

UNIVERSIDADE FEDERAL DE SANTA CATARINA

PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA MECÂNICA

INFLUÊNCIA DA POROSIDADE DO FERRO PURO SINTERIZADO  
NO LIMITE DE FADIGA

Dissertação submetida a Universidade Federal de Santa Catarina pa  
ra a obtenção do grau de Mestre em Engenharia

VALDIR BÓLICO ARAÚJO

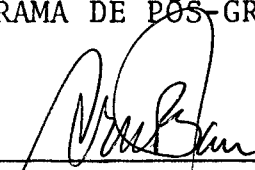
FLORIANÓPOLIS , SETEMBRO DE 1980

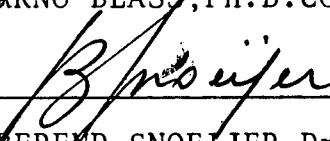
INFLUÊNCIA DA POROSIDADE DO FERRO PURO SINTERIZA  
DO NO LIMITE DE FADIGA

VALDIR BÓLICO ARAÚJO

ESTA DISSERTAÇÃO FOI JULGADA ADEQUADA PARA A OBTENÇÃO DO TÍTULO DE  
"MESTRE EM ENGENHARIA"

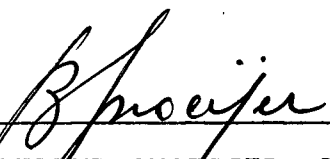
ESPECIALIDADE ENGENHARIA MECÂNICA, ÁREA DE CONCENTRAÇÃO: FABRICAÇÃO  
E APROVADA EM SUA FORMA FINAL PELO PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO


  
\_\_\_\_\_  
Prof. ARNO BLASS, Ph.D. COORDENADOR

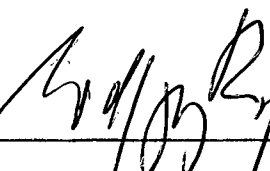
  
\_\_\_\_\_  
Prof. BEREND SNOEIJER, Dr. Ing.

ORIENTADOR

BANCA EXAMINADORA:

  
\_\_\_\_\_  
Prof. BEREND SNOEIJER, Dr. Ing.  
PRESIDENTE

  
\_\_\_\_\_  
Prof. AUGUSTO JOSÉ DE ALMEIDA  
BUSCHINELLI, Dr. Ing.

  
\_\_\_\_\_  
Prof. WOLFGANG MAY, Dr. rer.nat.

AOS MEUS PAIS

## AGRADECIMENTOS

Manifesto meus sinceros agradecimentos as seguintes pessoas e instituições :

- Ao Professor BEREND SNOEIJER, pela Orientação.
- Ao Professor SILVESTRE NAZARÉ, pelo seu apoio no início deste trabalho e envio da matéria prima usada na pesquisa.
- Aos técnicos VALDIR RISTOW, ANILDO AGOSTINHO e JÚLIO BAUMGARTEN pela ajuda prestada.
- À amiga SILVANA BERNARDES, pelos desenhos.
- Ao Professor PAULO CESAR JUCĂ, pelo apoio.
- À SINTERMETALLWERK KREBSÖGE, Alemanha Ocidental, pela matéria prima cedida.
- À todos que de alguma forma colaboraram para a concretização deste trabalho.

## RESUMO

O presente trabalho trata da influência da porosidade do ferro puro sinterizado no limite de fadiga por flexão alternada pura.

O estudo foi realizado em três grupos de corpos de prova. Dois grupos foram confeccionados no laboratório de materiais da UFSC com matriz de efeito simples, sendo que em um variou-se a pressão de compactação para verificar a influência da densidade no limite de fadiga e no outro, para uma mesma densidade, variou-se o tempo de sinterização. O terceiro grupo, usado para fins comparativos, foi obtido em condições industriais ( Krebsöge - Alemanha Ocidental ) e compactado em matriz de duplo efeito.

Estudou-se também, o efeito no limite de fadiga das variações geométricas dos poros ( forma e tamanho ), determinados por meio de análise quantitativa.

## ABSTRACT

The porosity influence of sintered iron on the fa digue limit of reversed-bend stressing is presented.

The following methods have been used in obtaining the sintered iron specimens.

- 1 - Keeping the sintering process constant and va rying the compaction pressure.
- 2 - Keeping the same compacted pressure and used different sintering time.

The specimens used in the above two methods, have been pressed in single-acting die and sintered in high vacuum fur nace.

- 3 - The specimens is sintered in industrial fur nace ( cracked ammonia atmosphere ) and pres sed in double- acting die.

The test result show that, not only the porosity parameter influence the fadigue limit, but also the metallic matrix change.

## ÍNDICE

1. INTRODUÇÃO .....	01
2. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA .....	05
2.1 - Fadiga e limite de fadiga - generalidades .....	05
2.1.1 - Ensaio de fadiga e limite de fadiga .....	06
2.1.2 - Fatores que influenciam na fadiga .....	09
2.2 - A fadiga em materiais sinterizados .....	10
2.3 - Análise quantitativa dos poros .....	17
3. ESTUDO EXPERIMENTAL - TÉCNICAS USADAS .....	20
3.1 - Material empregado .....	20
3.2 - Confeção dos poros de prova .....	21
3.2.1 - Compactação dos corpos de prova .....	22
3.2.2 - Sinterização dos corpos de prova .....	23
3.3 - Determinação da densidade .....	25
3.4 - Análise quantitativa dos poros .....	26
3.5 - Ensaio mecânicos estáticos .....	29
3.6 - Ensaio de fadiga .....	29
4. RESULTADOS EXPERIMENTAIS .....	31
4.1 - Caracterização dos corpos de prova .....	31
4.1.1 - Densidade dos corpos de prova .....	32
4.1.2 - Análise metalográfica .....	33
4.2 - Resultados da análise quantitativa dos poros .....	40

4.3 - Resultados dos ensaios mecânicos estáticos .....	45
4.4 - Resultados dos ensaios de fadiga .....	48
4.5 - Resumo dos resultados experimentais .....	50
5 - ANÁLISE DOS RESULTADOS .....	51
5.1 - Considerações sobre o efeito dos poros no limite de fadiga .....	51
5.2 - Relação entre o limite de fadiga e a resistência à tração .....	56
6 - CONCLUSÕES .....	58
7 - BIBLIOGRAFIA .....	59

## SIMBOLOGIA

$D_{m\acute{a}x}$	diâmetro máximo
$F_{Forma}$	fator de forma
$\delta$	alongamento
$\psi$	estricção
$\rho$	densidade
$\sigma_R$	tensão de ruptura à tração
$\sigma_{0,1}$	tensão para 0,1% de deformação permanente
$\sigma_{LF}$	tensão limite de fadiga

## 1. Introdução

Devido as suas inúmeras vantagens e características, a metalurgia do pó se apresenta como um importante e as vezes imprescindível processo de obtenção de peças e ferramentas para a industria moderna. Isto se deve a particularidades do processo tais como:

- obtenção de peças usando materiais com alto ponto de fusão ( ex.: W, Mo, Ta, etc. ) ;
- permite fabricar ligas cujos componentes são termodinamicamente imiscíveis no estado líquido ( ex.: Mo-Cu, Cermets, etc. ) ;
- pode-se obter uma porosidade definida, importante na fabricação de filtros e mancais auto-lubrificantes;
- usado quando se torna necessária uma alta pureza do material ;
- o produto final geralmente dispensa usinagem ;
- sua automatização permite produção econômica de um grande número de peças ( 50.000 - 1.000.000).

Uma característica dos produtos da metalurgia do pó é apresentarem densidade inferior à densidade teórica. A porosidade presente influencia nas propriedades mecânicas como por exemplo, reduzem a resistência à tração, alongamento e resistência ao impacto, mostrados na figura 1.1 [1].

Devido ao crescente uso de materiais sinterizados em elementos estruturais submetidos a tensões cíclicas, tem aumentado o interesse pelo conhecimento do efeito da porosidade na fadiga e limite de fadiga destes materiais.

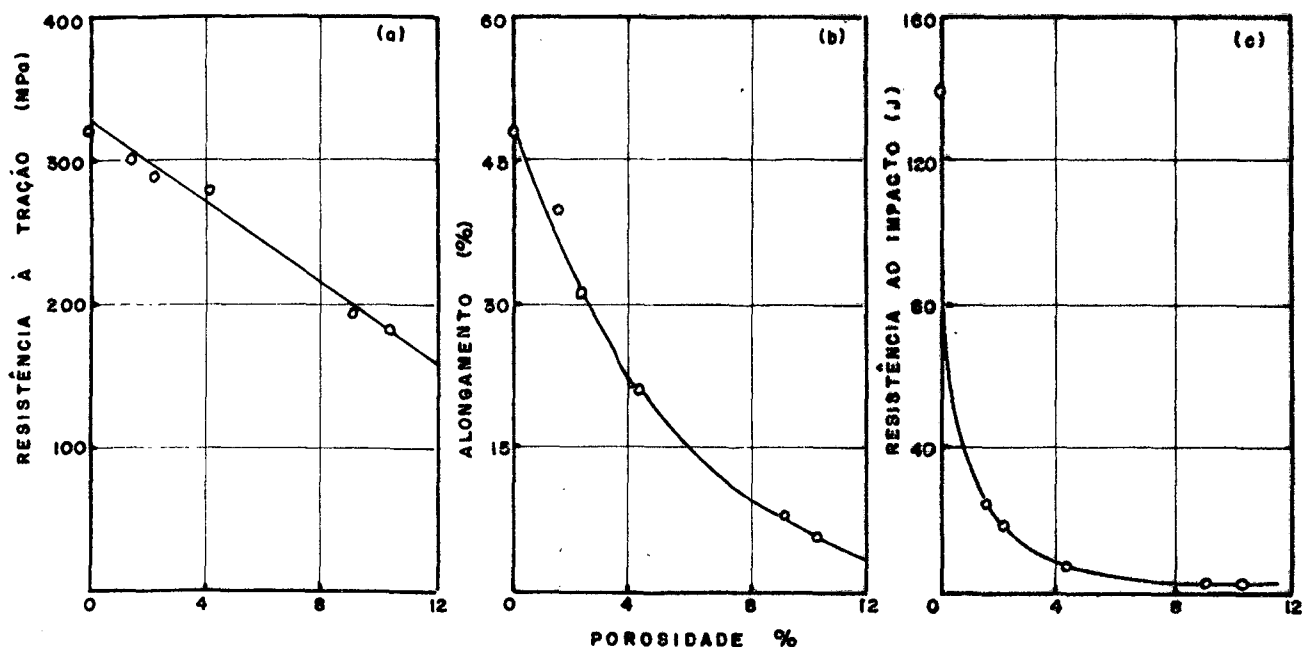


Figura 1.1 - Influência da porosidade nas propriedades mecânicas do ferro puro sinterizado [1].

Os estudos de fadiga, além de fornecer informações sobre o comportamento de um determinado material sob tensões cíclicas procura encontrar relações entre os resultados dos ensaios de fadiga e outras propriedades mecânica, com intuito de obter a caracterização do comportamento dinâmico do material.

É comum encontrar-se na literatura específica, o limite de fadiga em função da resistência à tração. Apesar de não

haver uma relação genérica que descreva o comportamento do limite de fadiga em função da resistência à tração, a razão entre estas é útil como indicativo da proporcionalidade entre os efeitos de uma dada variável nas duas grandezas citadas, além de expressar o limite de fadiga em função de uma propriedade mecânica de uso corrente.

No ensaio de fadiga de materiais sinterizados alguns trabalhos publicados | 2,3,4 | mostram incoerência nos resultados, ao correlacionar o limite de fadiga, resistência à tração ou a razão entre estas grandezas com a variação da porosidade, gerando dúvidas quanto a dependência ou não das propriedades citadas com a porosidade ou a densidade do material. Estas incoerências .. encontrada levou a realização do presente trabalho, procurando-se assim colaborar no esclarecimento do problema.

Sabe-se ainda que as propriedades mecânicas e a resistência à fadiga em materiais sinterizados não são influenciadas somente pela quantidade volumétrica dos poros, mas também por outros parâmetros que o caracterizam, tais como :

- forma
- orientação
- distribuição.

Os poros presentes nos materiais sinterizados são descontinuidades da matriz, isto é, entalhes internos que atuam como pontos de concentração de tensões, influenciando negativamente na resistência do material e no limite de fadiga.

O efeito da concentração de tensões devido a entalhes é função da forma e das dimensões destes, portanto o comportamento dos materiais sinterizados sob tensões cíclicas, não será apenas função da porosidade mas também, de outros parâmetros já ci

tados acima.

O presente trabalho apresenta um estudo da quantidade, forma, distribuição e do tamanho dos poros, no limite de fadiga por flexão pura, de ferro puro sinterizado.

A escolha de ferro puro como material de pesquisa, foi para evitar a influência de elementos de liga nas propriedades estudadas.

## 2. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

### 2.1 - Fadiga e limite de fadiga - generalidades

Genericamente por fadiga se entende a tendência que um material apresenta de romper devido a formação e propagação de fissuras microscópicas, que se degeneram numa trinca pela aplicação de tensões cíclicas, cujo valor é muito inferior à tensão estática de ruptura do material.

Os ciclos de tensões típicos usados na análise de fadiga, são mostrados na figura 2.1 e denominam-se por :

- a) tensões cíclicas alternantes
- b) tensões cíclicas flutuantes
- c) tensões aleatórias

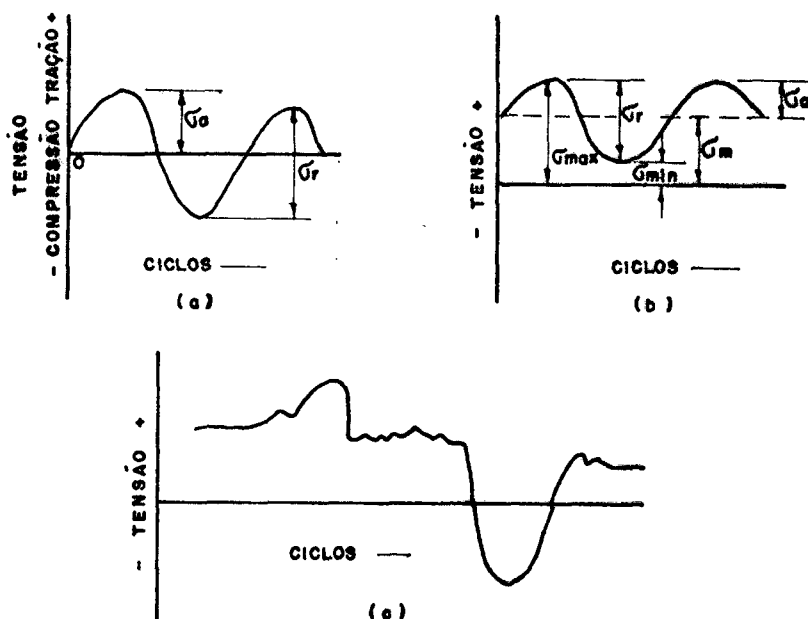


Fig. 2.1 - Ciclos típicos de tensões de fadiga

onde :

$$\begin{array}{ll} \sigma_a = \text{tensão alternada} & \sigma_a = \text{tensão máxima} \\ \sigma_r = \text{amplitude de tensões} & \sigma_{\min} = \text{tensão mínima} \end{array}$$

### 2.1.1 - Ensaio de fadiga e limite de fadiga

A determinação da resistência de um material submetido a tensões cíclicas, é realizada usando-se corpo de prova do material a ser ensaiada, aplicando-se nestes, esforços variáveis de valor conhecido, contam-se o número de ciclos até a sua ruptura. Decrescendo o valor do esforço cíclico aplicado, o número de ciclos até a ruptura do corpo de prova aumenta até que para um determinado nível de tensão, o material não rompe mais, mesmo para um número muito grande de ciclos.

A tensão para a qual o material resiste praticamente a um número infinito de ciclos, denomina-se " Limite de Fadiga "

Para materiais ferrosos convencionais, ensaiados em ambientes não agressivos e em temperaturas não elevada, foi estabelecido um critério [5] de que se o corpo de prova não romper até  $10^7$  ciclos, o teste pode ser interrompido com a certeza de que não ocorrerá falha por fadiga.

Para materiais que não tem limite de fadiga bem definido como alumínio, magnésio e suas ligas, o critério usado é de  $10^8$  ou  $5 \times 10^8$  ciclos [6].

Os ensaios de fadiga são feitos em máquinas que submetem o corpo de prova a ser testado, a um dos seguintes esforços cíclicos:

- a) esforço cíclico de tração
- b) esforço cíclico de tração - compressão
- c) esforço cíclico de flexão
- d) esforço cíclico de torção
- e) esforço cíclico combinado.

A representação gráfica, em escala logarítmica, do número de ciclos em função das tensões aplicadas, resulta em curvas, denominadas de curvas S-N ou  $\sigma$ -N ou ainda, curvas de Wöhler.

Estes gráficos também podem ser representados em coordenadas bi-logarítmicas. Neste caso, a união dos pontos obtidos nos ensaios representam uma linha reta.

A figura 2.2. mostra a curva de Wöhler para o aço ABNT 1020 laminado a frio, usando escala semi-logarítmica ( a ) e bi-logarítmicas ( b ) |7|.

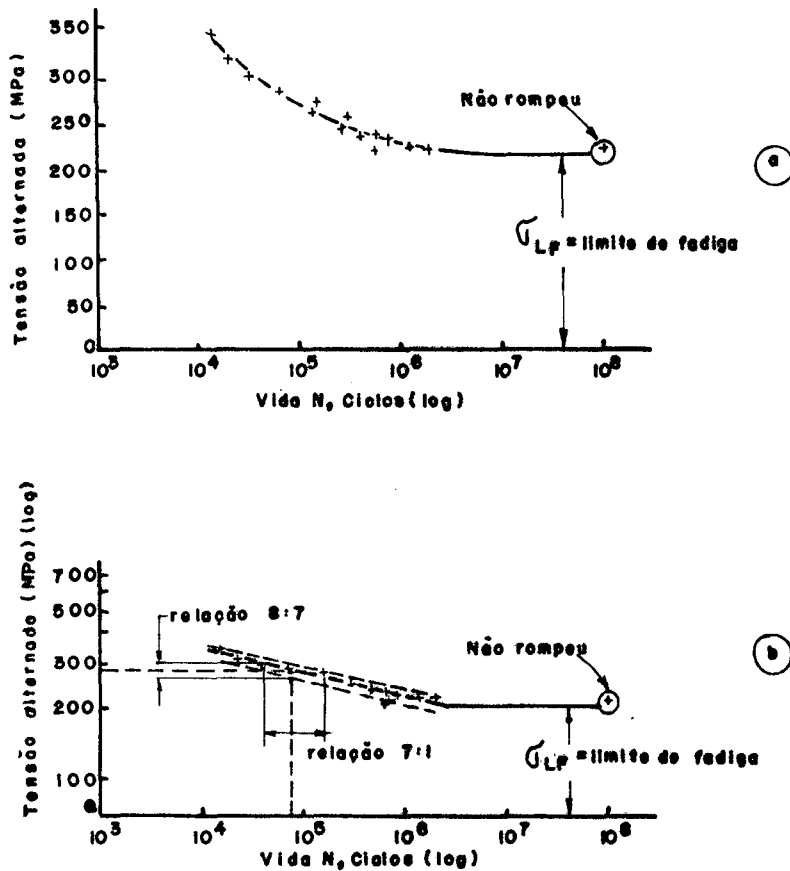


Fig. 2.2 - a) Curva  $\sigma$ -N, em coordenadas semilog para aço ABNT 1020 laminado a frio.

b) Curva  $\sigma$ -N, em coordenadas log-log, para o mesmo aço [7].

A figura 2.2 ( b ) ilustra que a previsão da vida de um material, considerando-se uma certa tensão, é grosseira enquanto que a previsão do nível de tensão para uma dada vida, é mais precisa.

### 2.1.2 - Fatores que influenciam na fadiga.

O fenômeno da fadiga é muito complexo, não se conhecendo em detalhes os fenômenos que levam à ruptura por fadiga. Sabe-se porém, que dentre os principais fatores que influenciam na resistência a fadiga estão |8|:

- fatores metalúrgicos

( composição química, processo de obtenção, granulometria das fases, tipo de rede cristalina )

- fatores tecnológicos

( laminação a quente ou a frio, tratamento térmico, termo-químico, termo-mecânico, endurecimento superficial ),

- propriedades mecânicas

( limite de escoamento, tensão de ruptura, mudanças da micro-estrutura durante o ensaio de fadiga ),

- influência devido ao corpo de prova

( localização de retirada da amostra, tipos de acabamento superficial, forma e dimensões, fixação do corpo de prova ),

- efeitos de concentração de tensões

( presença de furos e entalhes, tensões residuais ),

- efeito relativos às condições de teste

( tipos de tensões aplicadas, tensões médias não nulas, temperatura, ambiente agressivo ou não, frequência das solicitações ).

## 2.2 - A fadiga em materiais sinterizados

No estudo da fadiga em materiais sinterizados, procura-se analisar as relações existentes entre o comportamento do material sob tensões cíclicas e a sua porosidade, além daquelas que possam existir com outras propriedades do material, em função de um parâmetro que caracterize os poros, como por exemplo: a quantidade, definida pela porosidade percentual ou pela densidade do material.

Uma das primeiras publicações sobre o efeito da porosidade no limite de fadiga, é de autoria de Goetzel [2], que trabalhou com materiais sinterizados obtidos a partir de pós de ferro e cobre puros, com duas granulometrias diferentes: uma maior que  $74\mu\text{m}$  e a outra com partículas menores que  $44\mu\text{m}$ .

As condições de fabricação dos corpos de prova, foram:

- pressão de compactação variável, dependendo da densidade a ser obtida. Os corpos de prova de maior densidade foram obtidos por recompactação, após sinterização.
- temperatura de sinterização do ferro de 1273 k..
- tempo de sinterização de 480 minutos.

A figura 2.3 mostra o efeito da densidade na resistência à tração e no limite de fadiga para o ferro puro sinterizado. A relação entre a porosidade e o coeficiente  $\sigma_{LF}/\sigma_R$  é mostrado na figura 2.4 |2|.

Os resultados destas figuras mostram que :

- a) a resistência à tração e o limite de fadiga aumentam com o aumento da densidade ;
- b) a granulometria dos pós influenciam nas propriedades estudadas,
- c) o coeficiente  $\sigma_{LF}/\sigma_R$  é dependente da densidade melhorando com a sua diminuição e também com a redução do tamanho das partículas dos pós.

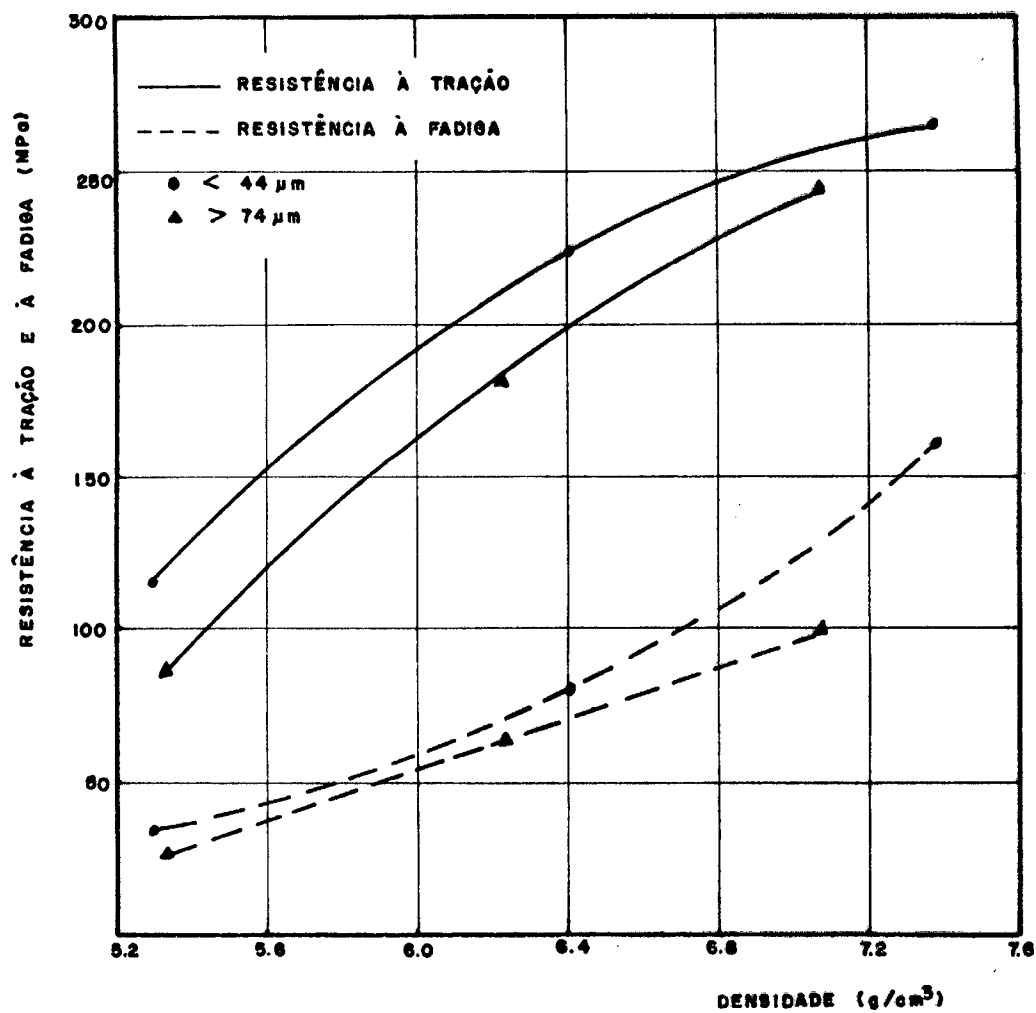


Fig. 2.3 - Resistência à tração e resistência à fadiga em relação a densidade do ferro puro sinterizado [2].

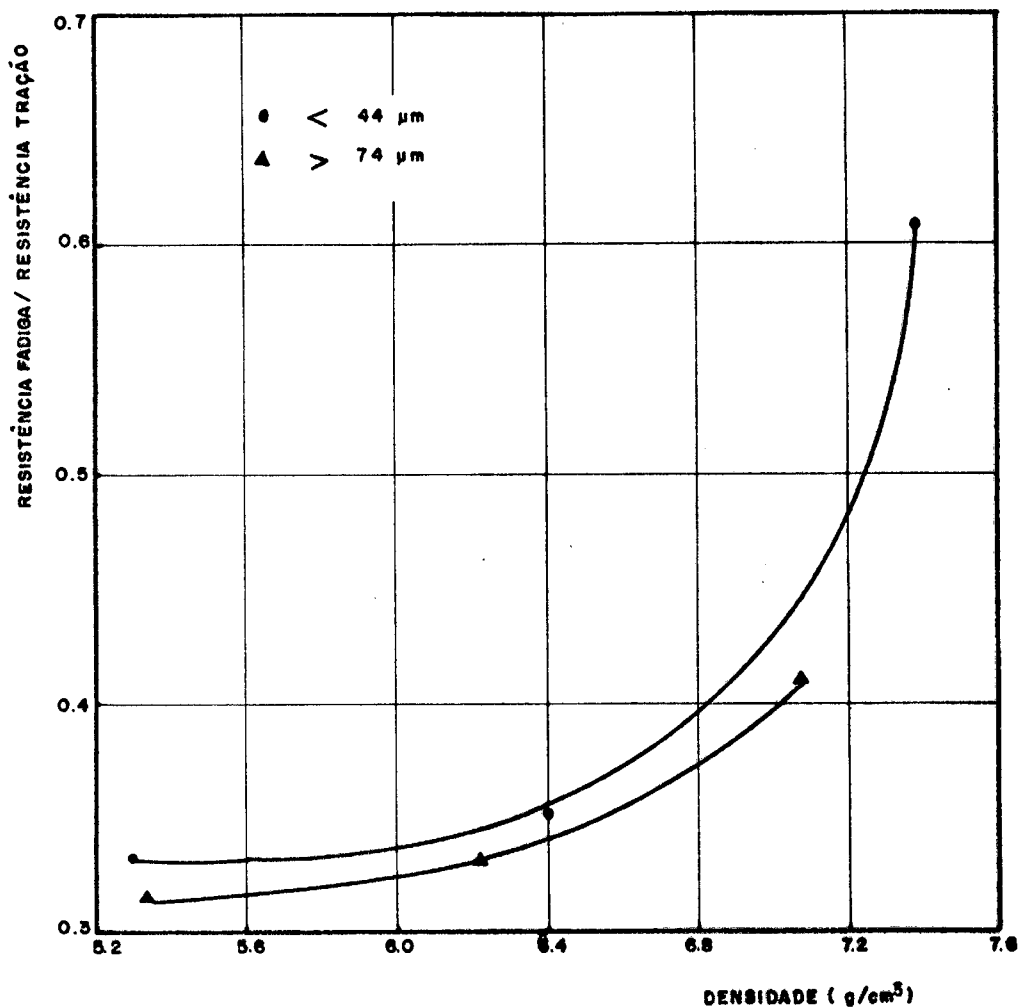


Fig. 2.4 - Razão entre a resistência à fadiga e a resistência à tração em relação a densidade do ferro puro sinterizado [2].

A figura 2.5 apresenta os resultados obtidos por R.S. Bankowski e W. Feilbach [3], na representação gráfica relacionamento a densidade com a resistência à tração e o limite de fadiga.

Os corpos de prova usados nesta pesquisa foram obtidos nas seguintes condições :

- compactados em matriz de dupla ação com pressões de 300, 450 e 600 MPa ,
- temperatura de sinterização de 1393 K
- tempo de sinterização de 30 minutos

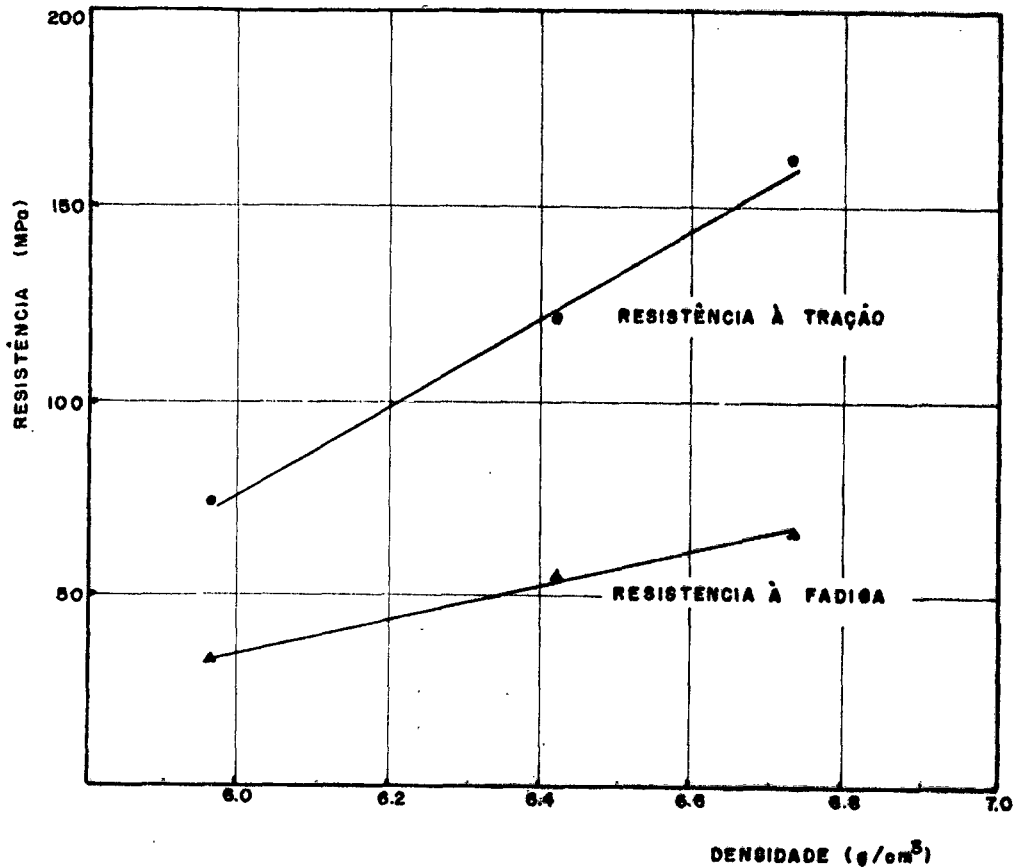


Fig. 2.5 Resistência à tração e resistência à fadiga em relação a densidade do ferro puro sinterizado [3].

As diferenças entre os resultados apresentados nestas duas publicações [ 2, 3 ], podem ser devido ao processo usado na obtenção dos corpos de prova de diferentes densidades.

Na primeira publicação, o corpo de prova que apresenta o maior valor para a resistência à tração e limite de fadiga foi obtido por recompactação após pré-sinterização ( fig. 2.3 e 2.4 ). Com este processo, se obtém uma densidade maior que se obte

ria apenas por compactação e sinterização, mas as propriedades mecânicas da matriz metálica são alteradas significativamente, mudando a sensibilidade desta ao efeito de " entalhes " dos poros.

Na segunda publicação [3], as diferentes densidades dos corpos de prova foram obtidas, apenas por variação da pressão de compactação ( figura 4.5 ).

G. Zapf, apresentou em outra publicação [4], para uma liga de ferro com 2% de cobre, que o coeficiente  $\sigma_{LF}/\sigma_R$  em relação a densidade é diferente daqueles mostrados para pós não ligados. Nesta última,  $\sigma_{LF}/\sigma_R$  decresce com a densidade passando por um mínimo, como mostra a figura 2.6.

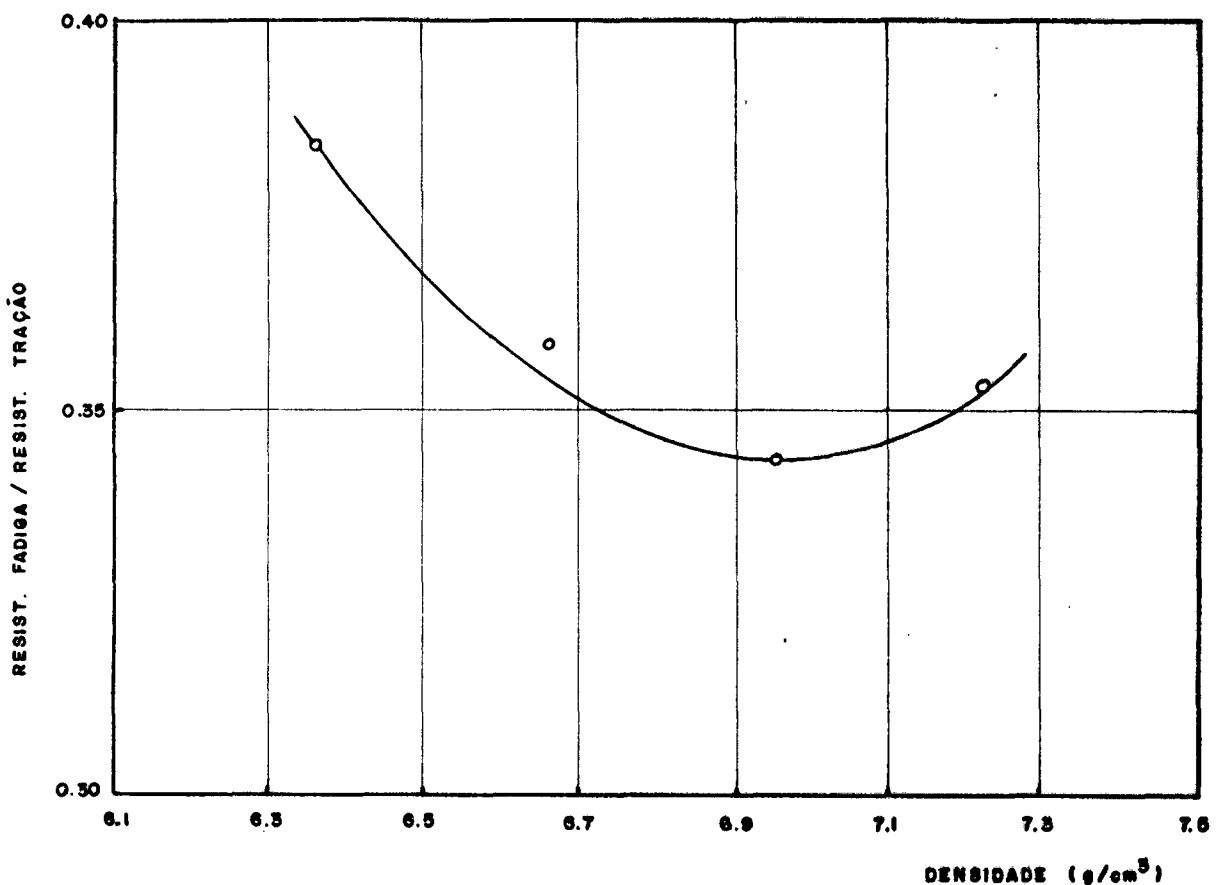


Fig. 2.6 - Variação da razão  $\sigma_{LF}/\sigma_R$  em função da densidade para uma liga de Fe-Cu sinterizada [4].

Deve-se notar entretanto que a figura anterior tem a ordenada bastante ampliada e conseqüentemente os valores de  $\sigma_{LF}/\sigma_R$ , são idênticos para as diferentes densidades. Esta relação poderá ser considerada constante para um intervalo de confiança de 95%.

Do que foi exposto, pode-se concluir que a caracterização das propriedades mecânicas e de fadiga dos materiais sinterizados em função somente da porosidade é falha, gerando contra-dições nos resultados apresentados por diferentes pesquisadores. Assim sendo, é importante considerar simultaneamente outros parâmetros característicos dos poros ( como a forma e a distribuição ) , que possam ter efeito significativo nas propriedades citadas.

Outra propriedade mecânica de interesse no estudo da fadiga, é a estrição do material na ruptura.

Estudos feitos por Just | 9 |, em mais de 300 aços convencionais, permitiu estabelecer a seguinte correlação empírica entre o coeficiente  $\sigma_{LF}/\sigma_R$  e a estrição (  $\psi$  ) :

$$\sigma_{LF} = ( 0,24 + 0,4 \psi ) \cdot \sigma_R \quad ( 1 )$$

Hoffmann |10|, mostrou que para aços sinterizados obtidos por forjamento a quente, a expressão que melhor se adapta aos resultados obtidos para este material, é o seguinte :

$$\sigma_{LF} = ( 0,25 + 0,3 \psi ) \cdot \sigma_R \quad ( 2 )$$

Um dos objetivos do presente trabalho é verificar

a validade destas expressões, para o ferro puro sinterizado ou a existência de uma correlação semelhante para este material.

### 2.3 - Análise quantitativa dos poros

Aos se correlacionar a resistência à fadiga com a porosidade surgem muitos problemas e a concordância com os resultados práticos não tem sido satisfatória. Este problema pode ser contornado parcialmente quando se considera o efeito de entalhe dos poros [11].

Como os poros dos materiais sinterizados não possuem geometria bem determinada, torna-se difícil encontrar um parâmetro que caracterize satisfatoriamente o efeito de entalhe devido aos poros. As tentativas feitas, buscaram auxílio na análise quantitativa, baseando-se em fatores esterológicos que definem a geometria da estrutura do material e que são [12]:

- tamanho,
- número ,
- forma ,
- distribuição e
- orientação.

Os parâmetros tamanho e forma podem ser reduzidos a um único parâmetro que é a concentração, ou quantidade da fase dispersa na matriz.

Nos materiais densos a concentração de tensões de vido a entalhes é caracterizada por um fator de sensibilidade que depende da forma e dimensão do entalhe. A representação do tamanho e da forma dos poros podem ser caracterizados através de parâmetros usados na análise quantitativa como o diâmetro máximo e um fator de forma convenientemente escolhido.

O diâmetro máximo ( $D_{\text{máx}}$ ), de duas formas geométricas diferentes está representado na figura 2.7.

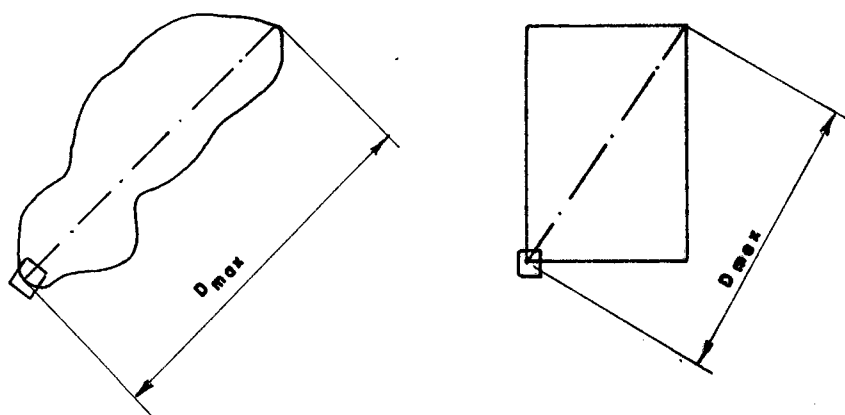


Fig. 2.7 - Diâmetro máximo de uma partícula.

Para uma boa caracterização da forma das partículas de uma fase qualquer, o fator de forma escolhido deve ser sensível às variações da forma, independente de outras propriedades geométricas ( tamanho, distribuição dos tamanhos ) e mensurável através da análise quantitativa de imagens.

Um fator de forma independente da distribuição do tamanho dos poros é dado pela seguinte expressão |13| :

$$f = \frac{dP}{dA} = \frac{1}{2} \sqrt{\bar{P}^2 / \pi \bar{A}} \quad ( 3 )$$

Onde :

$d_p$  = diâmetro da circunferência de perímetro igual ao do poro.

$d_A$  = diâmetro da circunferência de área equivalente ao poro.

$\bar{P}$  = perímetro médio dos poros .

$\bar{A}$  = área média dos poros.

Tanto a área como o perímetro, podem ser medidos por meio dos aparelhos processadores de imagens, manualmente ou automáticamente.

Para uma forma circular, este fator de forma  $f$  vale 1 ( um. ), assumindo valores menores que a unidade, a medida que a forma se afasta da circular.

### 3. ESTUDO EXPERIMENTAL - TÉCNICAS USADAS

#### 3.1 - Material empregado

Os corpos de prova usados neste trabalho, foram feitos a partir de pó de ferro atomizado em água, do tipo WPL200 de fabricação da Mannesmann. O pó de ferro foi doado pela Sintermetallwerk Krebsöge - da Alemanha Ocidental, que também forneceu um lote de corpos de prova fabricado em condições industriais.

As propriedades características do pó usado são mostradas na tabela I, sendo os dados fornecidos pelo fabricante .

GRANULOMETRIA ( $\mu\text{m}$ )	PORCENTAGENS ( peso )
+ 200	0,2
+ 150	14,0
+ 100	26,0
+ 75	30,1
+ 63	10,7
+ 45	10,8
- 45	8,0

COMPOSIÇÃO QUÍMICA : 0,02%C;0,015%S ;  
0,20%Mn ; 0,05% Si ; 0,015 %P  
DENSIDADE APARENTE : 2,68 (g/cm<sup>3</sup>)

Tabela I - Propriedades do Pó de Ferro WPL 200

### 3. 2 - Confeção dos corpos de prova

Realizou-se uma série de ensaios preliminares para a determinação das condições de compactação e sinterização que se riam usados nesta pesquisa, obtendo-se a curva de densidade em função da pressão de compactação, mostrada na figura 3.1.

As densidades assinaladas nesta figura, são obtidas após sinterização nas temperaturas de 1373 K, 1473 K e 1573 K, durante 120 minutos.

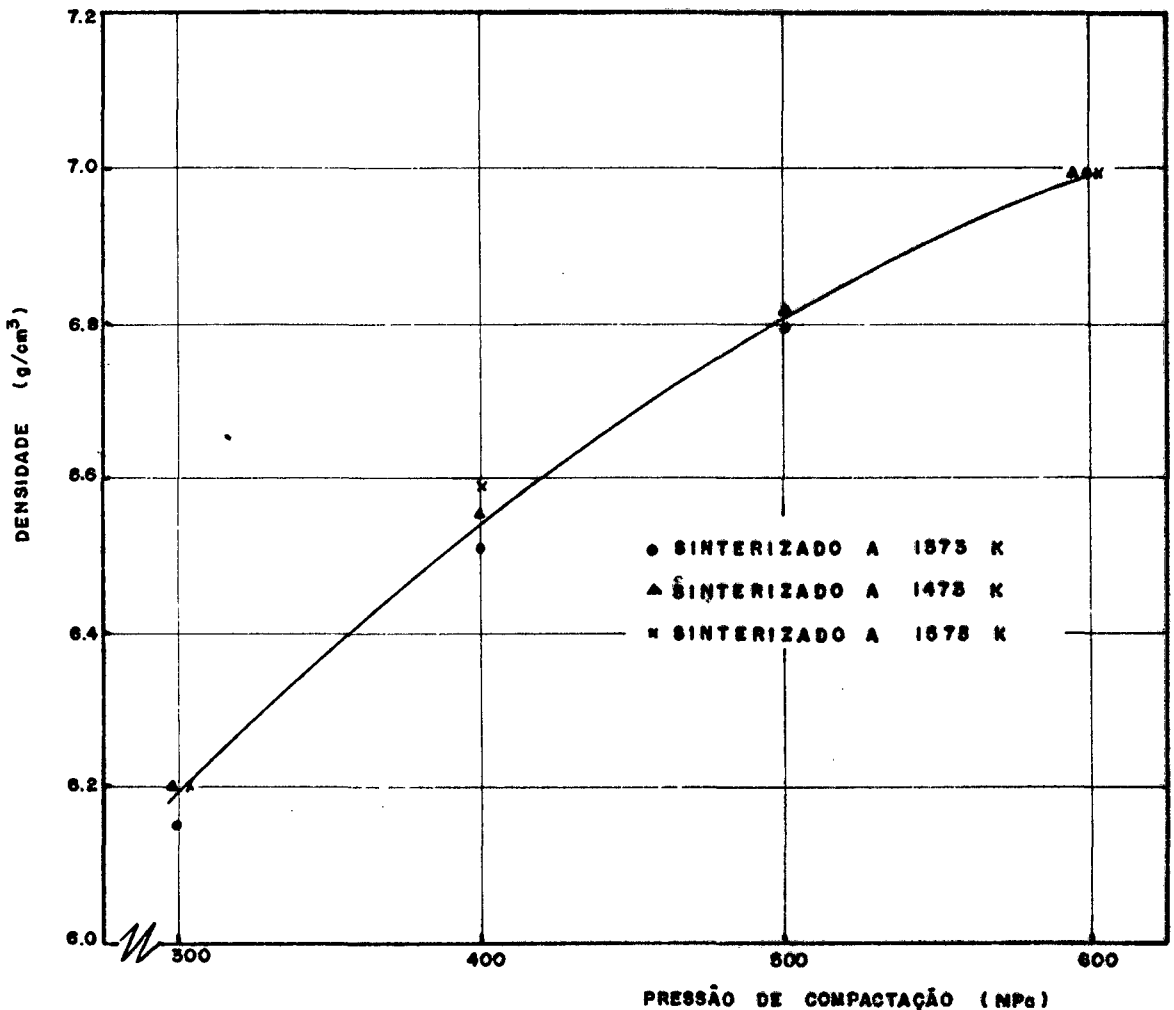


Fig. 3.1 - Variação da densidade em função da variação da pressão de compactação e da temperatura de sinterização.

### 3.2.1 - Compactação dos corpos de prova

Na compactação dos corpos de prova usou-se uma matriz de ação simples, isto é, compactação em um único sentido, conforme mostra o esquema na figura 3.2.. Os corpos de prova obtidos tem geometria conforme mostra a figura 3.3..

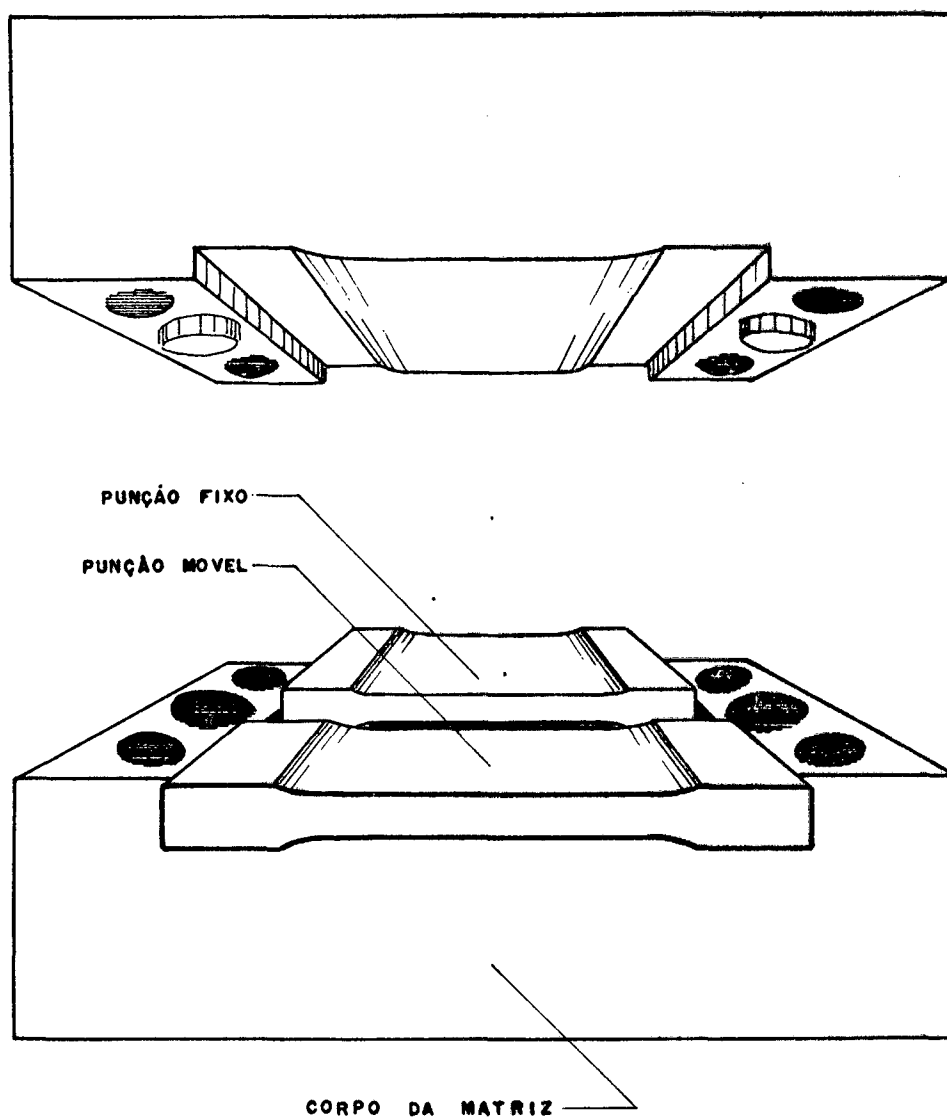


Fig. 3.2 - Esquema de uma matriz de ação simples.

A compactação foi realizada em uma máquina Universal de Ensaio da marca VEB, modelo ZD 40Pu, com capacidade de 400KN e acionamento hidráulico.

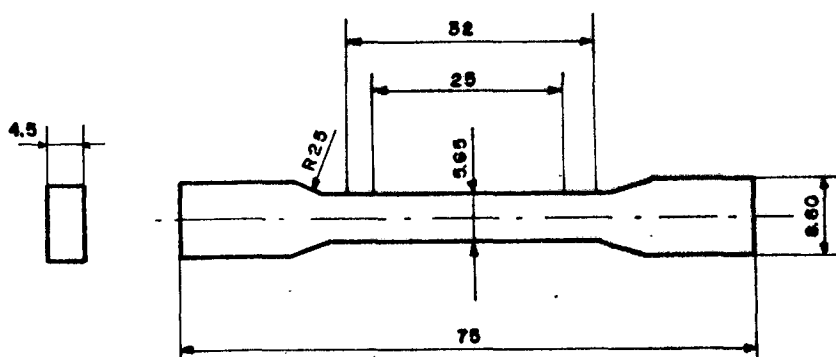


Fig. 3.3 - Geometria dos corpos de prova, usados nos ensaios mecânicos estáticos e de fadiga.

### 3.2.2 - Sinterização dos corpos de prova

A sinterização foi realizada em um forno de alto vácuo, marca LEYBOLD HERAEUS modelo PD 400 AZW.

No aquecimento deste forno os seguintes fatores devem ser considerados:

- a velocidade de aquecimento é controlada manual

mente ,

- ocorre desgasificação dos corpos de prova devido a umidade e ao lubrificante usado na compactação ,
- o nível de vácuo requerido para a sinterização não poderá sofrer grandes variações.

Devido aos fatores acima, a velocidade de aquecimento não será a mesma em cada operação de sinterização.

Para diminuir as diferenças nos ciclos térmicos, o número de corpos de prova foi mantido constante em cada operação de sinterização.

A figura 3.4 mostra uma curva de aquecimento até a temperatura de 1553 K e outra de resfriamento a partir desta temperatura. Por extrapolação pode-se estimar o tempo necessário para atingir a temperatura de 1573 K e a velocidade de resfriamento após a sinterização.

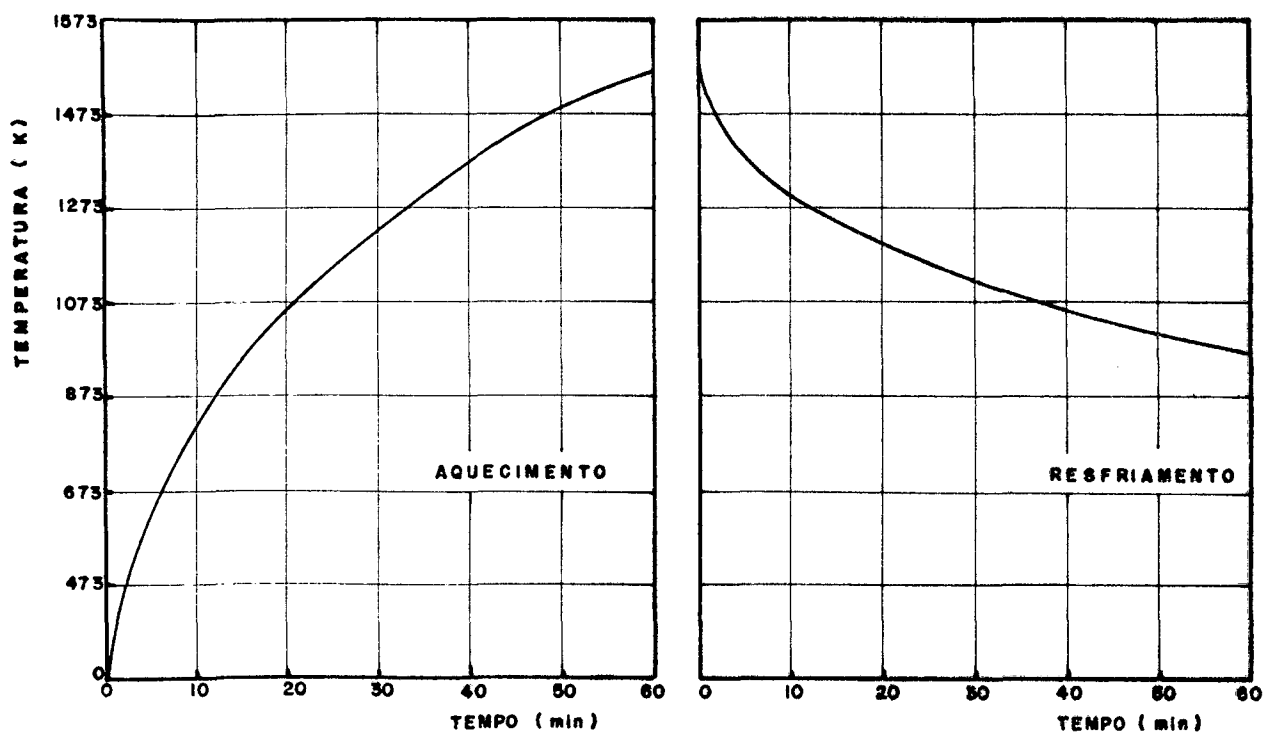


Fig. 3.4 - Ciclo térmico do forno de sinterização.

### 3.3 - Determinação da densidade

A densidade dos corpos de prova foi determinada pelo princípio de Arquimedes, usando-se uma balança analítica com precisão de 0,1 mg.

Para se medir a densidade pelo princípio de Arquimedes em materiais porosos, deve-se usar alguma técnica de impregnação dos poros para evitar a infiltração do líquido usado como referência de medida [14].

Neste trabalho os poros dos corpos de prova foram impregnados com parafina. A parafina foi aquecida a 373 K, sendo

então os corpos de prova mergulhados neste banho. Por este processo, a expressão resultante para o cálculo da densidade, é a seguinte:

$$\rho = G_1 / ( G_2 - G_3 ) \quad ( 4 )$$

onde :

$G_1$  = peso do corpo de prova medido no ar

$G_2$  = peso no ar, do corpo de prova infiltrado com parafina.

$G_3$  = peso, na água, do corpo de prova infiltrado com parafina.

### 3.4 - Análise quantitativa dos poros

Para a análise quantitativa dos poros, foram feitos cortes das seções transversais dos diferentes tipos de corpo de prova sinterizados. Após embutimento, realizou-se polimento eletrolítico nas seguintes condições:

- tensão - 7 v
- densidade de corrente - 3,2 A/cm<sup>2</sup>
- tempo de polimento - 15 seg.
- eletrolito - ácido acético glacial ( 94% vol. )  
+ ácido perclórico diluído a 60%.

Usou-se polimento eletrolítico, porque durante o

polimento convencional muitos poros são fechados pelos agentes abrasivos e por deformação plástica, principalmente os de menor volume. O desaparecimento dos poros de menor volume, se dá na ordem de uma potência de dez, dando a impressão de um material mais denso que o real [11].

Durante o polimento eletrolítico, tomou-se cuidado para não haver alterações da geometria dos poros por meio de uma erosão excessiva de seus contornos. Para minimizar este efeito uma vez estabelecida a melhor condição de polimento, esta foi mantida constante em todas as amostras analisadas. Houve também, renovação frequente do eletrolito para evitar a sua contaminação.

Após a preparação, as seções a serem analisadas, foram fotografadas no microscópio metalográfico Neophot-21 ( faabricante Carl Zeiss - Jena ), com magnificação de 500X. Foram fotografadas 16 amostras de cada seção transversal, usando-se em média 3 seções de cada lote de corpo de prova, confeccionado nas mesmas condições.

Os parâmetros geométricos dos poros : área, perimetro e diâmetro máximo, foram determinados no processador semi --automático de imagens, MOP-AM02 ( fabricante-Kontron Messgeräte). As imagens obtidas das amostras, foram projetadas sob a mesa de retículos magnéticos do MOP ( mesa de medição ), por meio de um projetor de diapositivos, conforme mostra o esquema da montagem , na figura 3.5.

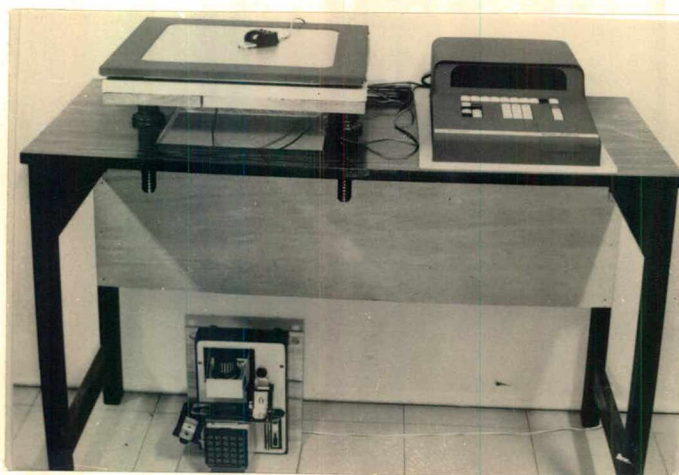


Fig. 3.5 - MOP -AMO 2 e projetor usado na análise quantitativa.

Dos resultados obtidos no processador, foram construídas tabelas de frequência para a área, perímetro e diâmetro máximo e calculou-se o fator de forma, para as diferentes classes da tabela de frequência das áreas, segundo a seguinte expressão :

$$f = \frac{1}{2} \sqrt{\bar{P}^2 / \pi \bar{A}} \quad ( 3 )$$

onde :

$\bar{P}$  = perímetro médio dos poros

$\bar{A}$  = área média dos poros

### 3.5 - Ensaio mecânicos estáticos

As seguintes propriedades mecânicas do material foram determinadas:

- resistência à tração ,
- tensão para 0,1% de deformação ,
- alongamento ,
- estrição .

Os ensaios foram realizados em uma máquina Universal de Ensaio, marca WOLPERT modelo TESTATRON, com capacidade de 100KN e acionamento mecânico. Os alongamentos foram registrados com auxílio de um extensômetro indutivo da marca WOLPERT/ZV 1069-01.

### 3.6 - Ensaio de fadiga

Os ensaios de fadiga foram realizados em um equipamento da marca SCHENCK, modelo PWO, com frequência de ensaio de 29Hz. O carregamento foi por flexão alternada pura.

Este aparelho, como mostra esquematicamente a figura 3.6, aplica um momento fletor no corpo de prova, através de um excêntrico acoplado em um motor elétrico. O cálculo deste momento fletor é feito em função da tensão a ser aplicada e da geometria da seção plana do corpo de prova.

A calibração da máquina, foi feita por Júlio Navarro em sua Dissertação de Mestrado [15]. Para a calibração foi usado extensômetro elétrico colado em um corpo de prova e as tensões foram obtidas em função das deformações sofridas pelo corpo de prova.

Para a realização dos ensaios, definiu-se o limite de fadiga como a tensão na qual os corpos de prova atingissem  $2 \times 10^6$  ciclos sem romper. Este limite foi definido em função da existência de apenas uma máquina de ensaio no laboratório e do tempo disponível para a realização deste trabalho.

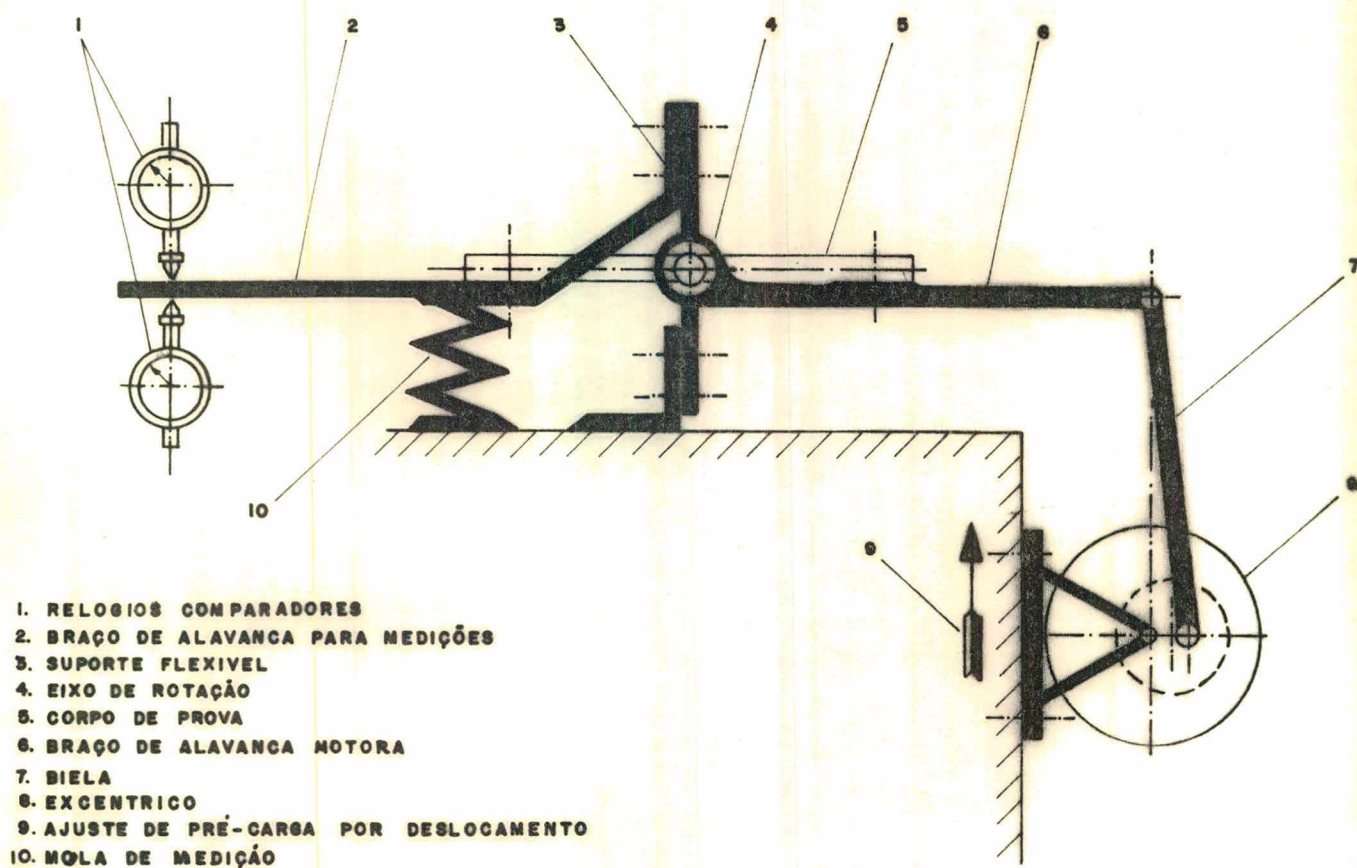


Fig. 3.6 - Princípio esquemático da máquina de fadiga

#### 4. RESULTADOS EXPERIMENTAIS

Basicamente o trabalho visa o estudo das propriedades de fadiga do ferro puro sinterizado, procurando obter informações com relação ao comportamento dos poros no limite de fadiga ( $2 \times 10^6$  ciclos).

Para que os ensaios pudessem ser realizados (fadiga flexão pura) foram necessários uma série de etapas preliminares que levassem a uma perfeita caracterização do material em estudo.

Desta forma também serão apresentados neste capítulo os resultados das etapas preliminares de caracterização do material.

##### 4.1 - Caracterização dos corpos de prova

Para o estudo do efeito dos poros de ferro puro sinterizado no limite de fadiga, foram ensaiados três grupos de corpos de prova.

- O primeiro, com o objetivo de verificar a influência da variação da densidade no limite de fadiga. Estes corpos foram compactados a 300, 450 e 600 MPa e sinterizados a 1573 K durante 120 minutos. Chamou-se este conjunto de corpos de prova de grupo A.

- O segundo grupo ( grupo B ) para estudar a influência da variação do tempo de sinterização na fadiga foi compactado a 600 MPa e sinterizado a 1573 K, durante 5, 120 e 480 minutos. Os corpos de prova com o tempo de sinterização de 120 minutos são os mesmo já citados no grupo A.
- Foi ensaiado um terceiro grupo ( grupo C ) de corpos de prova obtidos em condições industriais ( Krebsøge - RFA ), para permitir uma comparação com os resultados daqueles preparados em laboratório ( UFSC ). As condições de fabricação deste último grupo são :
  - sinterização feita em forno contínuo com atmosfera de 60% de N<sub>2</sub> e 40% de amônia dissociada.
  - temperatura de sinterização de 1573 K.
  - tempo de sinterização de 45 minutos.
  - compactado em matriz de ação dupla e a densidade fornecida pelo fabricante, após sinterização, foi de 7,05 g/cm<sup>3</sup>.

#### 4.1.1 - Densidade dos corpos de prova

A tabela II apresenta os resultados obtidos na determinação da densidade dos corpos de prova preparados no laboratório da UFSC. Os números representam a média aritmética de uma amostra de 4 elementos.

CORPO DE PROVA	PRESSÃO DE COMPACTAÇÃO (MPa )	SINTERIZAÇÃO		DENSIDADE ( g/cm <sup>3</sup> )
		TEMPER.	TEMPO	
A1	300	1573 K	120 min	6,2
A2	450	1573 K	120 min	6,6
A3	600	1573 K	120 min	7,0
B1	600	1573 K	5 min	7,0
B2	600	1573 K	480 min	7,0

Tabela II - Densidade dos corpos de prova preparados no laboratório da UFSC.

#### 4.1.2 - Análise metalográfica

Para avaliar a quantidade e distribuição dos poros nos corpos de prova de diferentes densidades, foram feitas micrografias de suas seções transversais. As figuras 4.1, 4.2 e 4.3 mostram as micrografias dos corpos de prova do grupo A.

A figura 4.4 mostra o aspecto metalográfico do corpo de prova fabricado em condições industriais e fazendo-se uma comparação com as figuras anteriormente citadas, observa-se nesta uma melhor distribuição dos poros ao longo da altura da seção, resultante da compactação mais uniforme obtida por matriz de dupla ação.

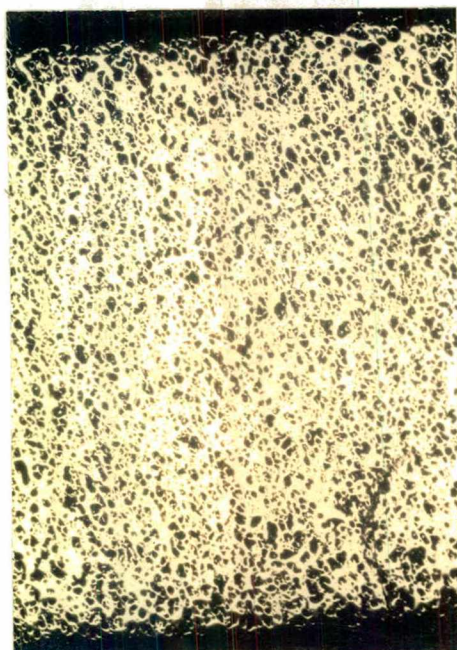


Figura 4.1 - Micrografia sem ataque do corpo de prova com densidade de  $6,2 \text{ g/cm}^3$  ( c.p.-Al ) - aumento : 20x.

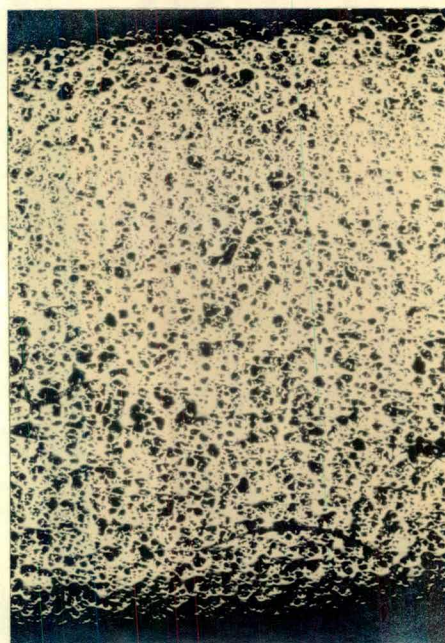


Figura 4.2 - Micrografia sem ataque do corpo de prova com densidade de  $6,6 \text{ g/cm}^3$  ( c.p - A2 ) - aumento : 20x.

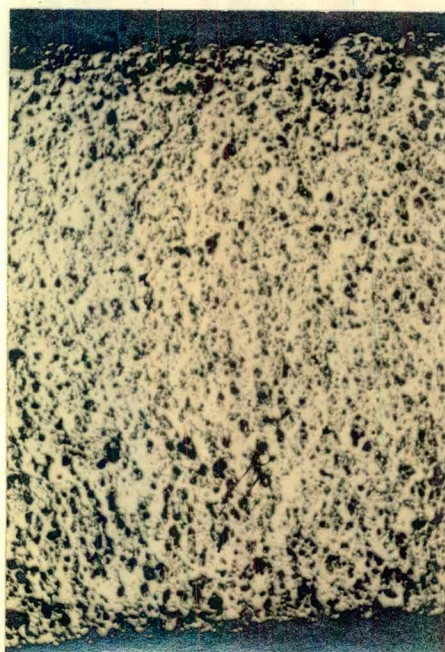


Figura 4.3 - Micrografia sem ataque do corpo de prova com densidade de  $7,0 \text{ g/cm}^3$  ( c.p-A3 ) - aumento 20x.

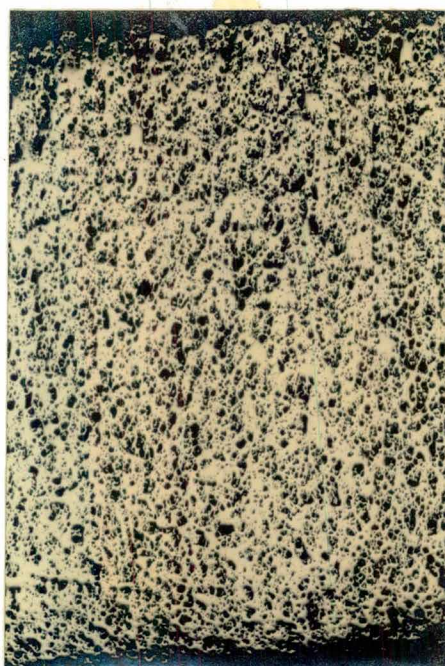


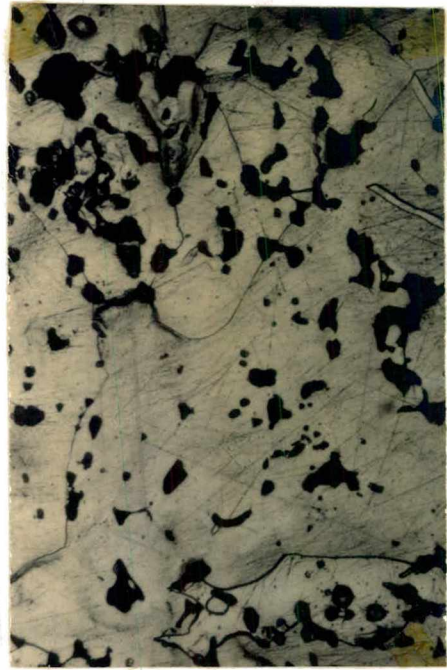
Figura 4.4 - Micrografia sem ataque do corpo de prova compactado em matriz de dupla ação e densidade de  $7,05 \text{ g/cm}^3$  ( c.p-C ) - aumento : 20 x.

As figuras 4.5, 4.6 e 4.7 mostram o aspecto metalográfico da matriz dos corpos de prova do grupo A. Observa-se que em todos houve um excessivo crescimento de grão e naqueles de menor densidade ( figuras 4.5 e 4.6 ), os contornos não estão bem definidos. Tentou-se diversas condições de ataque para eliminar o problema, no entanto, uma solução ideal não foi encontrada.

Pode-se observar a influência do tempo de sinterização no tamanho de grão, comparando entre si, as figuras 4.7, 4.8 e 4.9. Para o corpo de prova sinterizado durante 5 minutos ( figura 4.8 ), obteve-se grãos de menor tamanho que aqueles obtidos nos corpos de prova sinterizados durante 120 e 480 minutos ( figuras 4.7 e 4.9 ).

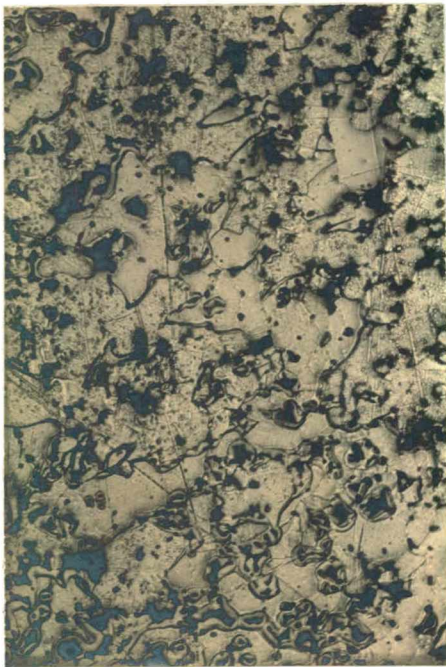


100 X

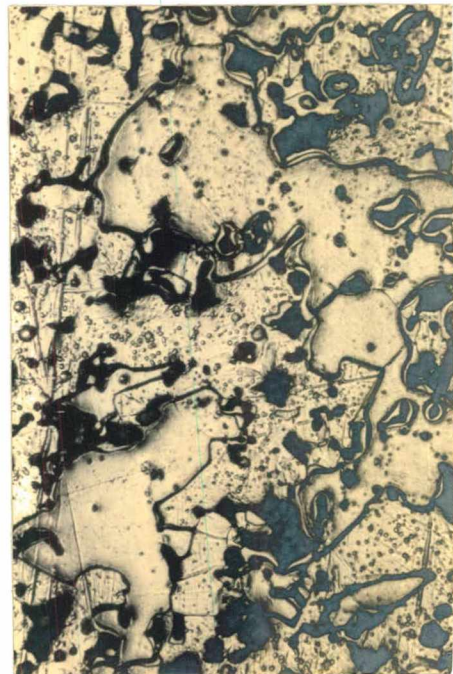


200 X

Figura 4.5 - Micrografia mostrando o tamanho de grão do corpo de prova A 1 ( ataque : nital )

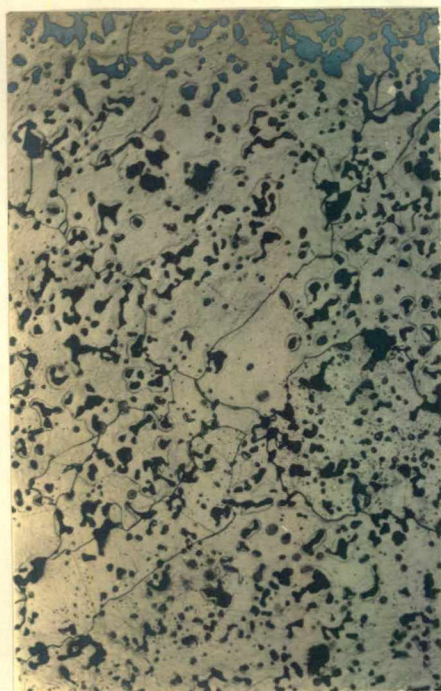


100 X

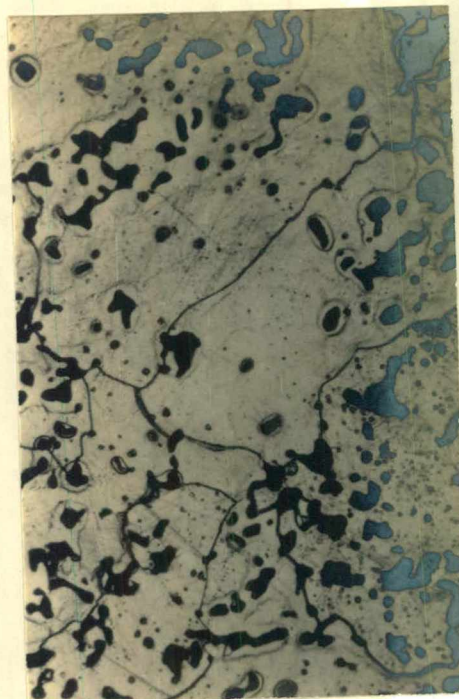


200 X

Figura 4.6 - Micrografia mostrando o tamanho de grão do corpo de prova A 2 ( ataque : nital )

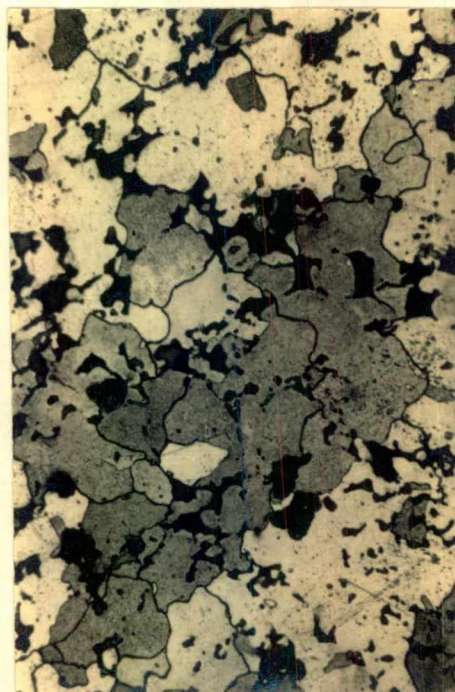


100 X



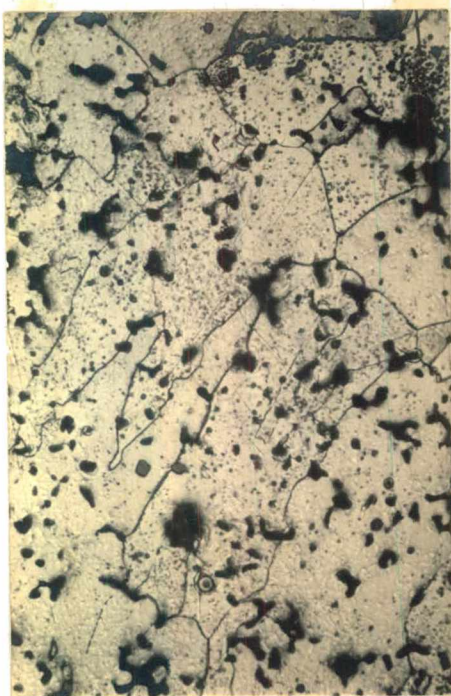
200 X

Figura 4.7 - Micrografia mostrando o tamanho de grão do corpo de prova A 3 ( ataque : nital ).



200 X

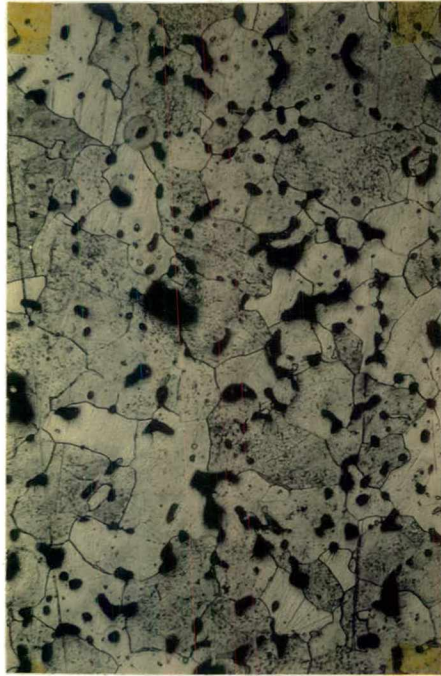
Figura 4.8 - Micrografia mostrando o tamanho de grão do corpo de prova B1 ( ataque : nital )



200 X

Figura 4.9 - Micrografia mostrando o tamanho de grão do corpo de prova B 2 ( ataque : nital ).

A figura 4.10 mostra o aspecto metalográfico dos corpos de prova obtidos em condições industriais. Fica evidente, que a matriz apresentada para estes corpos de prova, tem uma distribuição e tamanho de grão bastante homogêneo e como será mostrado mais adiante, esta homogeneidade levou a significativa melhora nas propriedades de fadiga.



200 X

Figura 4.10 - Micrografia mostrando o tamanho de grão do corpo de prova C ( ataque : nital ).

#### 4.2 - Resultados da análise quantitativa dos poros

Os resultados obtidos no cálculo do fator de forma para os diferentes corpos de prova, estão assinalados na figura 4.11, mostrando.se a distribuição de frequência e o valor médio do fator de forma calculado.

Na mesma figura, observa-se que apesar das grandes variações dos parâmetros, durante a sinterização dos corpos de prova, não houve uma variação significativa nos valores médios obtidos para o fator de forma. Este resultado mostra que é difícil se ter uma perfeita correspondência entre as diferenças obser

vadas na geometria dos poros e os fatores de forma calculados.

Uma possível causa para a baixa sensibilidade do fa tor de forma, pode ser devido ao processo semi-automático, usado na determinação dos parâmetros geométricos dos poros. Neste, os po ros tem seus contornos percorridos manualmente, sendo difícil acom panhar com precisão, todas as variações existentes na linha que de limita os mesmos.

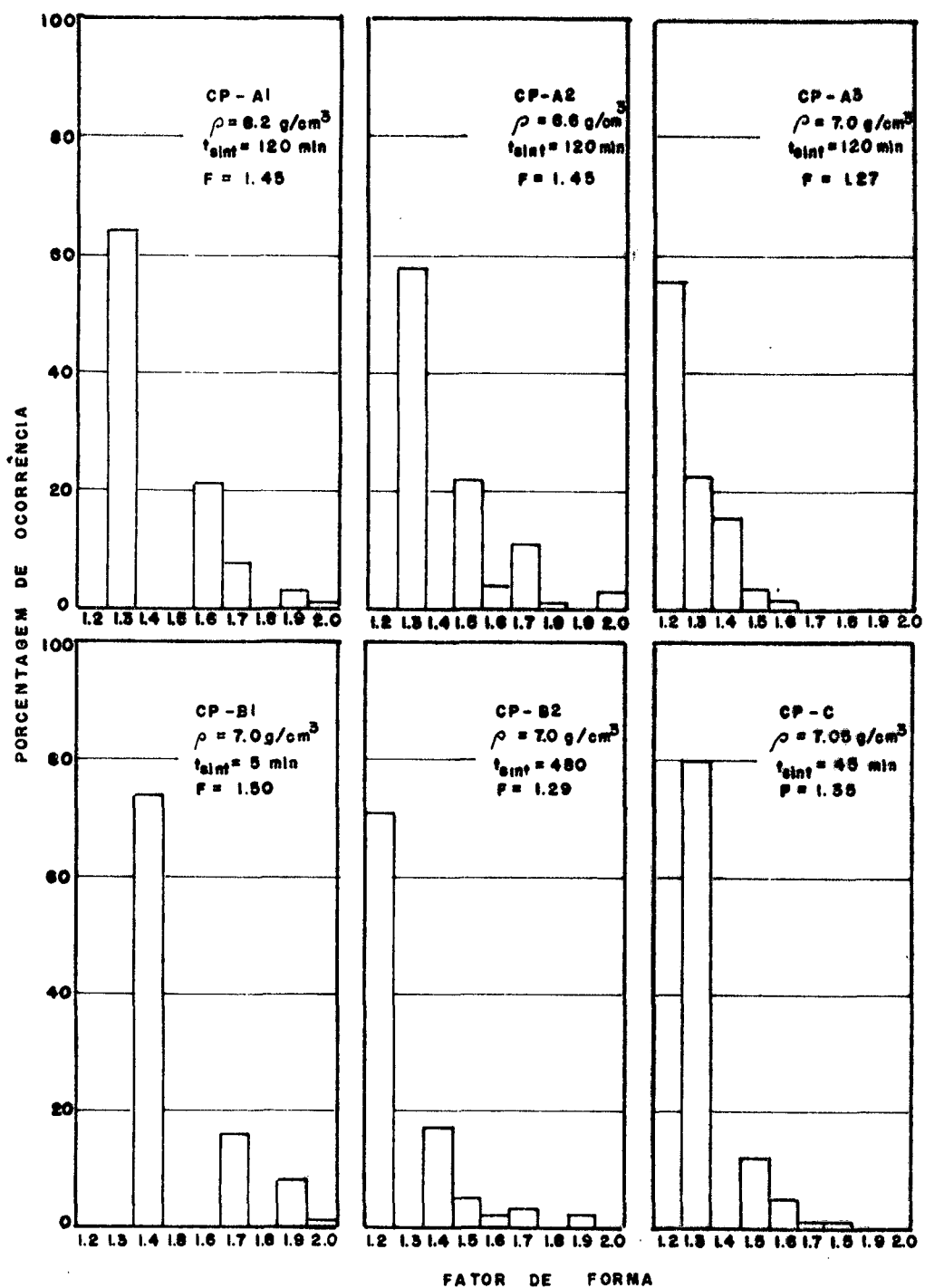


Figura 4.11 - Distribuição de frequência do fator de forma.

As conclusões a partir dos resultados apresentados na figura 4.11, podem ser resumidos da seguinte forma:

- para os corpos de prova sinterizados nas mesmas condições ( grupo A ), o fator de forma diminuiu com o aumento da densidade;
- nos corpos de prova obtidos com igual pressão de compactação ( A3, B1, B2 ), o fator de forma diminuiu com o aumento do tempo de sinterização , no entanto, para tempos maiores que 120 minutos a sensibilidade do sistema não permitiu a determinação de uma diferença significativa.

A figura 4.12 mostra a distribuição dos diâmetros máximo ( Dmax. ) dos poros e os valores médios calculados, para os diferentes corpos de prova analisados.

Comparando a distribuição de frequência dos corpos de prova A1 e A3 na figura 4.12, observa-se que com o aumento da pressão de compactação, a proporção de poros de menor tamanho aumenta em relação aos poros maiores. Este comportamento observado , concorda com a teoria, pois aumentando-se a pressão de compactação os poros grandes são eliminados, enquanto que os das outras classes de tamanho permanecem constantes | 16 |.

O corpo de prova compactado com 450 MPa ( c.p.A2) apresentou um comportamento anormal pois apresenta um Dmax médio maior que o obtido para o corpo de prova compactado com 300 MPa ( c.p.A1 ).

Das fotografias tirados do corpo de prova A2, para a análise no processador de imagens, muitas foram eliminadas por não mostrarem os contornos dos poros bem definidos, ou por apresen

tarem manchas escuras de corrosão que se confundiam com estes contornos. Estes fatos ocorreram por problemas durante o polimento eletrolítico. Por este motivo, o número de poros analisados foi menor que os dos outros corpos de prova, não permitindo uma análise estatística confiável.

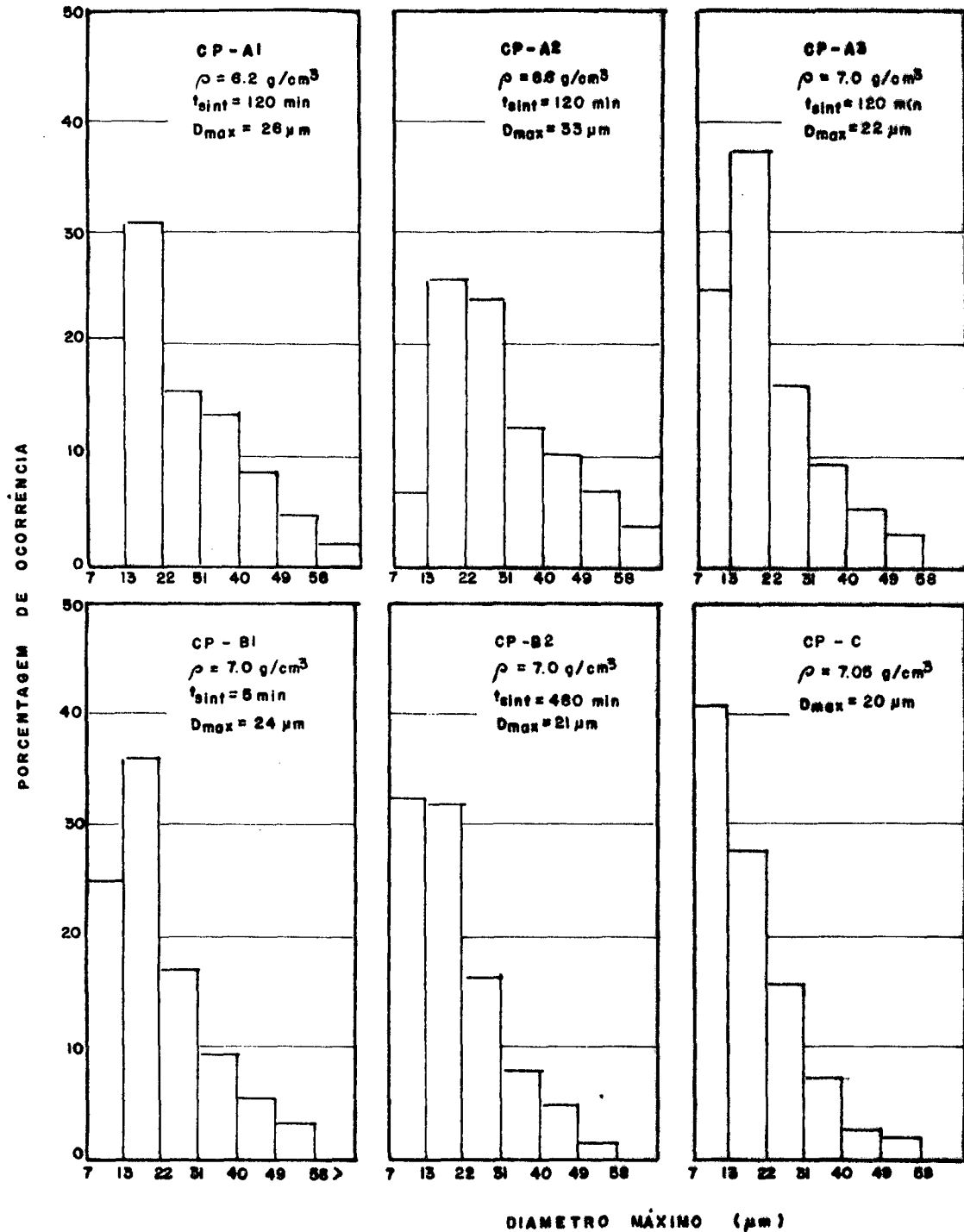


Figura 4.12 - Distribuição de frequência do diâmetro máximo ( $D_{\text{max}}$ )

Comparando a distribuição de frequência dos diâmetros máximos nos corpos de prova A1, B1 e B2, observa-se que a porcentagem de poros pequenos, aumenta para tempos de sinterização maiores. Este comportamento contradiz a teoria, uma vez que para tempos de sinterização crescente, o tamanho médio dos poros aumenta devido a movimentação de vazios em direção das zonas de menor concentração, ou seja, das superfícies dos poros maiores e dos contornos de grão [16].

Na análise dos poros, pelo método empregado neste trabalho, a resolução do sistema de medição é baixa, assim sendo, somente os poros com diâmetro superior a  $8\mu\text{m}$  foram computados. Pelo mecanismo de movimentação de vazios, todos os poros analisados tem seu tamanho médio aumentado, mas esta variação será mais sensível nos poros de menor diâmetro. Desta maneira, muitos poros que não tinham resolução, com o aumento do tempo de sinterização, passaram a ser contados e a média aritmética decresceu, conforme pode ser observado, na análise da figura 4.12.

#### 4.3 - Resultados dos ensaios mecânicos estáticos

As propriedades mecânicas determinadas: tensão de ruptura ( $\sigma_R$ ), tensão para 0,1% de deformação ( $\sigma_{0,1}$ ), estricção ( $\psi$ ) e alongamento ( $\delta$ ), tem seus resultados apresentados na tabela III da seção 4.5.

A figura 4.13 mostra a variação da tensão de ruptura e tensão para 0,1% de deformação em função da densidade dos cor

pos de prova dos grupos A e B.

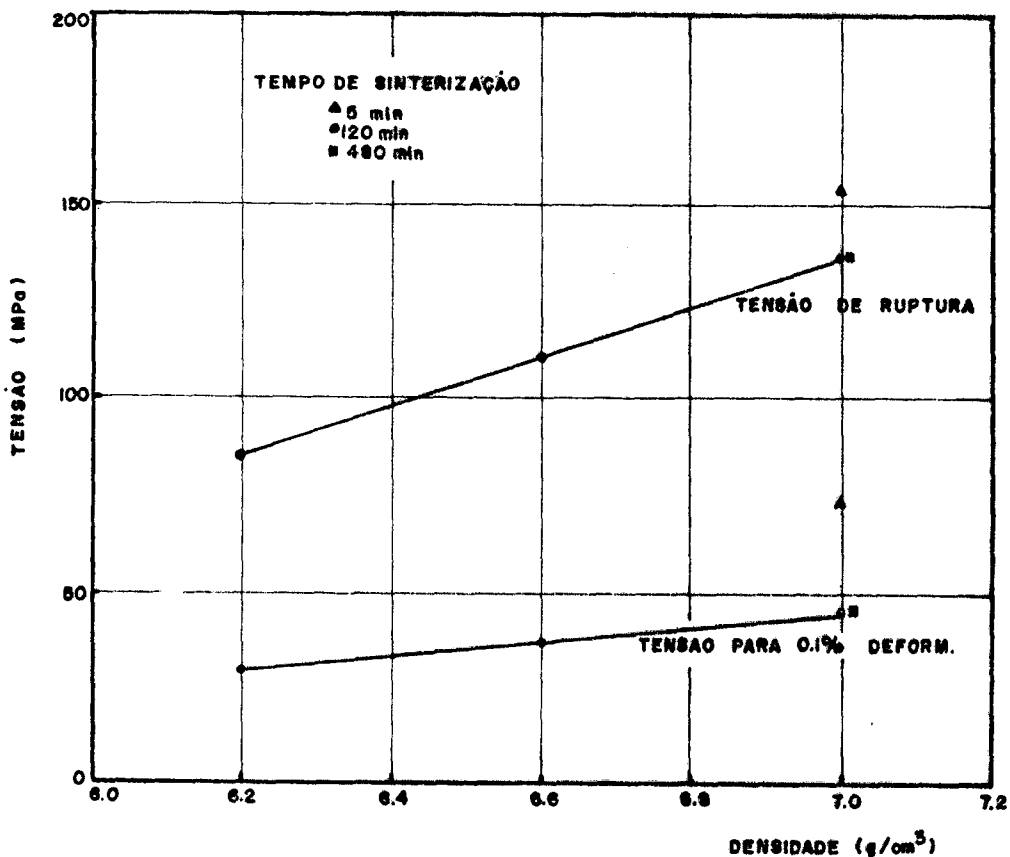


Figura 4.13 - Variação da tensão de ruptura e tensão para 0,1% de deformação em relação da densidade do ferro puro sinterizado.

Da figura acima, conclui-se que :

- para iguais condições de sinterização,  $\sigma_R$  e  $\sigma_{0,1}$  aumentam linearmente com a densidade,
- os corpos de prova de mesma densidade não apertam o mesmo valor para  $\sigma_R$  e  $\sigma_{0,1}$ , havendo portanto, influência do tempo de sinterização.

A figura 4.14 mostra os resultados obtidos para a estrição em relação da densidade dos corpos de prova dos grupos A e B. Excetuando-se o corpo de prova sinterizado durante 480 minu

tos, não houve variações significativas nos valores de estrição, para a faixa de densidades estudada, podendo ser considerada constante para um intervalo de confiança de 95%.

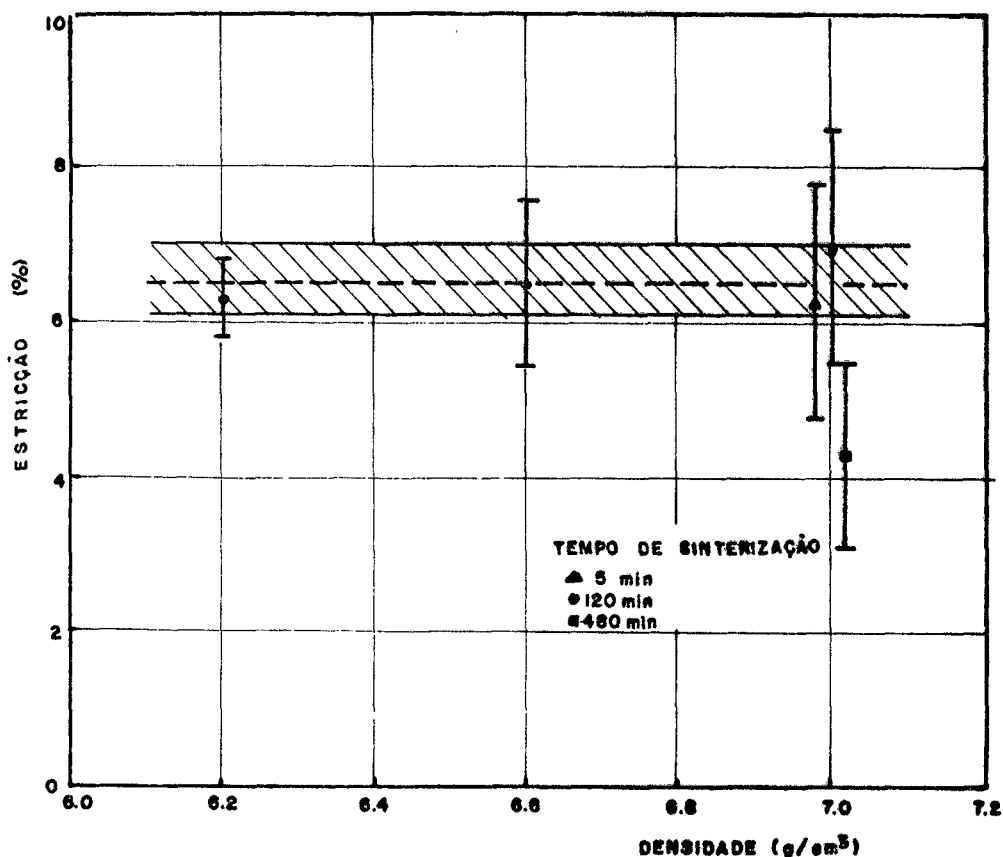


Figura 4.14 - Estrição em relação da densidade dos corpos de prova dos grupos A e B.

Da figura acima, observa-se pelos desvios padrões uma grande dispersão dos resultados em torno dos valores médios de estrição. Além das características heterogêneas do material, a dispersão dos resultados obtidos, resultaram da dificuldade de medir a redução da área, função da geometria retangular dos corpos de prova.

## 4.4 - Resultados dos ensaios de fadiga

A figura 4.15 mostra as curvas de Wöhler obtidas para os corpos de prova do grupo A. Pode-se observar nesta figura, que o limite de fadiga, estabelecido para  $2 \times 10^6$  ciclos, aumenta para densidades crescentes do material.

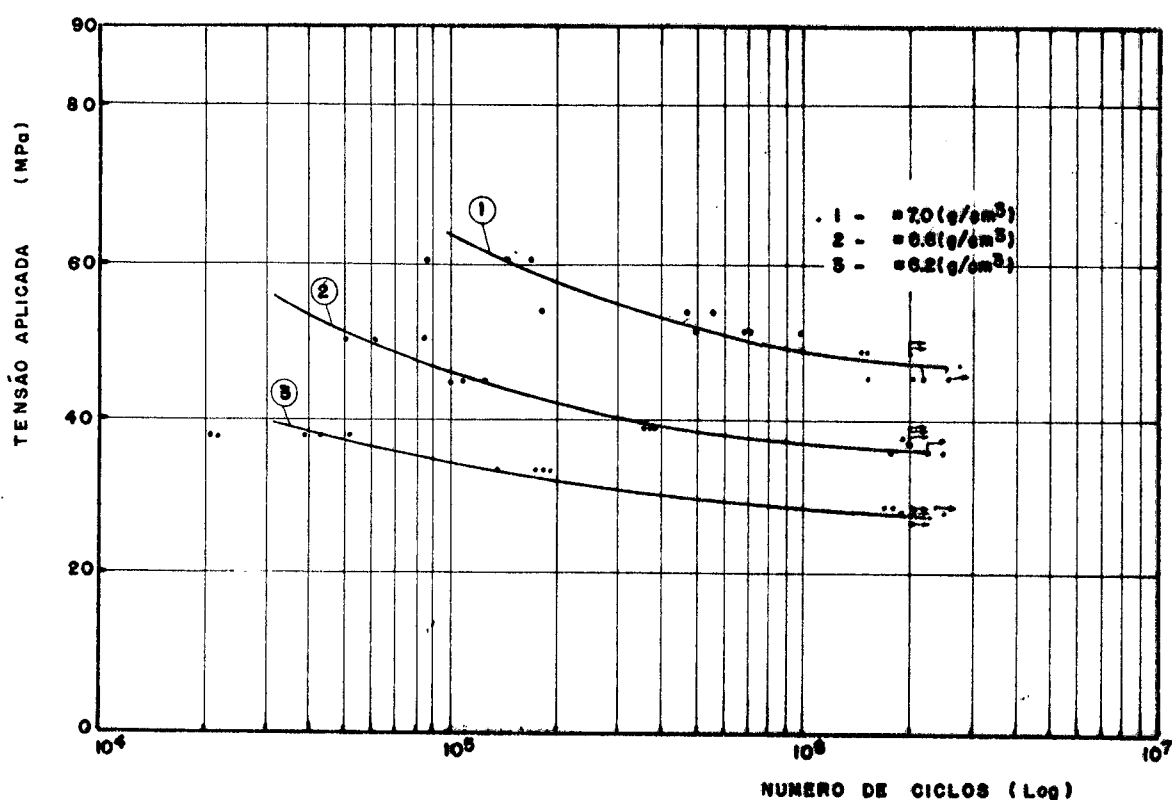


Figura 4.15 - Curvas de Wöhler para os corpos de prova do grupo A.

Para avaliar o efeito do tempo de sinterização no limite de fadiga, os corpos de prova do grupo B, foram testados em pequeno número ( 10 corpos de prova ), suficientes apenas para de\_tetar, se havia ou não, variações significativas no limite de fadi\_ga estabelecido.

A figura 4.16 mostra os resultados dos ensaios de fadiga realizados nestes corpos de prova.

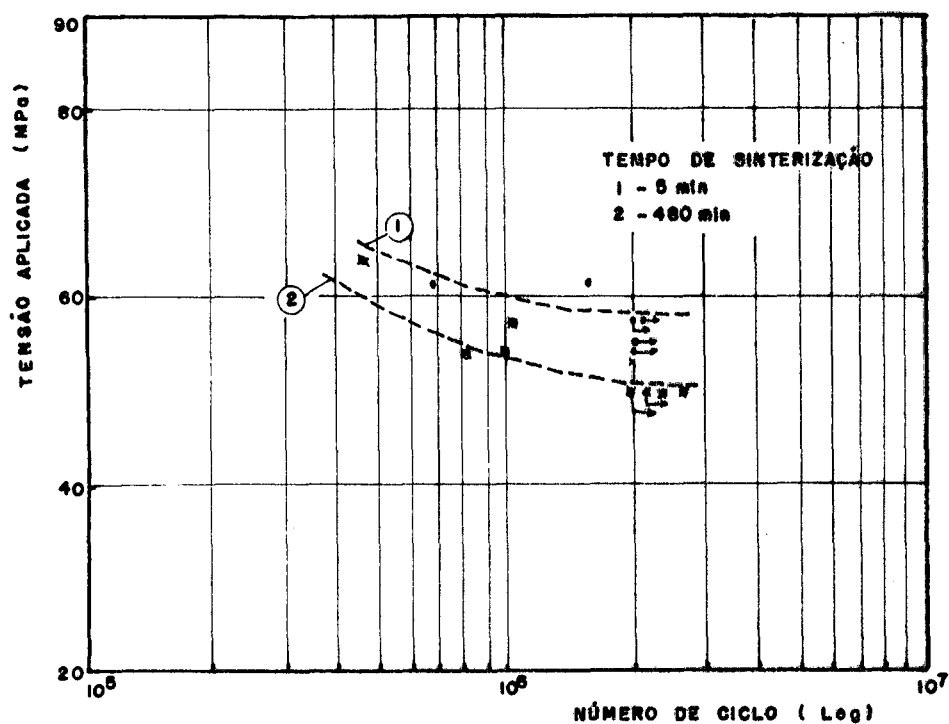


Figura 4.16 - Curvas de Wöhler dos corpos de prova do grupo B.

As variações no limite de fadiga, ocorridas devido a influência do tipo de processo usado na compactação e sinterização, pode ser observadas através dos resultados das figuras anteriores, com a figura 4.17 que mostra a curva de Wöhler para o corpo de prova confeccionado industrialmente.

O aumento sensível se deve a melhor homogeneidade da estrutura devido a compactação em matriz de dupla ação e também pelo menor tamanho de grão, função do menor tempo efetivo de sinterização obtido em forno contínuo, pois neste, os tempos de aquecimento e resfriamento são menores que aqueles do forno a vácuo u

sado na sinterização dos corpos de prova dos grupos A e B.

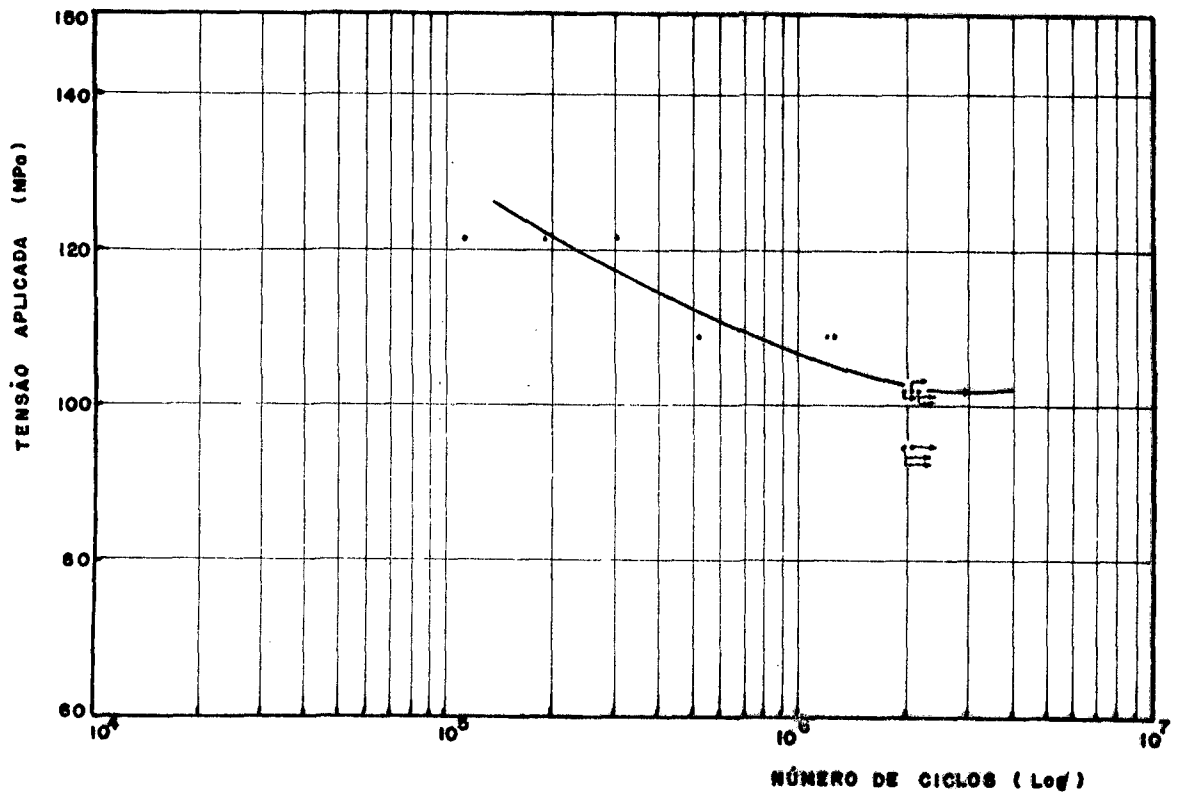


Figura 4.17 - Curva de Wöhler para o corpo de prova compactado em matriz de dupla ação.

#### 4.5 - Resumo dos resultados experimentais

Para uma visualização de todos os resultados dos diferentes ensaios, a tabela III, apresenta os valores médios obtidos e os desvios padrão assinalados entre parêntese.

C.P	$\rho$ (g/cm <sup>3</sup> )	$\sigma_R$ (MPa)	$\sigma_{0,1}$ (MPa)	$\sigma_{LF}$ (MPa)	$\alpha_{LF/\tau R}$	$\psi$ ( % )	$\delta$ ( % )	F FORMA
A 1	6,2	85 (3,0)	30 (0,9)	29	0,34	6,3 (0,5)	8,9 (1,5)	1,45
A 2	6,6	111 (8,8)	37 (2,5)	37	0,33	6,5 (1,1)	9,1 (1,2)	1,43
A 3	7,0	136 (10,2)	45 (3,0)	46	0,34	7,0 (1,5)	8,7 (3,0)	1,27
B 1	7,0	154 (16,0)	74 (7,3)	58	0,38	6,3 (1,5)	5,2 (1,7)	1,50
B 2	7,0	136 (8,1)	44 (1,5)	50	0,37	4,3 (1,2)	5,9 (1,1)	1,29
C	7,05	243 (3,3)	131 (2,5)	102	0,42	12,2 (1,3)	--	1,35

Tabela III - Resumo dos resultados experimentais

## 5. ANÁLISE DOS RESULTADOS

### 5.1 - Considerações sobre o efeito dos poros no limite de fadiga.

A figura 5.1 mostra a variação do limite de fadiga em relação a densidade do material para os grupos A e B. Nesta figura, observa-se que nos corpos de prova sinterizados em condições iguais o limite de fadiga variou linearmente com o aumento da densidade, enquanto naqueles obtidos em diferentes tempos de sinterização, houve variação no limite de fadiga conforme mostra a dispersão de seus valores para uma mesma densidade (  $7,0 \text{ g/cm}^3$  ).

Com o aumento do tempo de sinterização, ocorrem variações geométricas nos poros como a esferoidização ( redução da energia de superfície dos poros ) e um ligeiro aumento de seu diâmetro médio ( pelo mecanismo citado na seção 4.2 ). Apesar destas variações serem pequenas, pois os mecanismos que as governam são lentos [17], do ponto de vista de concentração de tensão, principalmente pelo arredondamento dos poros, tem-se para tempos de sinterização crescentes uma situação mais favorável e em consequência um aumento no limite de fadiga.

Na metalurgia do pó, emprega-se frequentemente o fator de forma como um parâmetro empírico que caracteriza o efeito de entalhe dos poros, função da geometria dos mesmos. Dos corpos de prova do grupo B, aquele sinterizado durante 5 minutos apresentou o maior fator de forma ( forma mais afastada da esférica ), porém é o que tem o maior valor de limite de fadiga. Deste modo, uma outra variável do material exerceu uma influência mais

significativa neste limite, que as alterações ocorridas na geometria dos poros ao longo do tempo de sinterização.

Da análise metalográfica ( ver figuras 4.8, 4.9 e 4.10 ), observa-se que entre os corpos de prova do grupo B, aquele sinterizado no menor intervalo de tempo ( 5 minutos ) apresenta o menor tamanho de grão. Sabe-se da literatura [18], que este é um fator que aumenta o limite de fadiga, devido aos obstáculos à propagação de trincas criados pelo maior número de contornos de grão. Desse modo, o tamanho de grão em vez da geometria dos poros, foi o fator que determinou a maior resistência a fadiga para este corpo de prova.

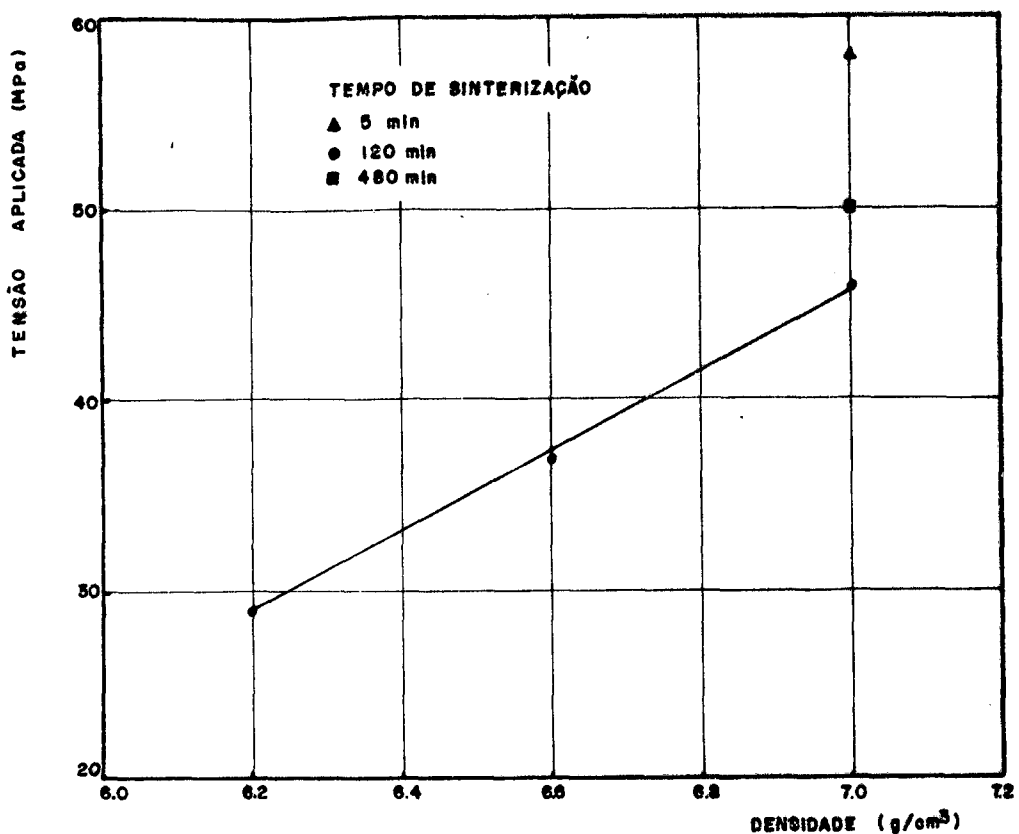
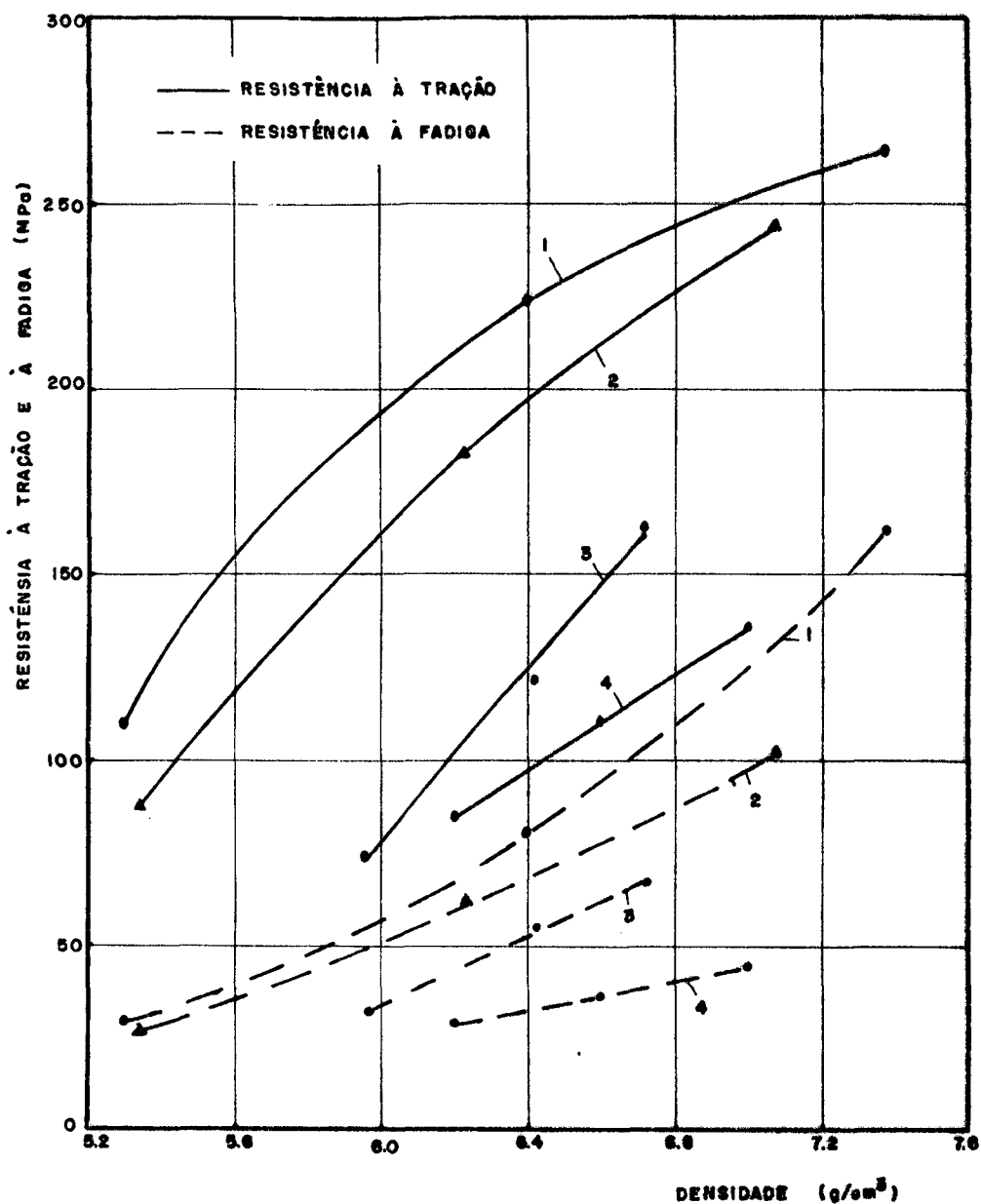


Figura 5.1 - Variação do limite de fadiga em relação a densidade dos corpos de prova dos grupos A e B.

Para os demais corpos de prova do grupo B, não houve muita diferença nos parâmetros analisados ( forma dos poros, tamanho de grão ) e como o número de testes realizados na determinação do limite de fadiga dos corpos de prova sinterizados em 480 minutos foi menor que os realizados para os sinterizados em 120 minutos, a pequena diferença entre o limite de fadiga destes, não poderá ser atribuída a um comportamento específico de algum parâmetro do material, pois entre estes valores existe a incerteza devido aos erros experimentais.

A figura 5.2 compara as diferentes curvas de resistência à tração e limite de fadiga obtidas da literatura [2, 3], com aquelas resultante dos ensaios dos corpos de prova do grupo A. Nesta figura, observa-se a dispersão dos valores de limite de fadiga ou resistência à tração para um mesmo valor de densidade.



- 1 - Goetzel | 2 |, para granulometria do  $p_{50} < 44 \text{ nm}$
- 2 - Goetzel | 2 |, para granulometria do  $p_{50} > 74 \text{ nm}$
- 3 - Bankowski e Feilback | 3 |
- 4 - Corpos de prova do grupo A

Figura 5.2 - Resistência à tração e resistência à fadiga em relação a densidade do ferro puro sinterizado, segundo diversos autores.

Pelo comportamento dos diferentes corpos de prova analisados, e da figura 5.2., conclui-se que a porosidade tomada i soladamente não caracteriza o limite de fadiga, pois este, é influenciado pelo conjunto poro-matriz que pode ser alterado de diversas maneiras durante o processo de obtenção dos corpos de prova ( pelo processo de fabricação do pó, método de compactação, condições de sinterização, etc.), de tal modo, que um dos parâmetros do conjunto tenha uma variação mais influente que o outro.

## 5.2 - Relação entre o limite de fadiga e a resistência à tração.

Da figura 5.3 que mostra o coeficiente  $\sigma_{LF}/\sigma_R$  em função da densidade do material para os grupos A e B, observa-se que nos corpos de prova sinterizados em condições idênticas, o coeficiente citado não variou em função da densidade e naqueles de mesma densidade, sinterizados em diferentes intervalos de tempo, houve uma pequena variação mas os valores ficaram contidos dentro do intervalo de confiança de 95%. Para fins comparativos também está assinalado o coeficiente  $\sigma_{LF}/\sigma_R$  obtido por Bankowski e Feilback | 3 |.

Destes resultados, poderíamos concluir que o fator de proporcionalidade entre o limite de fadiga e a resistência à tração é constante, mas a generalização fica comprometida considerando-se o valor 0,42 obtido para o corpo de prova compactado em matriz de duplo efeito.



## 6. CONCLUSÕES

- Variando-se a pressão de compactação, mantendo-se constante o processo de sinterização, com a redução da porosidade, tem-se um aumento do limite de fadiga.
- A porosidade, tomada isoladamente, não caracteriza o limite de fadiga que pode tomar valores diferentes para uma mesma densidade, dependendo das condições, após sinterização, do conjunto poro-matriz.
- Para mesmo valor de densidade, o crescimento de grão da matriz é o fator mais importante na determinação do limite de fadiga, que as variações na geometria dos poros causados pelo aumento do tempo de sinterização.
- Obtém-se melhoria substancial na resistência à fadiga com uma melhor distribuição dos poros, conseguida pela compactação em matriz de duplo efeito, aliada a uma condição de sinterização que não permita um excessivo crescimento de grão.
- Todos os efeitos observados acima, são válidos para a resistência à tração, mas a proporcionalidade destes no limite de fadiga e resistência à tração, não é constante.

## BIBLIOGRAFIA

1. SILBEREISER, H., 25 Jahre Sinterteilfertigung in Deutschland, Bericht für das 2. Europäische Symposium für Pulvermetallurgie, Stuttgart, 1968.
2. GOETZEL, C. G. & Seelig, R.P., Fadigue of Porous Metals, Trans. ASTM, Vol. 40, pg.746, 1940.
3. BANKOWSKI, R.S. & Feilbach, W.H., Fadigue Behavior of Sintered Iron Powder, Intl. J.of Powder Metallurgy, Vol.6, nº 3, pg. 23, 1970.
4. ZAPT, G., Über die Dauerfestigkeit von Sinterwerkstoffen, Industrie-Anzeiger, Nr.27, 61 vom 14. Juni 2 und 23 August , 1966, Verlag W. Girardet, Essen.
5. CASAND, R. , " La Fadiga de los Metales " Editora Aguillar S.A. Madrid, 1957.
6. SHIGLEY, J.E. , " Mechanical Engineering Design " McGraw-Hill, pg. 248, 1972.
7. ROSA, E. da & Costa Leal, L. da, Estudo de Métodos usados em Análise de fadiga, Grupo de Análise de Tensões da UFSC, Março de 1977.
8. MANSON, S.S., Fadigue : a complex subject-some simple aproximations . Experimental Mechanics. July 1965, pp.1963-226.
9. JUST, E., VDI - Bericht nº 214, pp.193-226.
10. HOFFMANN, G. & Dalal, K., Correlation Between Individual Mechanical Properties and Fracture Analysis of Hot Formed P/M Steels, 5th Int. P/M Conf., Chicago, June 27-July 2,1976.

11. EXNER, H., E., Fracture Behavior of Sintered Iron, Powder Metallurgy International, Vol. 10, nº 4, pg. 193, 1978.
12. SILVA Neto, E., " Relação entre Propriedades e a Microestrutura de Materiais Bifásicos-Characterização Específica para os Ferros Fundidos Ferréticos Nodular e Cinzento "; Dissertação de Mestrado, UFSC, Florianópolis, Sc. 1978.
13. POHL, D. & Redlinger, F., " Metallographic Measurement of Pore Shape and its Significance for the Mechanical Properties of Sintered Iron, Powder Metallurgy International, Vol.10, nº 4, pg.164, 1977.
14. MOYER, K.H., Measuring Density of P/M Materials with Improved Precision, Intl. J. of Powder Metallurgy, Vol. 15, nº 1,p. 33. 1979.
15. SANTOS, J. N., " Influência dos Elementos Mn, Cr, Mo e C nas Propriedades de Fadiga de Aços Sinterizados "; Dissertação de Mestrado, UFSC, Florianópolis, 1979.
16. DUDROVA, E. & Kubelik, J., Influence of Sintering Conditions upon the Porosity and the Strength of Compacts, Powder Metallurgy International, Vol. 3, nº 4, 1971.
17. THÜMLER, F. & Porz, F., Lectures on Powder Metallurgy and Sintered Materials - Condensed Version, Education Programme - PRONUCLEAR, São Paulo, 1978.
18. HONEYCOMBE, R.W.K., " The Plastic Deformation of Metals "; Edward Arnold ( Publishers ) LTD, pg. 420, 1968.