

UNIVERSIDADE FEDERAL DE SANTA CATARINA
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA MECÂNICA

INFLUÊNCIA DOS ELEMENTOS Mn, Cr, Mo E C NA
RESISTÊNCIA À FADIGA DE AÇOS SINTERIZADOS

DISSERTAÇÃO SUBMETIDA À UNIVERSIDADE FEDERAL DE SANTA CATARINA,
PARA OBTENÇÃO DO GRAU DE MESTRE EM ENGENHARIA MECÂNICA

JÚLIO NAVARRO SANTOS

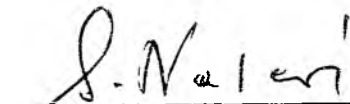
FLORIANÓPOLIS - DEZEMBRO DE 1979

INFLUÊNCIA DOS ELEMENTOS Mn, Cr, Mo E C NA
RESISTÊNCIA À FADIGA DE AÇOS SINTERIZADOS

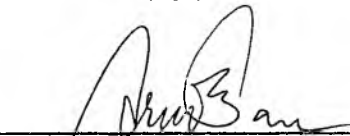
ESTA DISSERTAÇÃO FOI JULGADA ADEQUADA PARA A OBTENÇÃO DO TÍTULO
DE

MESTRE EM ENGENHARIA

ESPECIALIDADE: ENGENHARIA MECÂNICA, ÁREA DE CONCENTRAÇÃO: FABRICA
ÇÃO, E APROVADA EM SUA FORMA FINAL PELO PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO
DA UFSC.

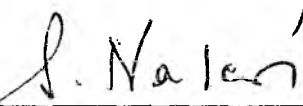


Silvestre Nazaré, Dr.-Ing.
Orientador

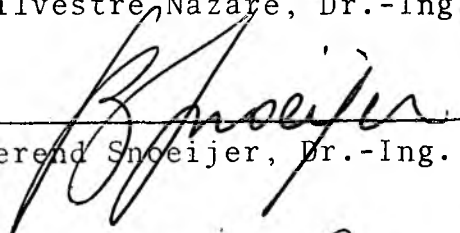


Arno Blass, Ph.D.
Coordenador

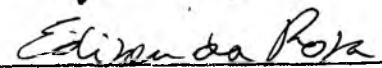
BANCA EXAMINADORA:




Silvestre Nazaré, Dr.-Ing.



Berend Snoeijer, Dr.-Ing.



Edison da Rosa, M.Sc.



Arno Blass, Ph.D.

Aos meus pais e
à minha esposa

AGRADECIMENTOS

Ao meu orientador e amigo Prof. Nazaré, minha gratidão e o meu reconhecimento de sua total dedicação ao longo de todos os cursos e em especial na orientação deste trabalho.

Agradeço ao Prof. Berend por toda atenção e apoio dispensados e aos técnicos Valdir e Anildo pela ajuda prestada.

Agradeço às Empresas, Sintermetallwerk Krebsöge pela matéria prima cedida e à Metal Pó S.A. pela execução do tratamento termo-químico.

ÍNDICE

1. INTRODUÇÃO	1
2. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	6
2.1 - Ligas ferrosas binárias e ternárias	6
2.2 - Uso de outros elementos de liga	8
2.3 - Generalidades sobre fadiga e limite de fadiga	13
2.3.1 - Ensaio de fadiga e limite de fadiga	15
2.3.2 - Fatores que influenciam na fadiga	17
2.4 - A fadiga em materiais sinterizados	18
3. TRABALHO EXPERIMENTAL	28
3.1 - Fabricação de corpos de prova em laboratório	29
3.1.1 - Compactação dos corpos de prova	31
3.1.2 - Sinterização dos corpos de prova	32
3.2 - Fabricação de corpos de prova em condições industriais .	33
3.3 - Tratamentos termoquímicos	33
3.4 - Caracterização dos corpos de prova	34
3.4.1 - Densidade	35
3.4.2 - Metalografia	36
3.4.3 - Dureza	43
3.4.4 - Resistência à tração e à flexão	45
3.4.5 - Módulo de elasticidade estático	48
3.4.6 - Tensão para 0,1% de deformação residual ($\sigma_{0,1\%}$) .	49
3.4.7 - Alongamento	50
3.4.8 - Estricção	50
3.5 - Resultados experimentais relativos aos testes de fadiga	52
3.5.1 - Equipamento usado e critérios de ensaio	52
3.5.2 - Propriedades de fadiga de corpos de prova sin-	
terizados em condições de laboratório (alto vá-	
cuo) sem tratamento de carbonitreção	54
3.5.3 - Propriedades de fadiga de corpos de prova sin-	
terizados em condições industriais (atmosfera	
composta de N ₂ e amônia dissociada) sem trata-	
mento de carbonitreção	57

3.5.4 - Propriedades de fadiga de corpos de prova sinterizados em condições de laboratório (alto vácuo) com tratamento de carbonitreção	63
3.5.5 - Propriedades de fadiga de corpos de prova sinterizados em condições industriais (atmosfera de N ₂ e amônia dissociada) com tratamento de carbonitreção	66
4. CONCLUSÕES	72
BIBLIOGRAFIA	74
APÊNDICE 1 - DADOS RELATIVOS ÀS PROPRIEDADES MECÂNICAS ESTÁTICAS INDIVIDUAIS DOS CORPOS DE PROVA	77
APÊNDICE 2 - DADOS RELATIVOS ÀS PROPRIEDADES DE FADIGA INDIVIDUAIS DOS CORPOS DE PROVA	82
APÊNDICE 3 - DADOS RELATIVOS À AFERIÇÃO DA MÁQUINA PARA TESTES DE FADIGA	92

SIMBOLOGIA

HB	dureza Brinell
HRB	dureza Rockwell B
L_f	comprimento final
L_o	comprimento inicial de referência
S_f	área final
S_o	área inicial de referência
δ	alongamento
ρ	densidade
ψ	estricção
$\sigma_{0,1\%}$	tensão para 0,1% de deformação permanente
σ_F	tensão limite de fadiga
$\sigma_{\text{Flexão}}$	tensão de ruptura à flexão plana
σ_R	tensão de ruptura à tração

RESUMO

O presente trabalho tem como objetivo a investigação da influência dos elementos de liga Mn, Cr, Mo e C nas propriedades de fadiga de aços sinterizados.

Os elementos de liga foram adicionados ao ferro em forma de uma pré-liga (MCM), em teores de 0,5%, 1% e 2%. O carbono total foi fixado nominalmente em 0,3%.

A compactação desses aços foi feita em matrizes de ação simples (só um dos punções se move) e de dupla ação.

Os corpos de prova foram sinterizados em dois tipos de atmosfera: alto vácuo e amônia dissociada.

Os corpos de prova sinterizados em alto vácuo tinham uma densidade de $6,9 \text{ g/cm}^3$ e os sinterizados em amônia dissociada tinham densidades de $6,8$, $7,0$ e $7,1 \text{ g/cm}^3$.

Uma parte dos corpos de prova foi submetida a um tratamento de carbonitreção, seguido de têmpera e revenido, com a finalidade de verificar a influência destes tratamentos nas propriedades de fadiga.

Antes dos testes de fadiga foram também investigadas uma série de propriedades mecânicas como:

resistência à tração, módulo de elasticidade estático, resistência à flexão estática, tensão para 0,1% de deformação, alongamento, estrição e dureza.

Os resultados obtidos permitem as seguintes conclusões:

- a compactação simples introduz uma distribuição heterogênea de poros nos corpos de prova, o que se reflete de maneira sensível nas propriedades investigadas.
- durante a sinterização em alto vácuo houve uma descarbonetação sensível dos corpos de prova.
- o aumento do teor da pré-liga MCM, para os corpos não tratados melhora todas as propriedades investigadas, exceto o alongamento e a estrição.
- para os corpos de prova tratados há um ponto ótimo entre a densidade e teor de MCM (que definem a ductilidade) resultando em valores máximos para a resistência à flexão estática.

Os ensaios foram feitos por flexão plana pura e os principais resultados obtidos mostram que:

- Para os corpos de prova sem tratamento, e sinterizados em alto vácuo, há um aumento na resistência à fadiga em valores absolutos, ao se aumentar o teor de MCM.
- nos corpos de prova sem tratamento, sinterizados em atmosfera de amônia dissociada, existe para cada densidade um teor ótimo de MCM, que resulta numa resistência à fadiga máxima.
- em valores absolutos a resistência à fadiga para os aços tratados sempre foi maior que para os mesmos aços sem tratamento.
- nos corpos de prova sinterizados e tratados a resistência à fadiga decresce com o aumento do teor de MCM, e cresce com o aumento da densidade.

ABSTRACT

The present work has as its objective the investigation of the influence of alloying elements (Mn, Cr, Mo, C) on the fatigue properties of sintered steels.

The alloying elements were added to iron by a masteralloy (MCM) in the following percentages: 0,5%, 1%, 2%.

The total carbon percentage was fixed at 0,3%.

The compression of these powders was made in dies of simple and double action (one or two moving punches).

The samples were sintered in two types of atmosphere: high vacuum and cracked ammonia. The samples sintered in high vacuum had a density of $6,9 \text{ g/cm}^3$, and the samples sintered in cracked ammonia 6,8; 7,0 and $7,1 \text{ g/cm}^3$.

Some samples were submitted to a carbonising treatment using carbo-nitrates followed by oil quenching and air tempering, in order to check the influence of these treatments on the fatigue properties.

Before fatigue testing, other mechanical properties were also investigated, such as:

ultimate tensile strength, elastic modulus, static bending strength, stress for 0,1% of residual deformation, elongation, reduction of area, hardness.

The results obtained led to the following conclusions:

- compression with simple action introduced heterogeneous distribution of porosity in the samples, which caused sensible variations in the investigated properties.
- during the high vacuum sintering a sensible decarbonising of the samples occurred.
- in the samples not subjected to carbonising treatment all the investigated properties except elongation and reduction of area were improved when masteralloy contents (MCM) were increased.
- in samples subjected to carbonising treatment a maximum static

bending strength was detected which depended on the density and MCM content (which defines the ductility of the sample).

In pure plane bending tests, the following conclusions were made:

- in samples without carbonising treatment sintered in cracked ammonia, gave for each value of density an optimal MCM content, resulting in a maximum fatigue strength.
- in terms of absolute value, the fatigue strength for treated steels, was always higher than samples without treatment.
- in the sintered and treated samples, the fatigue strength decreased when the MCM content was increased and increased when the density was increased.

1. INTRODUÇÃO

Muito embora a metalurgia do pó seja uma tecnologia recente, desenvolvida devido à impossibilidade de fundir certos materiais que tem alto ponto de fusão (como por exemplo, o tungstênio), esta técnica se implantou também em outros setores da indústria.

Por ser uma técnica que apresenta inúmeras vantagens, principalmente na produção de peças em alta escala, ela tem conquistado um amplo mercado nas indústrias automobilística, de filtros, etc.

A fig. 1.1, mostra alguns produtos sinterizados usados na indústria automobilística.



Fig.1.1- Componentes sinterizados usados na indústria automobilística.

A técnica da metalurgia do pó consiste essencialmente, na compactação de pós metálicos com o objetivo de obter a forma e dimensão de determinada peça, seguida de uma operação de sinterização.

As vantagens que se pode obter neste processo são evidentes:

- geralmente a peça é obtida nas dimensões finais desejadas sem a necessidade de usinagem posterior;
- pode-se obter uma alta produtividade pelo uso de máquinas automáticas sem gerar cavacos ou aparas para serem recicladas, resultando assim uma diminuição dos custos;
- é possível fabricar ligas cujos componentes são termodinamicamente imissíveis no estado líquido (pseudo-ligas);
- o processo permite a fabricação de mancais auto-lubrificantes e filtros, já que a operação de sinterização torna possível obter uma porosidade residual.

O processo convencional de sinterização, sempre resulta num produto com densidade inferior à densidade teórica. A porosidade presente no material é responsável pela redução das propriedades mecânicas.

A fig. 1.2, mostra por exemplo, a influência da porosidade em algumas propriedades mecânicas do ferro puro sinterizado [1].

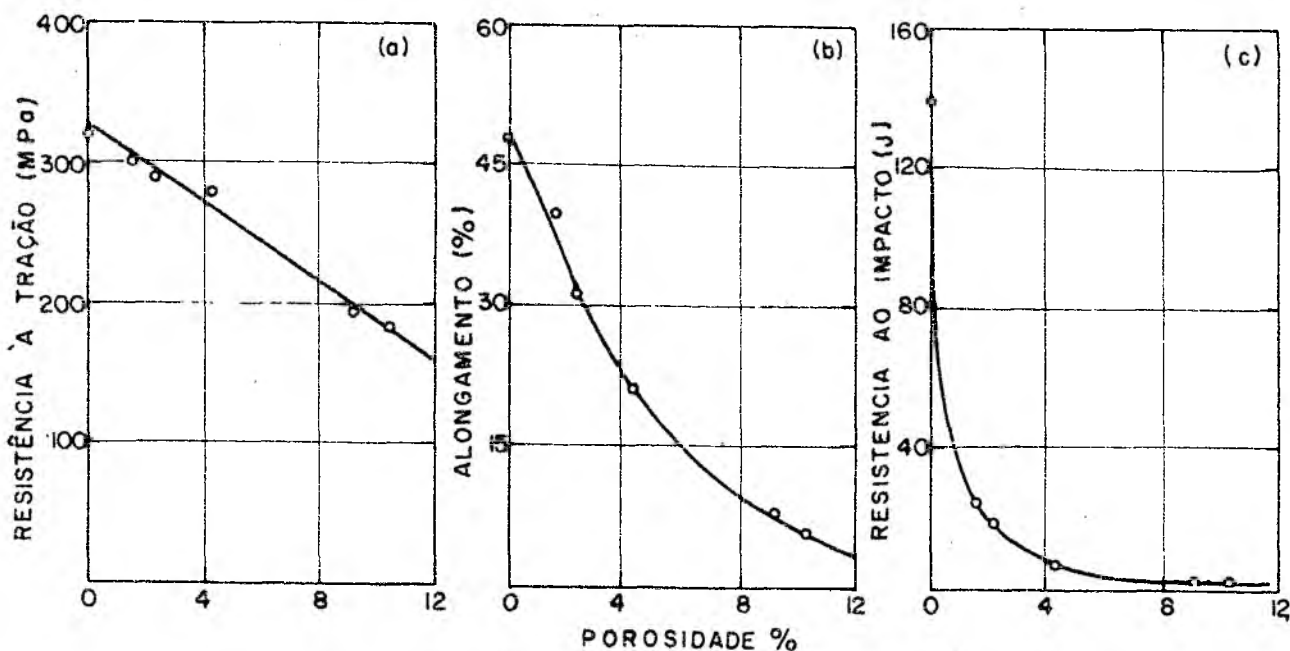


Fig.1.2- Influência da porosidade nas propriedades mecânicas de ferro puro sinterizado [1].

a. Resistência à tração; b. alongamento; c. resistência ao impacto.

Nos últimos anos, uma das principais preocupações da pesquisa em materiais sinterizados tem sido a melhoria das propriedades mecânicas, com o objetivo de compensar os efeitos negativos criados pela porosidade inerente, e desta forma, ampliar o campo de uso dos produtos sinterizados nos casos onde são exigidas melhores propriedades mecânicas.

A fig. 1.3, mostra esquematicamente a situação atual dos níveis alcançados para a resistência mecânica de vários aços sinterizados, em comparação com os materiais obtidos por processos convencionais [1].

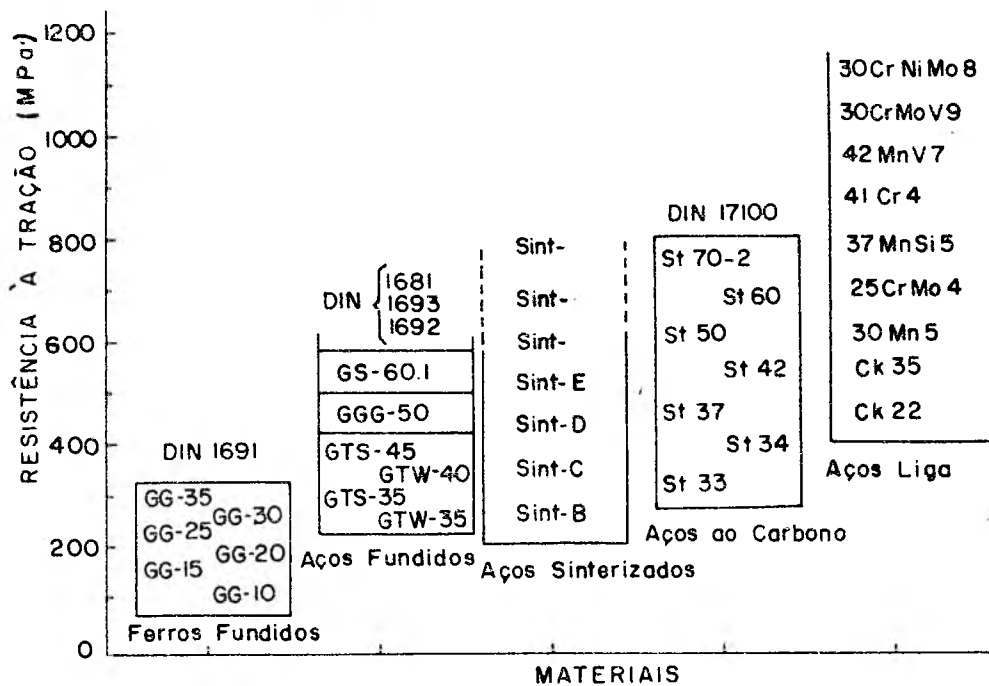


Fig.1.3- Comparação entre resistências à tração de vários materiais convencionais e aços sinterizados [1].

Já que existe um limite tecnológico para a redução da porosidade, a maneira óbvia de se atingir melhores propriedades mecânicas é o uso de elementos de liga.

Para a seleção dos elementos de liga se usam os conhecimentos já existentes sobre seus efeitos em aços fabricados por processos convencionais.

A fig. 1.4, mostra o efeito de vários elementos de liga na resistência à tração da ferrita, e serve também como ponto de partida para avaliar sua influência em aços sinterizados [3].

Porém o uso irrestrito destes elementos não é possível pelas seguintes razões básicas:

- alguns elementos de liga são altamente susceptíveis à oxidação, especialmente quando em forma de pó. Como em fornos comerciais não se garante uma atmosfera totalmente redutora, os produtos da oxidação prejudicam o processo da sinterização;
- é necessário que a liga se homogenize pela interdifusão de seus componentes, em temperaturas e períodos de tempo tecnológica e economicamente viáveis.

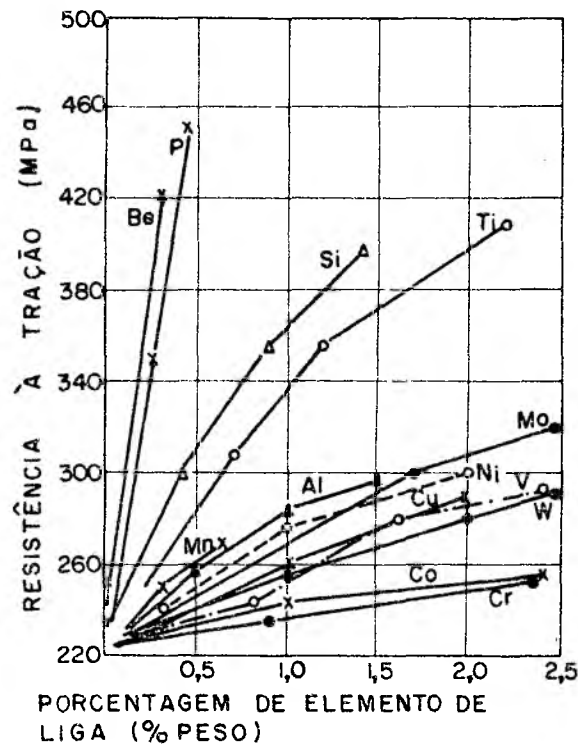


Fig.1.4- Efeito do aumento da resistência pelos elementos de liga adicionados à ferrita [3].

Uma outra maneira de melhorar as propriedades mecânicas é a redução da porosidade, usando compactação ou forjamento a quente ("Hot pressing" e "Hot forging", respectivamente). Ambos os processos permitem a obtenção de produtos com densidade quase teórica; porém esta tecnologia não está tão bem estabelecida, de forma a permitir seu uso comercial em grande escala.

Os elementos de liga comumente usados na metalurgia do pó, como por exemplo, níquel, cobre, cromo, devem ser adicio-

nados em grandes quantidades para que possam ser atingidas boas propriedades mecânicas (ver fig. 1.4).

Nos últimos tempos, tem sido estudada a substituição destes elementos por outros mais baratos que mesmo em porcentagens menores ainda propiciem boas propriedades mecânicas. Neste sentido, foram desenvolvidas ligas à base de manganês, cromo, molibdênio (MCM); muito embora existam alguns trabalhos onde foram determinadas as propriedades mecânicas estáticas destas ligas, nada foi feito com relação às propriedades de fadiga.

O objetivo do presente trabalho é portanto, avaliar a influência dos seguintes parâmetros:

- Teor de elementos de liga (MCM)
- porosidade
- processo de compactação (simples e dupla ação)
- processo de sinterização (em alto vácuo e em amônia dissociada)
- influência de tratamento de carbo-nitretação nas propriedades mecânicas e em especial na resistência à fadiga dessas ligas.

2. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

A seguir é feita uma revisão sumária das principais ligas e aços sinterizados, desenvolvidos industrialmente até o presente momento, apontando-se suas vantagens e desvantagens.

Nesta revisão o principal enfoque dado é com relação à influência dos elementos de liga presentes em cada material sinterizado, na melhoria das propriedades mecânicas dos mesmos.

2.1 - Ligas ferrosas binárias e ternárias

Visando melhorar as propriedades mecânicas dos produtos sinterizados, foram investigadas uma série de ligas que estão condensadas na tabela I. [2]

Tabela I

Ligas binárias	Ligas ternárias	Ligas ternárias com carbono	Ligas especiais
Fe-Cu Fe-Ni Fe-Mn Fe-Cr Fe-Si	Fe-Cu-Ni Fe-Cr-Cu Fe-Mn-Cr	Fe-Cr-C Fe-V-C Fe-Mo-C	Fe-Ni-Cu-Mo-C (Distaloy) Fe-Mn-Cr-Mo-C (MCM) Fe-Mn-V-Mo-C (MVM)

As principais ligas desenvolvidas e que são comercialmente usadas na indústria automobilística envolvem o uso dos elementos cobre e níquel. A figura 2.1 mostra a influência desses elementos na resistência à tração [4,5].

Os resultados obtidos para essas ligas, permitem tirar as seguintes conclusões:

- para se obter uma resistência mecânica elevada (por exemplo 700 MPa) é necessário adicionar uma quantidade apreciável de ele-

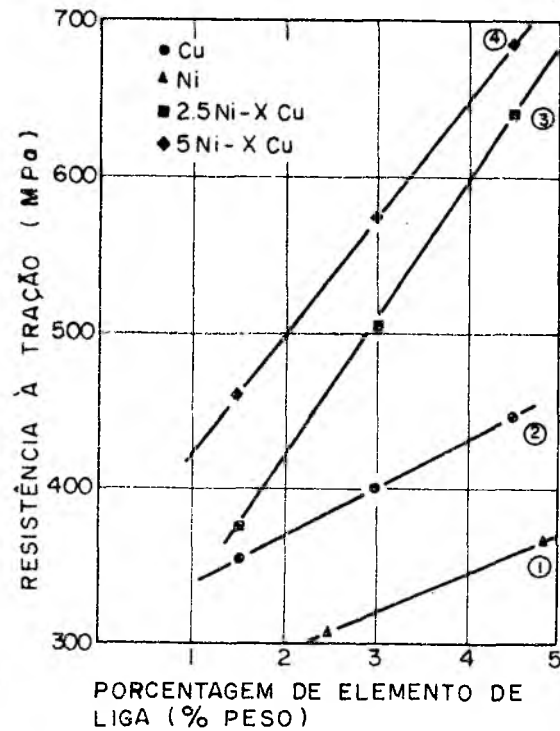


Fig. 2.1 - Efeito do aumento da resistência à tração para ligas sinterizadas Fe-Cu-Ni, binárias e ternárias [4, 5].

mento de liga (5% Ni e 4,5% Cu).

- o aumento da resistência mecânica em ligas ternárias não ocorre pela superposição dos efeitos relativos a cada elemento de liga isoladamente ou seja, não é cumulativo. Isto pode ser observado pelas inclinações das curvas (3) e (4).

As figuras 2.2 e 2.3 mostram também a influência dos elementos Ni e Cu na resistência à tração e alongamento, para várias densidades, obtidas após a compactação e sinterização [4,5].

Observa-se que na faixa de densidades de 7,2 a 7,4 g/cm³, pode-se atingir uma resistência à tração da ordem de 700 MPa. Ao mesmo tempo com o aumento da resistência à tração, há um decréscimo sensível do alongamento.

Ao invés de adicionar o cobre e o níquel em forma de pós elementares, foram desenvolvidas ligas comerciais com pós de ferro pré-ligados, que contêm adicionalmente 0,5% de Molibdênio [6]. Pode-se ainda adicionar 0,5% de carbono, o que possibilita uma sinterização em temperaturas mais baixas (1393 °K), podendo-se atingir resistências mecânicas da ordem de 800 MPa. Para a ob-

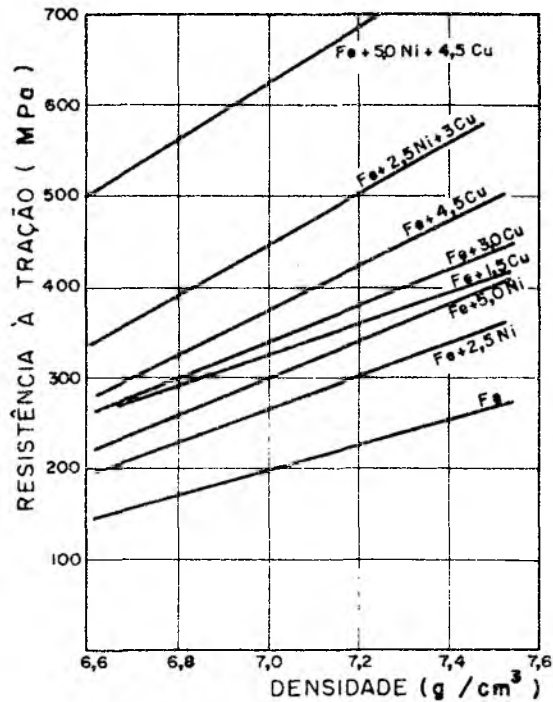


Fig. 2.2 - Resistência à tração em relação à densidade para ligas sinterizadas Fe-Ni-Cu, binárias e ternárias |4,5|

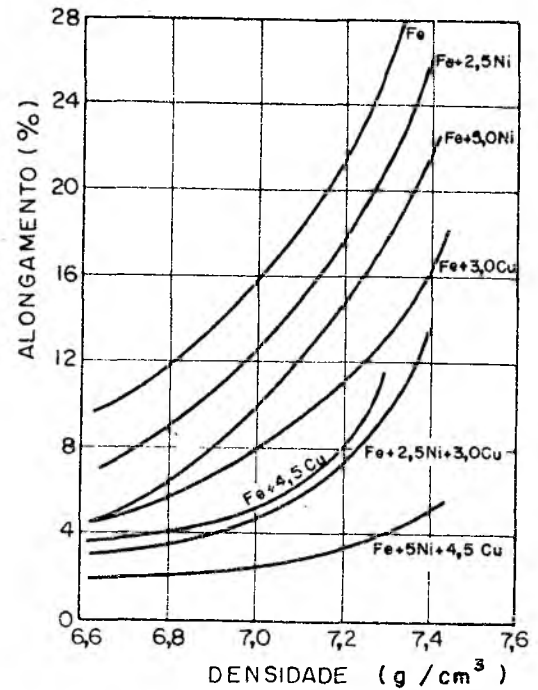


Fig. 2.3 - Alongamento em relação à densidade, para ligas sinterizadas Fe-Ni-Cu, binárias e ternárias |4,5|

tenção de resistências mecânicas elevadas é requerida a adição de 9,5% de elemento de liga na forma de pós elementares ou 6% em forma de pós pré-ligados. Comparativamente, na metalurgia convencional, um aço liga (SAE 50B 400) atinge esse nível de resistência usando somente 1,8% de elemento de liga.

Sabe-se que a presença de elementos de liga aumenta consideravelmente os custos dos aços. Isto faz com que os aços obtidos por metalurgia do pó, para um mesmo nível de resistência, apresentem um custo mais elevado.

Para superar essa desvantagem, continua-se investigando outros elementos de liga mais eficazes e de menor custo.

2.2 - Uso de outros elementos de liga.

O ponto de partida para a busca de outras alternativas visando a obtenção de novas ligas foi o resultado já conhecido,

da influência dos elementos de liga na ferrita (fig. 1.4). As primeiras pesquisas estudaram o efeito do silício nas propriedades mecânicas do ferro sinterizado [7]. O silício foi adicionado na forma de uma pré-liga ferro-silício com teores de 2,5% a 4% (em peso) de silício e verificou-se ser possível atingir uma resistência mecânica na faixa de 400 a 600 MPa .

Uma outra alternativa [8] foi o estudo das ligas binárias Fe-Mn e ternárias Fe-Mn-Cu e Fe-Mn-Cr.

A figura 2.4 mostra a influência do elemento manganês na resistência à tração para várias temperaturas de sinterização [8].

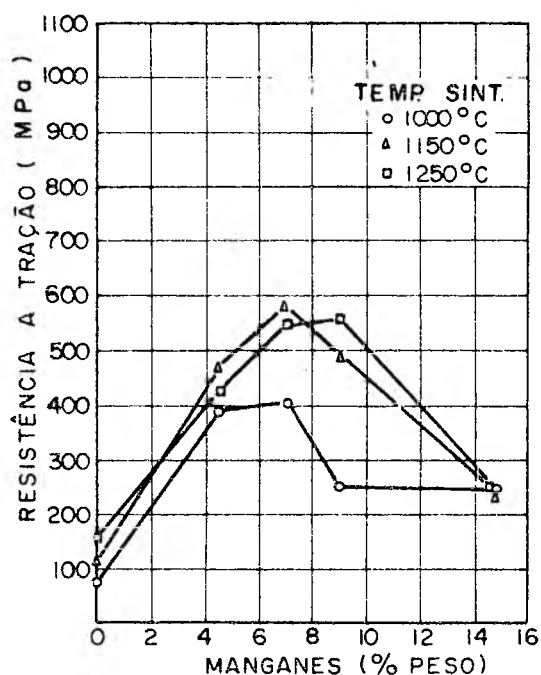


Fig. 2.4 - Resistência à tração em relação ao teor de manganês para ligas binárias sinterizadas Fe-Mn [8].

Observa-se que com a adição de 6% de Mn e para uma densidade de $6,5 \text{ (g/cm}^3\text{)}$ atinge-se uma resistência mecânica de 500 MPa .

A figura 2.5 mostra o efeito adicional do cromo em ligas binárias Fe-Mn [9]. Verifica-se que se pode atingir uma resistência à tração de 800 MPa em uma liga com 9% Cr e 2% Mn, porém isto exige uma adição de 11% de elementos de liga.

Foram também investigadas ligas binárias e ternárias usando os elementos Fe-Cr-Cu [10], e os resultados estão resumidos

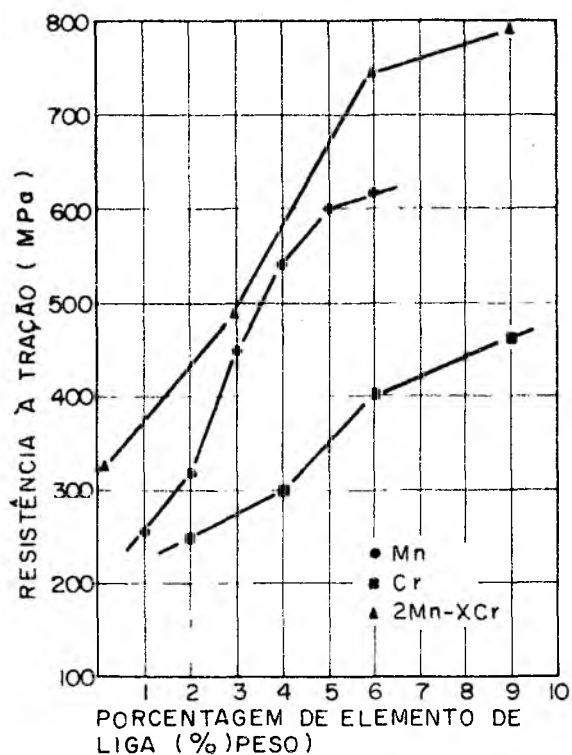


Fig. 2.5 - Resistência à tração em relação à porcentagem de elementos de liga, para ligas binárias e ternárias Fe-Mn-Cr [9].

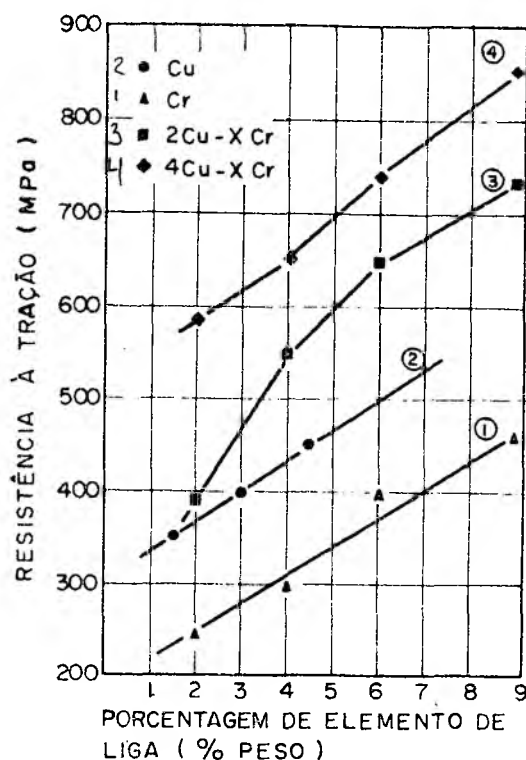


Fig. 2.6 - Resistência à tração em relação à porcentagem de elemento de liga, para ligas binárias e ternárias Fe-Cu-Cr [10].

nas curvas da figura 2.6.

Novamente pode-se notar, que nas ligas ternárias o efeito dos elementos de liga não é apenas cumulativo. Com 9% Cr e 4% Cu é possível atingir uma resistência mecânica de 850 MPa. Porém esta alta resistência mecânica exige um teor de elementos de liga da ordem de 13% e portanto, é, economicamente inviável.

No sentido de se conseguir resistências mecânicas elevadas com um custo inferior, foram desenvolvidas pesquisas [11] que se basearam na influência benéfica do carbono introduzido sob a forma de carbonetos. Foram usados como elementos de liga na formação dos carbonetos, o cromo, molibdênio e vanádio baseados em estudos feitos por Houdremont [12] para aços, obtidos pela metalurgia convencional.

A figura 2.7 mostra a influência da porcentagem desses carbonetos na resistência à tração dessas ligas sinterizadas.

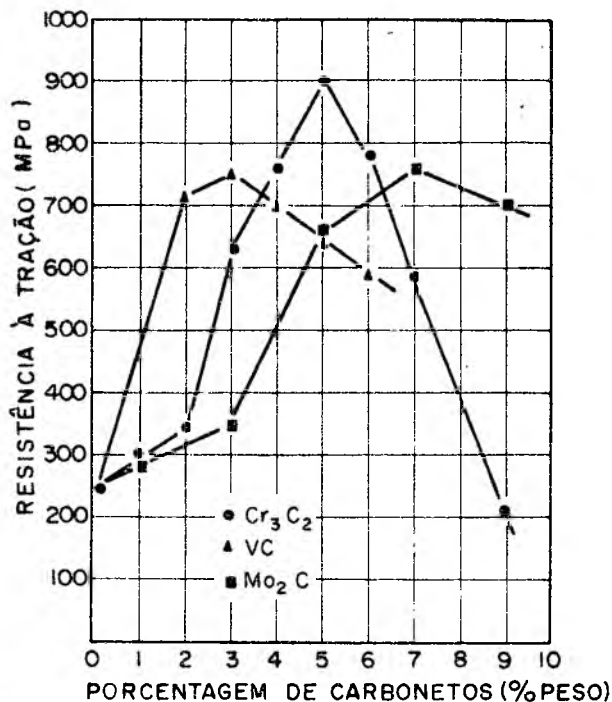


Fig. 2.7 - Resistência à tração em relação à porcentagem de carbonetos para ligas ternárias sinterizadas [11].

Por exemplo com um teor de 5% de carboneto de cromo (Cr_3C_2) pode-se obter uma resistência à tração de 900 MPa. Além disso, estas ligas podem ser temperadas, atingindo-se resistências da ordem de 1400 MPa.

Os resultados de todas essas pesquisas, usando-se diversos elementos de liga, permitem as seguintes indicações, para um futuro desenvolvimento de novas ligas:

- Para se obter boas propriedades mecânicas é necessário adicionar dois ou mais elementos de liga.
- O carbono é ainda o elemento principal na melhoria das propriedades mecânicas dessas ligas.

Portanto uma pré-liga deve ter os seguintes requisitos:

- a) conter carbono na forma combinada
- b) conter pelo menos dois dos elementos Mn, Cr e(ou) V.

- c) deve garantir a máxima dissociação dos carbonetos nas condições de sinterização.
- d) deve ser estável, durante o aquecimento até a temperatura de sinterização.
- e) deve minimizar os custos de produção.

Com base nestes requisitos, foi desenvolvida uma pré-liga com a seguinte composição química:

20% Mn, 20% Cr, 20% Mo e 7% C, restante Fe (porcentagens em peso) (comercialmente conhecida como MCM) [13, 14].

Os micro-constituintes desta liga são carbonetos complexos do tipo $(\text{Fe, Mn, Cr})_7 \text{C}_3 \beta - \text{Mo}_2\text{C}$, mais 5% de uma fase não identificada [15], onde β indica a fase do carboneto.

A influência dos teores dessa pré-liga (MCM) nas propriedades mecânicas, como por exemplo, resistência à tração, alongamento, tensão para 0,1% de deformação e dureza, foi investigada [16,17] e os resultados estão na figura 2.8.

Observa-se que com um teor de 6% de MCM, pode-se atingir uma resistência à tração de 650 MPa .

A pré-liga, pela sua composição só permite a adição de teores de carbono relativamente baixos (por exemplo 2% MCM contém 0,14% C). Para se obter um teor de carbono mais elevado, adiciona-se o mesmo sob a forma livre.

A figura 2.9 mostra o efeito da adição de MCM nas propriedades mecânicas, de tal forma que se tenha sempre uma adição de carbono livre num teor total de 0,6%.

Agora observa-se que a resistência à tração máxima, já é atingida para teores menores da pré-liga (4% de MCM).

Exemplificando, uma liga com 2% MCM sem adição de carbono livre contém (porcentagens em peso):

0,4% de Mn, 0,4% de Cr, 0,4% de Mo, 0,14% C (resto de ferro)

totalizando 1,34% de elementos de liga dos quais o carbono e o manganês são de baixo custo.

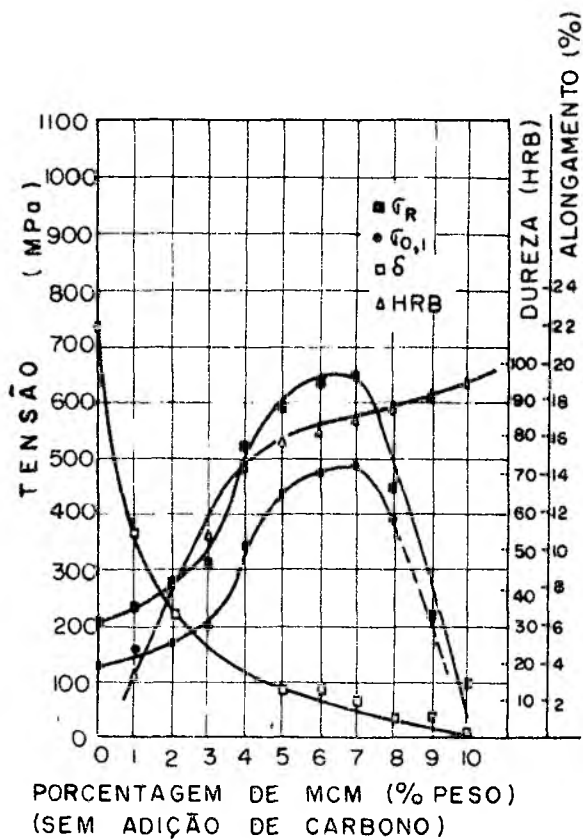


Fig. 2.8 - Propriedades mecânicas em relação ao teor de MCM para ligas Fe-MCM sinterizadas [16, 17].

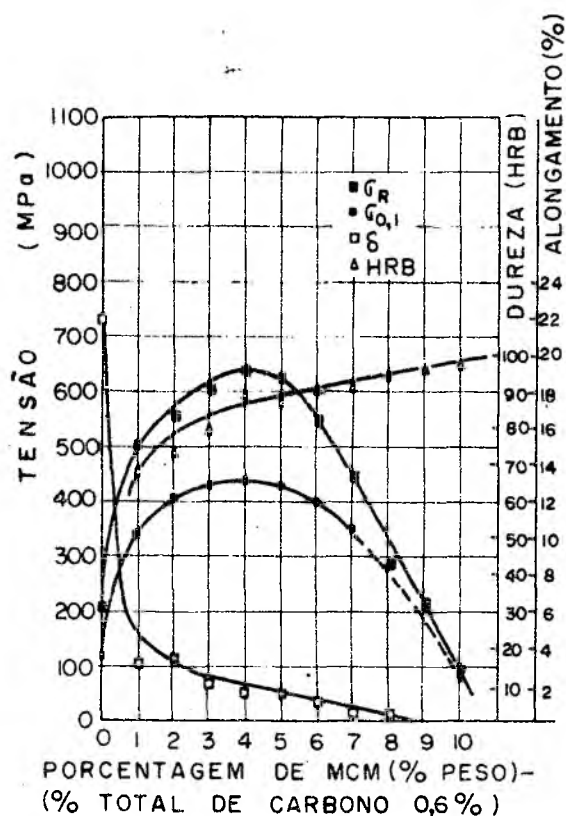


Fig. 2.9 - Propriedades mecânicas em relação ao teor de MCM para ligas Fe-MCM-0,6% C, sinterizadas [16, 17].

Tendo em vista as vantagens anteriormente descritas e a pouca quantidade de informações a respeito das propriedades estáticas e dinâmicas dos aços sinterizados à base da pré-liga MCM, o presente trabalho se dedica a estas investigações.

2.3 - Generalidades sobre fadiga e limite de fadiga

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

Este fenômeno é importante em engenharia pois se admite que a maioria das rupturas das peças em serviço é devida à falha

por fadiga.

Existem vários ciclos de tensões típicos usados na análise de fadiga, os quais são mostrados na figura 2.10 e denominados [18] por:

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

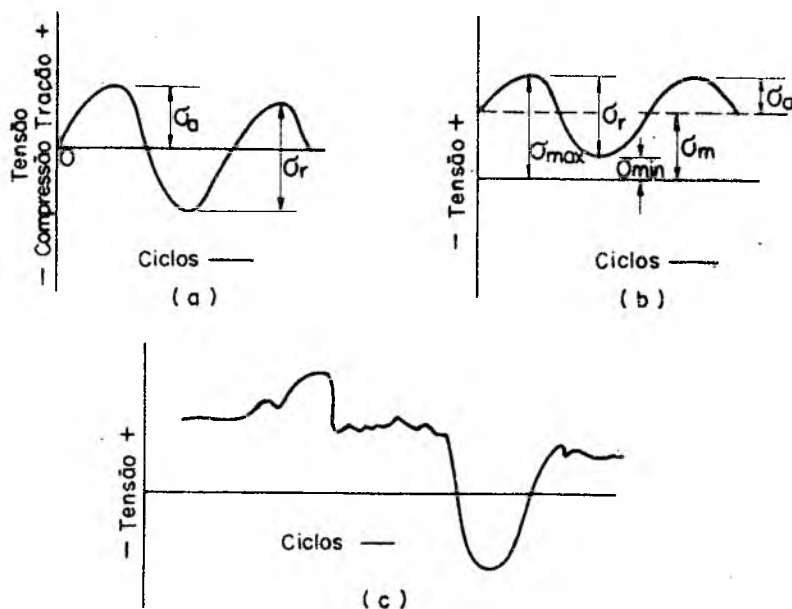


Fig. 2.10 - Ciclos típicos de tensões de fadiga: a) tensões alternantes; b) tensões flutuantes; c) ciclo de tensões aleatórias [18].

onde: σ_a = tensão alternada ou variável
 σ_r = faixa de tensões
 σ_m = tensão média
 σ_{max} = tensão máxima
 σ_{min} = tensão mínima

Para se executar um teste de fadiga num determinado material, vários tipos de esforços podem ser aplicados:

- a) esforços cíclicos de tração,
- b) esforços cíclicos de tração-compressão,

- c) esforços cíclicos de flexão,
- d) esforços cíclicos de torção,
- e) esforços cíclicos combinados.

2.3.1 - Ensaio de fadiga e limite de fadiga

A fim de se determinar quais os níveis das tensões cíclicas a que pode ser submetido um dado material sem que ocorra fratura por fadiga, realizam-se testes específicos chamados ensaios de fadiga.

Os ensaios de fadiga geralmente são feitos usando-se máquinas que podem submeter o corpo de prova a ser testado aos esforços anteriormente mencionados.

A variável de controle do ensaio de fadiga pode ser a carga que atua no corpo de prova ou então a deformação que o material sofre.

Em princípio, o ensaio de fadiga consiste em submeter uma série de corpos de prova a cargas decrescentes de valor conhecido, que produzam tensões cíclicas e que levam o material à ruptura após um certo número de ciclos.

A frequência de aplicação dessas tensões geralmente usada está entre 50 e 10000 ciclos por minuto.

Verifica-se que à medida que a tensão aplicada diminui, o número de ciclos até a ruptura do corpo de prova aumenta; chega-se assim a uma tensão para a qual, se o esforço cíclico for repetido um número muito grande de vezes, o corpo de prova não rompe.

A tensão correspondente, para esse número de ciclos, é chamada de limite de fadiga.

Foi estabelecido um critério [19] 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, se este for continuado.

Esse critério é válido para materiais ferrosos convencionais ensaiados em ambiente não agressivo e em temperatura baixa.

As curvas obtidas, ao se colocar em gráfico os vários valores do número de ciclos (escala logarítmica) em função das

tensões aplicadas, são denominadas de curvas S-N, σ -N ou curvas de Wöhler.

Estes gráficos podem ser apresentados em coordenadas log x log. Neste caso, a união dos pontos obtidos nos ensaios podem ser representados por linhas retas.

A figura 2.11 mostra a curva de fadiga para o aço ABNT 1020 laminado a frio, usando escala semi-logarítmica (a) e logarítmica (b) |20|.

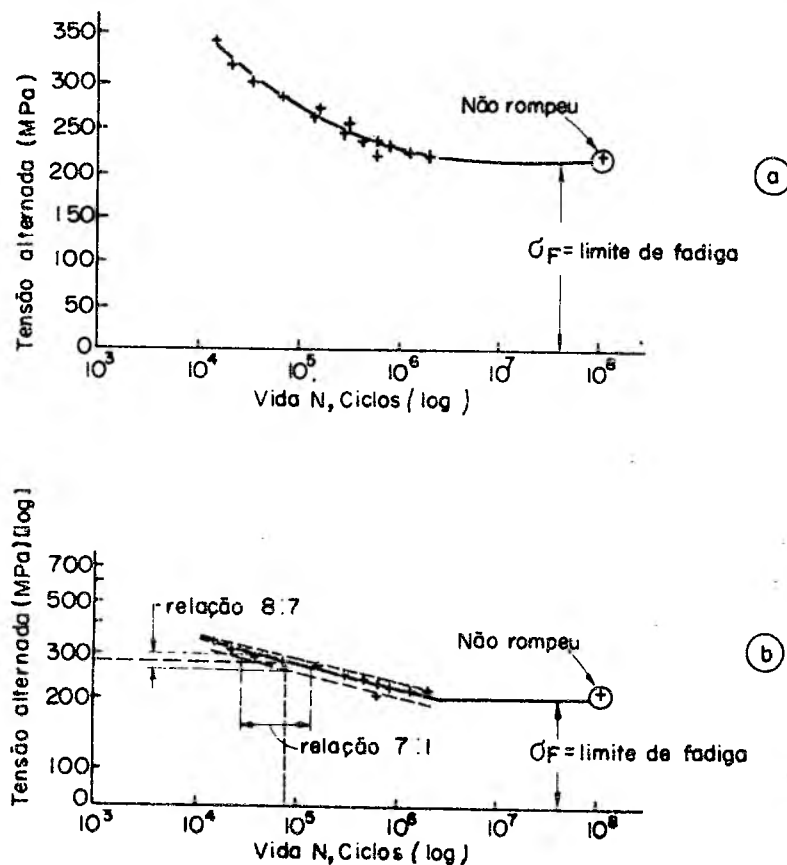


Fig. 2.11 - a) Curva σ -N, em coordenadas semilog para aço ABNT 1020 laminado a frio.

b) Curva σ -N, em coordenadas log-log, para o mesmo aço. |20|.

A figura 2.11(b) ilustra porque a previsão de uma determinada vida, considerando-se uma certa tensão, é grosseira enquanto que a previsão do nível de tensão para uma vida requerida é mais precisa. Por exemplo, a tensão para uma vida de 10^5 ciclos está entre 248 e 283 MPa (uma relação de 1,14 : 1) ao passo

que a vida associada a um nível de tensão de 276 MPa pode estar entre 20000 e 140000 ciclos (uma relação de 7 : 1).

2.3.2 - Fatores que influenciam na fadiga

O fenômeno da fadiga é muito complexo e embora haja várias teorias para explicá-lo, como por exemplo, as de Orowan, Wood [21,22] e outros, não se conhecem em detalhes os fenômenos que levam à ruptura por fadiga. Não é o objetivo deste trabalho, a tentativa de adaptação dessas teorias aos materiais testados.

Sabe-se porém que dentre os principais fatores que influenciam a resistência à fadiga estão [23]:

- 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 teste de fadiga).
- influências devidas ao corpo de prova
(localização de retirada da amostra, tipos de acabamento superficial, forma e dimensões, maneira de se fixar o corpo de prova)
- efeitos de concentração de tensões
(presença de furos e entalhes, tensões residuais)
- efeitos relativos às condições de teste
(tipos de tensões aplicadas, tensões médias não nulas, temperatura, ambiente agressivo ou não, frequência das solicitações).

A influência de cada um dos fatores citados pode ser encontrada em bibliografia especializada e geralmente abrangendo alguns materiais específicos.

2.4 - A Fadiga em materiais sinterizados

Embora existam muitos trabalhos e pesquisas sobre a fadiga em materiais convencionais [22,23,24], só com o início do uso de peças fabricadas por metalurgia do pó, em componentes estruturais de responsabilidade, é que se começou a investigar as propriedades de fadiga desses materiais.

Os produtos da metalurgia do pó tem sempre um certo nível de porosidade residual, uma vez que na compactação não se consegue atingir a densidade teórica do material.

Estes poros são descontinuidades no material, podendo se comportar como pontos de concentração de tensões. Esta característica permite traçar uma certa analogia entre estes materiais e o ferro fundido, já que a grafita pode ser considerada como uma descontinuidade na matriz, atuando de forma semelhante aos poros dos materiais obtidos por metalurgia do pó. Em ambos os casos sua influência na fadiga é negativa.

Um dos primeiros trabalhos publicados [27], tentou estudar o efeito da porosidade (quantidade, forma e distribuição) em ferro e cobre puros sinterizados, usando duas diferentes granulometrias (uma com partículas maiores que 74 μm e a outra com partículas menores que 44 μm .)

Os corpos de prova foram fabricados nas seguintes condições:

- pressão de compactação, variável dependendo da densidade a ser obtida.
- temperatura de sinterização para o cobre 1023^oK e 1273^oK para o ferro.
- tempo de sinterização, 480 minutos.

A figura 2.13 mostra o efeito da porosidade na resistência à tração e limite de fadiga para ambos os materiais [26].

Os resultados obtidos permitem concluir:

- a) A resistência à tração bem como o limite de fadiga aumentam com a redução da porosidade.

b) Observa-se que a granulometria inicial dos pós tem uma influência significativa nas propriedades investigadas.

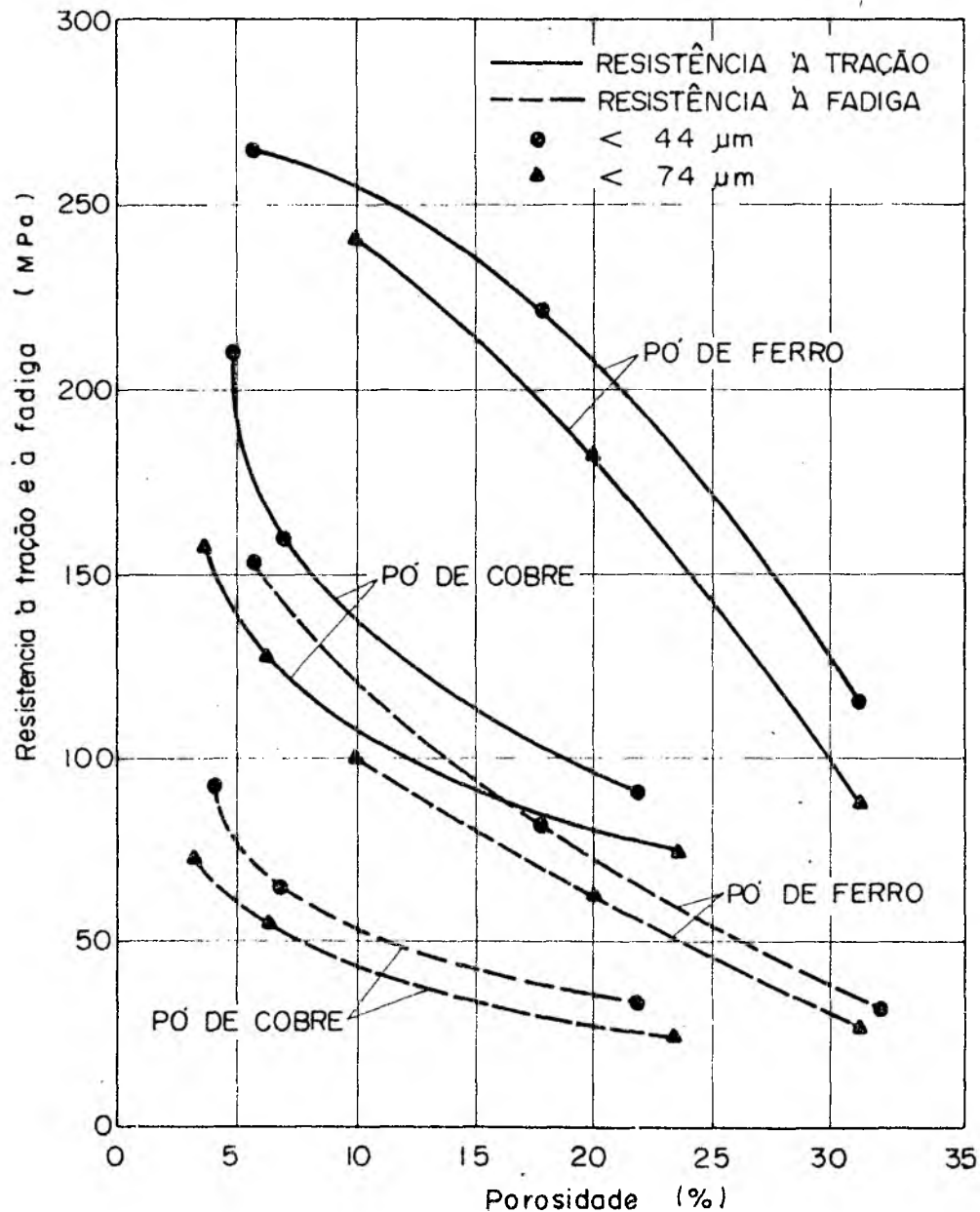


Fig. 2.13 - Resistência à tração e resistência à fadiga em relação à porosidade, para ferro e cobre sinterizados [26]

Em engenharia é usual expressar sempre que possível, o limite de fadiga como uma fração da resistência à tração, visto que os testes de fadiga são muito demorados e dispendiosos. A figura 2.14 mostra a resistência à fadiga como uma fração da resistência à tração, para vários níveis de porosidade, obtidos com os dois tipos de pós de ferro e de cobre antes mencionados [26].

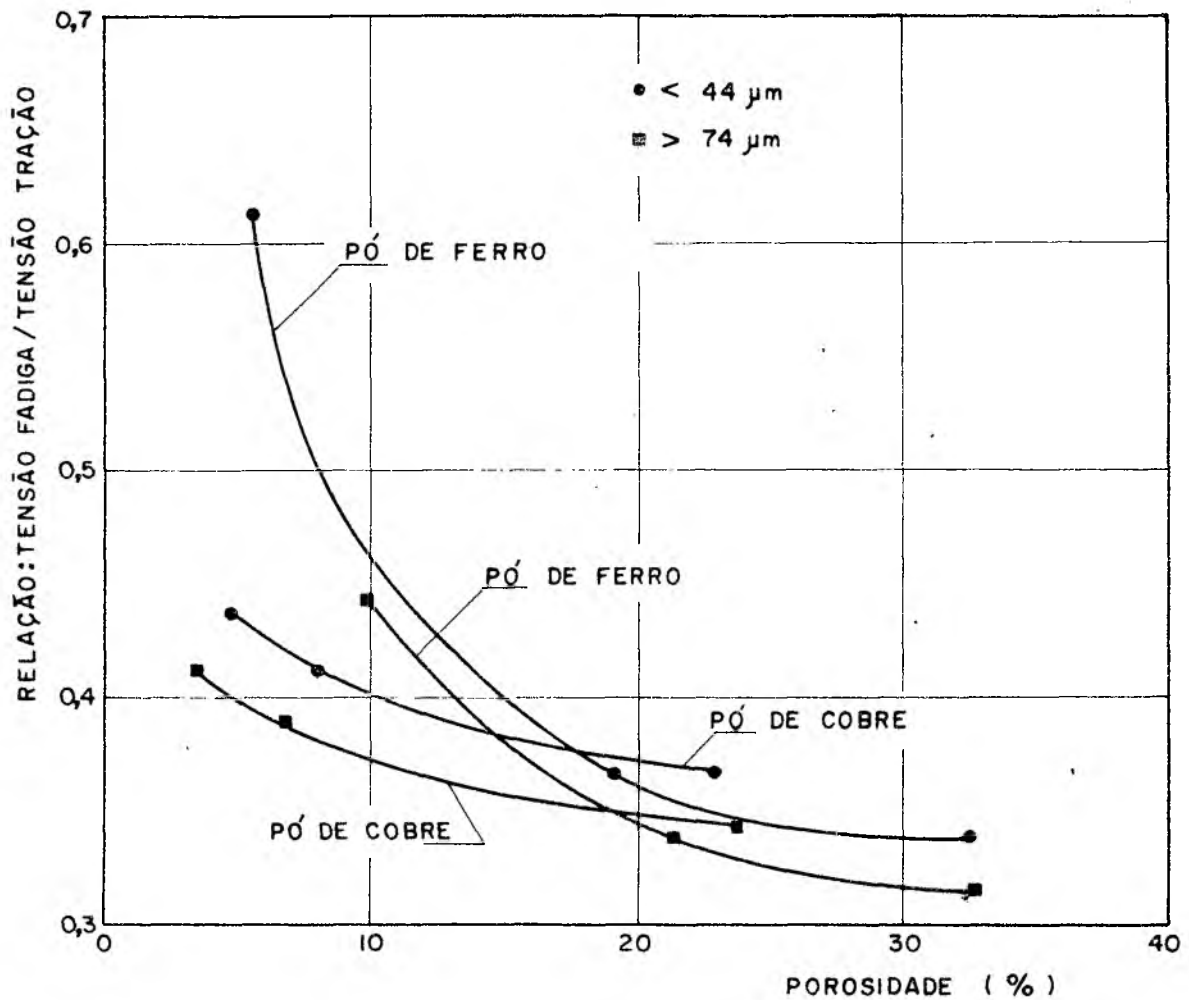


Fig. 2.14 - Razão entre a resistência à fadiga e resistência à tração em relação à porosidade para o ferro e cobre puros sinterizados [26].

Observa-se em todos os casos, que esta relação melhora quando a porosidade diminui; além disso, os pós com menor granulometria melhoram esta relação.

Verifica-se também que a influência da porosidade é significativamente maior do que o efeito do tamanho dos poros.

Vários outros trabalhos, onde foram investigadas as propriedades de fadiga em ligas ferrosas e aços sinterizados [28,29], confirmam as conclusões anteriores.

As figuras 2.15 e 2.16 apresentam as curvas de fadiga para uma liga ferrosa com 2% de cobre [26].

Os corpos de prova foram obtidos nas seguintes condições de processo:

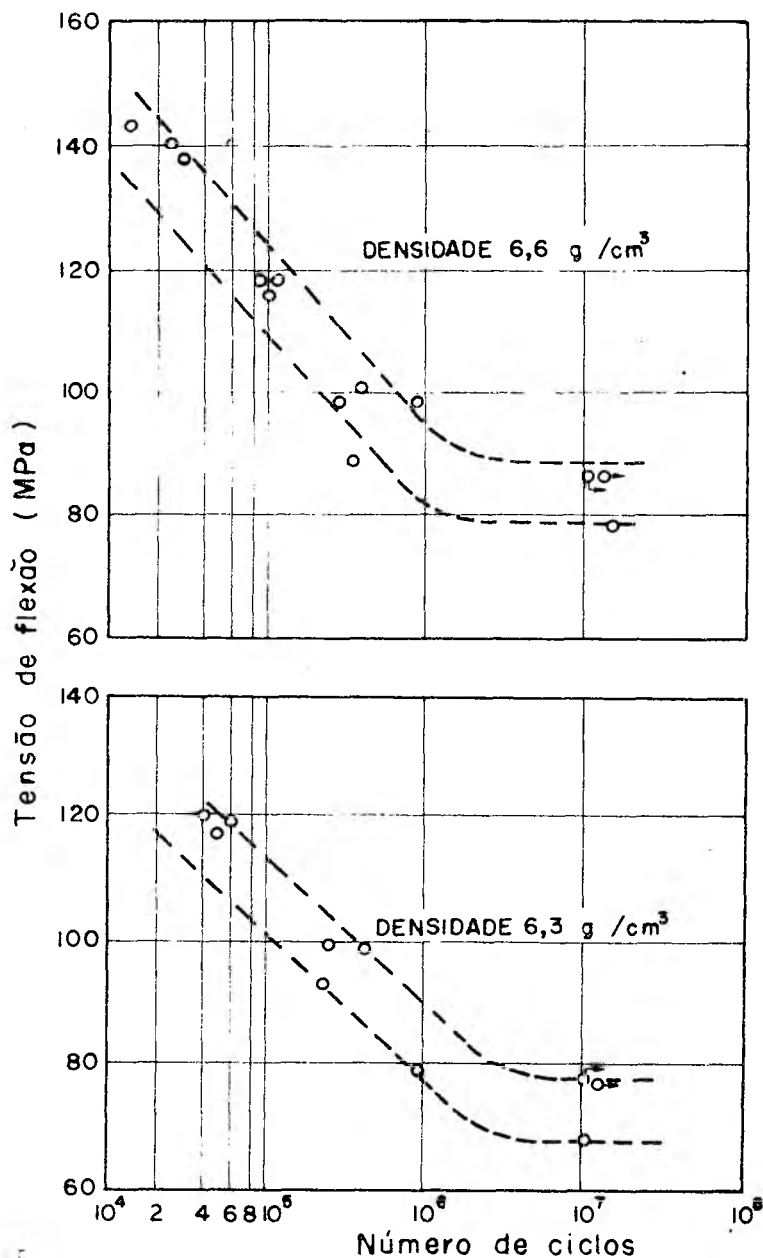


Fig. 2.15 - Curvas de Wöhler para uma liga Fe-2% Cu sinterizada e com densidades de 6,3 e 6,6 (g/cm³) [26]

- pressão de compactação variável, dependendo da porosidade desejada.
- temperatura de sinterização, 1523^oK
- tempo de sinterização, 120 minutos
- atmosfera de amônia dissociada.

Os ensaios de fadiga se realizaram com tensão média nu-

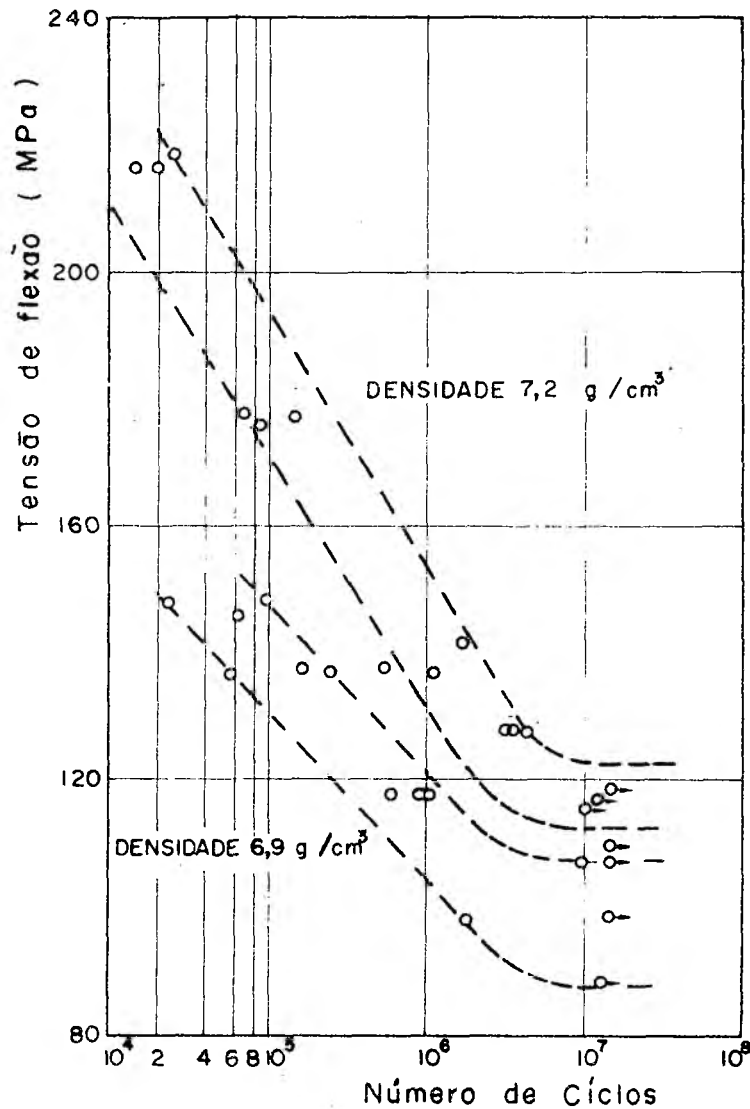


Fig. 2.16 - Curvas de Wöhler para uma liga Fe-2% Cu sinterizada e com densidades de 6,9 e 7,2 (g/cm^3) [26].

la e solicitados por flexão plana pura.

A figura 2.17 mostra os resultados obtidos para a resistência à tração e o limite de fadiga, ao se variar a densidade desta mesma liga [26].

Novamente se observa que a resistência à tração e o limite de fadiga decrescem com a redução da densidade.

As correlações entre o limite de fadiga e a resistência à tração, para vários níveis de densidade desta liga estão mostrados na figura 2.18 [26].

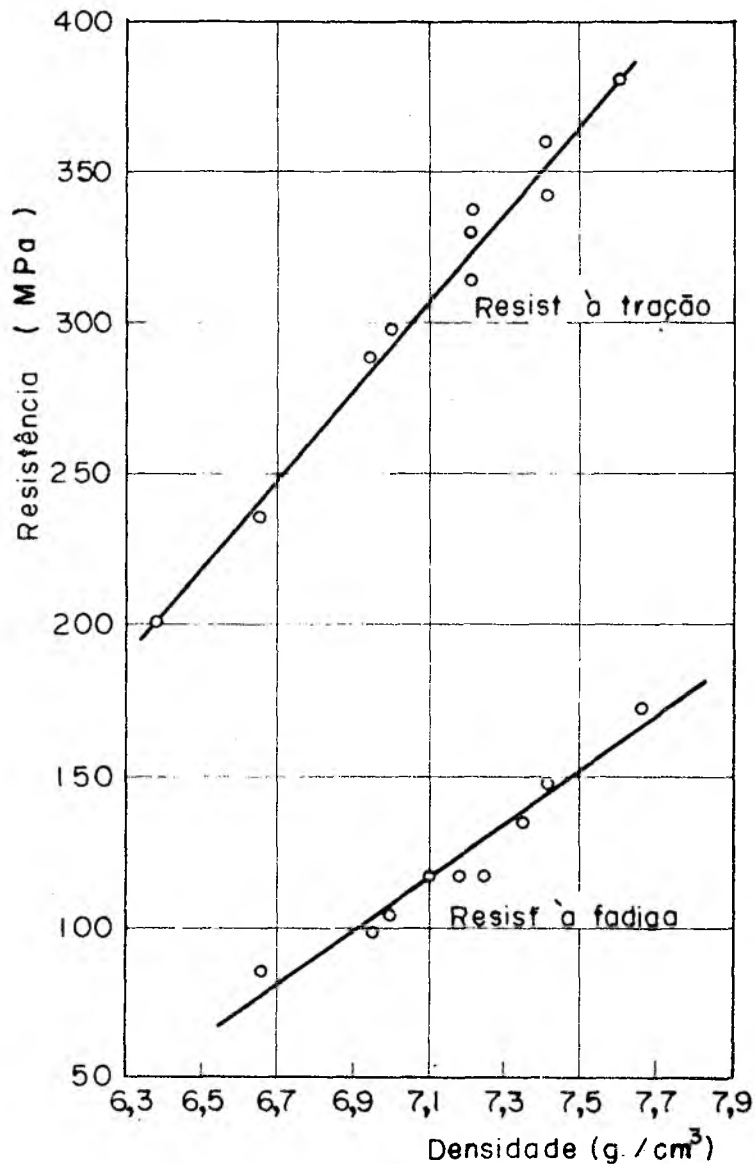


Fig. 2.17 - Resistência à tração e resistência à fadiga em relação à densidade para uma liga Fe-Cu [26].

Nesta liga, fabricada com uma única compactação, se observa que a relação $\sigma_{\text{Fadiga}}/\sigma_{\text{Ruptura à tração}}$ decresce passando por um mínimo à medida que a densidade aumenta. É possível que este efeito, que agora é diferente daquele observado nos pós puros (fig. 2.14), seja causado por um compromisso entre a densidade e a ductilidade da liga investigada. Tudo isso leva a crer que seria mais fácil obter uma simples correlação entre a resistência à tração e o limite de fadiga se ambos fenômenos fossem influenciados igualmente pelos mesmos parâmetros. Sabe-se porém que a ductilidade, concentração de tensões e outros parâmetros tem uma influên-

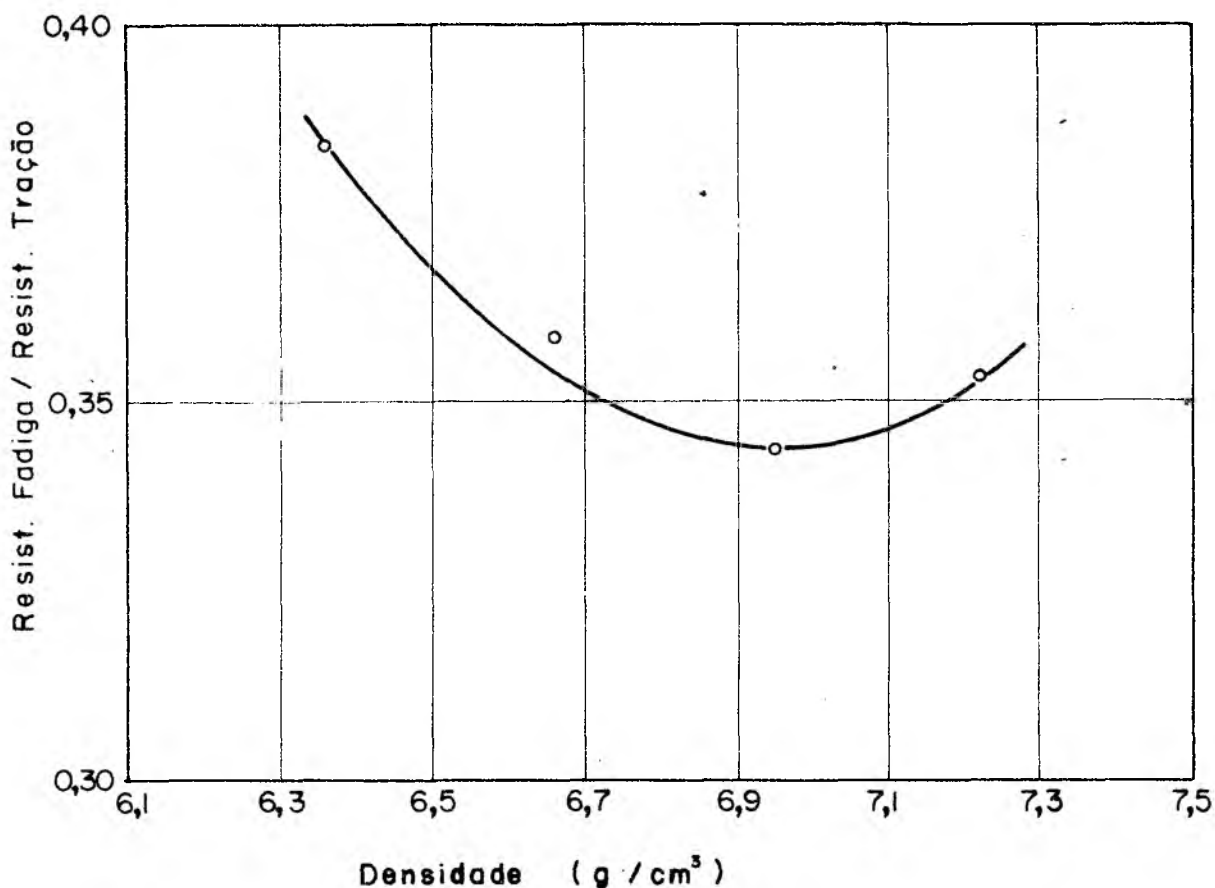


Fig. 2.18 - Variação da razão entre a resistência à fadiga e resistência à tração em relação à densidade para uma liga Fe-Cu sinterizada [26].

cia muito mais acentuada no fenômeno da fadiga de que na resistência à tração; é por isso que, como se observa na tabela II [33], há uma grande variação nesta relação para vários níveis de resistência dos aços e ferros fundidos, fabricados por processos convencionais.

Este efeito é ainda mais crítico no caso de ferros fundidos, onde a grafita cria descontinuidades na matriz, contribuindo assim para o aparecimento de concentração de tensões (ver dados da tabela II).

Mesmo assim, tem sido feitas tentativas para a obtenção de correlações empíricas entre essas duas propriedades. Just [32] investigou mais de 300 aços convencionais e estabeleceu a seguinte correlação entre a resistência à tração, a resistência à fadiga e a estrição:

$$\sigma_F = (0,24 + 0,4\psi) \cdot \sigma_R$$

onde ψ é a estrição do material na ruptura.

Esta correlação foi investigada por Hoffmann [31], para aços sinterizados obtidos por forjamento a quente, e os resultados são mostrados na figura 2.19 [31].

Tabela II - Resistência à fadiga de aços e ferros fundidos expressa em função da resistência, sob vários tipos de esforços (somente válido para materiais com superfície polida) [33].

Material	Resist. à tração - σ_R (MPa)	Tipo de esforço		
		tração-compressão	flexão	torção
aço ao carbono e aços ligados	392	0,49 - 0,60		0,27 - 0,32
	785	0,44 - 0,54		
	1177	0,41 - 0,50		
	1570	0,38 - 0,47		
aços fundidos	392	-	0,40 (1)	0,26 (1)
	589	-	0,30 (1)	0,22 (1)
ferros fundidos cinzentos		0,2 se $HB/\sigma_R > 10$ (2) 0,25 se $HB/\sigma_R < 10$ (2)	0,22-0,30 da resist. à flexão estática	0,40 (1)
ferro fundido maleável preto		0,27 (1)	0,36 (1)	0,32 (1)

(1) - valores médios obtidos em poucos ensaios, não se definindo os valores limites. Para os limites inferiores tomar valores 20% menores.

(2) - válido para $\sigma_R < 295$ MPa ; HB = dureza Brinell.

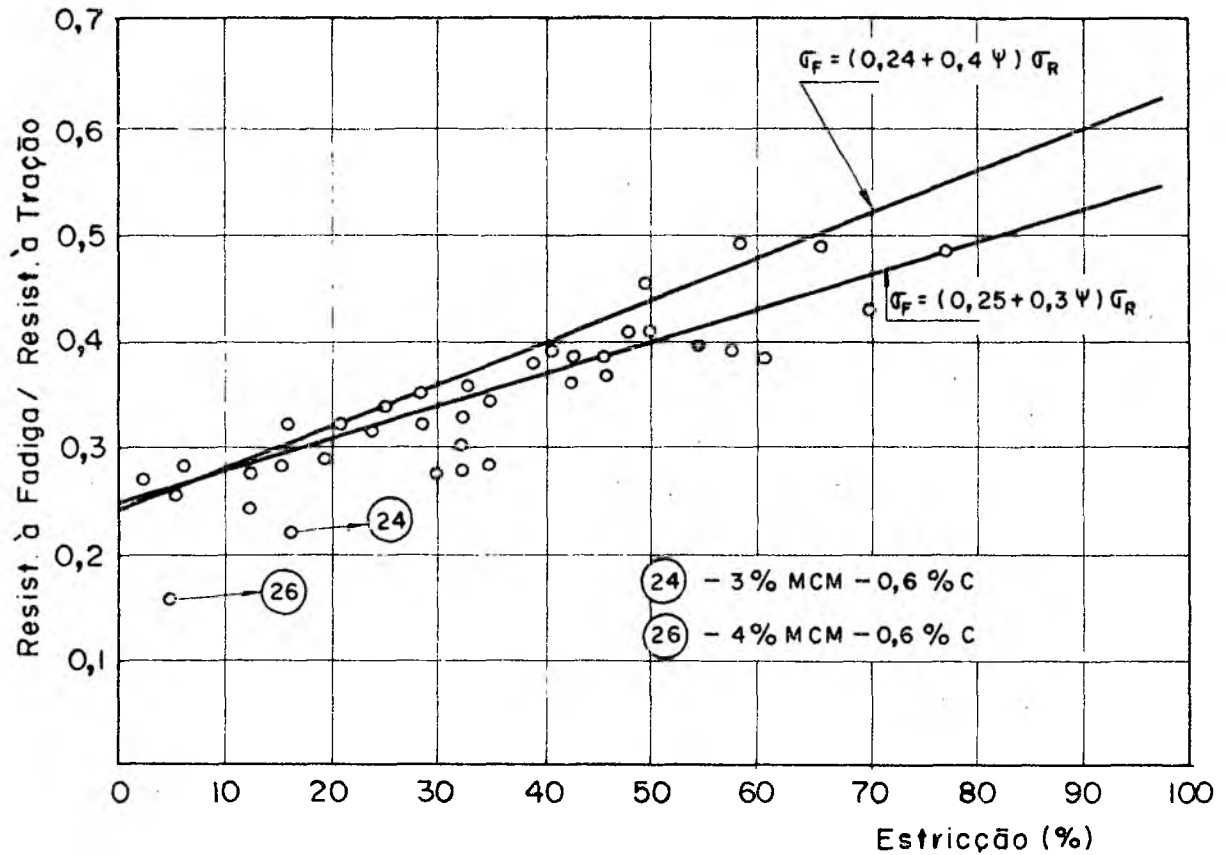


Fig. 2.19 - Razão entre a resistência à fadiga e resistência à tração em relação à estrição, para aços sinterizados forjados à quente [31].

Os resultados obtidos por Hoffmann para aços sinterizados e forjados a quente, melhor se adaptam (probabilidade estatística maior que 90%) à seguinte relação empírica:

$$\sigma_F = (0,25 + 0,3\psi) \cdot \sigma_R$$

onde ψ é a estrição do material na ruptura.

As duas correlações empíricas estão mostradas na figura 2.19; vê-se que as mesmas tem aspecto parecido e que o comportamento dos aços sinterizados e forjados a quente é similar ao dos aços convencionais quanto à fadiga.

Porém dessa lei empírica, tem-se que para materiais absolutamente frágeis onde $\psi = 0$, a relação σ_F/σ_R , ainda apresenta um valor de 0,25. Tal correlação não se adapta aos aços indicados pelos pontos (24) e (26) (3% MCM-0,6% C e 4% MCM-0,6% C respectivamente), indicando um comportamento anormal, isto é:

$$\sigma_F/\sigma_R < 0,25$$

Dos comentários anteriores pode-se estabelecer que:

- a) para a grande maioria dos aços sinterizados e forjados a quente, a correlação entre a resistência à tração, a resistência à fadiga e a estrição são bem determinadas.
- b) a tentativa de correlacionar várias propriedades individuais (resistência à tração, resistência à fadiga e estrição) de forma empírica, permite identificar um comportamento anormal de certos aços sinterizados, dentre os quais, os aços feitos usando as pré-ligas MCM, aços estes que são objeto de estudo neste trabalho.

3. TRABALHO EXPERIMENTAL

- Comentários gerais

O objetivo do presente trabalho é a investigação experimental do efeito dos elementos Mn, Cr, Mo e C (MCM), nas propriedades mecânicas e especialmente no comportamento à fadiga de aços sinterizados. Já que esses aços permitem tratamentos termo-químicos, foi também estudada a influência do tratamento de carbonitreção seguido de têmpera e revenido, nas propriedades de fadiga dos mesmos.

Para fins comparativos, foram utilizados corpos de prova fabricados em condições de laboratório, isto é, sinterizados em forno de alto vácuo ($3 \cdot 10^{-3}$ Pa) e corpos de prova fabricados em condições industriais ou seja, sinterizados em um forno contínuo com uma atmosfera composta de 60% de N_2 e 40% de amônia dissociada (corpos estes fornecidos pela firma Sintermetallwerk Krebsöge-Alemanha Ocidental). Em ambos os casos, a temperatura de sinterização foi de $1553^{\circ}K$.

No desenvolvimento do trabalho, foram adotados os seguintes parâmetros:

a) composição química

Foram utilizados corpos de prova com teores de 0,5%, 1% e 2% MCM. Em todos os aços foram ainda adicionadas quantidades variáveis de carbono livre, para se obter um teor total de carbono de 0,3% e o restante de ferro puro ASC 100.29 (da Höganäs).

b) densidade

Os corpos de prova produzidos em laboratório tem uma densidade constante de $6,9 \text{ g/cm}^3$, ao passo que os corpos de prova fabricados em condições industriais apresentam três densidades diferentes, 6,8, 7,0 e $7,1 \text{ g/cm}^3$ ou seja 13%, 11% e 9,8% de porosidade (após a sinterização), respectivamente.

c) Atmosfera de sinterização

Como mencionado anteriormente, os corpos de prova fabricados em laboratório foram sinterizados em alto vácuo, enquanto que os corpos de prova produzidos em condições industriais foram sinterizados em atmosfera composta de 60% de N_2 e 40% de amônia dissociada.

3.1 - Fabricação de corpos de prova em laboratório

Para a confecção dos corpos de prova foi utilizado pó de ferro ASC 100.29 (da Höganäs), pó da pré-liga MCM (da GFE) e pós de carbono puro (da Kropfmühl) cujas composições estão mostradas na tabela III.

Elemento (% em peso)	Pó de ferro ASC 100.29 <150 μ m	Pré-liga MCM <5 μ m	Carbono livre <5 μ m
Fe	restante	restante	-
Cu	0,005	<0,22	-
Ni	0,02	-	-
P	0,004	-	-
S	0,004	-	-
N	0,002	<0,028	-
O	-	<0,15	-
Al	0,004	<0,03	-
Si	0,01	<0,34	-
H ₂ (perda)	0,1	-	-
Mn	0,05	≈20	-
Cr	0,005	≈20	-
Mo	-	≈20	-
C	0,01	≈7	-
cinzas	-	-	0,1 - 0,5

Tabela III - Composição percentual (em peso) dos pós componentes dos aços sinterizados à base de MCM.

As propriedades tecnológicas da compactação dependem fortemente das características do pó de ferro (devido aos baixos teores de MCM e carbono livre). A tabela IV, mostra a distribuição dos tamanhos das partículas do pó de ferro usado, obtidas por peneiramento (dados do fabricante). A forma das partículas é mostrada na figura 3.1.

Granulometria (μm)	Porcentagens peso
230	0
200	1 (máximo)
152	10 (máximo)
44	10 a 30
<44	restante

Tabela IV - Análise granulométrica do pó de ferro ASC 100.29.

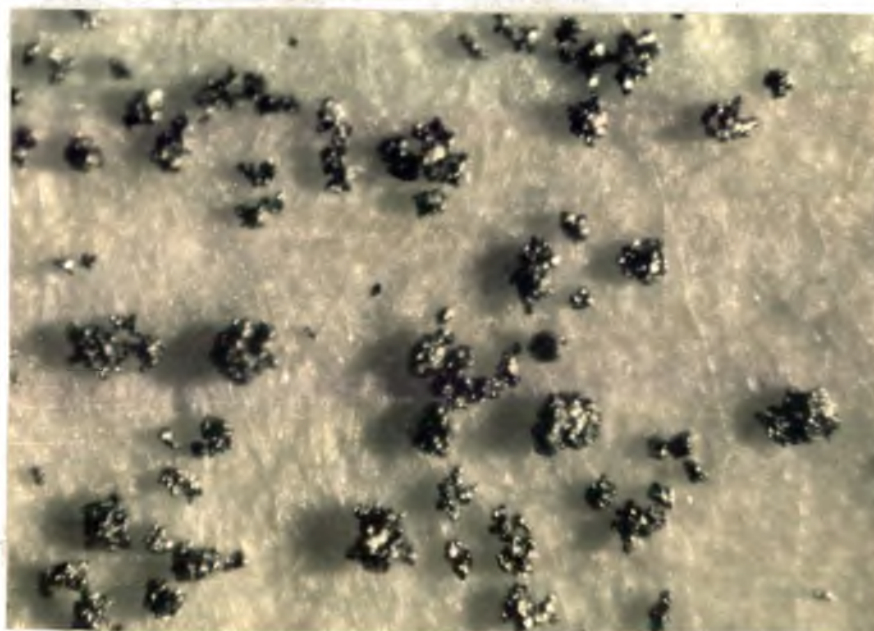


Fig. 3.1 - Fotografia do pó de ferro ASC 100.29

Os três componentes em forma de pó que entram na composição do material sinterizado, foram pesados, juntados e homogeneizados em um misturador rotativo nas seguintes condições:

- velocidade, 60 rpm
- tempo de mistura, 60 minutos
- quantidade, 200 g (de cada vez)

Este tempo de mistura é suficiente para se obter uma homogeneização adequada do produto.

3.1.1 - Compactação dos corpos de prova

Para a determinação das propriedades mecânicas estáticas e de fadiga foi necessário fabricar os corpos de prova com a geometria mostrada na figura 3.2.

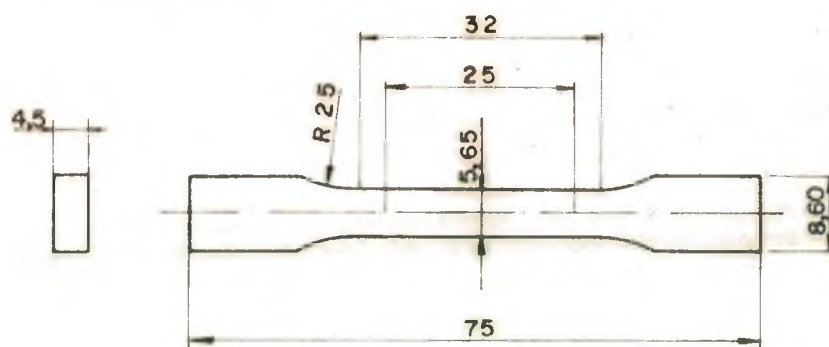


Fig. 3.2 - Geometria típica dos corpos de prova produzidos em laboratório.

Para tal, foi confeccionada uma matriz que permite uma compactação simples (o punção superior se move e o inferior permanece estacionário), figura 3.3.

Em ensaios preliminares de compactação, esta matriz lubrificada com estearato de zinco, verificou-se ser possível atingir uma densidade de $6,9 \text{ g/cm}^3$, isto para uma pressão de compactação de 600 MPa. Esta densidade sempre foi atingida após todas as compactações, independentemente do teor de MCM e C misturados, pois as características de compactação são predominantemente definidas pelo pó de ferro. Para a fabricação em laboratório de todos os corpos de prova utilizados neste trabalho foi usada uma pressão de 600 MPa. A densidade foi fixada em $6,9 \text{ g/cm}^3$.

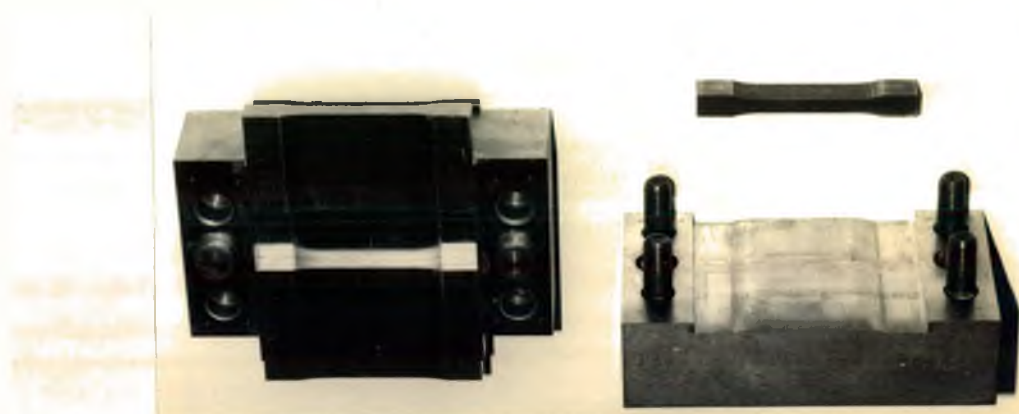


Fig. 3.3 - Matriz para compactação simples, usada na fabricação dos corpos de prova, para a determinação das propriedades mecânicas.

3.1.2 - Sinterização dos corpos de prova

Os corpos de prova foram sinterizados em um forno de alto vácuo (marca LEYBOLD HERAEUS PD 400 AZW) com elemento aquecedor de tungstênio. A temperatura de sinterização utilizada foi a mesma que a usada em condições industriais (1553°K).

Para manter condições idênticas de sinterização foram utilizados lotes de 20 corpos de prova em todas as operações de sinterização (mesmo ciclo térmico de aquecimento e resfriamento). Em todos os casos, a sinterização foi feita nas seguintes condições:

- temperatura de sinterização, 1553°K
- tempo na temperatura de sinterização, 60 minutos
- vácuo de $3 \cdot 10^{-3}$ Pa

3.2 - Fabricação de corpos de prova em condições industriais

Os corpos de prova fornecidos pela Sintermetallwerk Krebsbge, foram confeccionados nas seguintes condições:

- mistura do pó: misturador Lbdige durante 10 minutos (foi adicionado à mistura 0,7% de microvax como lubrificante).
- compactação: feita em matrizes de dupla ação (movimentação dos punções superior e inferior), usando-se pressões de compactação variáveis dependendo da densidade a ser atingida.
- sinterização: feita em forno contínuo, com atmosfera composta de 60% de N_2 e 40% de amônia dissociada a uma temperatura de $1553^{\circ}K$, durante 40 minutos.

A forma e dimensões dos corpos de prova fabricados em condições industriais estão mostradas na figura 3.4.

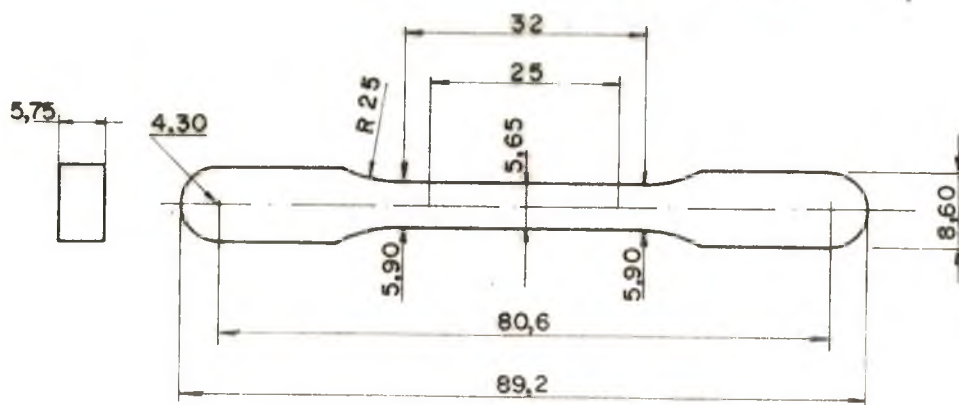


Fig. 3.4 - Geometria dos corpos de prova produzidos em condições industriais.

3.3 - Tratamentos termo-químicos

Como já foi mencionado, uma série de corpos de prova foi submetida a um tratamento termo-químico de carbonitreção.

Os corpos de prova confeccionados em laboratório foram submetidos ao seguinte tratamento (na firma METAL PÕ S.A., São Paulo):

- carbo-nitretação em atmosfera de 25% propano e 35% de amônia dissociada (ponto de orvalho de -2°C)
- temperatura, 1143°K
- tempo de carbonitretação, 70 minutos
- têmpera em óleo
- revenimento a 473°K , durante uma hora.

Os corpos de prova fabricados em condições industriais foram submetidos ao mesmo tratamento e nas mesmas condições (na firma Sintermetallwerk - KrebsÙge - Alemanha).

3.4 - Caracterização dos corpos de prova

Com o objetivo de uma perfeita caracterização, uma parte dos corpos de prova, antes da realização dos ensaios mecânicos de fadiga, foram submetidos a uma série de testes e análises.

Estes testes e análises foram realizados em corpos de prova para cada uma das composições químicas, densidades bem como para os corpos carbonitretados. Foram feitos os seguintes testes e análises:

a) densidade

As densidades foram determinadas pelo princípio de Arquimedes, usando-se balança analítica com precisão de 0,0001 g.

b) análise metalográfica

Foram analisadas várias seções de corpos de prova, para verificação dos níveis de porosidade e sua distribuição, como também dos constituintes de suas microestruturas.

c) propriedades mecânicas

Foram determinadas as seguintes propriedades:

- dureza
- resistência à tração
- módulo de elasticidade estático
- tensão para 0,1% de deformação permanente
- alongamento
- estrição.

Para a medição da dureza foi usado um equipamento marca WOLPERT tipo HT-1A.

As demais propriedades mecânicas foram determinadas, usando uma máquina universal de ensaios marca WOLPERT modelo TESTATRON, 100 kN. Os alongamentos foram medidos com auxílio de um extensômetro indutivo marca WOLPERT, tipo ZV 1069-01.

Nos corpos de prova submetidos ao tratamento de carbonitretação, devido a sua geometria e dureza, não foi possível executar os ensaios de tração e se optou por ensaios de flexão estática.

3.4.1 - Densidade

A tabela V apresenta os resultados obtidos na determinação de densidades e os números representam valores médios de quatro corpos de prova de cada tipo.

Material	Densidade (g/cm ³)			
	Sinterizado em alto vácuo		Sinterizado em atm. amônia	
	tratado	não tratado	tratado	não tratado
0,5% MCM	6,9	6,9	6,8 7,0 7,1	6,8 7,0 7,1
1,0% MCM	6,9	6,9	6,8 7,0 7,1	6,8 7,0 7,1
2,0% MCM	6,9	6,9	6,8 7,0 7,1	6,8 7,0 7,1

Tabela V - Densidades dos corpos de prova de cada tipo, com e sem tratamento de carbo-nitretação.

3.4.2 - Metalografia

Inicialmente foram feitas micrografias das seções transversais dos corpos de prova sem ataque, o que possibilitou a observação das variações de densidade (pela avaliação da porcentagem de poros existentes), e a distribuição dos poros.

As figuras 3.5, 3.6, 3.7 e 3.8, mostram as micrografias para as várias densidades (6,8, 6,9, 7,0 e 7,1 g/cm³, respectivamente) para um aço com 2% MCM sem tratamento de carbono-nitretação.

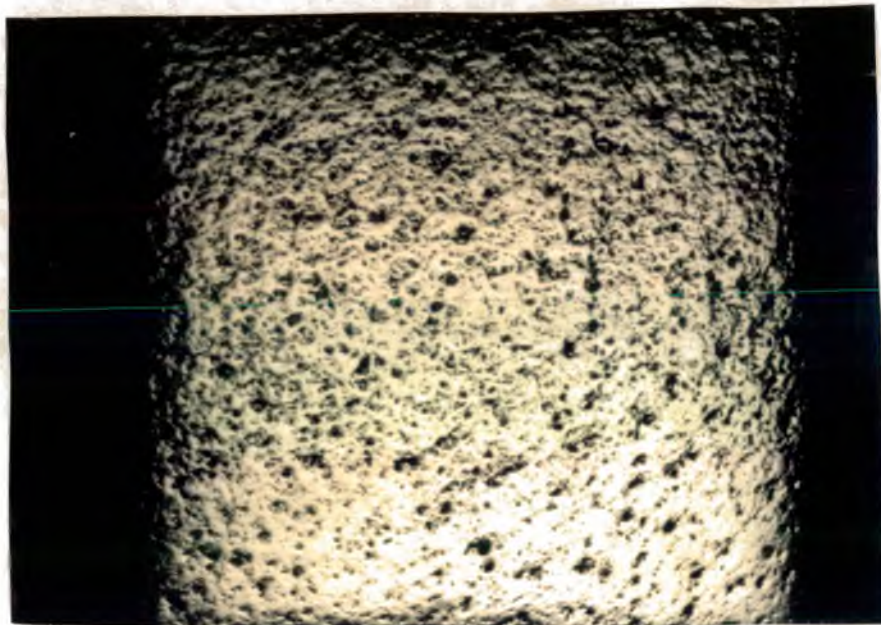


Fig. 3.5 - Micrografia sem ataque da seção transversal de aço com 2% MCM (densidade 6,8 g/cm³). Aumento: $\frac{1 \text{ mm}}$; compactação com dupla ação.

Pode-se observar na figura 3.6 que a compactação simples cria uma maior heterogeneidade na distribuição dos poros (comparar a parte superior e inferior da figura), pois a pressão de compactação não se transmite totalmente até o punção estacionário inferior devido a vários fatores entre os quais a dissipação da força devido ao atrito com as paredes da matriz e entre as próprias partículas de pó. A compactação com dupla ação cria uma distribuição mais homogênea, pois através da movimentação simultânea do

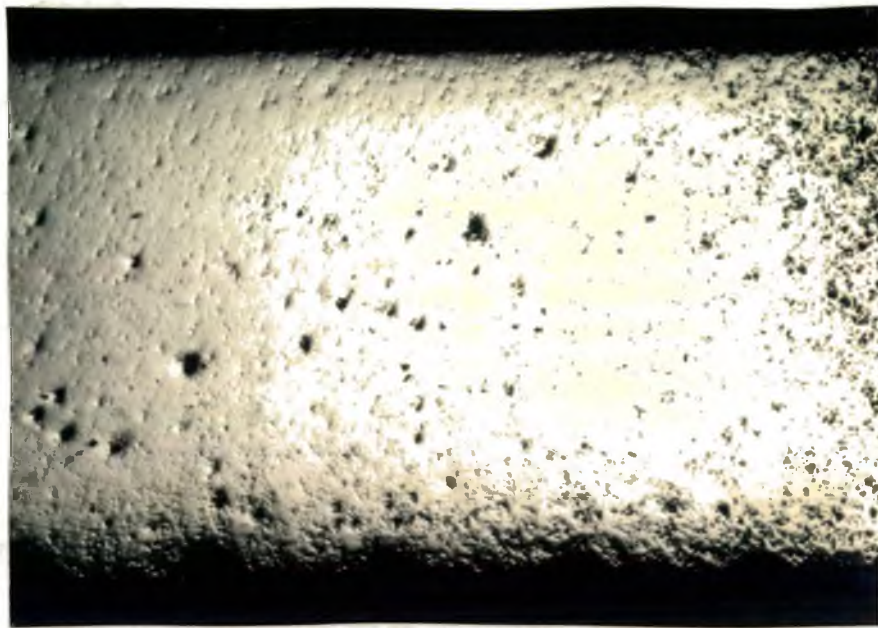


Fig. 3.6 - Micrografia sem ataque da seção transversal de aço com 2% MCM, (densidade $6,9 \text{ g/cm}^3$). Aumento: $\overline{1 \text{ mm}}$; compactação simples.



Fig. 3.7 - Micrografia sem ataque da seção transversal de aço com 2% MCM, (densidade $7,0 \text{ g/cm}^3$). Aumento: $\overline{1 \text{ mm}}$; compactação com dupla ação.



Fig. 3.8 - Micrografia sem ataque da seção transversal de aço com 2% MCM (densidade $7,1 \text{ g/cm}^3$). Aumento: $\frac{1 \text{ mm}}$; compactação com dupla ação.

punção inferior e superior, a distribuição da pressão de compactação é mais equitativa.

As figuras 3.9, 3.10 e 3.11, mostram as micrografias com ataque (núcleo dos corpos de prova) dos aços com 0,5%, 1% e 2% MCM, respectivamente, sinterizados em condições industriais usando-se dois aumentos distintos, um para se ter uma idéia da distribuição estatística das fases da microestrutura e outro, maior, para a caracterização de cada micro-constituente.

Para que se possa comparar o efeito da atmosfera do forno de sinterização, a figura 3.12 apresenta as micrografias do aço com 2% MCM, sinterizado em alto vácuo.

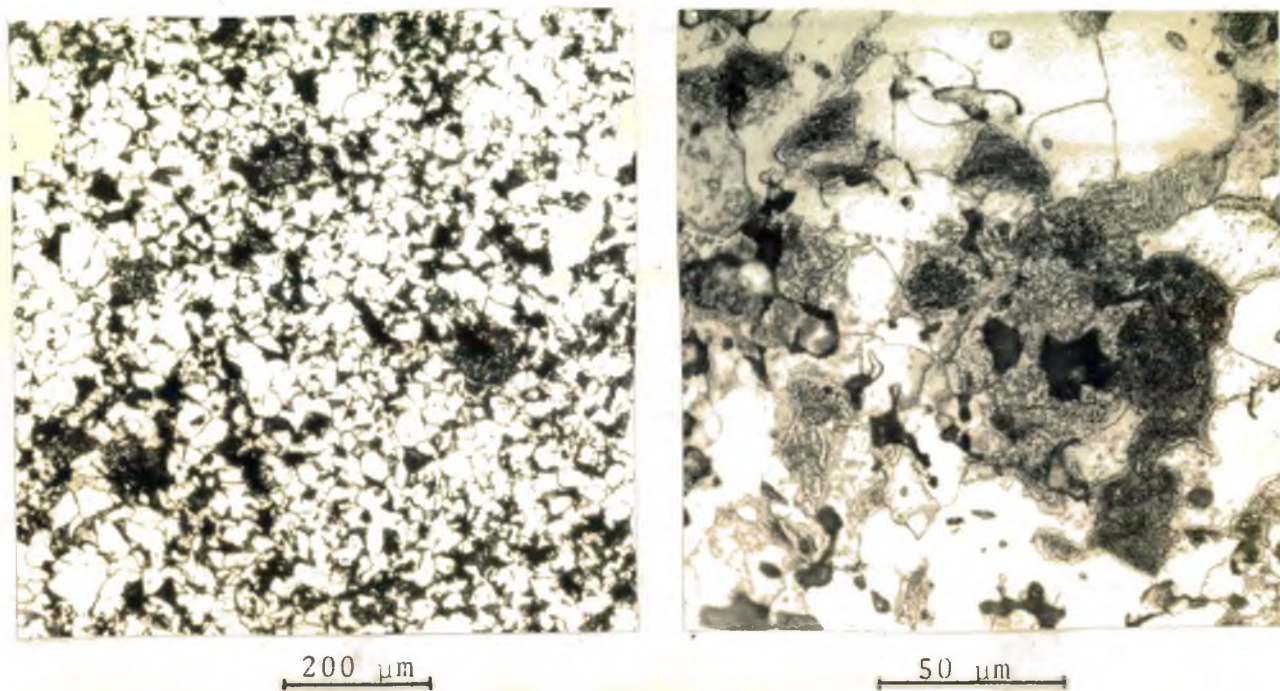


Fig. 3.9 - Micrografias de aço sinterizado com 0,5% MCM, mostrando a distribuição da ferrita e perlita. Densidade: $7,0 \text{ g/cm}^3$. Ataque: Nital. Atmosfera de amônia.

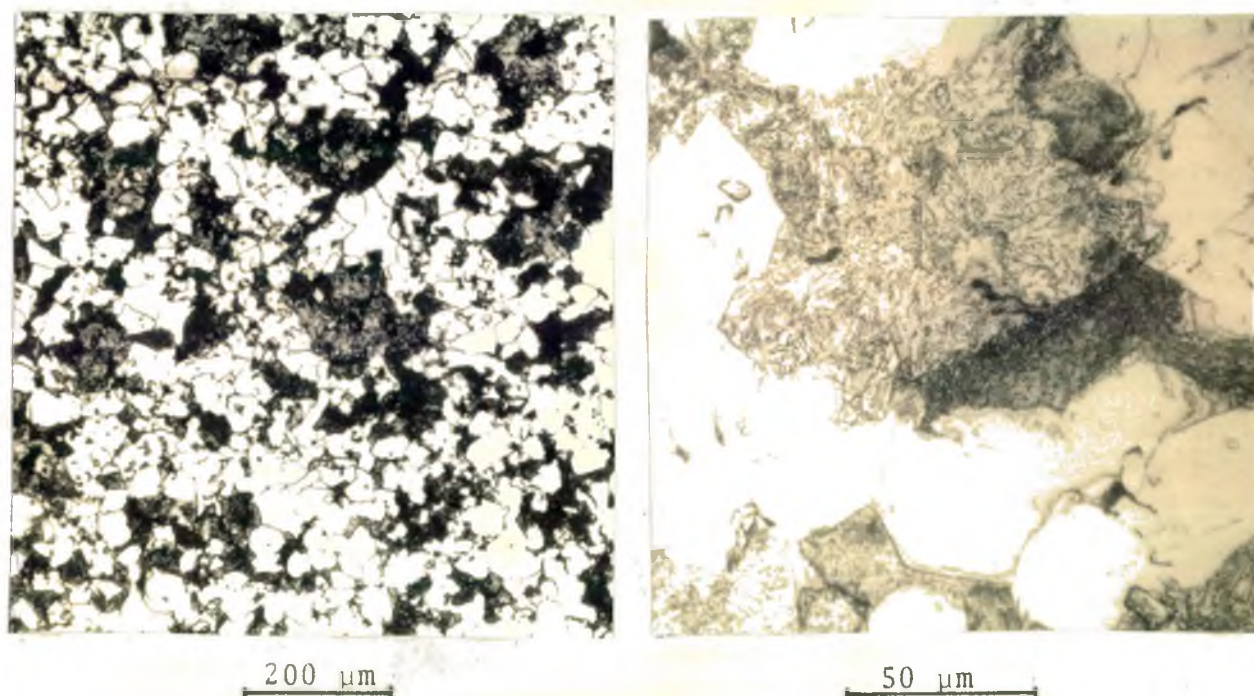
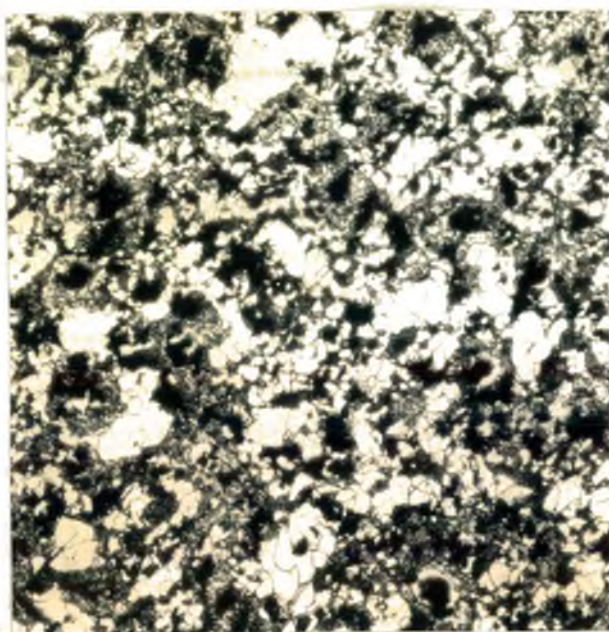
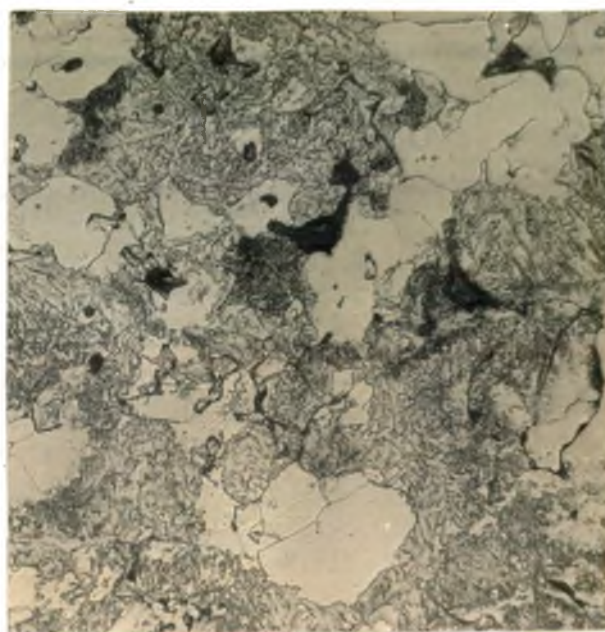


Fig. 3.10 - Micrografias do aço sinterizado com 1% MCM mostrando a distribuição da ferrita e perlita. Densidade $7,0 \text{ g/cm}^3$. Ataque: Nital. Atmosfera de amônia.

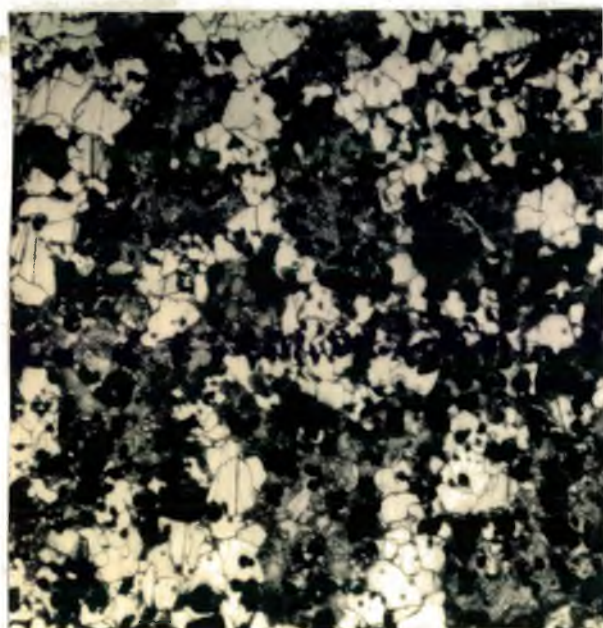


200 μm



50 μm

Fig. 3.11 - Micrografias do aço sinterizado com 2% MCM, mostrando a distribuição da ferrita e perlita. Densidade: $7,0 \text{ g/cm}^3$. Ataque Nital. Atmosfera de amônia.



200 μm

50 μm

Fig. 3.12 - Micrografias do aço com 2% MCM, sinterizado em alto vácuo, mostrando a distribuição da ferrita e perlita. Densidade: $6,9 \text{ g/cm}^3$. Ataque: Nital.

As micrografias anteriores permitem observar que com o aumento do teor de MCM a quantidade de perlita aumenta.

Uma comparação das figuras 3.12 e 3.11, permite afirmar que durante a sinterização em alto vácuo houve uma sensível descarbonetação, pois embora as composições dos aços mostrados nessas figuras sejam as mesmas (2% MCM), nota-se que os corpos de prova sinterizados em condições industriais (atmosfera de amônia e N_2) apresentam uma maior porcentagem de perlita. Tal efeito também foi notado para os outros teores de MCM.

As figuras 3.13, 3.14 e 3.15 mostram as micrografias dos aços sinterizados em condições industriais com três teores de MCM (0,5%, 1% e 2%) e densidade de $7,0 \text{ g/cm}^3$, os quais foram submetidos a um tratamento de carbonitreção, seguindo-se uma têmpera em óleo e revenimento.

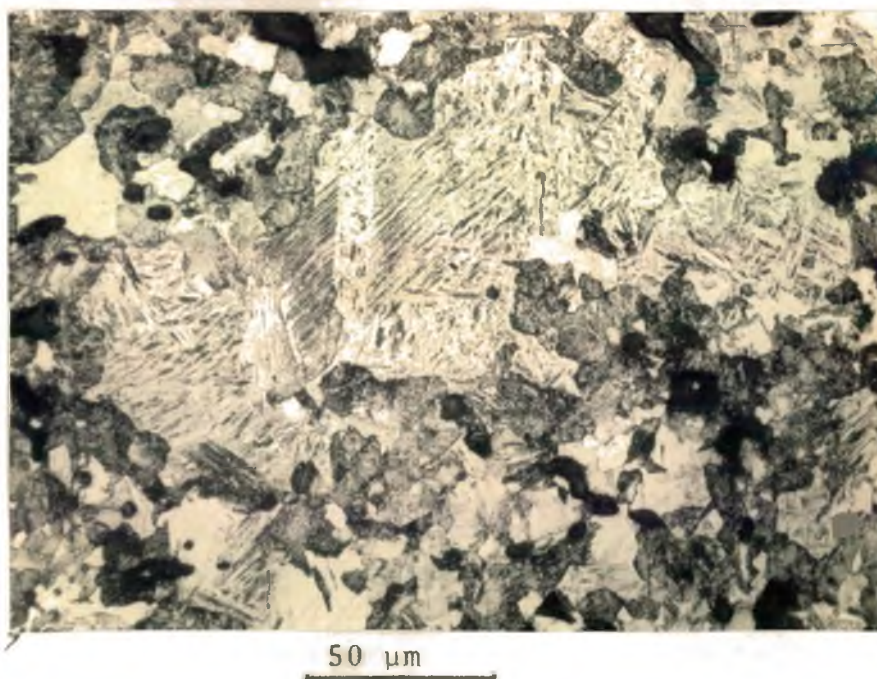
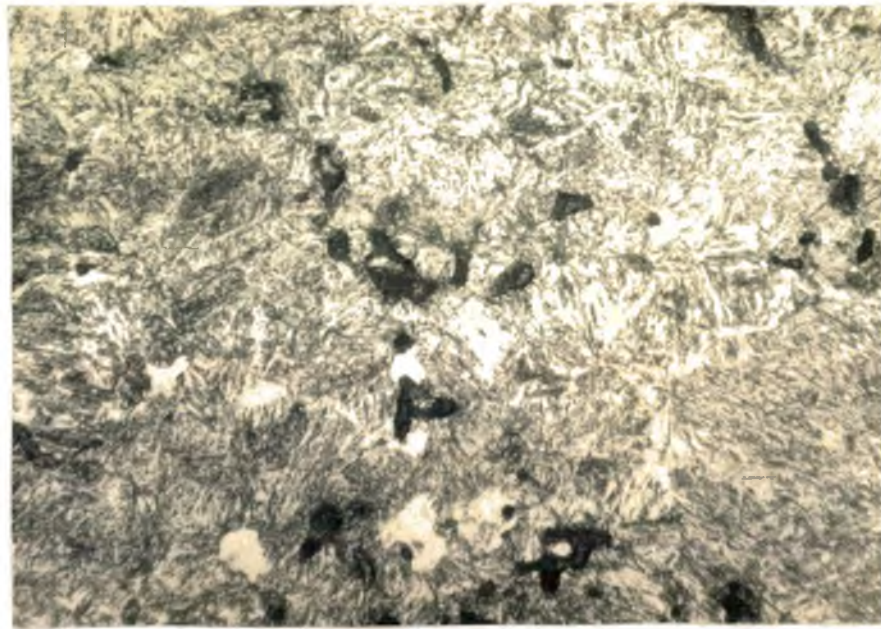
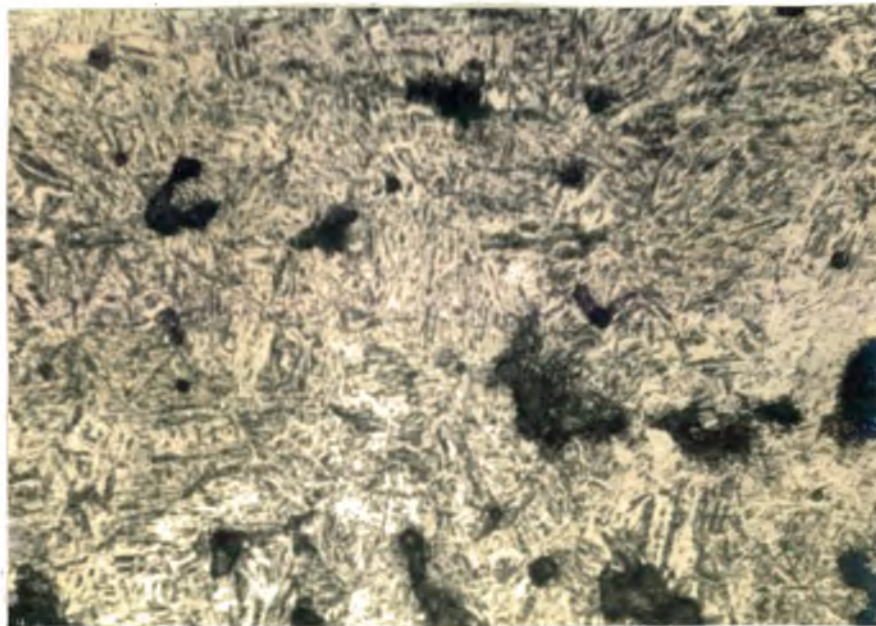


Fig. 3.13 - Micrografia de aço sinterizado com 0,5% de MCM, carbonitreçado, temperado e revenido, mostrando martensita, perlita, ferrita e bainita. Densidade: $7,0 \text{ g/cm}^3$. Ataque: Nital. Atmosfera de amônia.



50 μm

Fig. 3.14 - Micrografia de aço sinterizado com 1% de MCM, carbonitretado, temperado e revenido, mostrando, martensita, bainita e ferrita. Densidade $7,0 \text{ g/cm}^3$. Ataque: Nital. Atmosfera de amônia.



50 μm

Fig. 3.15 - Micrografia de aço sinterizado com 2% MCM, carbonitretado, temperado e revenido, mostrando uma estrutura martensítica. Densidade $7,0 \text{ g/cm}^3$. Ataque: Nital. Atmosfera de amônia.

Pode-se notar das micrografias anteriores que, com o aumento do teor de MCM, há uma maior formação de martensita, originando, assim, um material mais frágil. Deve-se ainda acrescentar, que a espessura da camada carbonitretada dos corpos de prova sinterizados em alto vácuo e tratados na "METAL PÓ" é ligeiramente maior que a camada carbonitretada dos corpos de prova confeccionados na Sintermetallwerk Krebsöge.

3.4.3 - Dureza

A figura 3.16 mostra a dureza (Brinell), como função da composição, para vários teores de densidade, no caso dos corpos sem tratamento de carbonitreção.

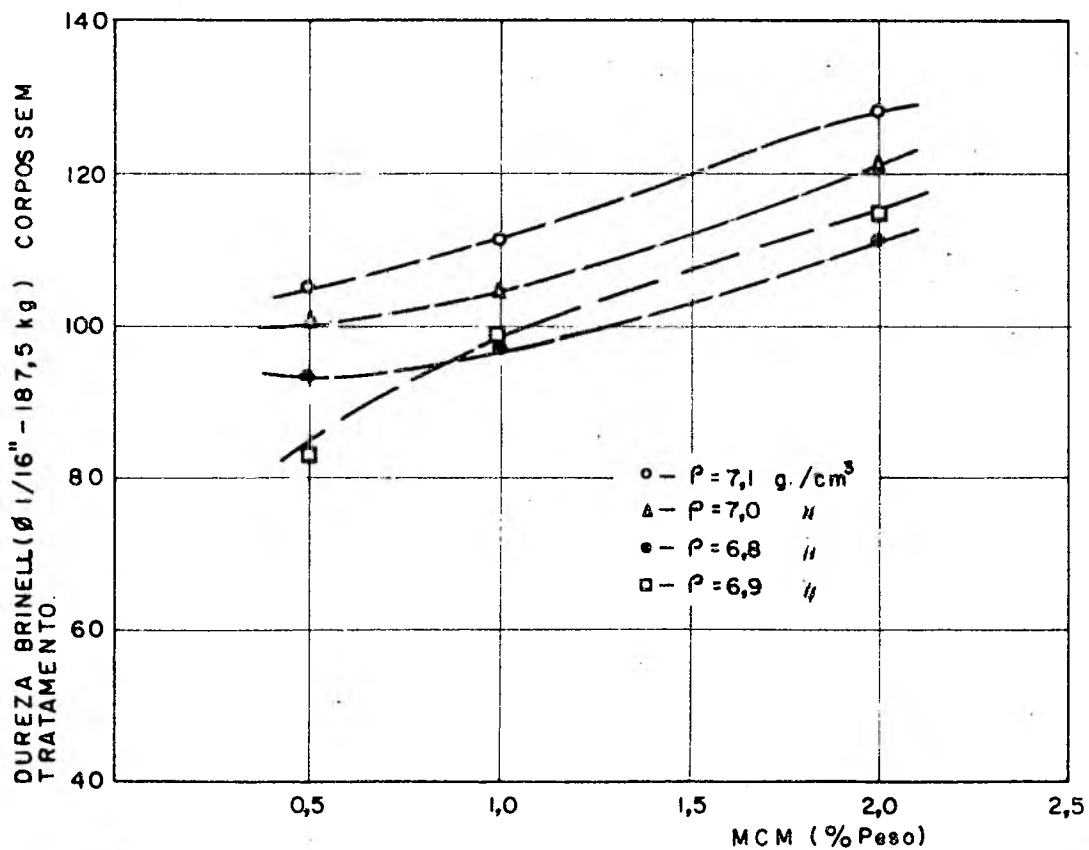


Fig. 3.16 - Dureza Brinell em relação à densidade e teor de MCM, para corpos sem carbonitreção.

Em todos os casos, os pontos representam valores médios obtidos na medição da dureza de 3 corpos de prova com 10 medições para cada um.

Observa-se na figura 3.16 que um aumento do teor de MCM e também da densidade, resultam num aumento da dureza. Este efeito se repete nos corpos de prova com tratamento de carbonitretação, onde foram feitas medições no núcleo (fig. 3.17).

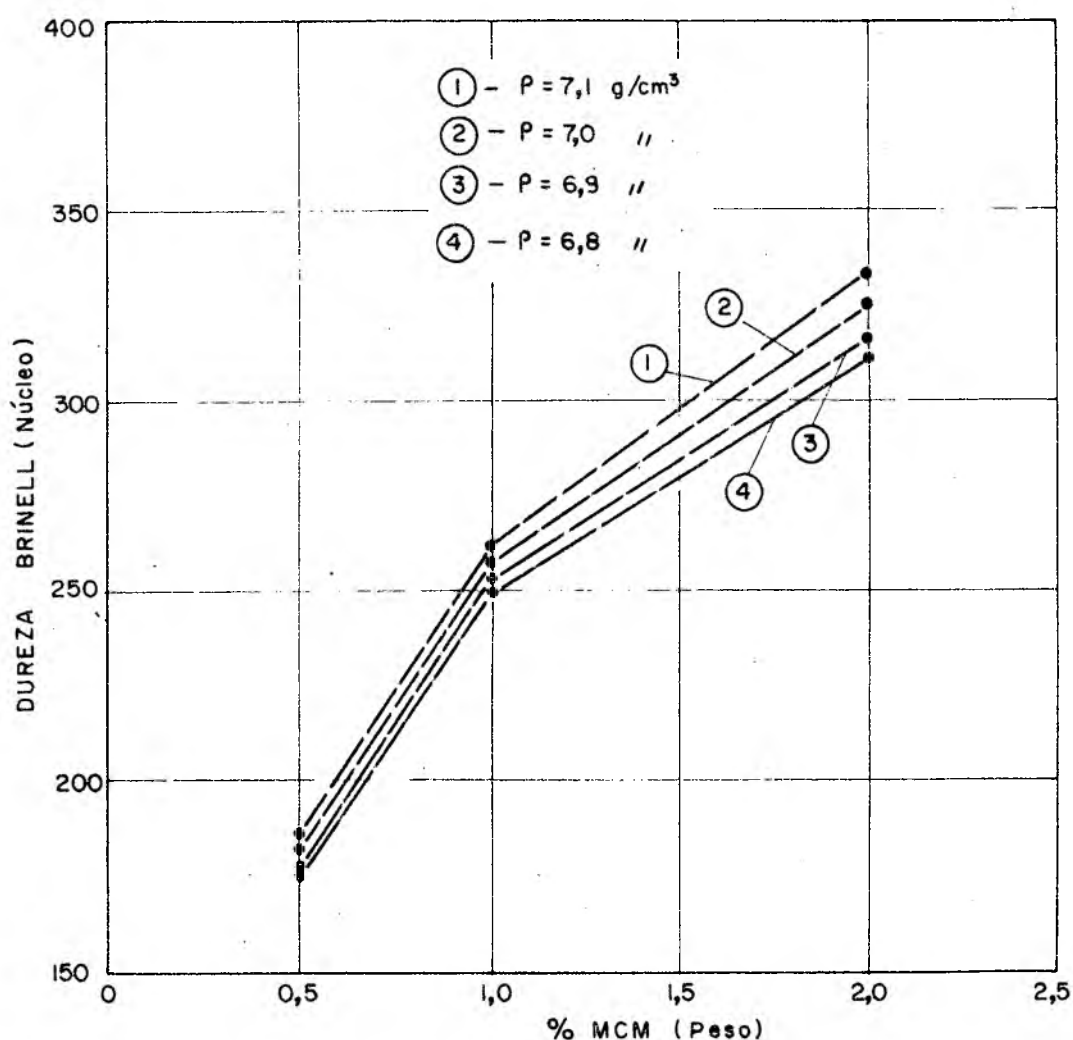


Fig. 3.17 - Dureza do núcleo dos corpos de prova carbonitretados em relação ao teor de MCM e densidade.

Muito embora na ordenada da figura 3.17 tenha sido colocada a dureza Brinell (para maior facilidade de comparação), os valores das durezas foram obtidas usando a escala Rockwell C. e transformados para dureza Brinell mediante o uso de tabela.

3.4.4 - Resistência à tração e à flexão

Os valores obtidos para a resistência à tração e à flexão são também a média de três corpos de prova.

A figura 3.19 mostra o efeito da composição e densidade na resistência à tração, para os corpos de prova sem carbonitreção.

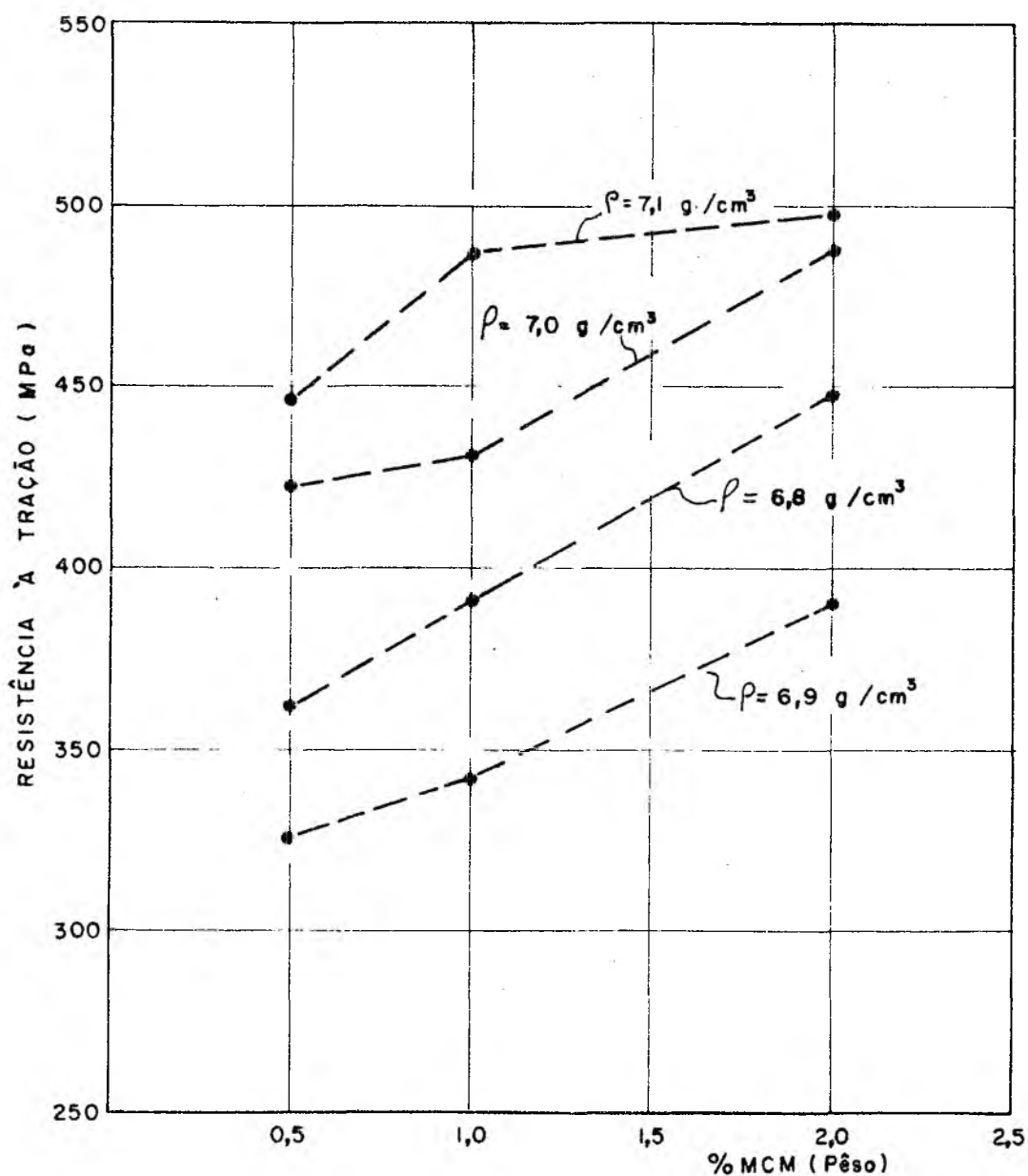


Fig. 3.19 - Resistência à tração para os corpos sem carbonitreção com várias densidades em relação ao teor de MCM.

Verifica-se que a resistência à tração aumenta com o aumento do teor de MCM. Uma comparação entre as curvas (3) e (4) revela que mesmo com densidades superiores, os corpos de prova sinterizados em alto vácuo tem uma resistência menor do que os corpos sinterizados em atmosfera de amônia. É provável que este efeito seja causado pela descarbonetação, bem como pela heterogeneidade da distribuição da porosidade, já que nesse caso a compactação foi unidirecional (ver micrografias das seções transversais).

Como foi mencionado, os corpos carbo-nitretados foram submetidos a ensaios de flexão; as tensões de ruptura por flexão em função da composição química e densidade estão mostrados na figura 3.20, onde cada ponto representa a média obtida para três corpos de prova de cada tipo.

A resistência à flexão é geralmente usada para caracterizar materiais frágeis e sabe-se que no caso dos metais duros [34], esta é fortemente afetada pela ductilidade. Para os aços sinterizados com a pré-liga MCM tem-se três fatores que influenciam a ductilidade de forma acentuada.

- com o aumento da densidade (ver figura (3.23)) aumenta-se a ductilidade.
- com o aumento do teor de MCM a ductilidade diminui (ver figura 3.23).
- com o aumento do teor de martensita (devido ao tratamento de têmpera), ocorre uma fragilização com consequente redução da ductilidade.

Por estas razões observa-se que com densidades de 7,0 e 7,1 g/cm³ (curvas (3) e (4), figura 3.20) deve existir um ponto ótimo, dentro da faixa de composições investigadas, para o qual a resistência à flexão é máxima (para os teores estudados, esse máximo foi para 1% MCM).

No caso da densidade de 6,8 g/cm³ (curva (2)) o material já é tão frágil que qualquer aumento no teor de MCM diminui ainda mais a resistência à flexão.

Pode-se notar que no caso da curva (1) (6,9 g/cm³, sinterização em alto vácuo), só para teores acima de 2% MCM é que o

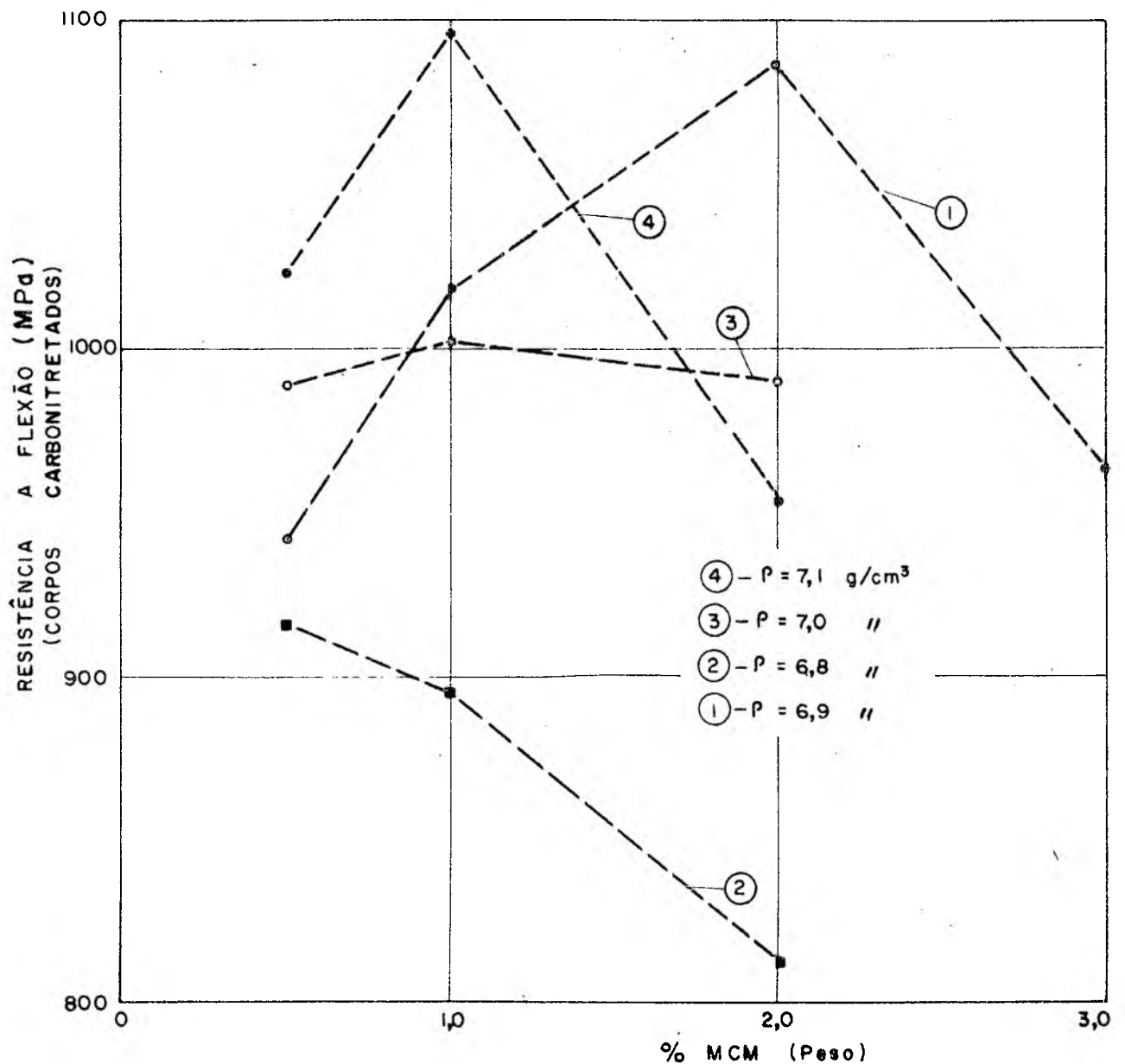


Fig. 3.20 - Resistência à flexão para corpos de prova com tratamento de carbonitretação, para várias densidades, em relação ao teor de MCM.

material apresenta uma redução da resistência à flexão pelo efeito de fragilização. Isto se verificou usando-se uma liga com 3% de MCM. A razão pela qual o material com $6,9 \text{ g/cm}^3$, apresentou um comportamento melhor que o material com $7,0 \text{ g/cm}^3$ é que, devido à descarbonetação ocorrida durante a sinterização, tem-se depois da carbonitretação e têmpera, uma estrutura com menor teor de martensita, conseqüentemente menos frágil.

3.4.5 - Módulo de elasticidade estático

A figura 3.21 mostra o módulo de elasticidade estático em função do teor de MCM para vários níveis de densidade. Os valores representam a média de três corpos de prova de cada tipo, e foram calculados a partir das curvas força-deslocamento obtidas na máquina de tração pelo uso de extensômetro.

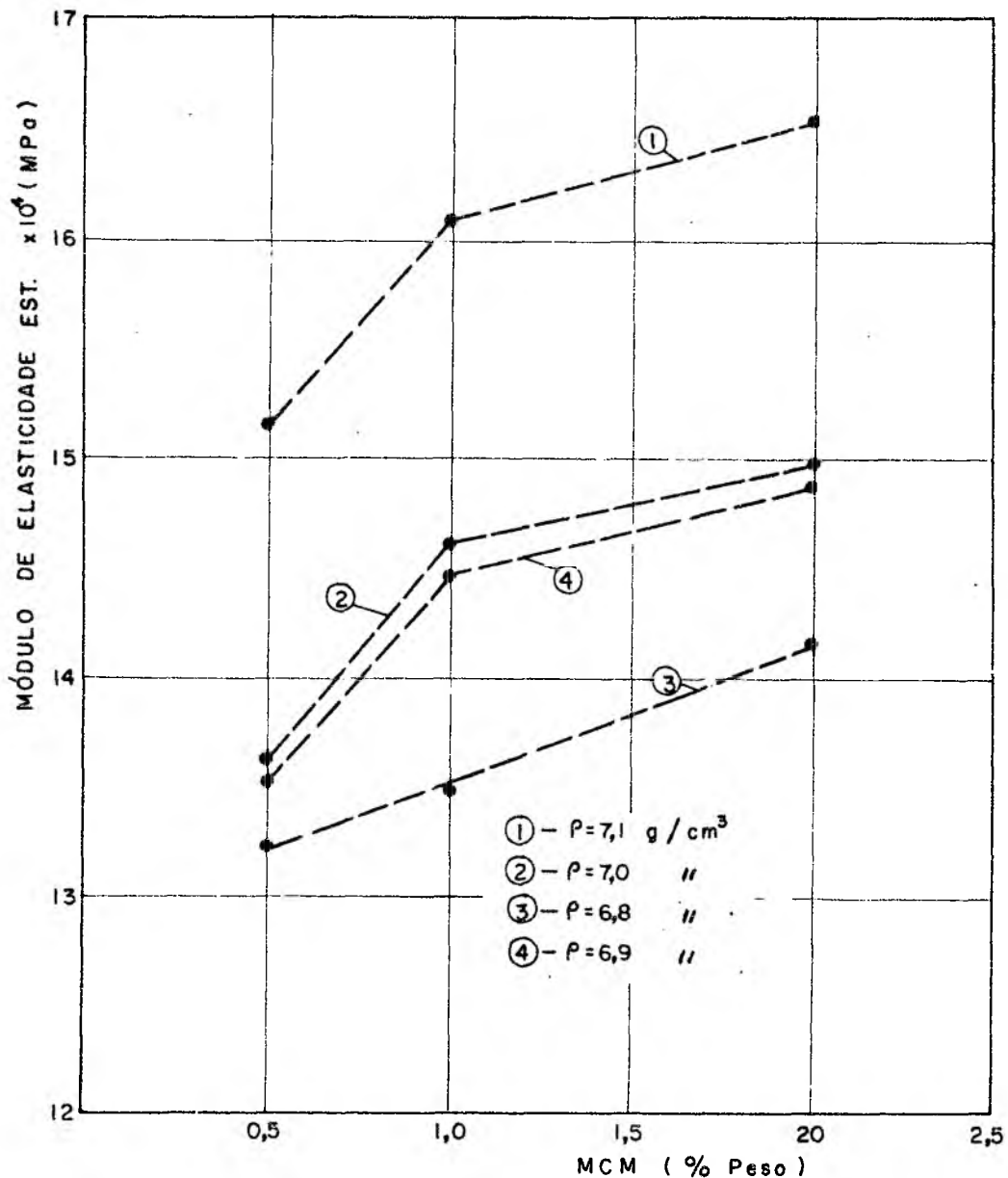


Fig. 3.21 - Variação do módulo de elasticidade estático com relação ao teor de MCM e densidade.

Pode-se observar da figura 3.21, que com o aumento do teor de MCM o módulo de elasticidade aumenta, já que, como nos ma

teriais convencionais, os elementos de liga aumentam levemente a rigidez da rede cristalina. Com uma redução da densidade, o módulo de elasticidade diminui.

Este efeito está de acordo com várias pesquisas feitas em materiais sinterizados [31].

3.4.6 - Tensão para 0,1% de deformação residual ($\sigma_{0,1\%}$)

A figura 3.22 mostra as curvas obtidas para a tensão relativa a 0,1% de deformação residual ($\sigma_{0,1\%}$) em relação ao teor de MCM e densidade. Também nesta figura, os pontos obtidos representam os valores médios para uma amostragem de três corpos de prova de cada tipo.

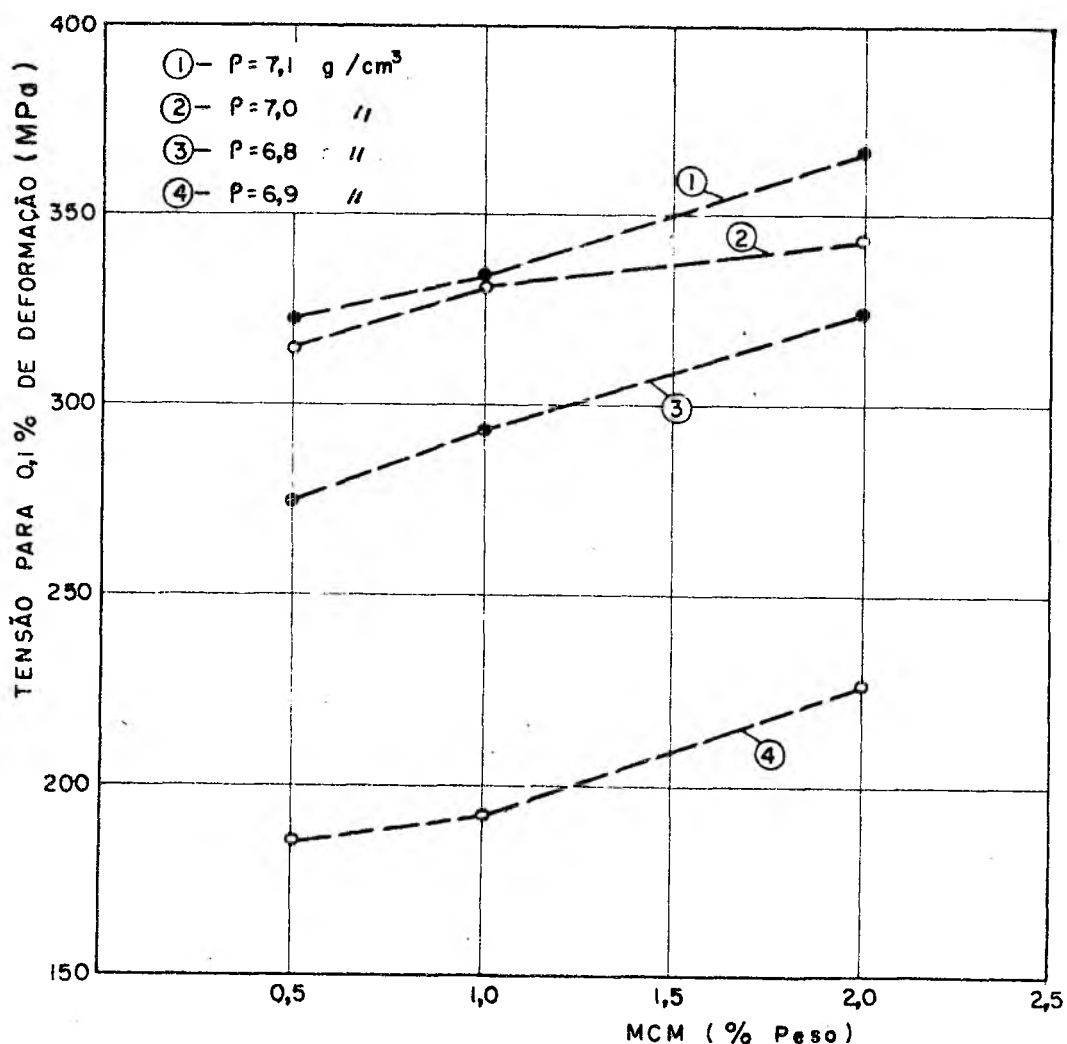


Fig. 3.22 - Tensão para 0,1% de deformação residual em relação ao teor de MCM e densidades.

Observa-se das curvas (1), (2), (3) (corpos de prova sinterizados em atmosfera de amônia) que ao aumentar o teor de MCM, bem como a densidade, a tensão para 0,1% de deformação residual tende a aumentar. Isso era de se esperar, pois tanto o aumento do teor de MCM, como o da densidade são fatores que aumentam a resistência dos aços sinterizados. A curva (4) (relativa aos corpos sinterizados em alto vácuo) apresenta valores mais baixos para $\sigma_{0,1\%}$, o que de certa forma é coerente, pois nestes casos houve uma descarbonetação durante a sinterização. Isto também é confirmado pela comparação das resistências à tração dos mesmos corpos de prova (fig. 3.19).

3.4.7 - Alongamento

A figura 3.23, mostra os valores do alongamento obtidos para os vários teores de MCM e densidades, para os corpos sem tratamento de carbonitretação. Os pontos representam a média para três corpos de prova de cada tipo.

Pode-se notar das curvas (1), (2), (3) que o alongamento decresce com o aumento do teor de MCM (pois os elementos de liga tendem a reduzir a ductilidade) e também com a redução da densidade. Na curva (4) (corpo de prova sinterizado em alto vácuo) nota-se que embora com densidade de $6,9 \text{ g/cm}^3$, os valores obtidos para o alongamento são menores do que para os corpos com $6,8 \text{ g/cm}^3$. Esse comportamento pode ser explicado levando-se em conta a heterogeneidade na distribuição dos poros após a compactação simples (ver figura 3.6).

3.4.8 - Estricção

A figura 3.24 mostra os valores obtidos para a estricção considerando os vários teores de MCM e densidades, dos corpos sem carbonitretação, e sendo os pontos obtidos a média de três corpos de prova de cada tipo.

Novamente se percebe que a estricção aumenta com a densidade (aumento da ductilidade) e decresce com o aumento do teor

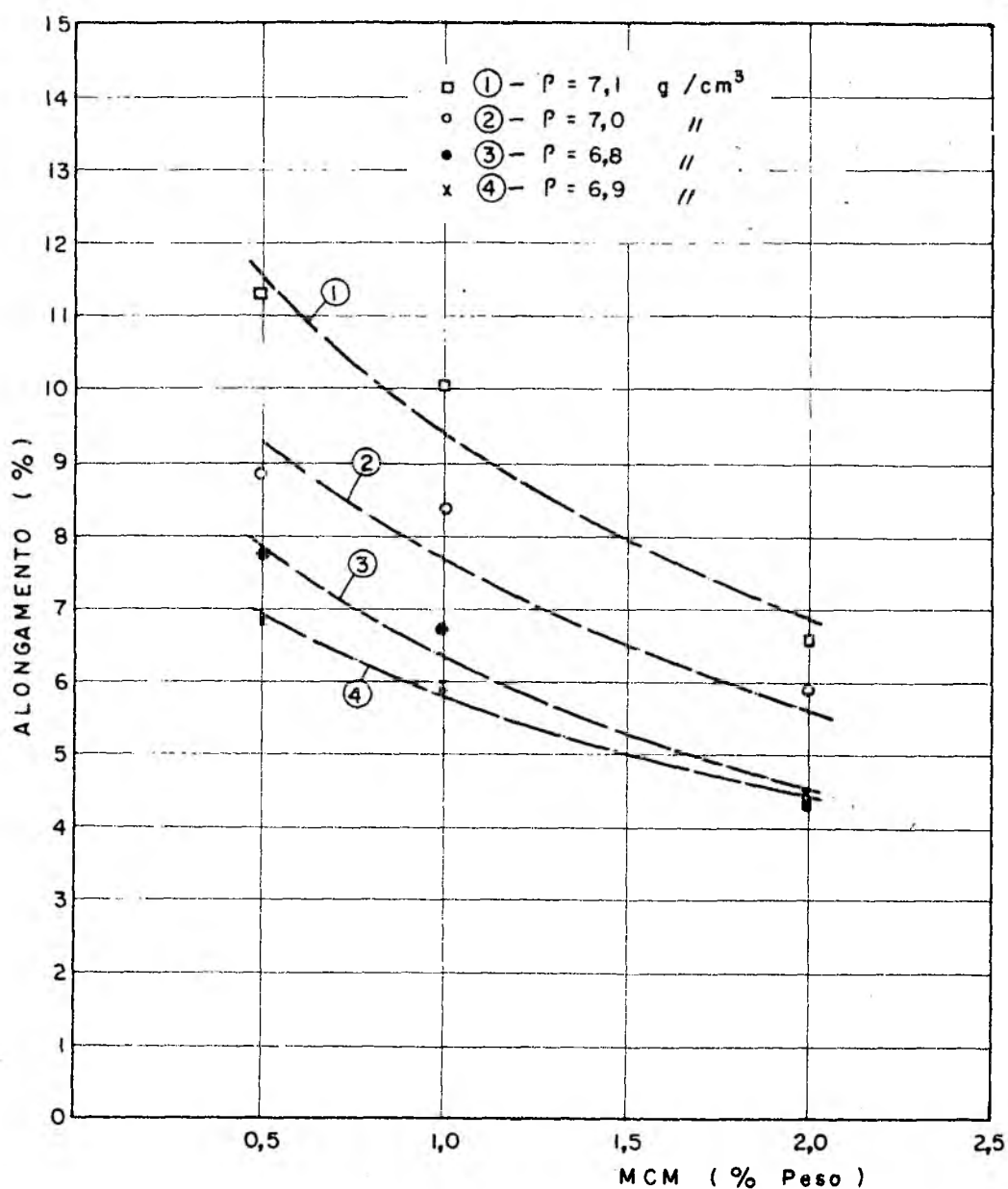


Fig. 3.23 - Alongamento em relação ao teor de MCM e densidade (corpos sem carbonitreção).

de MCM. Também a curva (4) (corpos sinterizados em alto vácuo) apresenta valores maiores para a estricção, podendo isto ser devido à maior ductilidade causada pela descarbonetção, durante a sinterização em vácuo.

Todos os dados relativos à caracterização das propriedades mecânicas individuais descritas anteriormente constam no apêndice deste trabalho.

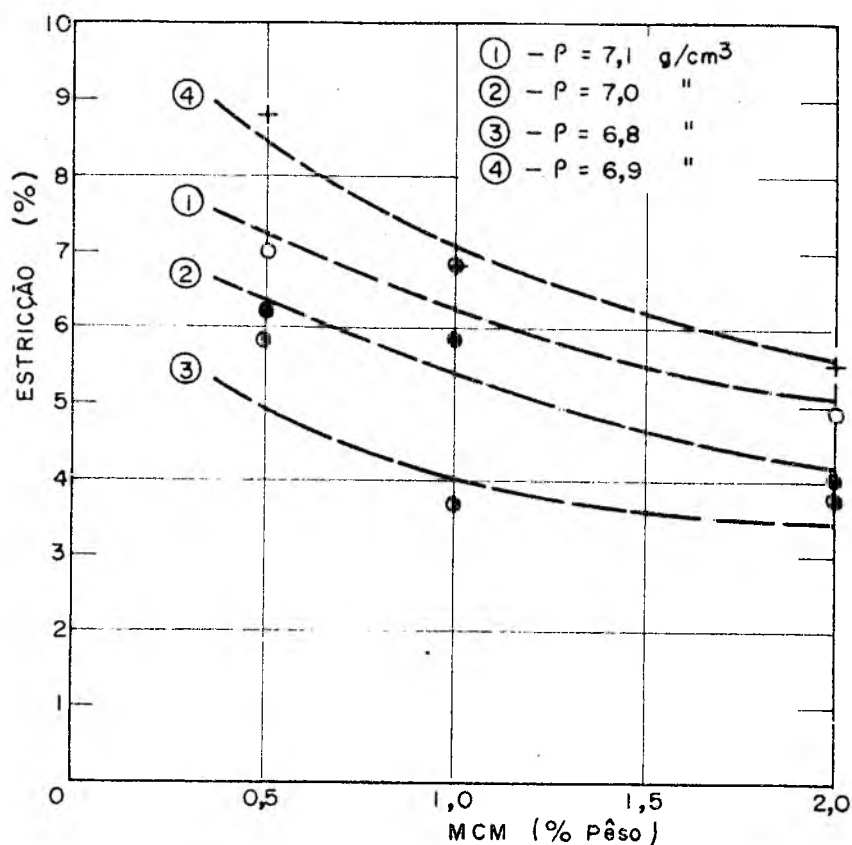


Fig. 3.24 - Estricção em relação ao teor de MCM e densidades (corpos sem carbonitreção).

3.5 - Resultados experimentais relativos aos testes de fadiga.

3.5.1 - Equipamento usado e critérios de ensaio.

Para a execução dos testes de fadiga por flexão dinâmica pura, foi utilizado um equipamento marca SHENCK, Modelo PWO com velocidade de ensaio de 1750 ciclos/minuto. Este equipamento permite a aplicação de uma tensão de flexão pura pré-fixada no corpo de prova. Depois de fixado o nível da tensão de flexão, calcula-se (em função da forma e das dimensões do corpo de prova) o momento fletor capaz de induzir esta tensão. O momento é aplicado usando-se um motor elétrico conectado a um sistema de excêntrico

e biela, ao qual está conectado o corpo a ser testado, como mostra esquematicamente, a figura 3.25.

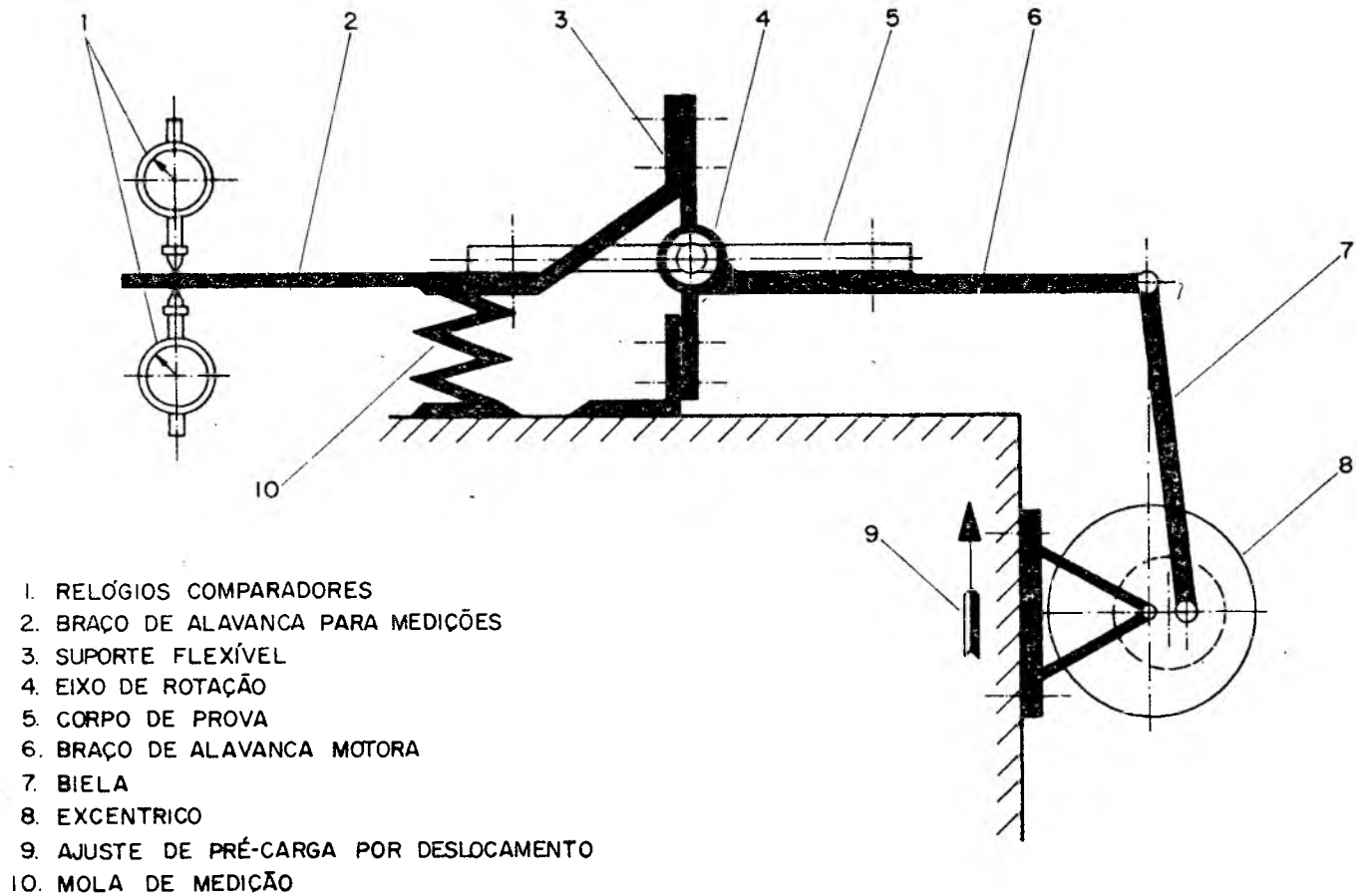


Fig. 3.25 - Princípio esquemático da máquina de flexão alternada.

Antes da realização dos ensaios foi feita uma calibração da máquina para testes de fadiga. Para esta calibração, foram usados dois métodos:

- a) usando-se um conjunto de pesos padrões aplicados numa alavanca de braço conhecido (simulando os momentos).
- b) usando-se extensômetros elétricos colados num corpo de prova, obtendo-se as tensões com base nas deformações sofridas pelo corpo de prova.

Feitas as aferições, foram traçadas curvas de calibração corrigidas (ver apêndice).

Os testes de fadiga foram executados com os seguintes critérios e restrições:

- o número de ciclos, para definir o valor da resistência à fadiga foi de 10^6 (eventualmente superior a 10^6).
- foram usados 4 corpos de prova para cada nível de tensão pré-fixado.
- os corpos de prova antes de submetidos aos testes de fadiga foram lixados longitudinalmente (lixa 400).
- todos os níveis de tensão pré-fixados situaram-se na faixa elástica dos diagramas tensão-deformação para todos os tipos de corpos de prova.
- os resultados de todos os ensaios individuais se encontram em forma de tabelas no apêndice deste trabalho.

3.5.2 - Propriedades de fadiga de corpos de prova sinterizados em condições de laboratório (alto vácuo) sem tratamento de carbonitreção.

A figura 3.26 representa as curvas de Wöhler em escala semi-logarítmica, para três teores de MCM e densidade de $6,9 \text{ g/cm}^3$.

Observa-se claramente que a resistência à fadiga (para 10^6 ciclos) aumenta com o teor de MCM.

Para uma melhor avaliação do efeito do teor de MCM na resistência à fadiga é conveniente representar a resistência à fadiga como uma fração da resistência à tração (figura 3.27) pelas seguintes razões:

- de um lado, com o aumento do teor de MCM, há um aumento na resistência à tração (veja figura 3.19) e é de se esperar que também a resistência à fadiga apresente a mesma tendência.
- de outro lado, o aumento da porosidade (ver as mesmas curvas pa

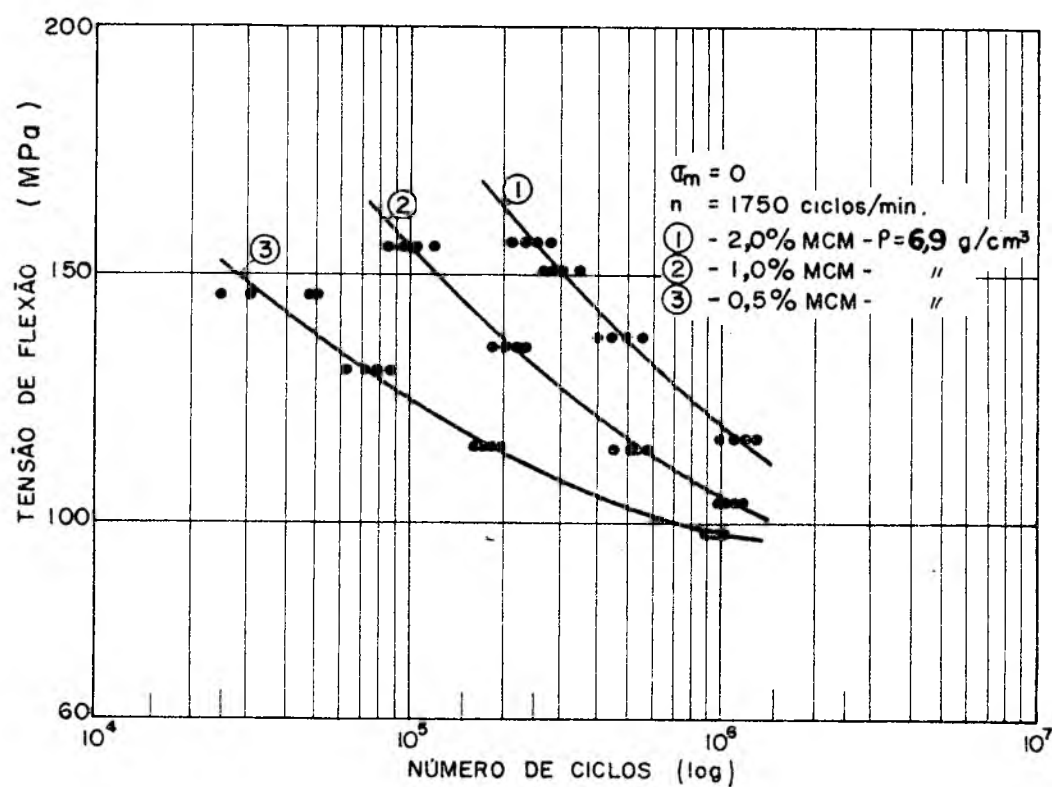


Fig. 3.26 - Curvas de Wöhler para três teores de MCM, e densidade de $6,9$ g/cm³; corpos de prova sinterizados em alto vácuo.

ra os corpos de prova sinterizados em condições industriais (figuras 3.19 e 3.32) tem um efeito negativo tanto na resistência à tração quanto na resistência à fadiga, porém quantitativamente diferentes.

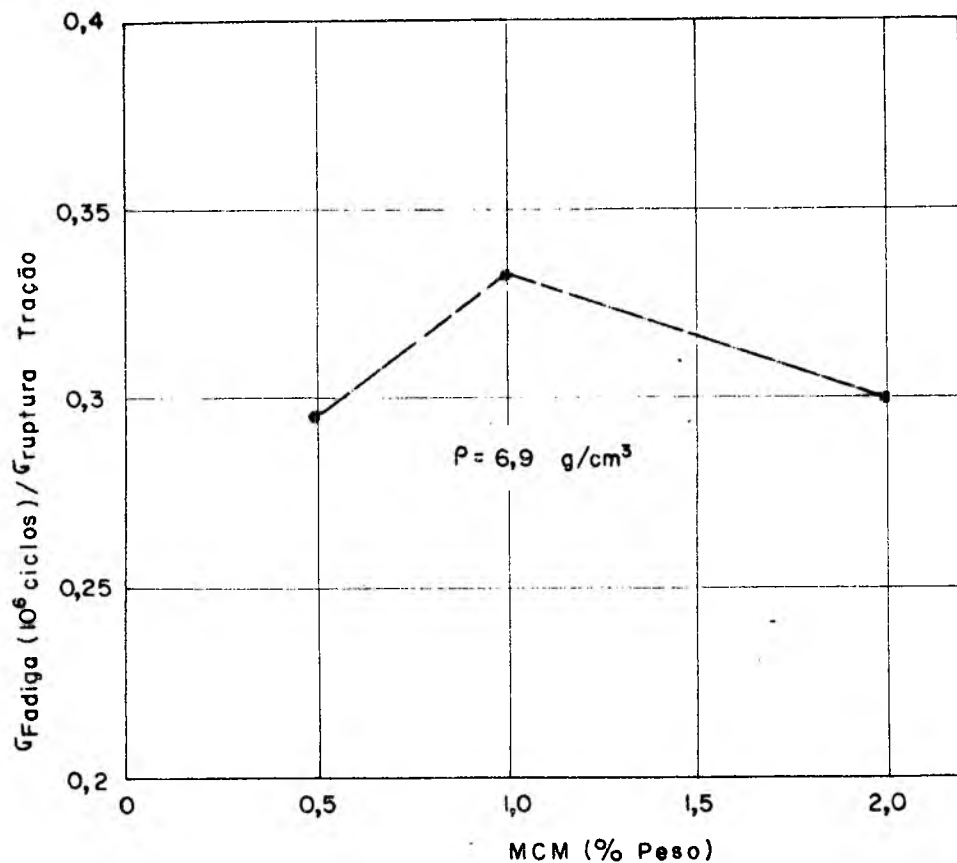


Fig. 3.27 - Razão entre a resistência à fadiga e resistência à tração em relação ao teor de MCM. (corpos sinterizados em alto vácuo).

Os resultados apresentados na figura 3.27 mostram que existe, para o material em estudo, uma composição ideal (1% de MCM), dentro dos teores de MCM estudados, para a qual a resistência à fadiga relativa à resistência à tração é máxima. Isto significa que este teor de MCM, ainda mantém o material suficientemente dútil minimizando dessa maneira a formação e propagação de trincas. Efeitos similares foram observados em pesquisas com vários materiais sinterizados que sofreram após a sinterização um forjamento a quente [31].

A figura 3.28 mostra a superfície de uma fratura para um aço sinterizado em alto vácuo com 2% de MCM e densidade de $6,9 \text{ g/cm}^3$ sem tratamento, obtida com microscópio eletrônico de varredura (COPPE-UFRJ).

Da fratura pode-se notar que a fratura do aço sinterizado se deu por deformações plásticas, na região de interliga-

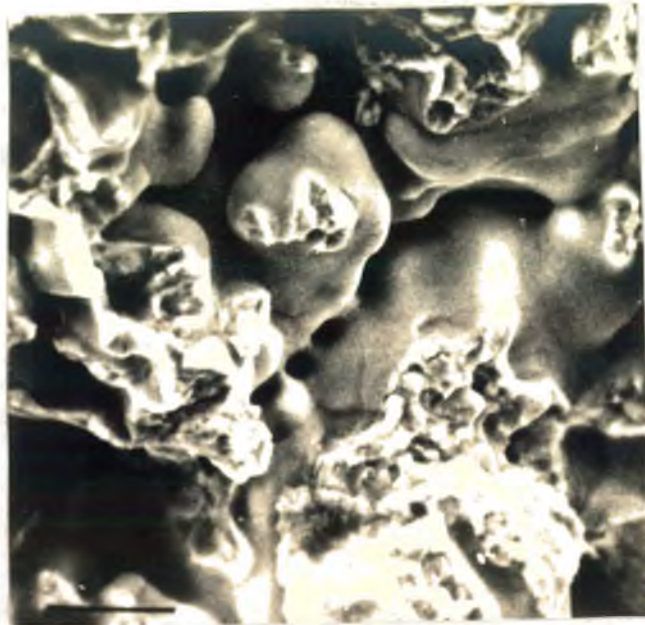


Fig. 3.28 - Superfície de fratura por fadiga para aço sinterizado em alto vácuo com 2% MCM e densidade de $6,9 \text{ g/cm}^3$
Aumento: $\overbrace{\hspace{1.5cm}}^{50 \text{ } \mu\text{m}}$

ção das partículas, não sendo uma fratura típica de fadiga. Isto pode ser explicado devido ao efeito de concentração de tensões, resultante da presença do grande número de poros, que fazem aparecer deformações plásticas na extremidade de propagação da trinca, mesmo quando as tensões de flexão pré-fixadas para o corpo de prova como um todo se situem na parte elástica do diagrama tensão-deformação.

As superfícies lisas observadas na micrografia correspondem aos contornos dos poros.

3.5.3 - Propriedades de fadiga de corpos de prova sinterizados em condições industriais (atmosfera composta de N_2 e amônia dissociada) sem tratamento de carbonitreção.

Neste caso foram estudadas as influências de vários teores de MCM, em corpos de prova com diversos níveis de densidade ($6,8, 7,0$ e $7,1 \text{ g/cm}^3$).

As figuras 3.29, 3.30 e 3.31 mostram as curvas de Wöhler obtidas para esses corpos de prova.

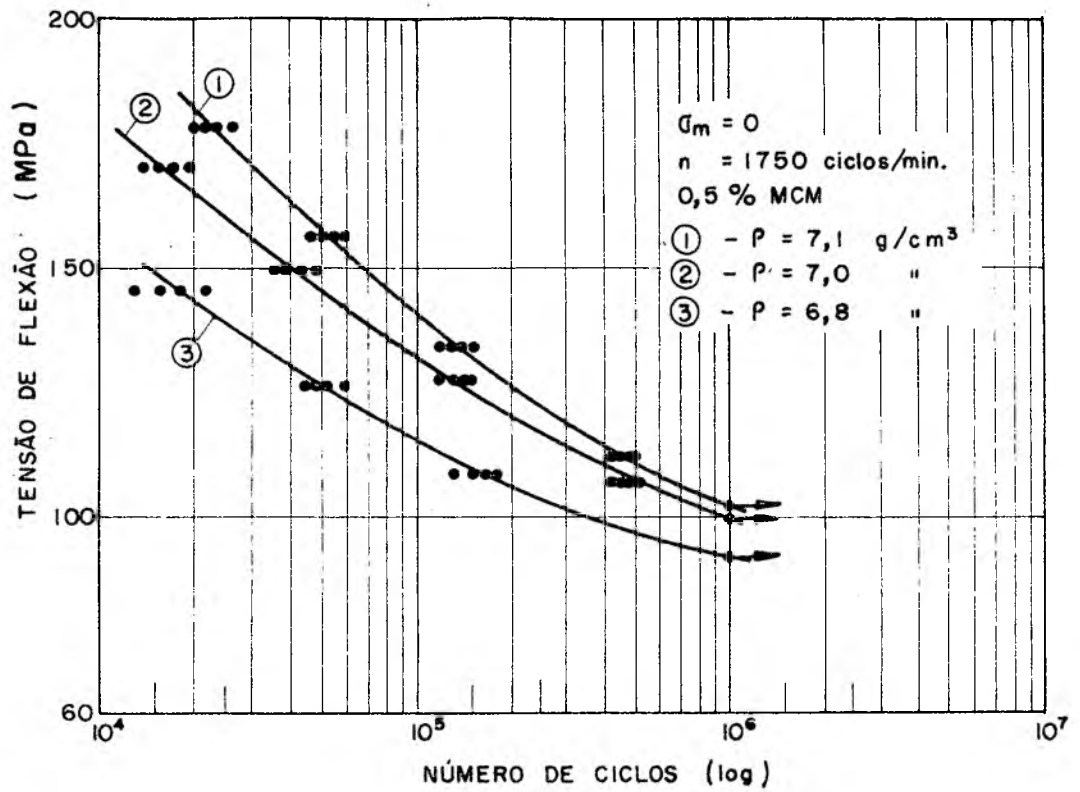


Fig. 3.29 - Curvas de Wöhler para aços sinterizados (atmosfera de N_2 e amônia dissociada) com 0,5% MCM e três densidades.

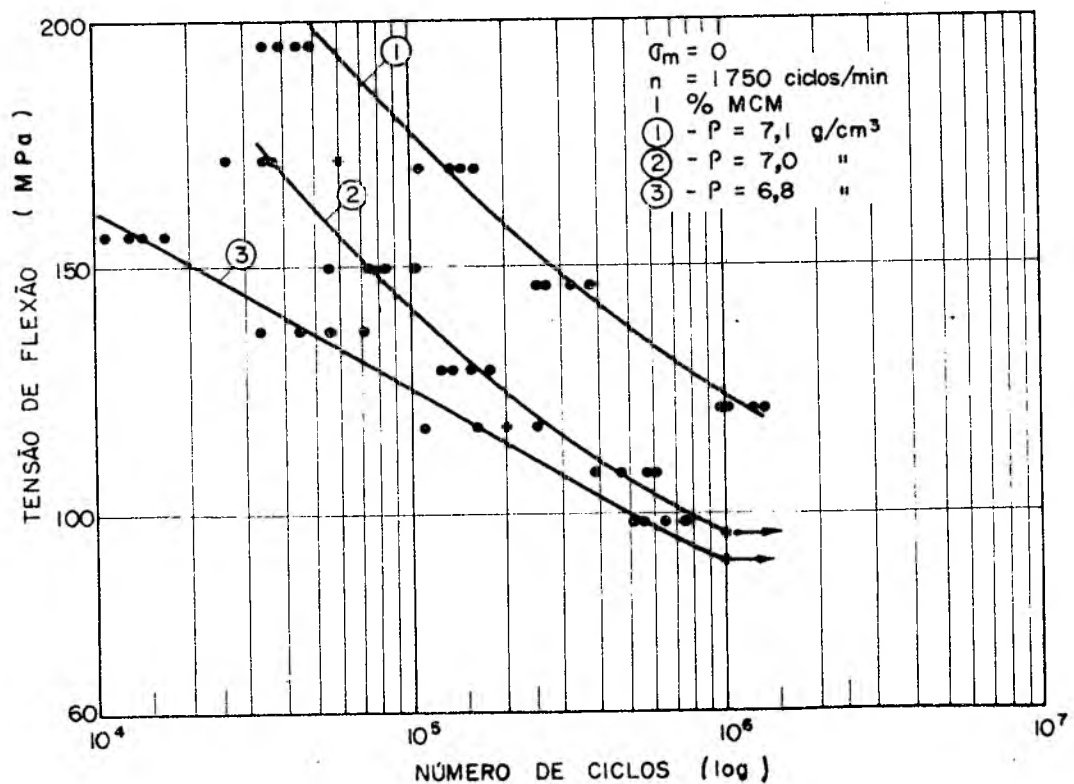


Fig. 3.30 - Curvas de Wöhler para aços sinterizados (atmosfera de N_2 e amônia dissociada) com 1% MCM e três densidades.

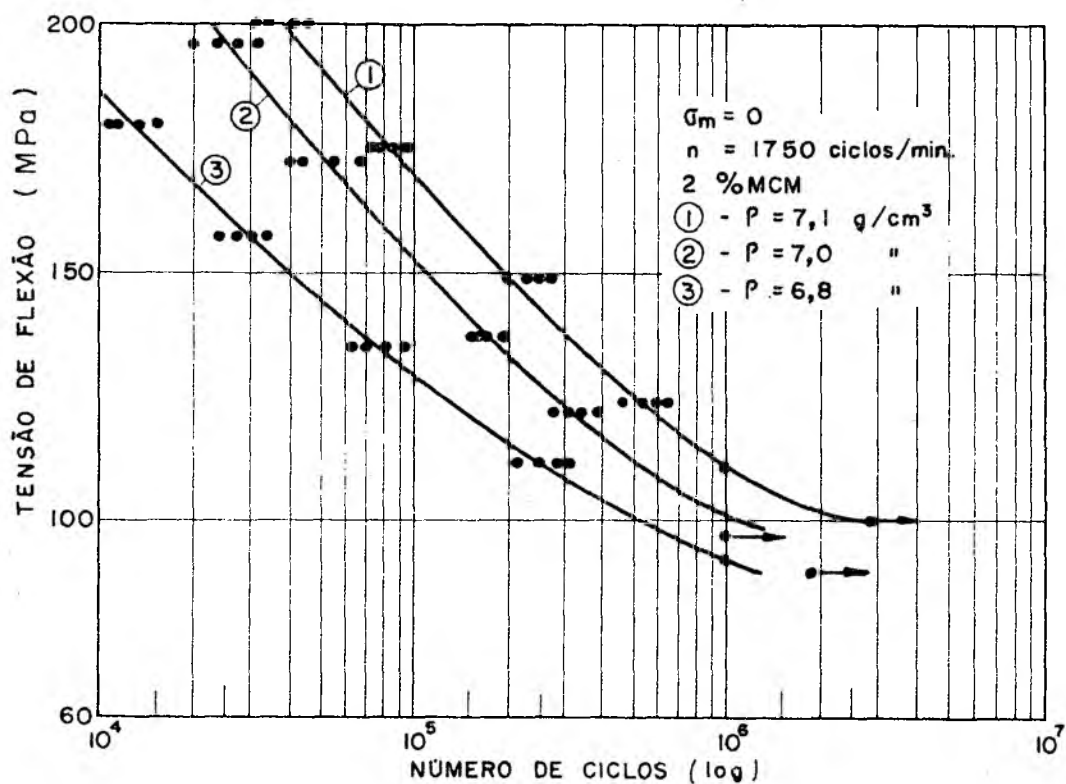


Fig. 3.31 - Curvas de Wöhler para aços sinterizados (atmosfera de N_2 e amônia dissociada) com 2% de MCM e três densidades.

Das três figuras anteriores, pode-se observar que independentemente do teor de MCM, as resistências à fadiga (para 10^6 ciclos) aumentam com a densidade. Este efeito é coerente com o esperado, já que a porosidade é uma descontinuidade que causa concentração de tensões e facilita a formação e propagação de trincas.

A figura 3.32 mostra a resistência à fadiga como função do teor de MCM, para vários níveis de densidade.

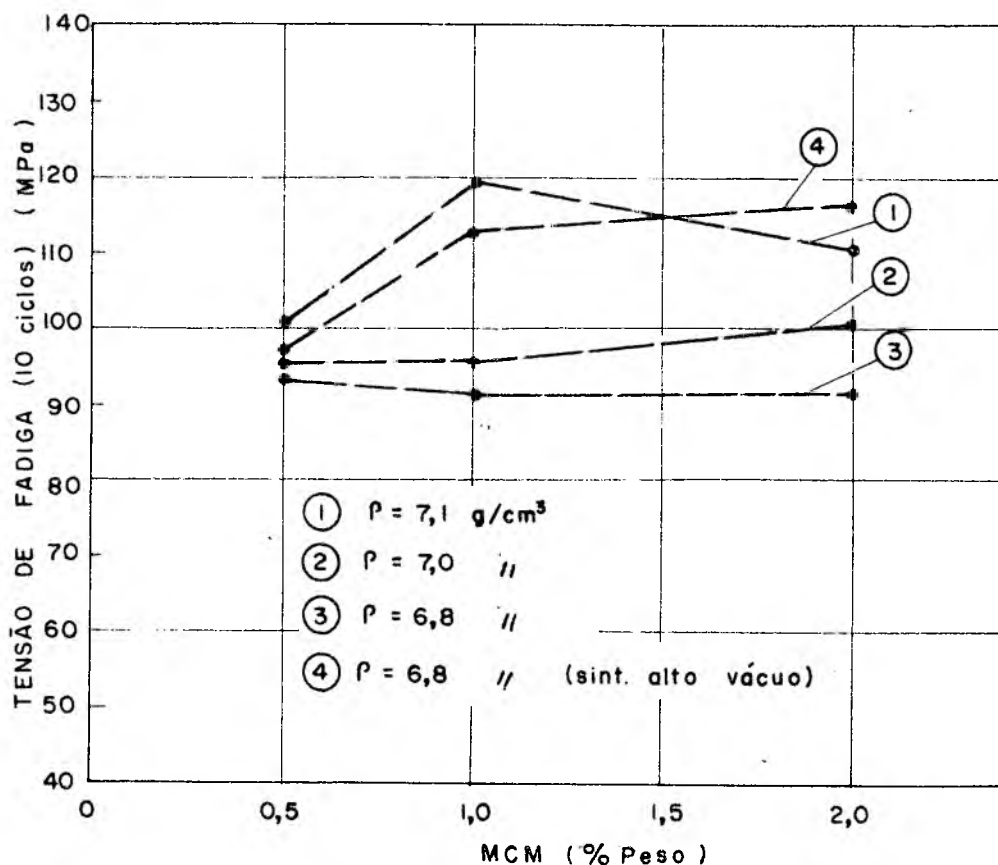


Fig. 3.32 - Tensão de fadiga (para 10^6 ciclos) em relação ao teor de MCM, para várias densidades.

Estes resultados indicam que quando a densidade do material é inferior a um determinado valor (no caso $< 7,0 \text{ g/cm}^3$), não se obtém quase nenhuma melhoria na resistência à fadiga aumentando-se o teor de MCM (curvas (2) e (3) da figura 3.32). Isto se deve à baixa ductilidade apresentada pelo material para estas densidades; só quando se atinge uma densidade de $7,1 \text{ g/cm}^3$ é que se observa nitidamente que a resistência à fadiga aumenta com o acréscimo de MCM, porém para teores além de 1% MCM (no caso) a re

sistência à fadiga decresce, agora devido ao efeito fragilizante causado por um maior teor de MCM.

Pode-se concluir portanto, que para cada nível de densidade existe um teor ótimo de elemento de liga, que resulta numa resistência à fadiga máxima. Este fato é comprovado pela curva (4) da figura 3.32, que mostra, a título de comparação, a resistência à fadiga para corpos com densidade de $6,9 \text{ g/cm}^3$ e teor variável de MCM (sinterizados em alto vácuo).

Como já foi mencionado (parágrafo 3.4.2), houve nestes corpos uma descarbonetação durante a sinterização e por esta razão, este material apresenta uma ductilidade superior aos corpos de prova sinterizados em atmosfera de N_2 e amônia dissociada, mesmo tendo densidades inferiores a estes (ver fig. 2.23). Esta maior ductilidade é devida aos maiores teores de ferrita e menores de perlita, do que os corpos sinterizados em condições industriais (ver figuras 3.11 e 3.12). Consequentemente, no caso da curva (4) (fig. 3.32), se observa que a resistência à fadiga continua aumentando, mesmo com maiores teores de MCM. Isto foi também observado nas pesquisas realizadas em aços sinterizados à base de MCM, e posteriormente forjados a quente [31].

A figura 3.33 mostra a resistência à fadiga como uma fração da resistência à tração, dos corpos de prova sinterizados em condições industriais.

Novamente se observa uma interação entre a densidade e o teor de MCM com influência na ductilidade, ou seja, quando a densidade é suficientemente alta (no caso $> 7,1 \text{ g/cm}^3$), nota-se que existe um ponto ótimo para a relação $\sigma_f (10^6 \text{ ciclos})/\sigma_R$.

Para densidades menores (curvas (2) e (3)), à medida que o teor de MCM vai aumentando, esta relação sempre cai. A curva (4) novamente mostra, para fins comparativos, os valores encontrados para a relação $\sigma_f (10^6 \text{ ciclos})/\sigma_R$ para os aços sinterizados em alto vácuo. A curva (4) está sujeita aos mesmos efeitos, justificando-se assim os maiores valores para esta relação, devido à descarbonetação sofrida no vácuo. Na figura 3.34 tem-se o efeito da porosidade na resistência à fadiga para os vários teores de MCM, dos aços sinterizados em condições industriais.

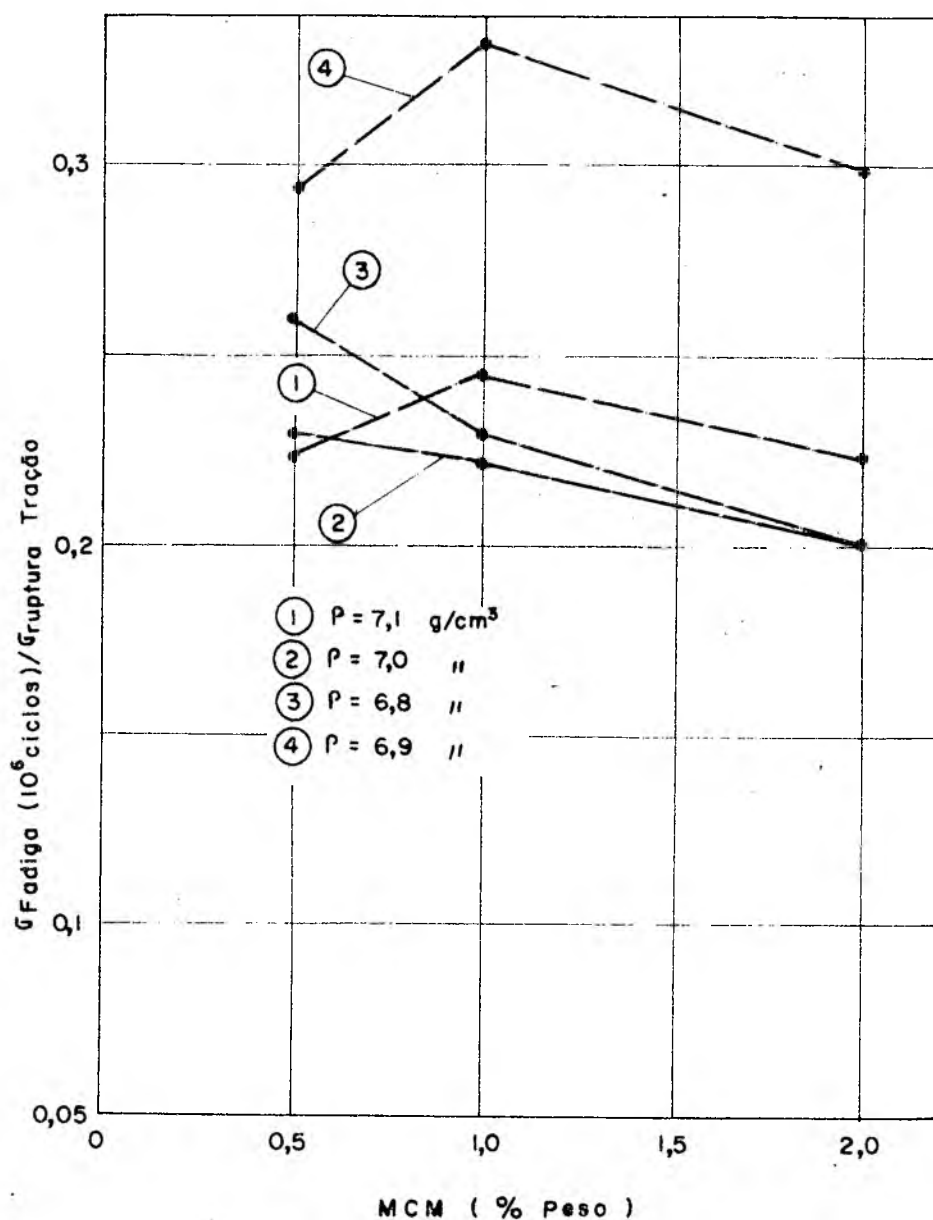


Fig. 3.33 - Razão entre a resistência à fadiga e resistência à tração em relação ao teor de MCM (sinterização em condições industriais).

Pode-se concluir que para cada teor de MCM, há uma influência diferente na resistência à fadiga, relativa aos vários níveis de porosidade. Da figura 3.34 se observa que a composição mais estável do ponto de vista de resistência à fadiga é 0,5% MCM (curva (3)).

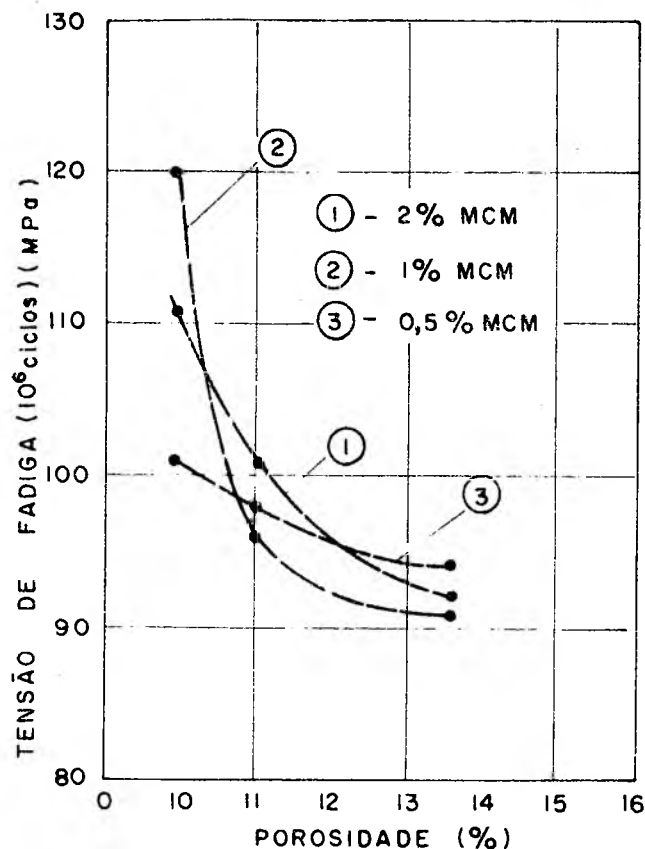


Fig. 3.34 - Tensão de fadiga em relação à porosidade para os vários teores de MCM.

3.5.4 - Propriedades de fadiga de corpos de prova sinterizados em condições de laboratório (alto vácuo) com tratamento de carbonitreção.

Esta série de ensaios foi realizada para corpos de prova com densidade de $6,9 \text{ g/cm}^3$ e teores de MCM de 0,5%, 1% e 2%. A figura 3.35 mostra as curvas de Wöhler obtidas para os corpos de prova com tratamento de carbonitreção.

Observa-se agora, que com o aumento do teor de MCM, nos corpos de prova carbonitretados, para uma mesma densidade ($6,9 \text{ g/cm}^3$), a resistência à fadiga diminui.

Para fins comparativos, a figura 3.36 mostra as curvas de Wöhler para os corpos de prova sinterizados em alto vácuo com e sem tratamento de carbonitreção.

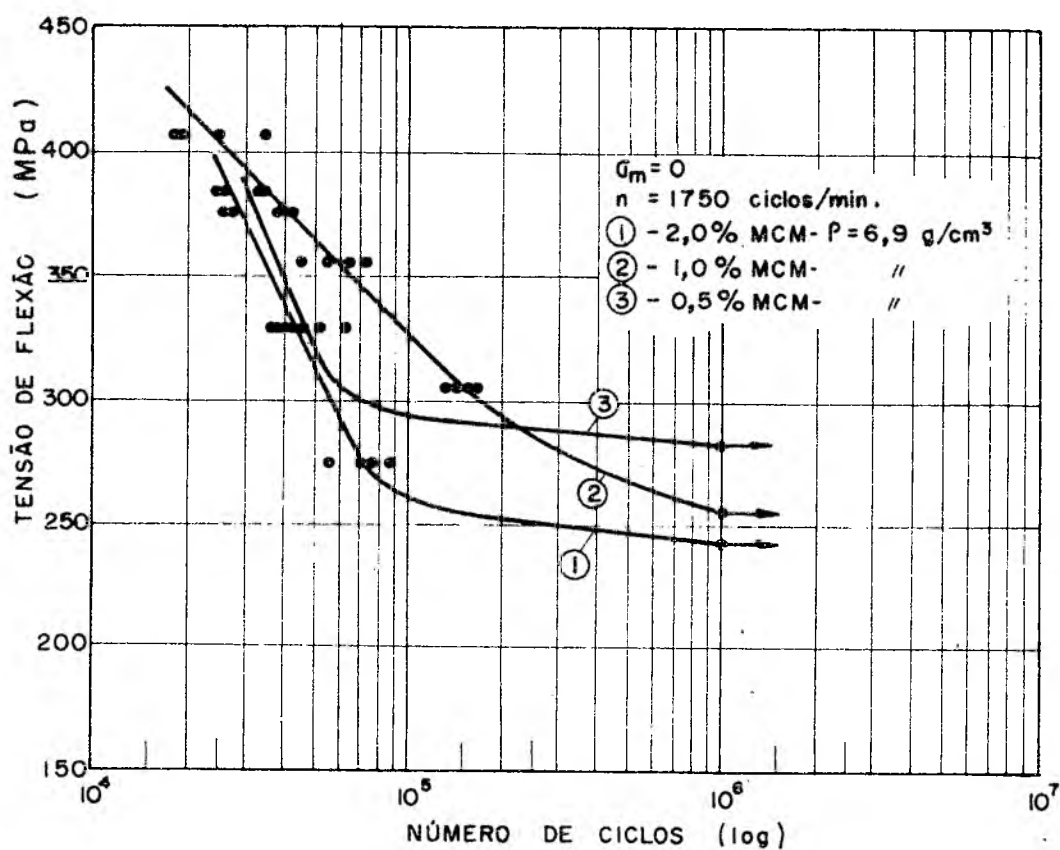


Fig. 3.35 - Curvas de Wöhler para corpos sinterizados em alto vácuo, com densidade de $6,9 \text{ g/cm}^3$, vários teores de MCM, com tratamento de carbonitreção.

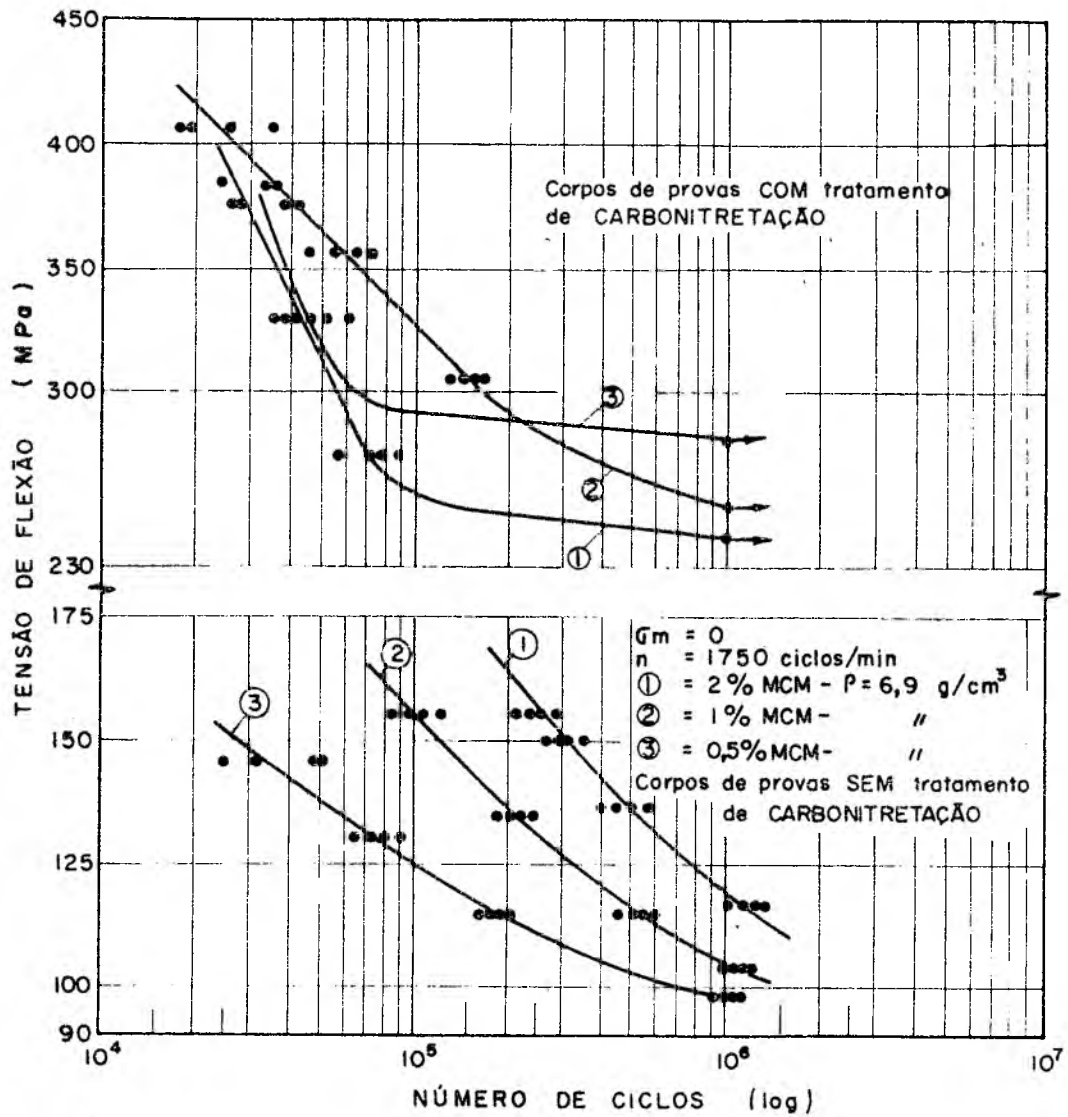


Fig. 3.36 - Curvas de Wöhler para corpos de prova sinterizados em alto vácuo, com e sem tratamento de carbonitreção.

Comparando-se os dois conjuntos de curvas, pode-se notar dois efeitos distintos:

- há um aumento substancial na resistência à fadiga pelo tratamento de carbonitreção.
- nos corpos carbonitreçados, com o aumento do teor de MCM a resistência à fadiga decresce.

Estes dois efeitos podem ser explicados pelo fato de que teores maiores de MCM, especialmente devido à presença do molibdênio e cromo, aumentam a temperabilidade bem como a tendência à fragilização. Isto é, após o tratamento térmico ter-se-á maiores teores de martensita (ver as figuras 3.13, 3.14 e 3.15), que por um lado aumentam a resistência mecânica em termos absolutos e por outro tornam o material mais frágil.

Resta ainda mencionar que, com a carbonitreção, a camada externa que envolve o corpo de prova tem um alto teor de carbonitretos, aumentando assim a resistência e a dureza na superfície. Isto colabora para uma maior resistência à fadiga em termos absolutos, já que as fibras externas, no ensaio de flexão pura são as mais solicitadas; no entanto aumenta também a fragilidade. Um teor de 3% MCM já é suficiente para se obter uma estrutura totalmente martensítica [2], mesmo com resfriamento ao ar.

Para teores menores de MCM, tal não ocorre, principalmente no núcleo da peça que conseqüentemente apresentará uma maior ductilidade. A figura 3.37 mostra a relação entre a resistência à fadiga e a resistência à flexão estática, em função do teor de MCM destes corpos.

3.5.5 - Propriedades de fadiga de corpos de prova sinterizados em condições industriais (atmosfera de N_2 e amônia dissociada) com tratamento de carbonitreção.

Para os corpos de prova sinterizados em condições industriais, com tratamento de carbonitreção foram executados ensaios de fadiga para uma única composição (1% MCM) e densidades de 6,8, 7,0 e 7,1 g/cm^3 . As curvas de Wöhler obtidas estão mos-

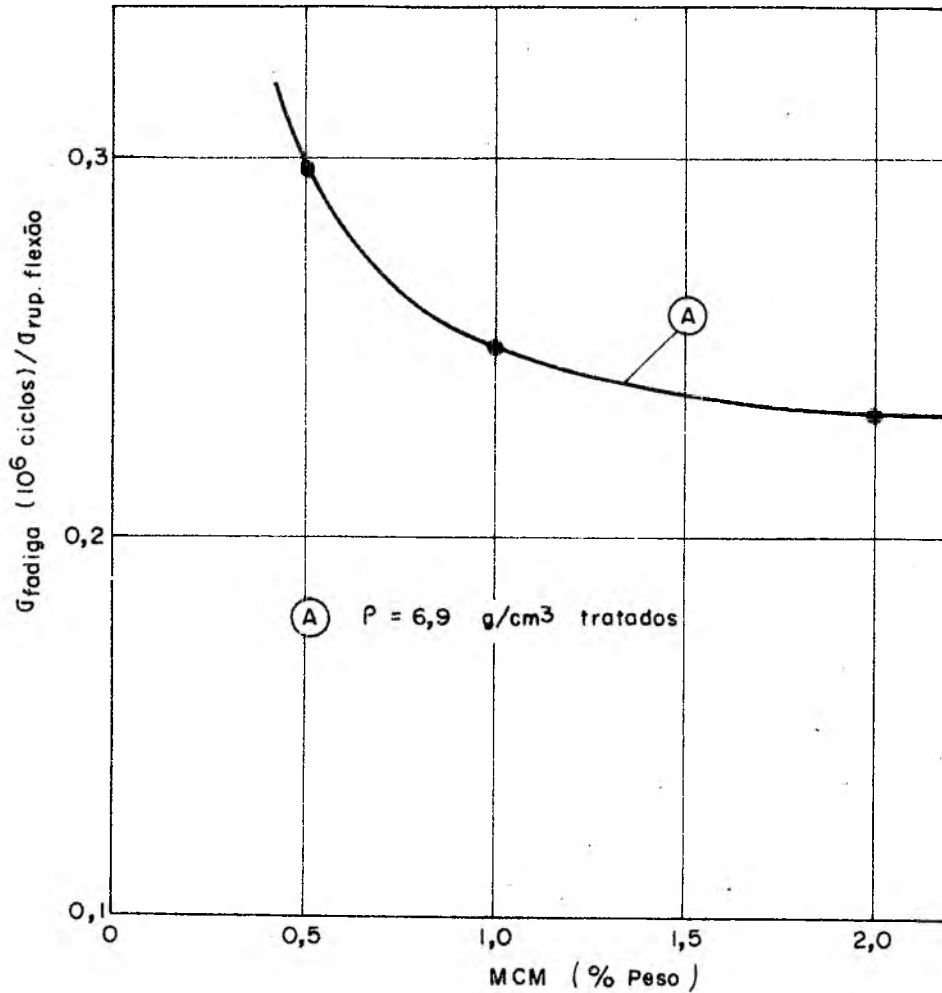


Fig. 3.37 - Relação entre a resistência à fadiga e resistência à flexão estática em função do teor de MCM, para aços sinterizados em alto vácuo e carbonitretados.

tradas na figura 3.38.

Observa-se que para os corpos carbonitretados com teor de 1% MCM, a resistência à fadiga aumenta com a densidade.

Na figura 3.39 tem-se, para efeitos comparativos, as curvas de Wöhler para os corpos sinterizados em condições industriais, com e sem tratamento de carbonitretação.

Também aqui notam-se os mesmos efeitos já constatados para os corpos sinterizados em alto vácuo e carbonitretados que são:

- aumento da resistência à fadiga pelo tratamento de carbonitretação.
- ao se aumentar o teor de MCM, a resistência à fadiga decresce.

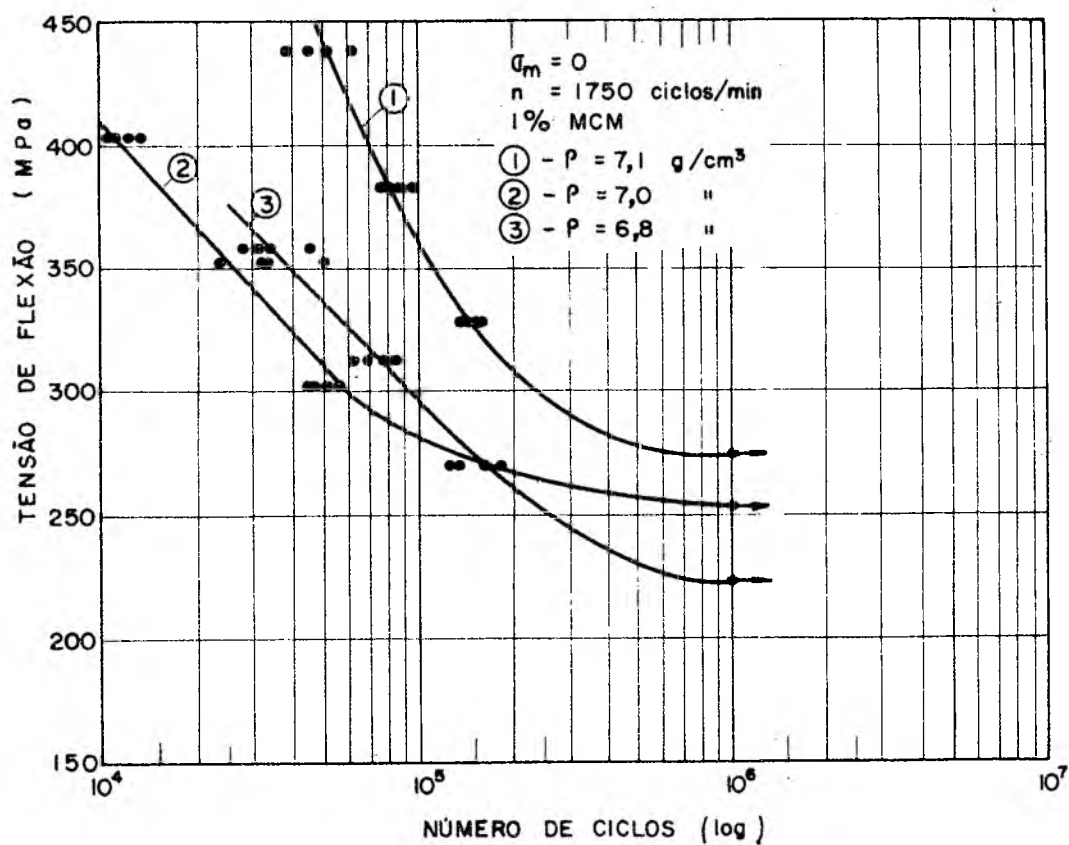


Fig. 3.38 - Curvas de Wöhler para corpos sinterizados em condições industriais, com 1% MCM, e várias densidades com tratamento de carbonitretação.

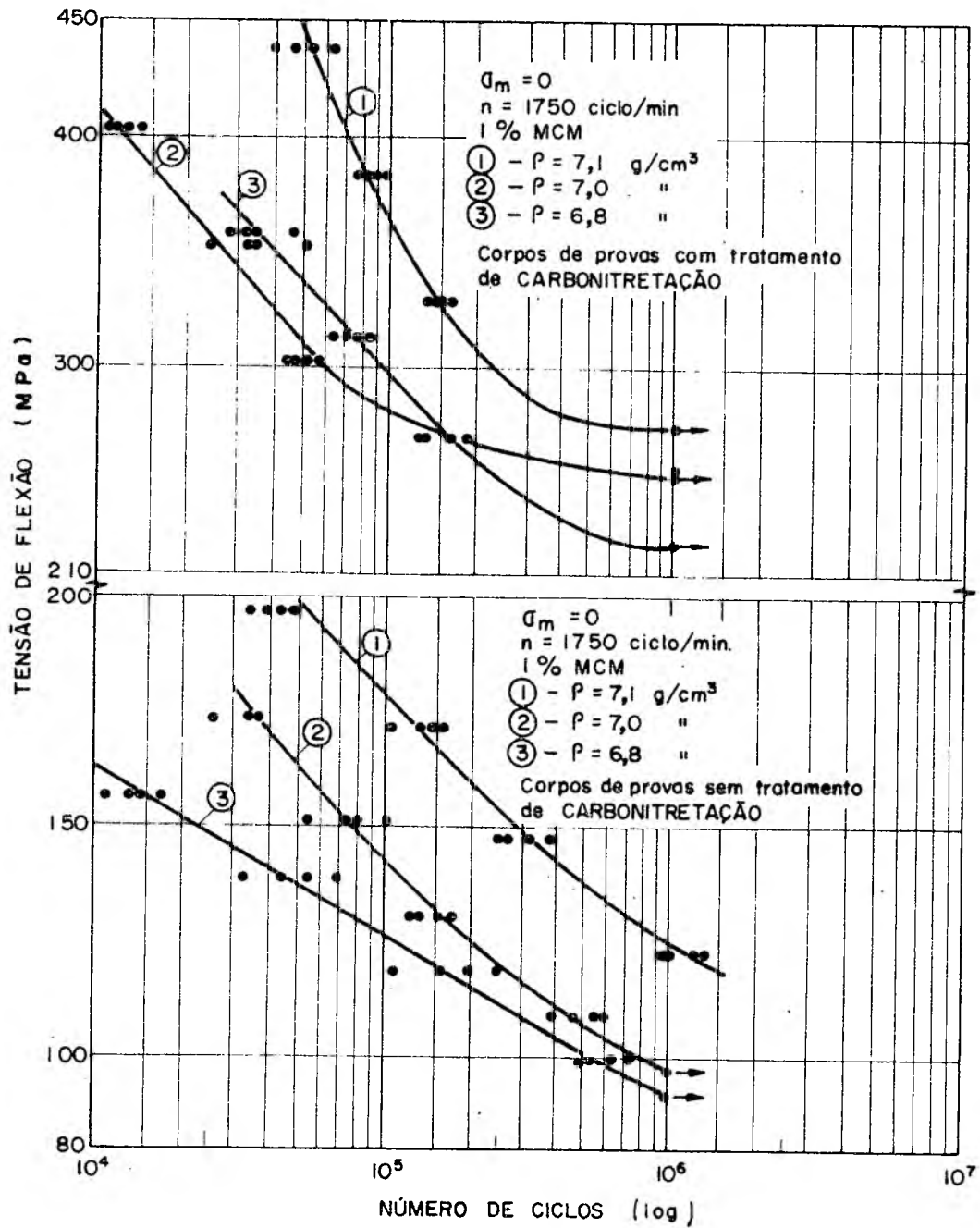


Fig. 3.39 - Curvas de Wöhler para corpos sinterizados em condições industriais com 1% MCM, com e sem tratamento de carbonitretação.

As justificativas para esses efeitos são análogas às já descritas anteriormente, para os corpos carbonitretados produzidos em laboratório. A razão entre a resistência à fadiga e a resistência à flexão estática pode ser observada na figura 3.40, em função da porosidade.

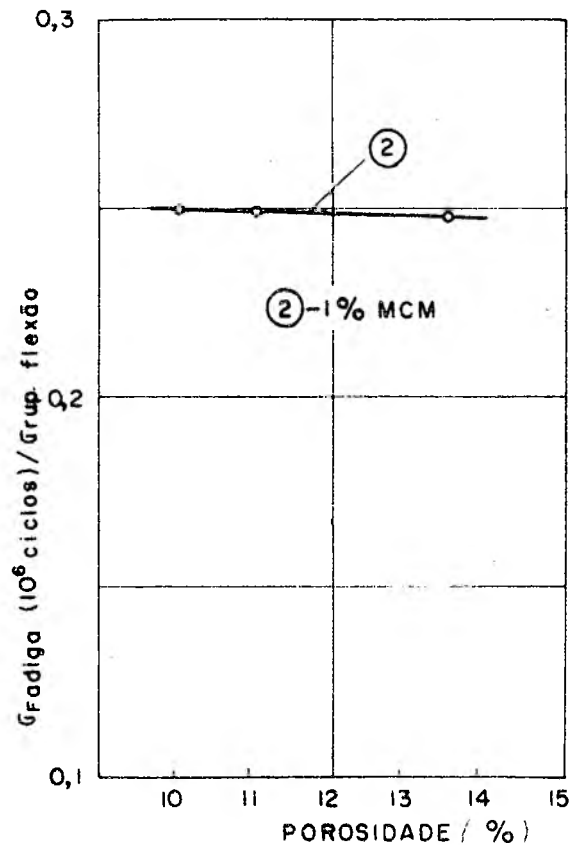


Fig. 3.40 - Relação entre a resistência à fadiga e resistência à flexão estática, em função da porosidade para aços sinterizados (atmosfera de amônia) com 1% MCM e carbonitretados.

Pode-se notar que após a carbonitreção e subsequente têmpera, o material se torna tão frágil que a densidade (porosidade) tem um efeito insignificante, predominando a fragilidade do corpo de prova devida à estrutura martensítica e ao alto teor de carbonitretos na superfície.

A figura 3.41, resume os valores obtidos para as resis-

tências à fadiga de corpos de prova com 0,5%, 1% e 2% MCM, com densidade de $6,9 \text{ g/cm}^3$ e do aço com 1% MCM e densidades de 6,8, 7,0 e 7,1 g/cm^3 antes e depois do tratamento de carbonitretação.

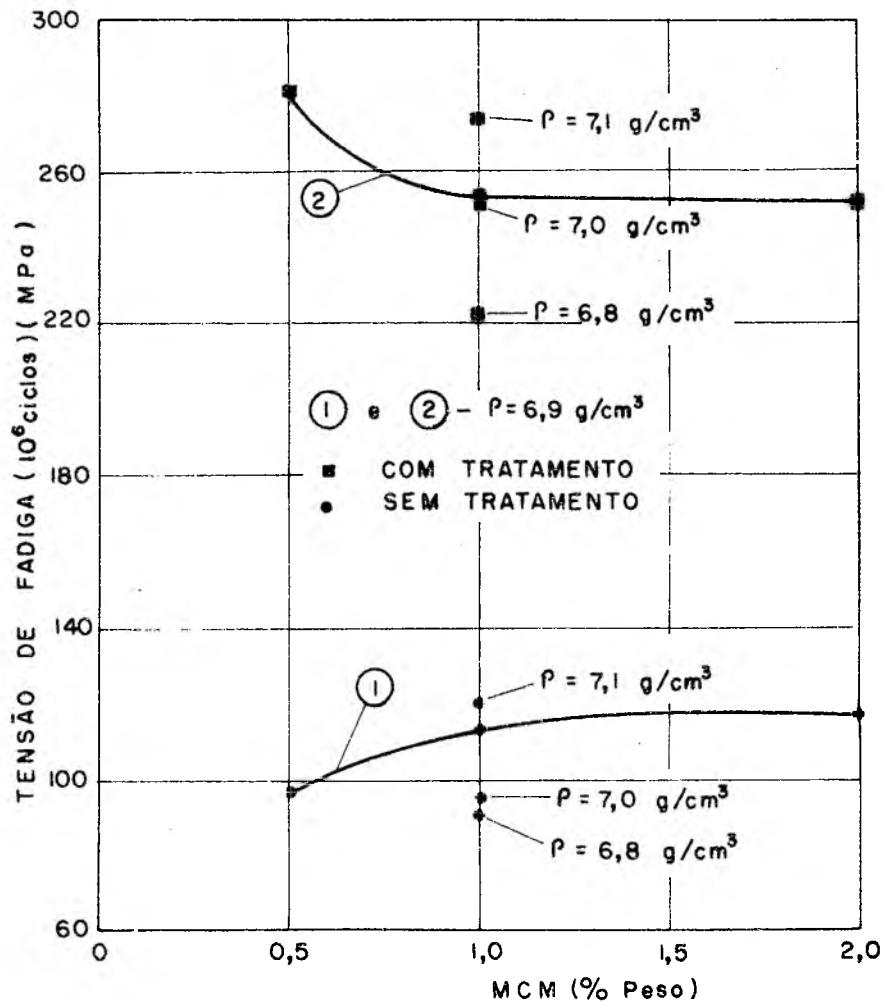


Fig. 3.41 - Resistência à fadiga em função do teor de MCM para aços sinterizados (em alto vácuo e em atmosfera de N_2 e amônia dissociada) com várias densidades, com e sem o tratamento de carbonitretação.

4. CONCLUSÕES

Os resultados obtidos neste trabalho e sua discussão permitem várias conclusões, nos seguintes aspectos:

- tecnológico
- de propriedades mecânicas estáticas
- de propriedades de fadiga

a) Tecnológico

1. Com uma pressão de compactação de 600 MPa; e sinterização em alto vácuo ($3 \cdot 10^{-3}$ Pa) durante 60 minutos, a uma temperatura de 1553^oK, é possível confeccionar aços sinterizados à base da pré-liga MCM.
2. Como é de se esperar, a compactação em matrizes de dupla ação resulta em peças com melhores propriedades mecânicas.
3. Durante a sinterização em alto vácuo houve uma descarbonetação, o que resultou numa redução em certas propriedades mecânicas, comparadas às dos corpos sinterizados em atmosfera de amônia dissociada. Por esta razão, é preferível sinterizar estes materiais em atmosferas inertes.
4. É possível submeter esses aços a um tratamento de carbonitretação e têmpera, obtendo-se uma melhoria substancial de algumas propriedades mecânicas.

b) Propriedades mecânicas estáticas

1. Ao se aumentar o teor de MCM, e a densidade, a resistência à tração cresce.
2. Com o aumento do teor de MCM e/ou com a redução na densidade, há uma diminuição da ductilidade.
3. É possível obter (para aços sinterizados com 2% de MCM e densidade de 7,1 g/cm³) uma resistência à tração da ordem de 500 MPa.

4. Para aços sinterizados em alto vácuo com 2% MCM carbonitrados e temperados, obtêm-se uma resistência à flexão da ordem de 1086 MPa , para uma densidade de 6,9 g/cm³ .

c) Propriedades de fadiga

1. Para todas as composições, observa-se que a resistência à fadiga aumenta ao se aumentar a densidade.
2. Nos corpos de prova sem tratamento de carbonitreção, o aumento do teor de MCM resulta num aumento da resistência à fadiga em valores absolutos.
3. Quando se relaciona a resistência à fadiga com a resistência à tração, nota-se que existe um ponto ótimo para esta relação, em função do teor de MCM para cada densidade.
4. O tratamento de carbonitreção, seguido de têmpera e revenido, confere aos aços sinterizados resistências à fadiga maiores , em valores absolutos, do que no caso dos mesmos aços, sem estes tratamentos.
5. Para corpos de prova com tratamento, verifica-se que com o aumento do teor de MCM há uma redução na resistência à fadiga.

BIBLIOGRAFIA

1. Silbereiser, H.: 25 Jahre Sinterteilfertigung in Deutschland. Bericht für das 2. Europäische Symposium für Pulvermetallurgie, Stuttgart 1968.
2. Zapf, G. e K. Dalal, Introduction of high oxygen affinity elements manganese, chromium and vanadium in the powder metallurgy of P/M parts. 5th. International Powder Metallurgy Conference, Chicago, June 27-July 2, 1976.
3. Lacy, C.E. e M. Gensamer, Trans. Amer. Soc. Met., Vol. 32, pgs. 88-110, 1944.
4. Zapf, G., U. Völker, R. Reinstadler, Forschungsbereich des Landes Nordrhein-Westfalen. N° 1403, Westdeutscher, Opladen, 1965.
5. Zapf, G. e J. Niessen, Forschungsbericht des Landes Nordrhein-Westfalen. N° 2106, Westdeutscher Verlag, Opladen, 1970.
6. Lindskog, P., Höganäs PM iron powder information, N° PM 74-2.
7. Hoffmann, G., Dissertação, Universidade de Karlsruhe, 1971.
8. Gernand, F., Dissertação, Universidade de Berlin, 1971.
9. Zapf, G., G. Hoffmann, K. Dalal, Arch. Eisenhüttenwesen, Vol. 46, N° 4, pgs. 287-294, 1975.
10. Ahmed, M., Dissertação, Universidade de Karlsruhe, 1973.
11. Albano-Müller, L., Dissertação, Universidade de Karlsruhe, 1973
12. Houdremont, E., Handbuch der Sonderstahlkunde. Springer Verlag, Berlin, Vol. 1, pg. 315, 1956.
13. West German patent n° 2.204.886, 1973
14. Patent applied in USA under n° 614.678, 1975.

15. Retelsdorf, H.J., R.M. Fichte, G. Hoffmann e K. Dalal, Metall, N° 10, pgs. 1002-1006, 1975.
16. Zapf, G., G. Hoffmann e K. Dalal, Powder metallurgy, Vol. 18, N° 35, pgs. 214-236, 1975.
17. Zapf, G., G. Hoffmann e K. Dalal, Arch. Eisenhüttenwesen, Vol. 46, N° 5, pgs. 347-352, 1975.
18. Chiaverini, V. Estrutura e propriedades dos metais e ligas. Vol. 1, Editora McGraw-Hill do Brasil, pg. 136, 1977.
19. Cazaud, R., La fatiga de los metales. Editora Aguillar SA, Madrid, 1957.
20. Rosa, E. da e Costa Leal, L.M., Estudo de métodos usados em análise de fadiga. Grupo de Análise de Tensões da UFSC, março de 1977.
21. Dieter, G., Mechanical metallurgy, McGraw-Hill, 1961.
22. Wood, W.A. e Head, A.K., Some new observations on the mechanism of fatigue in metals. J. Inst. Met., N° 79, pgs. 89-102.
23. Manson, S.S., Fatigue: a complex subject-some simple approximations. Experimental Mechanics. July 1965, pgs. 193-226.
24. Weibull, W., Fatigue testing and analysis of results. Pergamon Press, 1961.
25. Heywood, R.B., Designing against fatigue. Editora Chapman and Hall Ltd., Londres, 1962.
26. Zapf, G., Über die Dauerfestigkeit von Sinterwerkstoffen, Sonderdruck. Industrie-Anzeiger, Nr. 47, 61 von 14. Juni 2 und 23 August, 1966, Verlag W. Girardet, Essen.
27. Goetzel, C.G. e R.P. Seelig, Fatigue of porous metals. ASTM-Com. Reports, Technica papers, 1940, S 746/56.

28. Hempel, M. e H. Wiemer, Dauerfestigkeit von Sintereisenwerkstoffen. Arch. Metallkunde 3(1949) Nr. 1, pgs. 11-17.
29. Hempel, M. and H. Krug, Einfluss der Streckgrenze auf die Biegefestigkeit von Stahl. Mitt. K. - Wilh. Inst. Eisenforschung Bd XXIV (1942) Lief 7, Abhandl. 435, pgs. 97-103.
30. Wiest, P., Dauerfestigkeit von Sinterteilen un ihr Zusammenhang mit dem Herstellverfahren. Simposium sur la Metallurgie des Poudres, Paris (1964), S. 329/37.
31. Hoffmann, G., e K. Dalal, 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.
32. Just, E., VDI-Berichte n° 214, pp. 75-84, 1974.
33. Dubbels Taschenbuch für Maschinenbau, 1. Bd. Berlin-Göttingen-Heidelberg, Springer 1963.
34. Werkstoff-Handbuch Stahl und Eisen - Verlag Stahleisen M.B.H.-Düsseldorf, 1965.

APÊNDICE 1

DADOS RELATIVOS ÀS PROPRIEDADES MECÂNICAS ESTÁTICAS
INDIVIDUAIS DOS CORPOS DE PROVA

CORPOS DE PROVA SEM TRATAMENTO DE CARBONITRETAÇÃO

Características do CP	CP	Dimensões iniciais			Dimensões finais		Carga ruptura tração (N)	Tensão ruptura tração (MPa)	Elongamento (%)	Estricção (%)	$\sigma_{0,1\%}$ deform. (MPa)	Dureza Brinell	Módulo de elasticidade estático (MPa)
		L ₀ (mm)	S ₀ (mm ²)	L _f (mm)	S _f (mm ²)								
ρ=7,1 g/cm ³	1º	25	32,1	26,64	30,23	16910	526,79	6,56	5,8	389,40		165498	
	2º	25	32,3	26,62	31,17	15360	475,54	6,48	3,49	348,29		165855	
	3º	25	32,0	26,65	30,27	15760	492,50	6,6	5,4	365,62		163750	
valores médios													
c=7,1 g/cm ³	1º	25	31,7	27,56	29,28	14420	454,83	10,24	7,63	359,63		162721	
	2º	25	31,8	27,54	29,62	15760	495,59	10,16	6,85	338,99		155786	
	3º	25	31,82	27,40	29,90	16310	512,57	9,6	6,03	330,59		165836	
valores médios													
ρ=7,1 g/cm ³	1º	25	33,8	27,54	31,29	15410	455,91	10,16	7,42	329,00		146875	
	2º	25	33,7	27,74	31,70	14880	441,54	10,96	5,93	320,47		156250	
	3º	25	33,57	28,2	31,00	14860	442,65	12,8	7,65	322,01		151953	
valores médios													
ρ=7,0 g/cm ³	1º	25	33,4	26,54	32,00	16980	508,33	6,16	4,2	364,97		141776	
	2º	25	33,5	26,40	32,09	16530	493,43	5,6	4,21	343,88		152908	
	3º	25	33,6	26,41	32,39	15780	469,64	5,64	3,6	324,40		154223	
valores médios													
ρ=7,0 g/cm ³	1º	25	33,0	27,2	30,98	13230	400,90	8,8	6,12	302,85		134680	
	2º	25	33,3	26,9	31,40	15310	459,75	7,6	5,7	334,9		150150	
	3º	25	33,1	27,1	31,21	14280	431,41	8,4	5,7	356,91		155253	
valores médios													
ρ=7,0 g/cm ³	1º	25	31,74	27,25	29,67	11960	376,81	9,0	6,52	272,72		139007	
	2º	25	31,80	27,34	29,86	14410	453,14	9,36	6,08	345,34		134328	
	3º	25	31,70	27,0	29,81	14260	449,84	8,00	5,95	327,19		136480	
valores médios													
ρ=6,8 g/cm ³	1º	25	34,6	26,1	33,49	15210	439,59	4,4	3,2	316,47		138888	
	2º	25	34,2	26,12	32,93	15640	457,30	4,48	3,7	327,48		146740	
	3º	25	34,3	26,0	33,08	15470	451,02	4,0	3,54	329,44		138975	
valores médios													
2º MCM	1º						449,30	4,29	3,48	324,46	111	141534	
	2º						449,30	4,29	3,48	324,46	111	141534	
	3º						449,30	4,29	3,48	324,46	111	141534	

Obs.: A dureza média é a média aritmética de 30 medidas, 10 para cada corpo de prova.

CORPOS DE PROVA SEM TRATAMENTO DE CARBONITRETAÇÃO

Características do CP	CP	Dimensões iniciais		Dimensões finais		Carga ruptura tração (N)	Tensão ruptura tração (MPa)	Elongamento (%)	Estricção (%)	$\sigma_{0,1\%}$ deformação (MPa)	Dureza Brinell	Módulo de elasticidade estático (MPa)
		L ₀ (mm)	S ₀ (mm ²)	L _f (mm)	S _f (mm ²)							
ρ=6,8 g/cm ³	1º	25	32,83	26,3	31,30	13600	414,25	5,2	4,63	277,79		133262
	2º	25	32,80	27,0	31,78	12910	393,59	8,0	3,01	297,25		135501
	3º	25	32,75	26,76	31,65	12080	368,85	7,04	3,35	305,34		135708
valores médios							392,23	6,74	3,66	293,46	97	134823
ρ=6,8 g/cm ³	1º	25	31,5	27,0	30,12	10890	345,71	8,0	4,38	267,30		126445
	2º	25	31,64	26,8	29,20	11070	349,87	7,2	7,71	258,53		135756
	3º	25	31,98	26,98	30,19	12410	388,05	7,92	5,59	297,37		133624
valores médios							361,21	7,70	5,89	274,4	93	131941
ρ=6,9 g/cm ³	1º	25	26,1	26,125	24,64	10120	387,73	4,5	5,59	203,06		148430
	2º	25	26,3	26,15	24,79	10720	407,60	4,6	5,74	266,15		135795
	3º	25	26,0	25,975	24,58	9880	380,00	3,9	5,45	213,00		161725
valores médios							391,77	4,33	5,59	227,40	115	148650
ρ=6,9 g/cm ³	1º	25	26,2	26,32	24,51	8790	335,49	5,3	6,43	193,89		135696
	2º	25	26,3	26,4	24,25	8762	333,15	5,6	7,86	193,91		149375
	3º	25	26,5	26,74	24,86	9410	355,09	6,96	6,16	188,67		149572
valores médios							341,24	5,95	6,81	192,15	98	144881
ρ=6,9 g/cm ³	1º	25	26,4	26,62	24,18	8350	316,28	6,48	8,39	179,92		134776
	2º	25	25,56	26,6	23,85	9169	345,21	6,4	10,2	200,67		140730
	3º	25	26,6	26,92	24,39	8481	318,83	7,68	8,30	175,93		129530
valores médios							326,77	6,85	8,96	185,50	82	135012

Obs.: A dureza média é a média aritmética de 30 medidas, 10 para cada corpo de prova.

CORPOS DE PROVA CARBONITRETADOS

Característica do CP	CP	Dimensões		Carga flexão (N)	Tensão flexão (N)	Dureza Brinell (núcleo)
		Larg. (mm)	Alt. (mm)			
$\rho = 7,0 \text{ g/cm}^3$ 0,5% MCM	1º	5,73	5,89	3714	1008,89	
	2º	5,72	5,89	3690	1004,13	
	3º	5,72	5,84	3440	952,18	
valores médios					988,34	181
$\rho = 6,8 \text{ g/cm}^3$ 0,5% MCM	1º	5,73	5,5	3200	996,43	
	2º	5,72	5,51	2780	864,43	
	3º	5,71	5,26	2600	888,70	
valores médios					916,68	178
$\rho = 6,9 \text{ g/cm}^3$ 2% MCM	1º	5,86	4,56	2520	1116	
	2º	5,85	4,51	2300	1043,82	
	3º	5,8	4,54	2434	1099,43	
valores médios					1086,41	312
$\rho = 6,9 \text{ g/cm}^3$ 1% MCM	1º	5,8	4,51	1803	825,28	
	2º	5,81	4,53	2410	1091,53	
	3º	5,81	4,51	2490	1137,78	
valores médios					1018,19	250
$\rho = 6,9 \text{ g/cm}^3$ 0,5% MCM	1º	5,81	4,49	1970	908,21	
	2º	5,8	4,5	1850	850,56	
	3º	5,81	4,53	2350	1064,36	
valores médios					941,04	175
$\rho = 6,9 \text{ g/cm}^3$ 3% MCM	1º	5,81	4,56	2020	902,89	
	2º	5,84	4,51	1890	859,18	
	3º	5,83	4,52	2480	1124,33	
valores médios					962,13	361

Obs.: 1. A dureza média é a média de 30 medidas, 10 para cada corpo de prova.

2. No ensaio de flexão foi usado um cutelo com raio de 10 mm e distância entre apoios de 36 mm.

CORPOS DE PROVA CARBONITRETADOS

Característica do CP	CP	Dimensões		Carga flexão (N)	Tensão flexão (MPa)	Dureza Brinell (Núcleo)
		Larg. (mm)	Alt. (mm)			
$\rho=7,1 \text{ g/cm}^3$ 2% MCM	1º	5,75	5,18	2744	960	
	2º	5,75	5,55	3228	984	
	3º	5,76	5,40	2855	917	
valores médios					953,66	335
$\rho=7,0 \text{ g/cm}^3$ 2% MCM	1º	5,75	5,56	3627	1101	
	2º	5,76	5,73	3267	992	
	3º	5,75	5,78	3109	873,9	
valores médios					988,96	327
$\rho=6,8 \text{ g/cm}^3$ 2% MCM	1º	5,73	5,68	2481	724,70	
	2º	5,74	5,68	2805	817,92	
	3º	5,73	5,94	3338	891	
valores médios					811,20	317
$\rho=7,1 \text{ g/cm}^3$ 1% MCM	1º	5,75	5,8	3954	1103,83	
	2º	5,74	5,85	3701	1017,37	
	3º	5,75	5,9	4329	1167,89	
valores médios					1096,08	262
$\rho=7,0 \text{ g/cm}^3$ 1% MCM	1º	5,74	5,59	3478	1047,08	
	2º	5,73	5,49	3368	1053,07	
	3º	5,73	5,41	2875	925,72	
valores médios					1008,57	259
$\rho=6,8 \text{ g/cm}^3$ 1% MCM	1º	5,72	5,52	2872	889,81	
	2º	5,73	5,83	3111	862,58	
	3º	5,74	5,77	3309	935,02	
valores médios					895,33	254
$\rho=7,1 \text{ g/cm}^3$ 0,5% MCM	1º	5,74	5,91	3743	1008,14	
	2º	5,74	5,65	3523	1038,32	
	3º	5,74	6,14	4105	1024	
valores médios					1023,48	186

Obs.: 1. A dureza média é a média aritmética de 30 medidas, 10 para cada corpo de prova.

2. No ensaio de flexão foi usado um cutelo com raio de 10 mm e distância entre apoios de 36 mm.

APÊNDICE 2

DADOS RELATIVOS ÀS PROPRIEDADES DE FADIGA,
INDIVIDUAIS DOS CORPOS DE PROVA

TESTE DE FADIGA, Composição - 1% MCM, sem tratamento			
Densidade - 6,8 g/cm ³ , $\sigma_{R\text{tração}} = 392$ MPa			
Tensão flexão (MPa)	CP	Nº Ciclos	Observações
0,4 σ_R 156,8	1º 2º 3º 4º	13000 14100 10900 16200	
0,35 σ_R 137,2	1º 2º 3º 4º	33300 49400 70000 55000	
0,3 σ_R 117,6	1º 2º 3º 4º	168000 201700 110000 250000	
0,25 σ_R 98	1º 2º 3º 4º	650000 570900 532600 750100	
0,2 σ_R - 78,4	1º	1000000	não rompeu

Composição - 1% MCM, sem tratamento			
Densidade - 7,0 g/cm ³ , $\sigma_{R\text{tração}} = 430,68$ MPa			
Tensão flexão(MPa)	CP	Nº Ciclos	Observações
0,4 σ_R 172,77	1º 2º 3º 4º	37700 59700 25800 30600	
0,35 σ_R 150,73	1º 2º 3º 4º	103100 71900 73700 55700	
0,3 σ_R 129,2	1º 2º 3º 4º	177200 155300 135200 125200	
0,25 σ_R 107,67	1º 2º 3º 4º	383000 587900 467000 611300	

Composição - 1% MCM, sem tratamento			
Densidade - 7,1 g/cm ³ , $\sigma_{R\text{tração}}$ = 487,68 MPa			
Tensão flexão(MPa)	CP	Nº Ciclos	Observações
0,4 σ_R 195,07	1º	39100	
	2º	43500	
	3º	45700	
	4º	34200	
0,35 σ_R 170,68	1º	136800	
	2º	143500	
	3º	107000	
	4º	161000	
0,3 σ_R 146,3	1º	377100	
	2º	275400	
	3º	273800	
	4º	320000	
0,25 σ_R 121,92	1º	1378000	
	2º	1114500	
	3º	1003600	
	4º	1250000	

Composição - 0,5% MCM, sem tratamento			
Densidade - 6,8 g/cm ³ , $\sigma_{R\text{tração}}$ = 361 MPa			
Tensão flexão(MPa)	CP	Nº Ciclos	Observações
0,4 σ_R 145,56	1º	15800	
	2º	13200	
	3º	18400	
	4º	22000	
0,35 σ_R 126,35	1º	44100	
	2º	58800	
	3º	48000	
	4º	54200	
0,3 σ_R 108,3	1º	130200	
	2º	179800	
	3º	150400	
	4º	163600	
0,25 σ_R 90,25	1º	1000000	Não rompeu
	2º	1000000	Não rompeu
	3º	1000000	Não rompeu
	4º	1000000	Não rompeu

Composição - 0,5 MCM, sem tratamento			
Densidade - 7,0 g/cm ³ , $\sigma_{R\text{tração}}$ = 426 MPa			
Tensão flexão(MPa)	CP	Nº Ciclos	Observações
0,4 σ_R 170,4	1º	14100	
	2º	17700	
	3º	15800	
	4º	19500	
0,35 σ_R 149,1	1º	36100	
	2º	44200	
	3º	39300	
	4º	48000	
0,3 σ_R 127,8	1º	120300	
	2º	150500	
	3º	145500	
	4º	130300	
0,25 σ_R 106,5	1º	419900	
	2º	514800	
	3º	480200	
	4º	445700	

Composição - 0,5% MCM, sem tratamento			
Densidade - 7,1 g/cm ³ , $\sigma_{R\text{tração}}$ = 446,7 MPa			
Tensão flexão(MPa)	CP	Nº Ciclos	Observações
0,4 σ_R 178,4	1º	27100	
	2º	22000	
	3º	23500	
	4º	20200	
0,35 σ_R 156,1	1º	55300	
	2º	59200	
	3º	48000	
	4º	51300	
0,3 σ_R 133,8	1º	120100	
	2º	151200	
	3º	130300	
	4º	141800	
0,25 σ_R 111,5	1º	447600	
	2º	458500	
	3º	422100	
	4º	498700	

Composição - 2% MCM, sem tratamento			
Densidade - 6,8 g/cm ³ , $\sigma_{R\text{tração}} = 449,30$ MPa			
Tensão flexão(MPa)	CP	Nº Ciclos	Observações
0,4 σ_R 179,72	1º 2º 3º 4º	15000 10300 13300 12200	
0,35 σ_R 157,25	1º 2º 3º 4º	24100 27300 34100 30900	
0,3 σ_R 134,79	1º 2º 3º 4º	62800 82000 69900 91700	
0,25 σ_R 112,32	1º 2º 3º 4º	216500 303700 297800 250600	
0,2 σ_R - 89,86	1º	1947600	

Composição - 2% MCM, sem tratamento			
Densidade - 7,0 g/cm ³ , $\sigma_{R\text{tração}} = 490,48$ MPa			
Tensão flexão(MPa)	CP	Nº Ciclos	Observações
0,4 σ_R 196,19	1º 2º 3º 4º	27400 24800 20800 32000	
0,35 σ_R 171,68	1º 2º 3º 4º	44200 40100 49900 67000	
0,3 σ_R 137,33	1º 2º 3º 4º	149900 159100 197200 161100	
0,25 σ_R 122,62	1º 2º 3º 4º	311600 359000 281400 385100	
0,2 σ_R - 98,09	1º	1000000	não rompeu

Composição - 2% MCM, sem tratamento			
Densidade - 7,1 g/cm ³ , $\sigma_{R\text{tração}}$ = 498,27 MPa			
Tensão flexão(MPa)	CP	Nº Ciclos	Observações
0,4 σ_R 199,30	1º 2º 3º 4º	41000 31800 34900 46200	
0,35 σ_R 174,39	1º 2º 3º 4º	74500 95100 78900 85000	
0,3 σ_R 149,48	1º 2º 3º 4º	272700 250300 233200 200100	
0,25 σ_R 124,56	1º 2º 3º 4º	520800 650100 600100 469900	
0,2 σ_R - 99,65	1º	2984600	

Composição - 0,5% MCM, sem tratamento			
Densidade - 6,9 g/cm ³ , $\sigma_{R\text{tração}}$ = 326,77 MPa			
Tensão flexão(MPa)	CP	Nº Ciclos	Observações
0,45 σ_R 145,56	1º 2º 3º 4º	49100 24500 50000 30400	
0,4 σ_R 130,4	1º 2º 3º 4º	63100 86200 72700 77900	
0,35 σ_R 114,36	1º 2º 3º 4º	160000 181200 190300 171600	
0,3 σ_R 98	1º 2º 3º 4º	974900 948600 937300 1012000	não rompeu

Composição - 1% MCM, sem tratamento			
Densidade - 6,9 g/cm ³ , $\sigma_{Rtração} = 341,24$ MPa			
Tensão flexão(MPa)	CP	Nº Ciclos	Observações
0,45 σ_R	1º	85000	
	2º	120000	
155,4	3º	108000	
	4º	95000	
0,4 σ_R	1º	184000	
	2º	218100	
135	3º	235500	
	4º	200200	
0,34 σ_R	1º	444200	
	2º	532700	
115	3º	573400	
	4º	502000	
0,3 σ_R	1º	1170000	
	2º	997800	
104	3º	1141400	
	4º	1050000	

Composição - 2% MCM, sem tratamento			
Densidade - 6,9 g/cm ³ , $\sigma_{Rtração} = 391,77$ MPa			
Tensão flexão(MPa)	CP	Nº Ciclos	Observações
0,4 σ_R	1º	210700	
	2º	280000	
156,70	3º	230400	
	4º	255600	
0,38 σ_R	1º	265200	
	2º	322600	
151	3º	307500	
	4º	286300	
0,35 σ_R	1º	442300	
	2º	400000	
137	3º	551800	
	4º	482500	
0,3 σ_R	1º	1010000	
	2º	1112200	
117,53	3º	1210400	
	4º	1329900	

Composição - 1% MCM, tratado			
Densidade - 7,1 g/cm ³ , $\sigma_{\text{Flexão}} = 1096,08$ MPa			
Tensão flexão(MPa)	CP	Nº Ciclos	Observações
0,4 σ_F 438,43	1º	38200	
	2º	44400	
	3º	61200	
	4º	52300	
0,35 σ_F 383,62	1º	86100	
	2º	90000	
	3º	75300	
	4º	81200	
0,3 σ_F 328,82	1º	142600	
	2º	136300	
	3º	151100	
	4º	139600	
0,25 σ_F 274	1º	1000000	não rompeu
	2º	1000000	não rompeu
	3º	1000000	não rompeu
	4º	1000000	não rompeu

Composição - 0,5% MCM, tratado			
Densidade - 6,9 g/cm ³ , $\sigma_{\text{Flexão}} = 941$ MPa			
Tensão flexão(MPa)	CP	Nº Ciclos	Observações
0,4 σ_F 376,4	1º	39300	
	2º	26500	
	3º	41600	
	4º	27200	
0,35 σ_F 329	1º	42400	
	2º	52000	
	3º	62900	
	4º	36500	
0,3 σ_F 282,3	1º	1000000	não rompeu
	2º	1000000	não rompeu
	3º	1000000	não rompeu
	4º	1000000	não rompeu

Composição - 1% MCM, tratado			
Densidade - 6,9 g/cm ³ , $\sigma_{Flexão} = 1018,19$ MPa			
Tensão flexão(MPa)	CP	Nº Ciclos	Observações
0,4 σ_F 407,58	1º	18800	
	2º	34700	
	3º	18800	
	4º	25000	
0,35 σ_F 356,36	1º	64200	
	2º	55000	
	3º	45200	
	4º	70100	
0,3 σ_F 305,4	1º	155000	
	2º	142600	
	3º	160600	
	4º	130000	
0,25 σ_F 245,5	1º	1000000	não rompeu
	2º	1000000	não rompeu
	3º	1000000	não rompeu
	4º	1000000	não rompeu

Composição - 2% MCM, tratado			
Densidade - 6,9 g/cm ³ , $\sigma_{Flexão} = 1099,43$ MPa			
Tensão flexão(MPa)	CP	Nº Ciclos	Observações
0,35 σ_F 384,8	1º	35500	
	2º	24400	
	3º	24300	
	4º	32500	
0,3 σ_F 329,82	1º	38500	
	2º	42000	
	3º	39100	
	4º	46000	
0,25 σ_F 274,85	1º	55600	
	2º	76000	
	3º	89900	
	4º	70100	
0,23 σ_F 252	1º	1000000	não rompeu
	2º	1000000	não rompeu
	3º	1000000	não rompeu
	4º	1000000	não rompeu

Composição - 1% MCM, tratado			
Densidade - 6,8 g/cm ³ , $\sigma_{Flexão} = 895,33$ MPa			
Tensão flexão(MPa)	CP	Nº Ciclos	Observações
0,4 σ_F 358	1º 2º 3º 4º	45900 30600 28300 33100	
0,35 σ_F 313,36	1º 2º 3º 4º	69000 84700 61400 76000	
0,3 σ_F 268,59	1º 2º 3º 4º	127200 128800 162100 181100	
0,25 σ_F 223,83	1º 2º 3º 4º	1000000 1000000 1000000 1000000	não rompeu não rompeu não rompeu não rompeu

Composição - 1% MCM, tratado			
Densidade - 7,0 g/cm ³ , $\sigma_{Flexão} = 1008,57$ MPa			
Tensão flexão(MPa)	CP	Nº Ciclos	Observações
0,4 σ_F 403,42	1º 2º 3º 4º	10300 10200 12400 13200	
0,35 σ_F 353	1º 2º 3º 4º	32200 23600 32300 50500	
0,3 σ_F 302,57	1º 2º 3º 4º	47200 45300 56500 52600	
0,25 σ_F 252,14	1º 2º 3º 4º	1000000 1000000 1000000 1000000	não rompeu não rompeu não rompeu não rompeu

APÊNDICE 3

DADOS RELATIVOS À AFERIÇÃO DA MÁQUINA DE FADIGA

AFERIÇÃO DA MÁQUINA PARA TESTES DE FADIGA

Braço de alavanca (cm)	Peso (Kgf)	Momento (Kgf.cm)	Deformação medida em traços (1 traço = 1/100 mm)	Deformação dada no catálogo do equipamento
M O L A I				
29,9	1,0	29,9	21	25
29,9	2,0	59,8	43	48,5
29,9	3,0	89,7	66	73
29,9	4,0	119,6	89	97
29,9	5,0	149,5	112	121,5
29,9	6,0	179,4	135	146
29,9	7,0	209,3	158	170
29,9	8,0	239,2	198	195
29,9	9,0	269,1	210	218
29,9	10,0	299,0	236	247
M O L A I I				
29,9	0,5	14,95	34	37
29,9	1,0	29,9	72	75
29,9	1,5	44,85	110	112
29,9	2,0	59,8	148	150
29,9	2,5	74,75	186	187
29,9	3,0	89,7	224	230
M O L A I I I				
29,9	0,2	5,98	36	45
29,9	0,5	14,95	100	115
29,9	0,7	20,93	142	162
29,9	1,0	29,9	206	230

Obs.: As curvas de calibração dadas no catálogo e as aferidas estão na página seguinte.

CURVAS DE AFERIÇÃO DAS MOLAS DA
MÁQUINA P/ TESTES DE FADIGA

