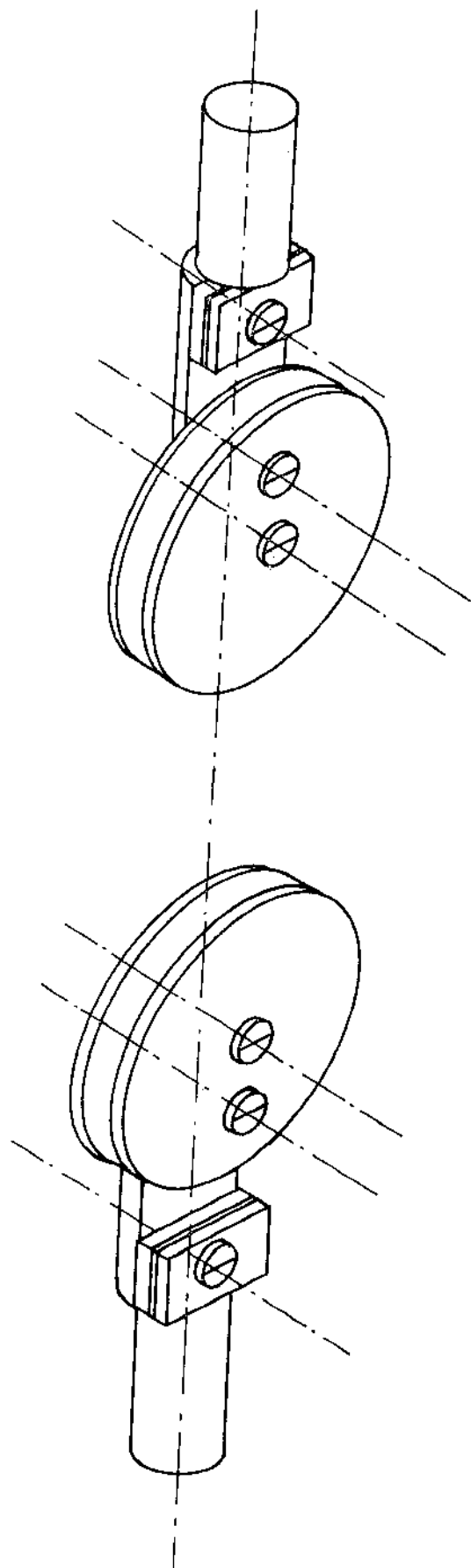


Figura 4.2 - Modelo de garra tipo "polia".

xima da temperatura ambiente (23°C) com um erro de $\pm 3^{\circ}\text{C}$.

4.5. Testes em Condições Inertes

Nas equações de fadiga aparecem como parâmetro as tensões de ruptura do material em condições onde não haja o crescimento de fissuras, que são de finidas como condições inertes. Para encontrar os valores de tensões de ruptura nesta condição, realizamos vários testes com diversos sistemas.

Primeiramente, tentamos testar as fibras nesta condição com as amostras submersa em nitrogênio líquido, no qual garantíamos que em temperaturas muito baixas não haveria partícula de água nas vizinhanças da amostra. Foram realizados diversos testes, inclusive trocando o sistema de garra de polia para agulhas hipodérmicas, mas não encontramos resultados confiáveis, pelo fato da resposta do ensaio de tração não ser coerente com o esperado. A resposta encontrada assemelha-se a testes de tração com materiais compostos (conjugados); onde a cada ruptura ocorre um abaixamento na tensão com posterior crescimento, e assim sucessivamente até a ruptura total do material. Acreditamos que o silicone sofre uma alteração muito grande em suas propriedades a baixas temperaturas, que resulta em um comportamento distinto do conjugado: vidro + silicone.

Depois de vários meses de testes com nitrogênio líquido, projetamos um outro sistema em que utilizamos o vácuo como forma de retirar as partículas de água presentes na atmosfera, como mostra a Figura 4.3. O equipamento consiste de um tubo fechado hermeticamente, com entrada para a bomba de vácuo e um canal para que o eixo do pistão corra livremente para dentro do tubo. Devido as necessidades do eixo do pistão ser móvel, nós não conseguimos um vácuo desejável, o que nos obrigou a acoplar um tubo de gás nitrogênio super seco, e todas as vezes antes de iniciarmos cada ensaio, nós efetuamos cinco vezes a operação de elevar a pressão dentro do tubo com gás nitrogênio e em seguida acionar a bomba de vácuo. Esta operação garante que os resíduos que o "vácuo" não consiga retirar seja de partículas de nitrogênio e não de ar.

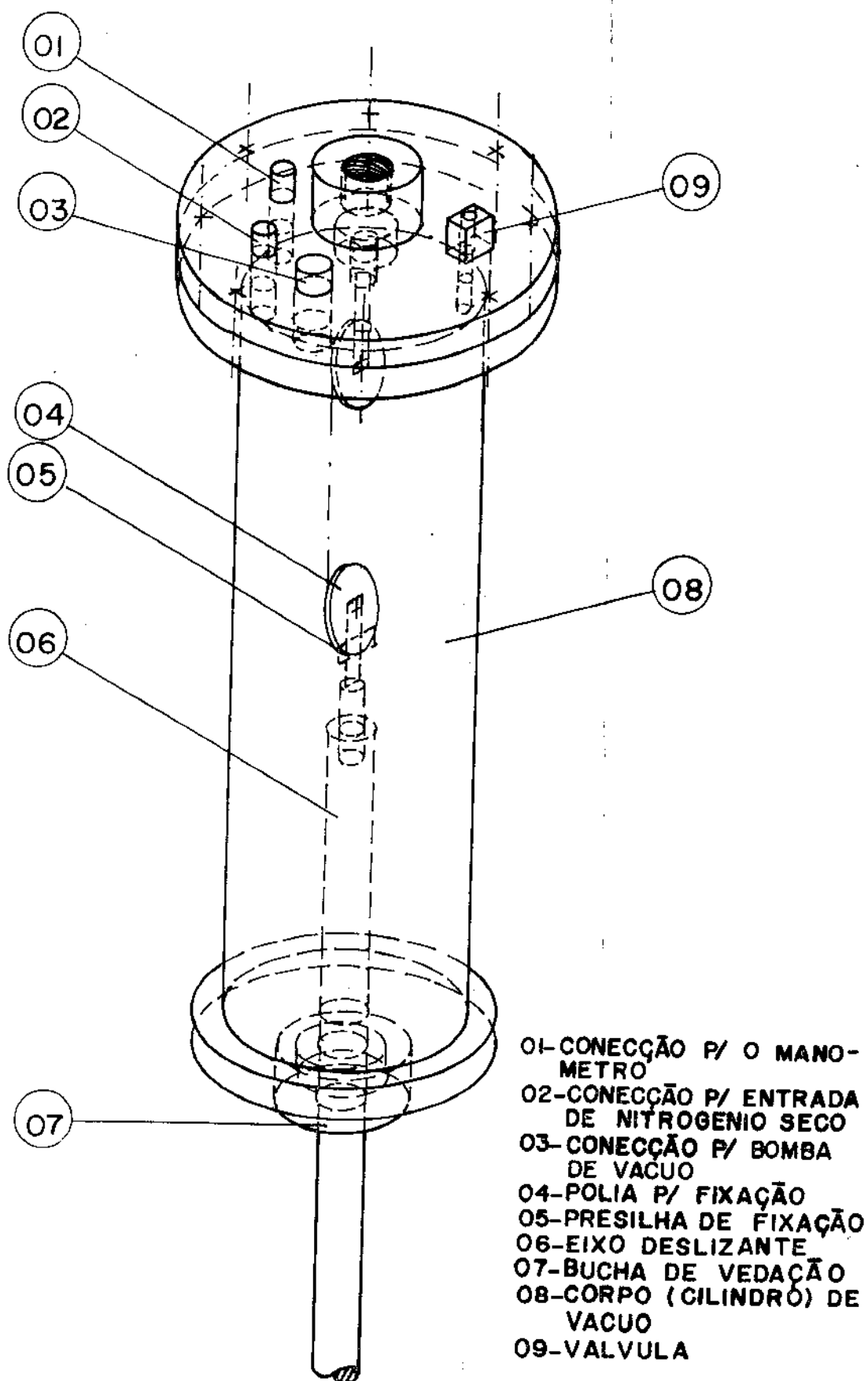


Figura 4.3a - Sistema para teste em condição inerte.

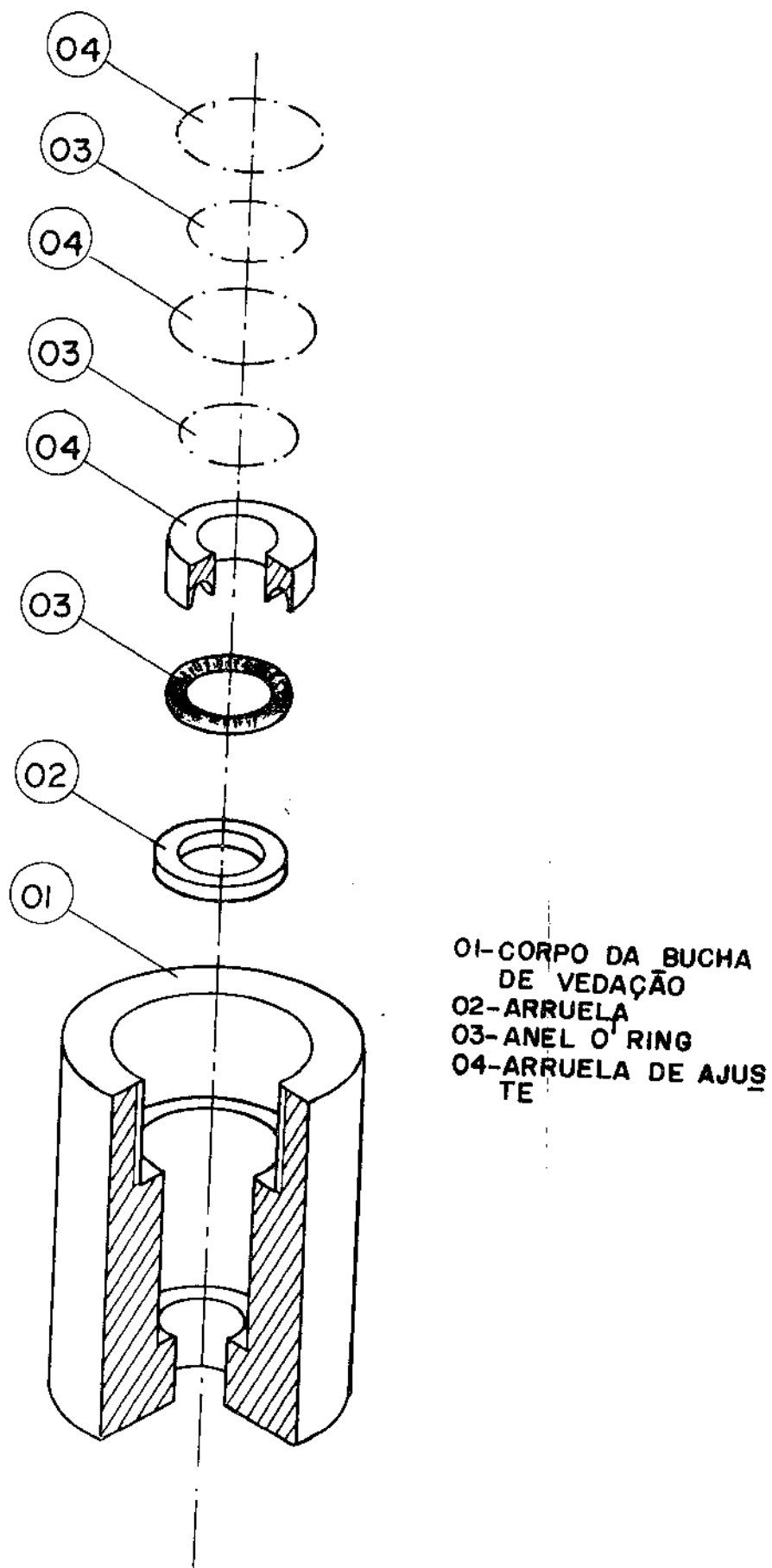


Figura 4.3b - Detalhe do sistema de vedação do corpo e do eixo deslizante.

Nós deixamos o tubo com uma pressão de Nitrogênio um pouco acima da pressão atmosférica durante o ensaio de tração, de forma que se ocorresse vazamentos a tendência seria de saída de gás Nitrogênio e não de entrada de ar.

Foram realizados 50 testes em amostras de fibra com 0,15 metros de distância entre polias, e com uma velocidade de 50 cm/min.

CAPÍTULO V

C A P Í T U L O V

RESULTADOS

5.1. Minimização de Erros

Antes de apresentarmos os resultados encontrados é necessário que se faça algumas considerações a respeito dos métodos experimentais e como estes influenciam os resultados. Na parte experimental é introduzido o erro com a utilização da garra "tipo polia", que impede a determinação do comprimento real da amostra devido a deformação da fibra na polia. Na análise estatística dos dados aparece o erro por testar amostras com diferentes distâncias entre polias, utilizando uma distância de 0,5 metros entre polia para os testes normais e 0,15 metros para testes em condições inertes.

Para minimizarmos o erro imposto pela garra, foi elaborado um experimento que relacionou o comprimento real da amostra com a distância entre polias [17]. Através da definição de deformação, temos que:

$$\epsilon = \frac{\Delta L}{L_0} \quad (5.1)$$

$$L_0 = \frac{\Delta L_d + \Delta L_e}{\epsilon} = \frac{\Delta L_p}{\epsilon} \quad (5.2)$$

onde: ϵ = deformação da fibra

ΔL_d = variação do comprimento da amostra na região entre polias

ΔL_e = variação do comprimento da amostra enrolada na polia

ΔL_p = deslocamento do pistão

A variação do comprimento da amostra enrolada na polia (ΔL_e) é função de deformações reais, acomodações e escorregamentos da fibra óptica com relação ao revestimento primário (silicone).

Não está comprovado a existência deste escorregamento, mas observa-se através de análise das amostras testadas a existência de regiões sem revestimento, o que implica em deformações diferenciadas do revestimento com relação à fibra. Entretanto, é praticamente impossível medir este escorregamento com os recursos disponíveis em nosso laboratório atualmente, o que nos obrigou a desconsiderar este fator neste experimento.

Fixando-se o registrador de saída do equipamento de teste com o deslocamento do pistão no eixo y e deformação no eixo x, teremos que o comprimento real da amostra será dada pela tangente da curva registrada (equação 5.2).

Com o auxílio de um extensômetro da MTS, modelo 632.136-20, realizamos vários testes com distâncias entre polias variando de 0,1 metros até 0,6 metros. Para detectarmos a influência da borracha que recobre a polia foram feitos testes sem este revestimento, e os resultados são mostrados na Figura 5.1. Devido as dificuldades para se fixar o extensômetro na fibra, utilizamos uma amostra que teve seu revestimento primário a base de Epoxi. Amostras com revestimento de silicone rompiam antes mesmo de iniciar os testes.

Os resultados demonstram que: o revestimento de borracha sobre a polia não influencia na deformação da fibra óptica que vai estar enrolada na mesma; e o comprimento real da amostra aumenta consideravelmente com relação a distância entre polias, conforme diminui esta distância.

De posse dos dados na Figura 5.1 podemos calcular o comprimento real da amostra, supondo que a região solicitada de fibra óptica que estará enrolada na polia é constante, independente da distância entre polias. Logo:

$$L_o = d + L_e \quad (5.3)$$

onde: d = distância entre as polias

L_e = comprimento de amostra efetiva deformada dentro da polia, e é constante.

$$\frac{L_o}{d} = 1 + \frac{L_e}{d} \quad (5.4)$$

$$\frac{L_o}{d} - 1 = \frac{L_e}{d} \quad (5.5)$$

$$\left\{ \begin{array}{l} Y = \frac{L_o}{d} - 1 \\ X = \frac{1}{d} \end{array} \right. \quad (5.6)$$

$$\left\{ \begin{array}{l} Y = \frac{L_o}{d} - 1 \\ X = \frac{1}{d} \end{array} \right. \quad (5.7)$$

$$Y = L_e \cdot X \quad (5.8)$$

Os valores de " $\frac{L_o}{d}$ " e " $\frac{1}{d}$ " podem ser extraídos da Figura 5.1, e são mostrados na Tabela 5.1.

$\frac{L_o}{d}$	d (mm)	Y	X mm ⁻¹
5,2	100	4,2	0,01
3,1	200	2,1	0,005
2,6	300	1,6	0,0033
2,3	400	1,3	0,0025
2,2	500	1,2	0,002
2,0	600	1,0	0,001667

Os dados de Y e X são plotados na Figura 5.2, e o parâmetro " L_e " foi determinado pelo método de Mínimos Quadrados e é igual a 437 mm.

O fato da reta média encontrada não passar pela origem é devido aos outros fatores que interferem no experimento, como acomodações e escorregamentos da fibra óptica com o revestimento primário.

Com estes dados, podemos encontrar o comprimento real das amostras, que são a distância entre polias mais o comprimento de fibras ópticas solicitadas dentro da polia (L_e). Para a condição normal de teste (distância entre polias = 500 mm) teremos um comprimento real de amostra de 937 mm. Para a condição inerte (distância entre polias 150 mm) teremos um comprimento real de amostra de 587 mm.

Para o segundo caso, onde existe dois lotes de resultados com diferentes comprimentos de amostra, teremos que utilizar a equação de Weibull para deslocar a função de probabilidade de ruptura de um comprimento "L" para "L₀".

$$F_p^L(\sigma) = 1 - \exp \left[- \frac{L}{L_0} \cdot g(\sigma) \right] \quad (5.9)$$

onde:

$F_p^L(\sigma)$ = função probabilidade de ruptura para comprimento L

$g(\sigma)$ = função de ruptura da fibra de comprimento L₀

$$1 - F_p^L(\sigma) = \exp \left[- \frac{L}{L_0} \cdot g(\sigma) \right] \quad (5.10)$$

$$\ln [1 - F_p^L(\sigma)] = - \frac{L}{L_0} \cdot g(\sigma) \quad (5.11)$$

$$-\ln [1 - F_p^L(\sigma)] = \frac{L}{L_0} \cdot g(\sigma) \quad (5.12)$$

$$\ln \{-\ln [1 - F_p^L(\sigma)]\} = \ln \frac{L}{L_0} + \ln g(\sigma) \quad (5.13)$$

A função de ruptura $g(\sigma)$ é dada por:

$$F_p^{L_0}(\sigma) = 1 - \exp \left[- \frac{L_0}{L_0} \cdot g(\sigma) \right] \quad (5.14)$$

$$g(\sigma) = - \ln (1 - F_p^{L_0}(\sigma)) \quad (5.15)$$

substituindo (5.15) em (5.13):

$$\ln [-\ln (1 - F_p^L(\sigma))] = \ln \left(\frac{L}{L_0} \right) + \ln [-\ln (1 - F_p^{L_0}(\sigma))] \quad (5.16)$$

A partir da equação (5.16), podemos estabelecer uma relação de função de probabilidade de ruptura entre dois diferentes comprimentos de amostra; que será o deslocamento de " $\ln \left(\frac{L}{L_0} \right)$ " da probabilidade de ruptura de um comprimento "L", em referência a uma outra probabilidade de ruptura de comprimento " L_0 ".

Dada a nova função de probabilidade de ruptura, fica restando a extrapolação da curva através dos parâmetros da reta média encontrada pela distribuição de Weibull.

A dificuldade desta extrapolação é que nem sempre a curva dos pontos no gráfico se ajustam a distribuição de Weibull, fazendo com que a reta média encontrada para o conjunto de dados não represente a totalidade dos pontos. Em nosso caso, optamos por fixar a função de probabilidade de ruptura para a condição normal, com $L = 937$ milímetros, e deslocar a função de probabilidade de ruptura dos testes em condição inerte, com $L = 587$ milímetros, visto que o conjunto de dados para esta condição se aproxima bastante de uma reta e consequentemente provoca um erro menor na extrapolação de sua reta média para outros comprimentos.

Através da equação (5.16) calculamos a correspondência entre as probabilidades que serão:

$$F^{(587)} = 1\% \quad + \quad F^{(937)} = 1,6\%$$

5.2. Condição Inerte

A título de comparação, a Figura 5.3 apresenta duas distribuições de Weibull, onde uma é referente aos testes na condição inerte, e outra a um lote com 50 amostras com mesma distância entre polias em condição normal. Os testes em condição inerte são muito demorados por causa do procedimento experimental e cuidado requerido. Considerando este fato, foram testadas somente 50 amostras com velocidade do pistão de 8,3 mm/seg.

Nesta condição não pode haver diferença na distribuição de Weibull quando se altera a taxa de tensão. Em nosso experimento, foi encontrado uma pequena variação conforme diminuíamos a velocidade do pistão, mas não identificamos a causa deste acontecimento. Optamos pela velocidade do pistão de 8,3 mm/seg. porque notamos que não havia variação na distribuição de tensão para velocidades maiores do que esta.

Comparando este resultado com outros já publicados na literatura, vemos que está bastante próximo: o valor de tensão (50%) igual a 5,82 GPa encontrado em nosso experimento com 587 milímetros de comprimento de amostra; para 5,67 GPa encontrado por Ritter [23], com 300 milímetros de comprimento de amostra.

5.3. Testes em Condições Normais

A distribuição de Weibull para quatro taxas de tensão com 200 testes cada, juntamente com os valores encontrados para a condição inerte são mostrados na Figura 5.4. Para a condição normal foi registrado no gráfico somente um ponto para cada quatro medidas.

Como podemos verificar, existe uma diminuição nos valores da tensão de ruptura com a diminuição da taxa de tensão. Este fenômeno é bastante compreensível, já que as partículas de água existentes no ambiente terão mais tempo para reagir com o vidro, possibilitando o crescimento de fissuras até um tamanho crítico maior do que o encontrado em taxas de tensão mais altas. Isto é facilmente visualizado se adotarmos o valor do tamanho da fissura que rompeu por:

$$a = \left(\frac{K_{IC}}{Y \sigma_c} \right)^2 \quad (5.17)$$

Nesta expressão o valor de K_{IC} e Y são constantes para a ruptura. Se compararmos os valores de tensão em duas taxas da Figura 5.4, teremos:

tensão de ruptura para taxas mais alta	>	tensão de ruptura para taxas mais baixa
---	---	--

Logo, pela equação (5.17):

tamanho da fissura crítica para taxa mais alta	<	tamanho da fissura crítica para taxa mais baixa
---	---	--

Se adotarmos os valores encontrados para a condição inerte onde não existe o crescimento de fissuras, podemos ter uma avaliação dos tamanhos de falhas distribuídos na fibra óptica. Considerando o valor do fator intensidade de tensão crítica para a sílica como $0,79 \text{ MN/m}^{3/2}$ [23], a constante Y como $\sqrt{\pi}$ [23], e assumindo os valores de tensão de ruptura na condição inerte chegaremos então ao resultado de aproximadamente 2×10^{-9} metros para o menor tamanho e 40×10^{-9} metros para o maior.

Analisando a distribuição dos pontos no diagrama de Weibull da Figura 5.5, notamos que existem três regiões com comportamentos distintos. A região I que representa os pontos fracos, isto é, as amostras que suportaram as menores tensões e romperam com tamanhos de fissuras relativamente grandes. A região II representa os pontos intermediários, e sua faixa tende a se deslocar na escala de probabilidade de ruptura do diagrama de Weibull conforme se altera a taxa de tensão. E finalmente a região III, que representa os pontos altos, com uma pequena dispersão nos valores de tensão. Esta região é a mais polêmica, já que ela sugere a existência de um limite superior de tensão, e portanto um limi

te inferior no tamanho da fissura crítica nas condições normais de teste. O mesmo não acontece para a condição inerte.

Mesmo sem compreender o mecanismo que norteiam estes comportamentos, achamos que são da maior importância no nosso estudo, já que eles delimitam regiões que podem nos traduzir melhor o crescimento de fissuras em fibras ópticas.

5.4. Critérios para Divisão em Regiões

Foram várias as tentativas para dividir este conjunto de dados em partes representativas de amostras fracas, médias e fortes.

De início tentamos encontrar uma solução pela teoria estatística, dividindo o conjunto de dados de acordo com a escala de probabilidade de ruptura do diagrama de Weibull. Como as amostras foram retiradas de um único lote, teremos uma mesma distribuição de fissuras iniciais para os testes em diferentes taxas de tensão. Sendo assim, amostras com iguais probabilidade de ruptura no diagrama de Weibull corresponderiam as mesmas condições iniciais. Logo, dividindo o conjunto de dados em quantidades iguais de amostras, teríamos uma divisão classificatória dos tamanhos de fissuras iniciais. Por exemplo: se dividíssemos em cinco partes teríamos como resultado cinco curvas de tensão versus tempo, representativas das primeiras quarenta amostras mais fracas, e assim por diante, até o último lote equivalente as quarenta amostras mais resistentes. Por este método não conseguimos encontrar qualquer resultado coerente, já que os dados plotados no diagrama para a condição normal não seguem a distribuição de Weibull.

Por este motivo optamos pela divisão embasada nos diferentes comportamentos observados em cada taxa de tensão, preservando somente a igualdade do número de amostras para todas as taxas em cada divisão.

Comparando as regiões I, II e III em todas as taxas, conforme mostra a Figura 5.4, vemos que existe um paralelismo entre elas, excetuando a região II, que apesar de manter uma uniformidade, seu intervalo se desloca no eixo de probabilidade de ruptura em função da taxa de tensão na distribuição de Weibull.

Para dividir em faixas, não podemos assumir simplesmente os valores contidos nas regiões, já que a faixa abrangente para uma região em determinada taxa não corresponde a mesma região em outra taxa, por exemplo: a região I para a menor taxa de tensão corresponde a pontos da região I junto com pontos da região II em outra taxa. Sendo assim, resolvemos delimitar a faixa de pontos fracos de forma que sejam igual ao número de amostras da taxa que apresenta a menor quantidade destes. Seguindo o mesmo procedimento para a faixa dos pontos fortes, dividimos o conjunto de pontos em 3 faixas no diagrama de Weibull, que foram de: 0 até 14%, para os pontos fracos; 14% até 63% para os pontos intermediários; e 63% até 100% para os pontos mais resistentes, como mostra a Figura 5.6. Com esta divisão aparecem alguns problemas na faixa intermediária, pois nesta vai estar contido parte de valores referentes a região I e III.

Estabelecido estes limites, nós tomamos os valores dentro do intervalo para cada taxa de tensão, e a seguir plotamos em um diagrama de Weibull, a fim de encontrar os respectivos valores de tensão (50%), que é mostrado na Tabela 5.1, juntamente com o desvio padrão.

Tabela 5.1. Tensões (50%) em GPa

Velocidade (mm/seg.)	8,3	$8,3 \cdot 10^{-1}$	$8,3 \cdot 10^{-2}$	$8,3 \cdot 10^{-3}$
Região I	3,00 (0,09)	2,75 (0,09)	2,58 (0,08)	2,19 (0,08)
Região II	5,28 (0,04)	4,75 (0,06)	4,12 (0,06)	3,56 (0,06)
Região III	5,683 (0,005)	5,212 (0,004)	4,718 (0,005)	4,236 (0,007)

De posse destes dados, podemos traçar uma curva em um gráfico tensão versus tempo com os valores de tensão (50%) referentes as amostras mais fracas para as quatro taxas de tensão. Fazendo o mesmo procedimento para as outras

duas faixas, teremos um gráfico comparativo com as três curvas, como mostra a Figura 5.7. Os valores de tempo foram encontrados a partir da relação de tensão de ruptura dividido pela taxa de tensão.

O método utilizado para traçar esta curva foi de regressão linear, assumindo que a curva é uma reta do tipo:

$$y = a + bx \quad (5.18)$$

Os valores dos parâmetros das curvas são descritas na Tabela 5.2.

Tabela 5.2. Parâmetros da Equação

	a	b
Região I	0.3502	-0.04572
Região II	0.5652	-0.06121
Região III	0.6399	-0.04452

5.5. Comparação entre as Curvas

Comparando as curvas plotadas na Figura 5.7, podemos ver que o comportamento entre os pontos fracos e fortes são semelhantes, ao contrário da curva que representa os pontos intermediários, que tem um comportamento diferente. Isto ocorre devido ao fato de que os pontos fracos e fortes mantêm um certo paralelismo nas suas curvas da distribuição de Weibull, ao passo que nos pontos intermediários as curvas sofrem variações no comportamento, como já foi descrito atrás.

Seria correto para a região intermediária considerar somente os dados que se comportassem como a região II, só que a quantidade de dados disponíveis nesta faixa são poucos, o que inviabiliza esta operação. Fruto desta indefinição, resolvemos não incluir no estudo a curva referente aos pontos interme-

diários. Este procedimento não altera o resultado final do trabalho, já que queremos mostrar a linearidade ou não da curva de fadiga, e para isso precisamos dos dados para amostras fracas e fortes, de forma a comparar os extremos da curva final de fadiga.

5.6. Extrapolação da Curva de Fadiga

Geralmente a extrapolação da curva de fadiga para tempos altos é feita com base em testes de amostras selecionadas pelo método de Proof-Testing, encontrando uma curva correspondente as amostras mais fortes. Mas para tempo muito longo, estas fibras teriam seus tamanhos de fissuras aumentados até atingir um tamanho equivalente aos tamanhos de fissuras das amostras fracas no início do teste.

Portanto, para a comparação de fibras fracas e fortes devemos calcular o tempo que demoraria para uma fibra forte ficar com o mesmo tamanho de fissura (ou tensão de ruptura) de uma fibra fraca.

Para comparar fibras de distintas resistências, devemos corrigir as curvas de tensão versus tempo para as mesmas condições iniciais, e para isso utilizaremos os testes em condição inerte. Através da equação de fadiga (2.34) podemos calcular de quanto será transladada a curva.

$$\sigma^{n+1} = \sigma_{ic}^{n-2} B (n + 1) \dot{\sigma} \quad (5.19)$$

considerando $\dot{\sigma} = \sigma/t$:

$$t_D = \sigma_{ic}^{n-2} B (n + 1) \sigma_D^{-n} \quad (5.20)$$

Tomando dois tempos (t_{D1} e t_{D2}), e dividindo um pelo outro:

$$\frac{t_{D1}}{t_{D2}} = \left(\frac{\sigma_{ic1}}{\sigma_{ic2}} \right)^{n-2} \left(\frac{\sigma_{D1}}{\sigma_{D2}} \right)^{-n} \quad (5.21)$$

$$\log \left(\frac{t_{D1}}{t_{D2}} \right) = (n - 2) \log \left(\frac{\sigma_{ic1}}{\sigma_{ic2}} \right) - n \cdot \log \left(\frac{\sigma_{D1}}{\sigma_{D2}} \right) \quad (5.22)$$

Em nosso caso manteremos o valor da tensão constante ($\sigma_{D1} = \sigma_{D2}$), de forma a transladar paralelamente a curva dos pontos fracos em um mesmo nível de tensão.

$$\log \left(\frac{t_{n1}}{t_{D2}} \right) = (n - 2) \log \left(\frac{\sigma_{ic1}}{\sigma_{ic2}} \right) \quad (5.23)$$

Os valores da tensão inerte são encontrados através dos pontos médios - tensão (50%) - equivalentes as amostras fracas e fortes, para a condição normal. Os valores da tensão inerte foram de 3,57 GPa e 7,45 GPa para as amostras fracas e fortes, respectivamente.

A constante "n" é encontrada através da equação (5.20), e é dada por "-1/b" (Tabela 5.2). Foi considerado o valor médio de "n" entre os valores das duas curvas: 22,17 (21,87 e 22,46).

Assumindo estes valores para a equação (5.23), teremos que a translação será de 6,4; e é mostrada na Figura 5.8.

A curva transladada mantém o mesmo coeficiente angular da curva original, alterando somente o coeficiente linear, que será dado por:

$$Y = a + b x \quad , \quad \text{onde } x_N = x + 6,4$$

$$Y = a + b (x_N - 6,4)$$

$$Y = 0,3502 - 0,04572 (x_N - 6,4)$$

$$Y = 0,6428 - 0,04572 x_N$$

A reta transladada terá o coeficiente linear igual a 0,6428, muito próximo do coeficiente linear da curva dos pontos fortes, que é de 0,6399.

5.7. Fadiga Estática

Através da equação (2.39), que estabelece uma relação entre fadiga Dinâmica e Estática, teremos condições de plotar uma curva para fadiga Estática a partir de nossos dados. Considerando que o tempo seja igual para as duas formas, vamos ter uma correção nos valores de tensão dado por:

$$\left(\frac{\sigma_D}{\sigma_E} \right) = (n + 1)^{1/n}$$

A curva de fadiga Estática é mostrada na Figura 5.9.

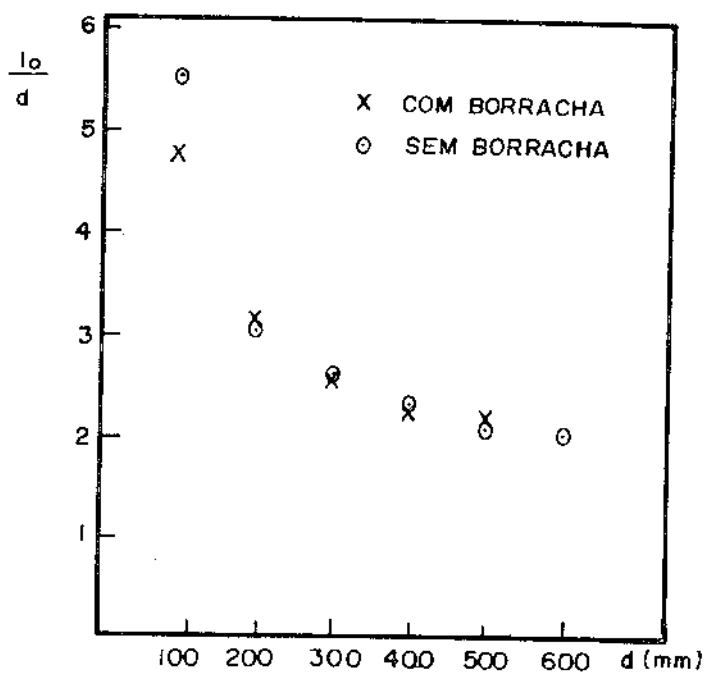


Figura 5.1 - Relação entre L_0/d versus d .

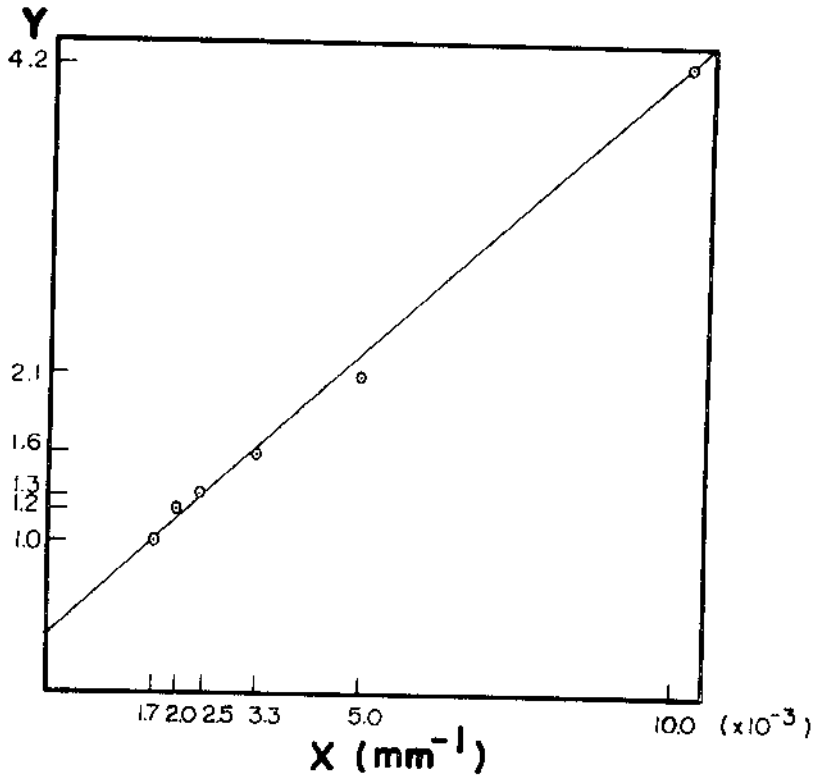


Figura 5.2 - Determinação do Escorregamento.

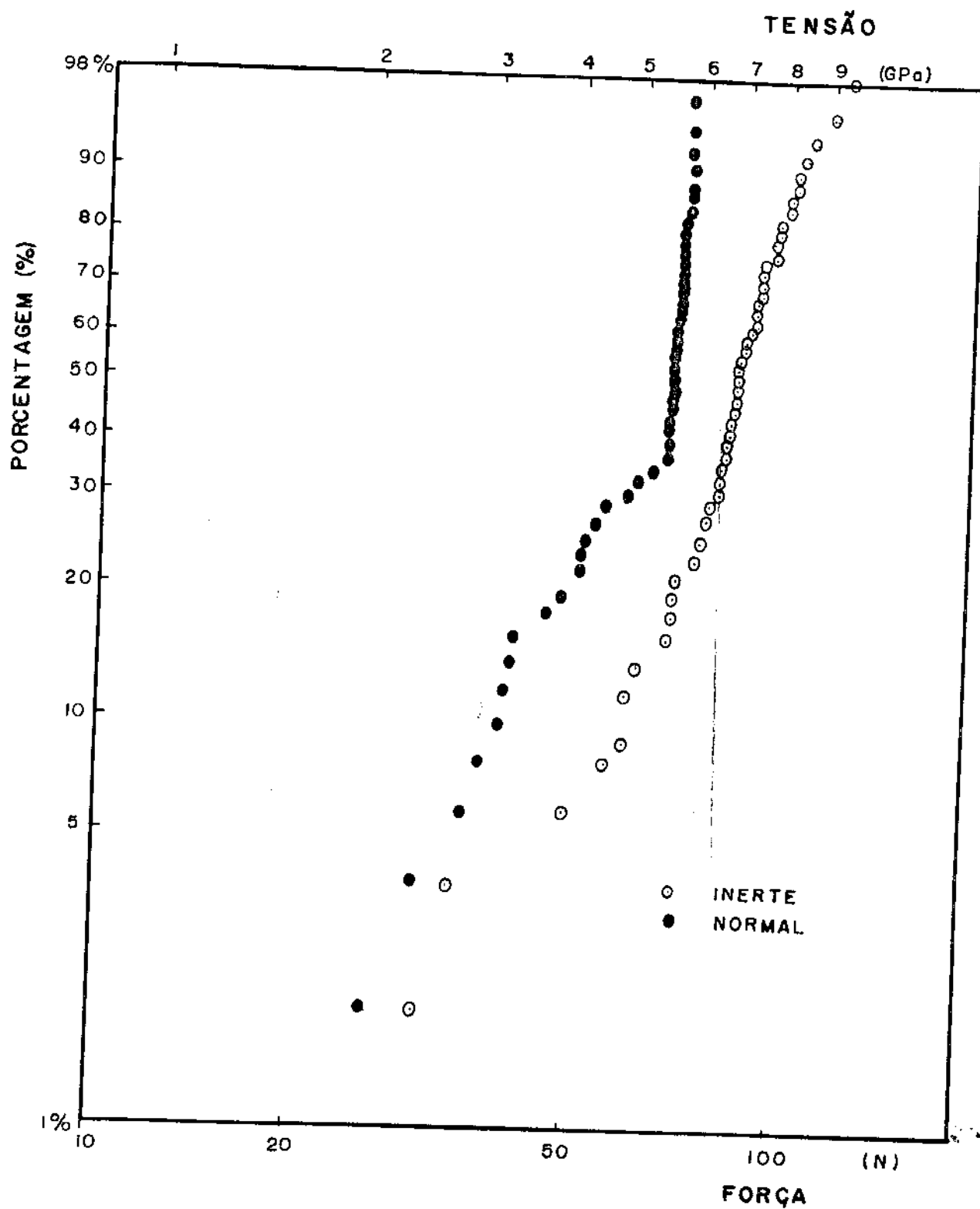


Figura 5.3 - Comparação entre testes nas condições inertes e normais.

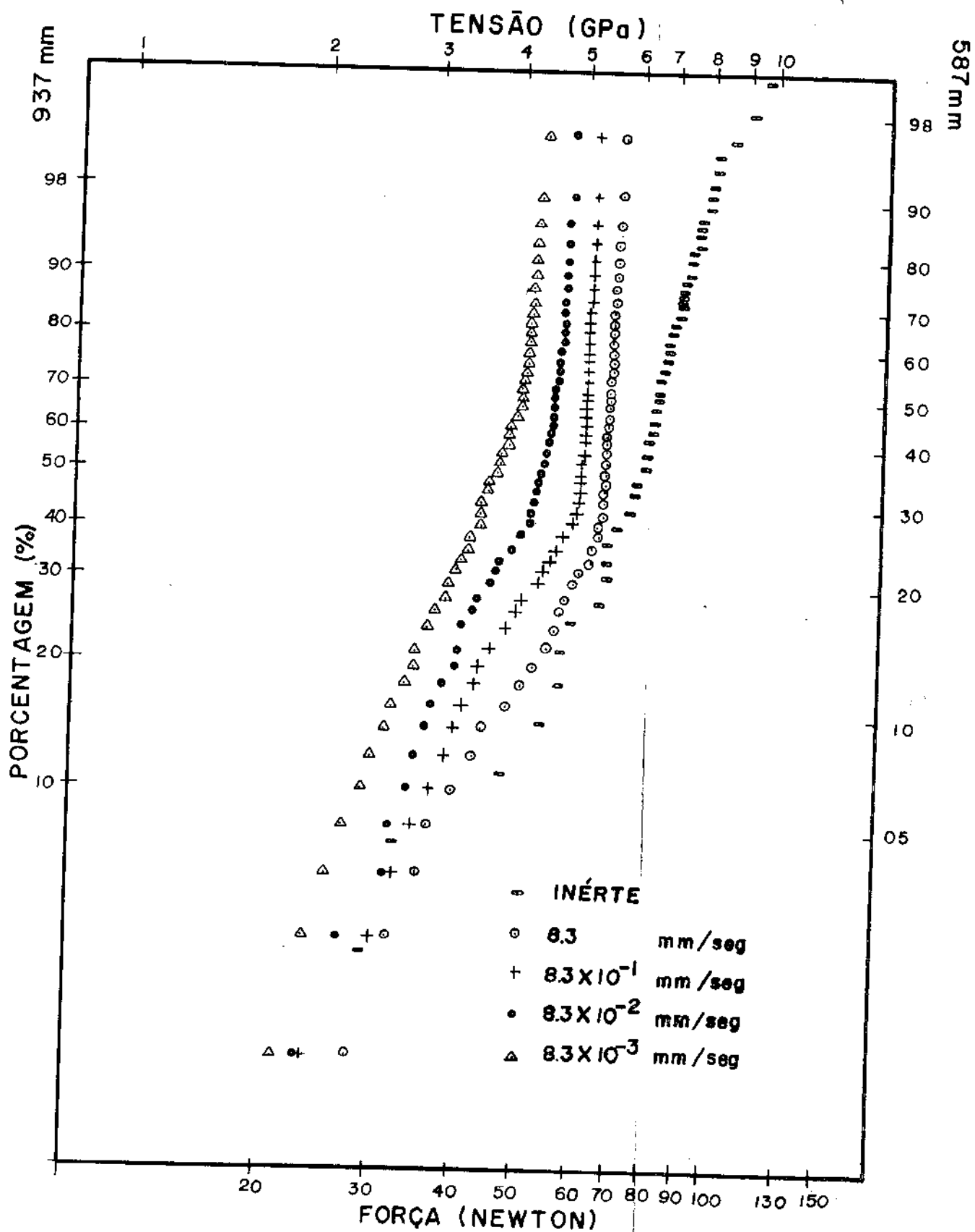


Figura 5.4 - Diagrama de Weibull para várias taxas de tensão.

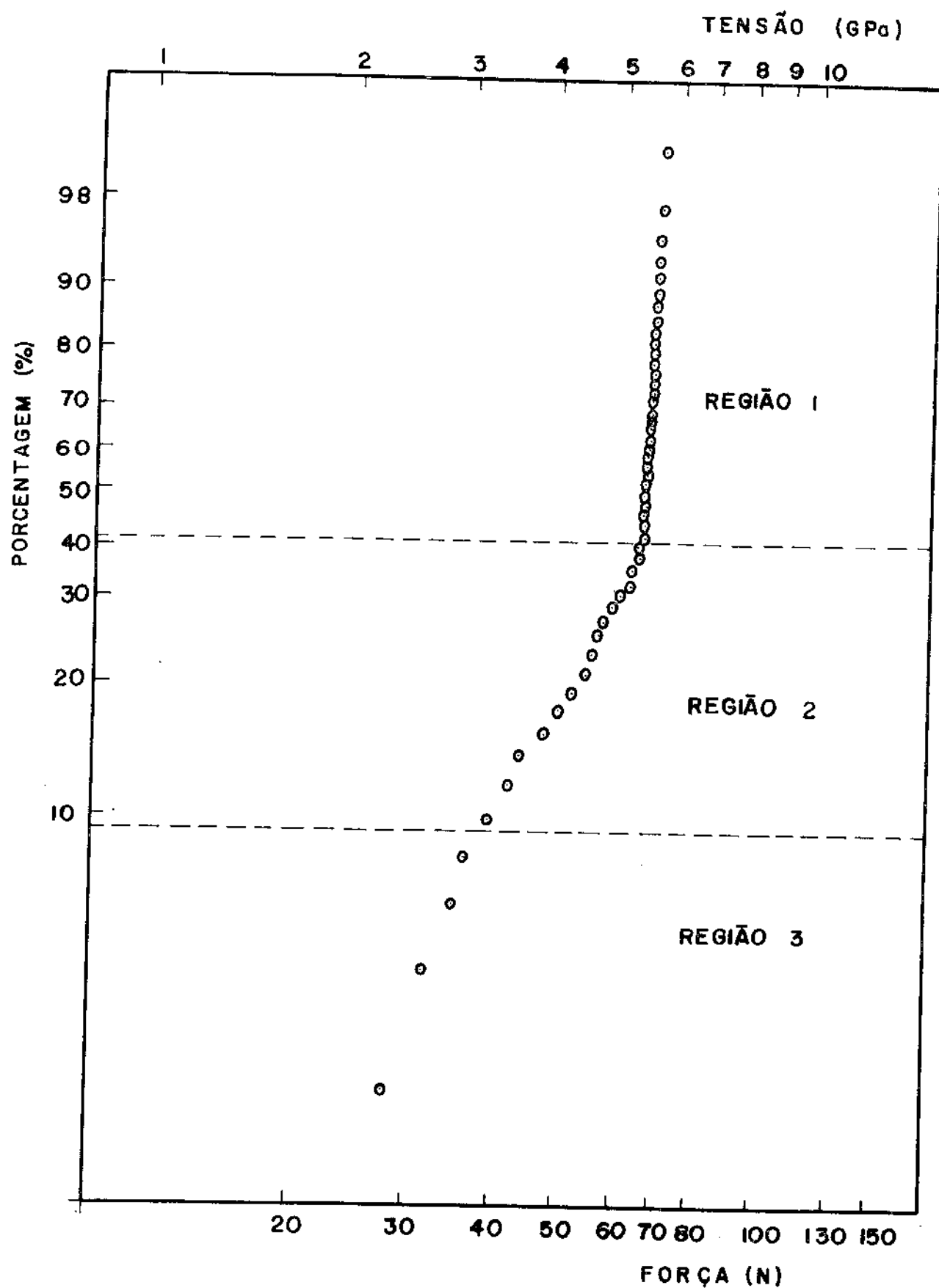


Figura 5.5 - Diagrama de Weibull com três distintos comportamentos.

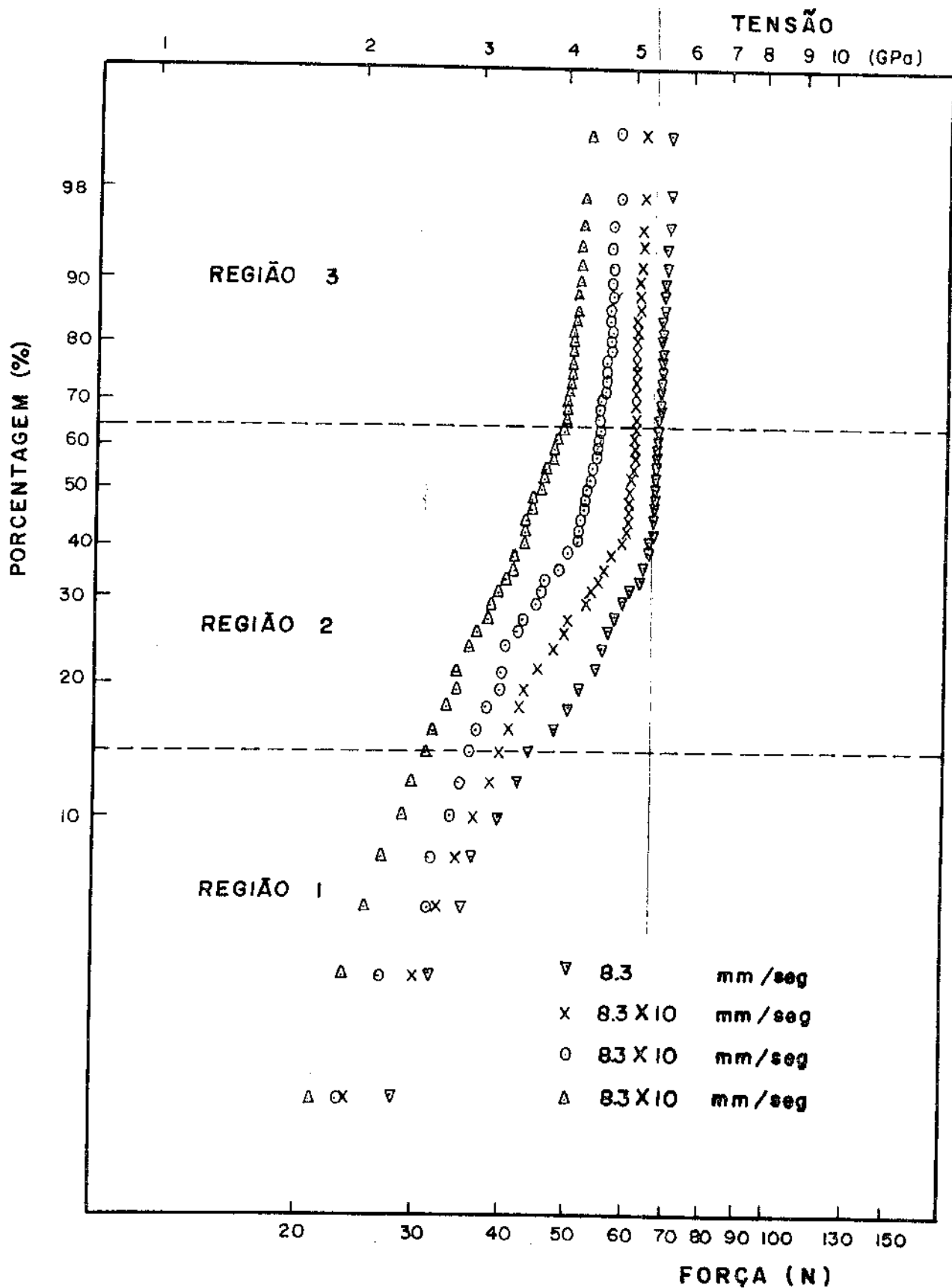


Figura 5.6 - Separação das regiões com distintos comportamentos.

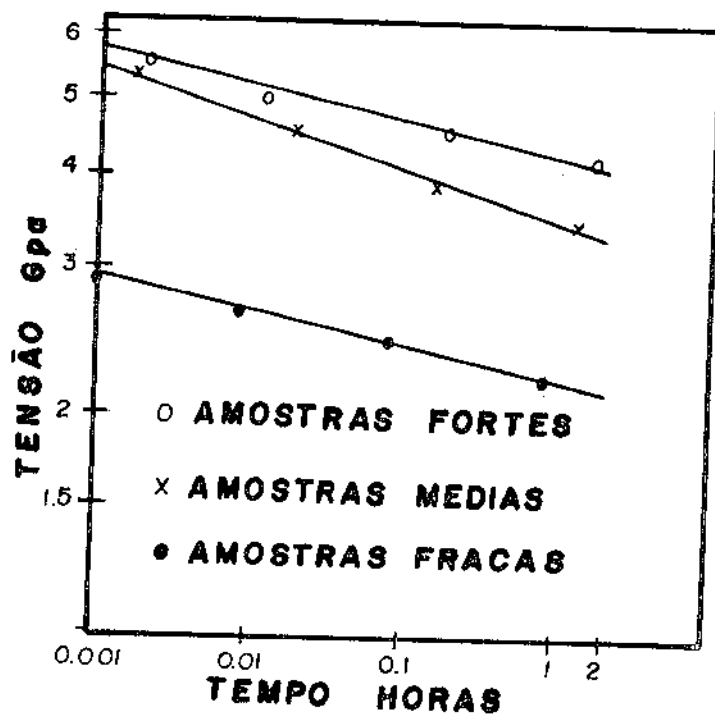


Figura 5.7 - Curva de tensão versus tempo.

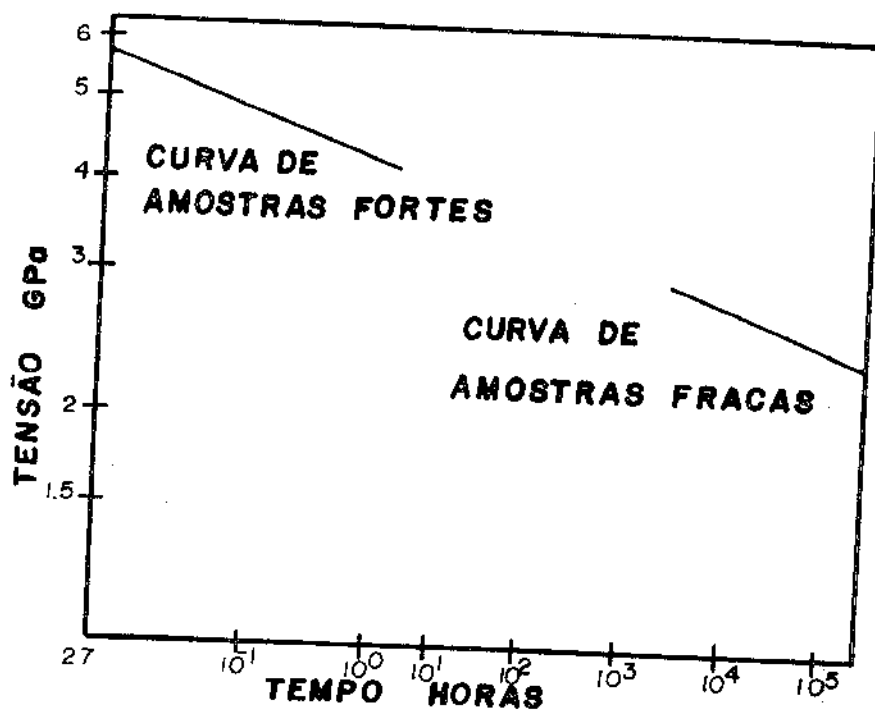


Figura 5.8 - Curva de Fadiga Dinâmica.

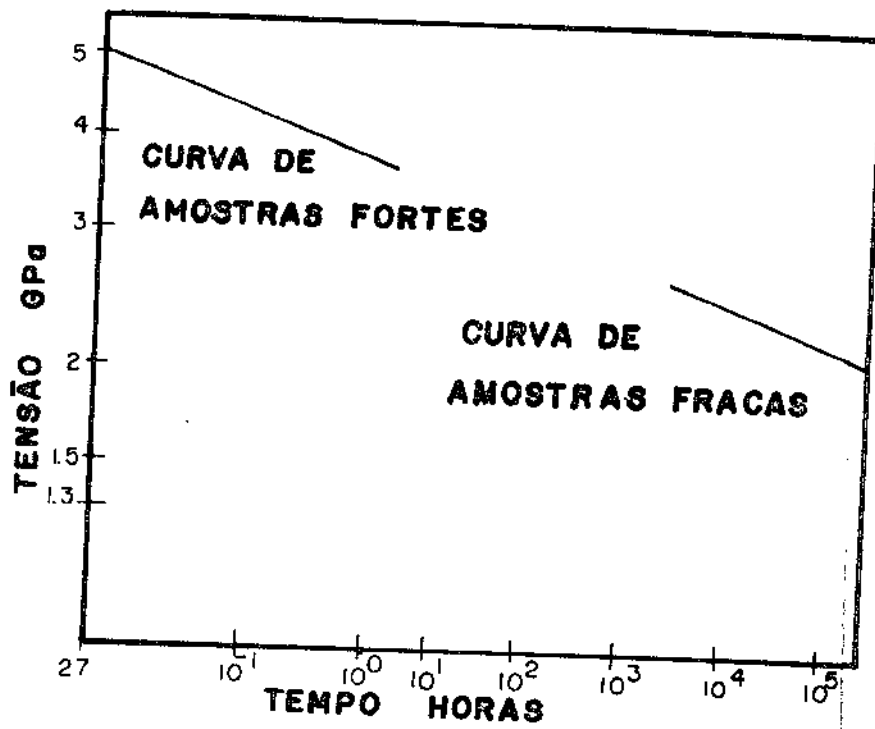


Figura 5.9 - Curva de Fadiga Estática.

CAPÍTULO VI

CAPÍTULO VI

DISCUSSÃO

6.1. Considerações Gerais

A distribuição que garante uma boa precisão na análise da estatística de fratura em materiais vítreos e cerâmicos é o de Weibull. Mas para testes com fibras ópticas esta distribuição apresenta limitações, devido ao fato de que os valores plotados em um gráfico nem sempre mantêm a linearidade, apresentando comportamentos distintos em um conjunto de dados testados nas mesmas condições. O que nos levou a dividir o conjunto de dados em região I (amostras fracas), região II (amostras intermediárias) e região III (amostras mais fortes), mostrados na figura 5.6.

A princípio nós acreditamos que a região III, que engloba as amostras com mais alta resistência, fosse uma região onde as fissuras eram "intrínsecas" do processo de fabricação da fibra óptica, isto é, o processo de fabricação das fibras ópticas era incapaz de abolir estas fissuras, impondo um limite inferior no tamanho inicial das fissuras.

Para a confirmação deste hipótese teria que ocorrer na condição inerte o mesmo comportamento na região onde tivesse as fissuras "intrínsecas". Nossa atenção para este fato só foi despertada quando comparamos os testes normais com os de condição inerte, e percebemos que não existia a concentração de tensão para os pontos fortes; pelo contrário, o comportamento do conjunto de seus pontos no gráfico se aproximava bastante de uma reta inclinada. O que negava a hipótese levantada do limite no tamanho de fissuras iniciais.

Constatado este fato, começamos a discutir as possíveis causas que estariam influenciando estes resultados.

Os testes em condições inertes sugerem que as dimensões das fissuras iniciais são distribuídas em diversos tamanhos, de maneira que não exista um limite onde possa ocorrer uma estabilização no tamanho da fissura final (crí

tica). Já os testes em condições normais sugerem que existe um limite inferior no tamanho da fissura final (crítica). O único parâmetro que altera é a presença da umidade, e assim este fato pode ser explicado através dos crescimentos de fissuras a partir de ataques químicos.

C.A. Johnson [24] sugeriu que estes distintos comportamentos da distribuição de Weibull pode ser decorrente de múltiplos tipos de falhas, isto é, existem vários tipos de fissuras com mecanismos de crescimento diferenciados. Em nosso caso pode existir dois tipos de fissuras (A e B) que vão alterar a equação de Weibull, transformando a probabilidade de ruptura P_T em:

$$(1 - P_T) = (1 - P_A) (1 - P_B) \quad (6.1)$$

onde: P_A = probabilidade de ruptura para fissuras do tipo A
 P_B = probabilidade de ruptura para fissuras do tipo B.

Poderia ocorrer na região I o predomínio de um determinado tipo de fissura (A), e na região III o predomínio da outra (B). A região II seria uma faixa em que seriam concorrentes os dois tipos de fissuras. Apesar de existir vários trabalhos a respeito deste assunto, não conseguiu-se demonstrar nenhuma aplicação prática.

Outro fato que gerou discussão foi da variação da região II (pontos intermediários) na escala de probabilidade de fratura no diagrama de Weibull em função da taxa de tensão.

Os pontos das curvas formadas pelos testes em condições normais mantêm uma simetria, variando somente os pontos em que a curva muda de comportamento. Esta variação da função de probabilidade de ruptura de uma curva para outra nos sugere que está sendo testado vários comprimentos de amostras; tomando como base o modelo de Weibull, que define a probabilidade de ruptura em função do comprimento de amostra testado.

A explicação para este fato pode estar na existência de escorregamentos que as amostras sofrem nas polias durante os testes, e estes escorregamentos variam com a taxa de tensão. A comprovação desta afirmação só pode ser feita com o auxílio de extensômetros, já que é impossível medir o comprimento de amostras com as garras tipo polia. Para conseguir estes dados seriam necessários extensômetros ópticos, considerando que os extensômetros comuns cisalham as fibras antes mesmo de iniciarmos os testes. Como não possuímos este equipamento, ficamos impossibilitado de entrar em detalhes sobre este efeito.

6.2. Quantidade de Amostra

Quando optamos por 200 testes para cada taxa, nós esperávamos que desse certo o critério de divisão por lotes iguais, de forma que se tomássemos um máximo de 4 divisões, nós ficaríamos com 50 amostras em cada lote. Visto os resultados experimentais, nós resolvemos adotar outro critério (que foi seguido neste trabalho) com o ônus de ter somente 30 amostras representando os pontos fracos e 60 as mais fortes. Por esse critério foi praticamente perdido 110 amostras que se concentraram na região intermediária.

Mesmo com estes problemas os pontos se ajustaram bem na curva tensão versus tempo (Figura 5.7), tendo somente alguns pontos distanciados na curva representativa dos pontos fracos, onde os desvios padrão da tensão de ruptura foram maiores.

6.3. Discussão da Linearidade

Só foram considerados os valores das amostras fracas e fortes para traçar a curva de fadiga (Figura 5.8). Os pontos das amostras intermediárias foram excluídos porque representam uma região de transição entre as regiões I e III, e necessitam um estudo mais aprofundado do seu comportamento. Para o nosso estudo, a região III representaria as amostras que sobreviveriam ao Proof-Testing, e a região I as amostras que romperiam.

As equações (6.2) e (6.3) representam as curvas plotadas na Figura 5.8, para tempos pequenos (amostras fortes) e tempos altos (curva de amostras fracas transladada), respectivamente:

$$\log \sigma_1 = 0,6399 - 0,04452 \log t_1 \quad (6.2)$$

$$\log \sigma_2 = 0,6428 - 0,04572 \log t_2 \quad (6.3)$$

As unidades para utilizar destas equações são de horas e GPa. Tomando o valor de tempo igual a 20 anos e aplicando nas equações (6.2) e (6.3), teremos que o valor da tensão será de $\sigma_1 = 2,55$ GPa e $\sigma_2 = 2,53$ GPa, com uma diferença menor de 0,8%, o que é insignificante.

A partir destes dados podemos concluir que a equação de fadiga mantém a linearidade nos extremos da curva de fadiga, podendo ser extrapolada para longos anos com base nas amostras mais fortes.

Devido a exclusão dos pontos intermediários da distribuição de Weibull na análise final do trabalho, nós não podemos afirmar nada sobre a faixa que abrange o intervalo de tempo entre a curva para tempos baixos (amostras fortes) e a curva transladada para tempos altos (amostras fracas).

As aproximações realizadas para minimizar os erros impostos pelo sistema de garras tipo polia e a extrapolação teórica de um comprimento de amostra para outro não afetam os resultados encontrados, devido ao fato dos dados para condição inerte estar na forma de quociente na equação (5.21), e independentem da função de probabilidade de ruptura.

Para confirmar estes resultados, seria necessário elaborar um experimento onde o comportamento dos dados aproximassem da distribuição de Weibull, a fim de dividir em números iguais de amostras para cada lote, e não de forma de signal e excluindo dados como fizemos. Estes testes podem ser realizados com fibras ópticas de baixa qualidade ou bastões de vidro.

6.4. Considerações sobre a Curva de Fadiga

A curva de fadiga mostrada neste trabalho foi encontrada com base nos valores médio - tensão (50%) - do modelo estatístico de Weibull.

Considerando as limitações já discutidas deste modelo, gostaria de reafirmar que esta distribuição é uma relação direta do comprimento de fibra óptica testada, e que o comprimento utilizado por nós foi de 937 milímetros; logo os valores absolutos das tensões se referenciam a este comprimento.

Qualquer extrapolações para comprimentos de amostras diferentes que este, terão seus valores de tensões de ruptura corrigidos.

Existem meios para se fazer estas extrapolações através de teorias estatísticas (Secção 5.1), mas estes processos são válidos dentro de intervalos limitados.

Através dos parâmetros "a" e "b" encontrados nas equações (6.2) e (6.3) poderemos obter os valores de \underline{n} e \underline{B} da equação (2.41) que determina o tempo de vida útil através do Proof Testing. Os valores de \underline{n} e \underline{B} são constantes e dependem do meio ambiente em que foi testado e da composição química do material.

Desenvolvendo a equação (5.20) encontraremos a seguinte expressão:

$$\log \sigma = \frac{1}{n} \log \left[\sigma_{ic}^{n-2} \cdot B \cdot (n + 1) \right] - \frac{1}{n} \log t \quad (6.4)$$

onde:

$$\frac{1}{n} \log \left[\sigma_{ic}^{n-2} \cdot B \cdot (n + 1) \right] = a \quad (6.5)$$

O valor de "n" já foi encontrado em outra secção e definido por 22,17. A partir deste dado podemos obter o valor de "B", que é igual a $1,89 \times 10^5$ [GPa² x hora]. Ritter [23] encontrou valores de $n = 22,23$ e $B = 4,3 \times 10^4$ [GPa² x hora].

CAPÍTULO VII

CAPÍTULO VII

CONCLUSÕES

1. Foi desenvolvida uma metodologia experimental para determinar a vida útil de fibras ópticas sujeitas a esforços mecânicos a partir de amostras não selecionadas, garantindo-nos uma maior precisão.
2. Os parâmetros da equação resultante da extrapolação da curva de amostras mais fracas coincidem com os parâmetros da equação referente a curva de amostras mais fortes, nos sugerindo que o procedimento elaborado por Wiederhorn pode ser aplicado para determinação da curva de fadiga em fibras ópticas.
3. A distribuição de tensões para a condição inerte se aproxima bastante do modelo de Weibull, em contrapartida com os testes em condições normais que apresentam uma distribuição bastante complexa, com 3 regiões de comportamentos distintos.
4. O fato de ter encontrado no diagrama de Weibull um pequeno espalhamento nos valores de tensões para amostras mais resistentes, não significa que as fissuras contidas nestas amostras sejam intrínsecas; considerando que o mesmo fenômeno não ocorre em testes com condição inerte. Este fato estaria relacionado com o ataque químico produzido pela umidade ambiental.
5. A presença de água no ambiente diminui significativamente a resistência mecânica das fibras ópticas, mesmo quando presentes em pequenas quantidades, como em nosso caso de umidade relativa 50%.

CAPÍTULO VIII

CAPÍTULO VIIITRABALHOS POSTERIORES

1. Utilizar da mesma metodologia experimental empregada neste trabalho utilizando-se de fibras ópticas com péssimas resistências mecânicas ou bastões de vidros, onde poderia empregar os modelos estatísticos com melhores precisões.
2. De acordo com os dados encontrados nota-se que o diagrama de Weibull apresenta três regiões com distintos comportamentos. Dentre estes achamos que os resultados encontrados para as amostras mais fortes merecem um estudo mais aprofundado, já que o mesmo comportamento não ocorre em condição inerte.
3. Estudos mais precisos de extrapolações para grandes comprimentos de amostras com base em testes realizados em laboratórios com amostras pequenas se faz necessário. Considerando que as fibras ópticas utilizadas tem comprimentos da ordem de quilômetros e nos experimentos utilizam-se de amostras da ordem de metro.

CAPÍTULO IX

C A P Í T U L O IXREFERÊNCIAS

- [1] Evans, A. G. and Wiederhorn, S.M., "Proof Testing of Ceramic Materials - An Analytical basis for failure prediction", International Journal of Fracture, vol. 10, Nº 3, september (1974), pp. 379-392.
- [2] Evans, A. G., "Slow crack growth in brittle materials under Dynamic Loading Conditions", International Journal of Fracture, vol. 10, Nº 2, june (1974), pp. 251-259.
- [3] Freiman, S.W., "Fracture Mechanics of Glass", Chapter 2, Glass: Science and Technology, vol. 5, pp. 21-65, (1980).
- [4] Griffith, A. A., "The Phenomena of Rupture and Flow in Solids", Trans. R. Society London (1920), pp. 163-198.
- [5] Dieter, G. E., "Fracture", Chapter 7, Mechanical Metallurgy, Ed. McGraw-Hill Book Company (1976), pp. 247-291.
- [6] Meyers, M. A.; Chawla, K. K., "Fratura e Tenacidade à Fratura", Cap. 3, Princípios de Metalurgia Mecânica, Ed. Edgard Blücher Ltda (1982), pp. 127-170.
- [7] Wiederhorn, S. M., Journal American Ceramics Society, 50, (1967), p. 407.
- [8] Wiederhorn, S. M., "Mechanisms of Subcritical Crack Growth in Glass", vol. 4, Fracture Mechanics of Ceramics, Ed. R.C. Bradt, D. P. Hasselman, and F. F. Lange; plenum press. New York - London, pp. 549-580, (1978).

- [9] Kao, C. K., "Optical Fibre and Cables", Chapter 5, Optical Fibre Communications (1980), pp. 189-249.
- [10] Charles, R. J., "Static Fatigue of Glass I", Journal of Applied Physics, vol. 29, N° 11, november (1958), pp. 1549-1553.
- [11] Ritter, J. E., "Engineering Design and Fatigue Failure of Brittle Materials", vol. 4, Fracture Mechanics of Ceramics, Ed. R.C. Bradt, D.P. H. Hasselman, and F. F. Lange; plenum press. New York- London, pp. 667-686, (1978).
- [12] Schonhorn, H.; Wang, T. T.; Vazirani, H. N.; Frish, H. L., "Static and Dinamic Fatigue of High-Strength Glass Fibers Coated with a U.V.-curable epoxy-acrylate", Journal Applied Physics, 49, september (1978), pp. 4783-4787.
- [13] Kalish, D.; Key, P. L.; Kurkjian, C. R.; Tariyal, B. K.; Wang, T. T., "Fiber Characterization - Mechanical", Chapter 12, Optical Fiber Telecommunications, pp. 401-433, (1979).
- [14] Wiederhorn, S. M.; Johnson, H., "Effect of Electrolyte pH on Crack Propagation in Glass", Journal of the American Ceramic Society, vol. 56, N° 4 (1973), pp. 192-197.
- [15] Evans, A. G.; Fuller, E. R., "Proof Testing - The Effects of Slow Crack Growth", Materials Science and Engineering, 19 (1975), pp. 69-77.
- [16] Ducan, W. J.; France, P. W.; Beales, K. L., "Effect of Service Environment on Proof Testing of Optical Fibres", 7° ECOC, (1981).

- [17] Lucas, M. A. R.; Medrano, R. E., "Módulo de Elasticidade em Fibras Ópticas", Anais do VII COBEM, Uberlândia (1983), pp. 167-176.
- [18] Scanlan, I., "A Physical Interpretation of the Slope of Weibull Plots", Standard Telecommunication Labs, London, Essex, England, pp. 166-175, Vol.2, Am. Ceramics Society (1981).
- [19] Medrano, R. E., "Relação Teórica entre as Tensões de Tração e Flexão para Estatística de Weibull", Anais do V CBECIMAT (1982).
- [20] Weibull, W., "A Statistical Distribution Function of Wide Applicability", Journal Applied Physics, vol. 18 (1951), pp. 293-296.
- [21] Mould, R. E.; Southwick, R. D., "Strength and Static Fatigue of Abraded Glass under Controlled Ambient Conditions: I, General Concepts and Apparatus", Journal of the American Ceramics Society, vol. 42, Nº 11, november (1959), pp. 542-547.
- [22] Mould, R. E.; Southwick, R. D., "Strength and Static Fatigue of Abraded Glass under Controlled Ambient Conditions: II, Effect of various Abrasions and the Universal Fatigue Curve", Journal of the American Ceramics Society, vol. 42, Nº 12, december (1959), pp. 582-592.
- [23] Ritter, J. E.; Sullivan, J. M; Jakus, K., "Application of Fracture-Mechanics Theory to Fatigue Failure of Optical Glass Fibers", Journal Applied Physics, 49(9), september (1978), pp. 4779-4782.
- [24] Johnson, C. A., "Fracture Statistics of Multiple Flow Distribution", vol. 5, Fracture Mechanics of Ceramics, Ed. R.C. Bradt, D.P.H. Hasselman and F.F. Lange, Plenum Press. New York- London, pp. 365-386.