

MINISTÉRIO DA EDUCAÇÃO
UNIVERSIDADE FEDERAL DO RIO GRANDE DO SUL
Escola de Engenharia

Departamento de Metalurgia

CARACTERIZAÇÃO MAGNÉTICA DE LIGAS Fe-P OBTIDAS POR METALURGIA
DO PÓ PARA APLICAÇÃO EM NÚCLEOS MAGNÉTICOS DE MOTORES
ELÉTRICOS.

Conrado Pedro Uribarri Carro

Trabalho de Diplomação

Orientador: Professor Dr. Lirio Schaeffer

Porto Alegre
Ano 2012

Dedico este trabalho de conclusão especialmente a minha mãe, ao meu irmão e
amigos.

AGRADECIMENTOS

A todos os meus amigos da engenharia que me incentivaram e apoiaram.

Aos integrantes do Grupo de Desenvolvimento de Energias Renováveis pelo apoio oferecido.

Aos colegas Patrick Bonaldi, Juliana Dagnese, Harold Luna e Ana Paula Nogueira pela amizade durante o período de iniciação científica.

Ao Professor Lirio Schaeffer pela orientação e oportunidade cedida no LDTM.

SUMÁRIO

LISTA DE FIGURAS	V
LISTA DE TABELAS	VII
LISTA DE ABREVIATURAS E SÍMBOLOS	VIII
RESUMO.....	IX
ABSTRACT	X
1.0 INTRODUÇÃO.....	1
2.0 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	2
2.1 O processo da Metalurgia do pó.....	2
2.1.1 Etapas de produção: Obtenção, mistura e característica dos pós.....	6
2.1.2 Etapas de produção: Compactação	11
2.1.3 Etapas de produção: Sinterização	14
2.2 Conceitos de eletromagnetismo.....	19
2.3 Materiais magnéticos.....	20
2.3.1 Curva de histerese.....	22
2.3.2 Influência da microestrutura nas propriedades magnéticas	23
2.4 Perdas magnéticas no núcleo magnético	26
3.0 MATERIAIS E MÉTODOS.....	27
4.0 RESULTADOS E DISCUSSÃO	39
5.0 CONCLUSÕES.....	52
6.0 REFERÊNCIAS.....	54

LISTA DE FIGURAS

Figura 2.1	Esquema comparativo sobre a porcentagem de aproveitamento final da matéria prima e consumo de energia (MJ), por Kg de peça fabricado. Para diferentes processos metalúrgicos.....	3
Figura 2.2	Relação entre resistência mecânica e tolerâncias alcançadas por distintos processos.....	4
Figura 2.3	Custo de produção relativo a quantidade de peças produzidas por mês, comparando os processos de usinagem e metalurgia do pó.....	4
Figura 2.4	Sistema simplificado da rota produtiva de produtos sinterizados: Mistura, compactação e sinterização	5
Figura 2.5	Tipos de misturadores: Misturador em “v” e misturador duplo cone	9
Figura 2.6	Efeito da pressão de compactação com 0,75% de lubrificante sobre a pressão de ejeção do compactado para um Ancorsteel 45P (Ancoosteel 1000B + 2,90% wt% ferro-fósforo).....	10
Figura 2.7	Matriz de compactação.....	13
Figura 2.8	Etapas de compactação uniaxial de dupla ação e a linha neutra resultante no componente.....	13
Figura 2.9	Evolução da microestrutura da sinterização por fase sólida (a) e sinterização por fase líquida (b).....	14
Figura 2.10	Densificação ocorrida durante a sinterização.....	16
Figura 2.11	Efeito da temperatura de sinterização nas propriedades do sinterizado	18
Figura 2.12	Efeito do campo magnético sobre o alinhamento dos domínios magnéticos.....	21
Figura 2.13	Curva de histerese.....	23
Figura 3.1	Metodologia empregada na pesquisa.....	27
Figura 3.2	Misturador do tipo duplo cone	28
Figura 3.3	Matriz de compactação de anéis. Diâmetro interno de 42mm e diâmetro externo de 50mm.....	29

Figura 3.3	Matriz de compactação de anéis. Diâmetro interno de 42mm e diâmetro externo de 50mm.....	29
Figura 3.5	Geometria dos corpos de prova a verde: cilindro $\varnothing=18\text{mm}$ (a), cilindro $\varnothing=13,5\text{mm}$ (b) e anel $\varnothing_{\text{externo}}=50\text{mm}$ (c).....	31
Figura 3.6	Forno de sinterização.....	32
Figura 3.7	Curva de sinterização.....	32
Figura 3.8	Anel de Rowland.....	33
Figura 3.9	Aparelho medidor de fluxo magnético Global Mag TLMP-FLX-D, utilizado na aquisição das propriedades magnéticas (a), com o anel de Rowland conectado (b).....	34
Figura 3.10	Corpo de prova de formato de anel cortado para ensaio de resistividade elétrica, nas extremidades é possível visualizar a solda de estanho.....	35
Figura 3.11	Dimensões medidas nos corpos de prova para a realização do ensaio de resistividade elétricas, medidas <i>a,b,c,d,e</i> e <i>f</i>	36
Figura 4.1	Comparação entre densidades das amostras a verde e sinterizadas das ligas estudadas.....	41
Figura 4.2	Variação do diâmetro dos corpos de prova durante a sinterização para as ligas de ferro fósforo e ferro puro.....	42
Figura 4.3	Variação da altura dos corpos de prova durante a sinterização para as ligas de ferro fósforo e ferro puro.....	42
Figura 4.4	Variações de densidade para as mesmas amostras: Fe(b); Fe1%P(b); Fe2%(c); Fe3%P(d).....	45
Figura 4.5	Metalografias: (a) Ferro Puro; (b) Ferro 1% Fósforo; (c) Ferro 2% Fósforo; (d) Ferro 3% Fósforo. Aumento de 250x.....	46
Figura 4.6	Diagrama Ferro-fósforo	
Figura 4.7	Dureza Brinell das ligas ferro-fósforo.....	47
Figura 4.8	Tensão de escoamento das ligas ferro-fósforo.....	48
Figura 4.9	Propriedades magnéticas obtidas através do curva de histerese.....	49
Figura 4.10	Resistividade elétrica das ligas ferro-fósforo.....	50
Figura 4.11	Rendimento na máquina simulada.....	51

LISTA DE TABELAS

Tabela 2.1	Típicas faixas de composição das principais ligas utilizadas para produção de materiais magnéticos macios.....	11
Tabela 2.2	Temperaturas e tempo de patamar de sinterização.....	17
Tabela 2.3	Permeabilidade relativa de alguns materiais.....	18
Tabela 2.4	Propriedades magnéticas de ligas magnéticas produzidas por MP.....	23
Tabela 3.1	Tipos de corpos de prova utilizados no estudo.....	30
Tabela 3.2	Forças de compactação.....	30
Tabela 3.3	Parâmetros utilizados na simulação do servomotor.....	38
Tabela 4.1	Medições dos corpos de prova a verde de formato cilíndrico $\varnothing=13,5\text{mm}$	39
Tabela 4.2	Medições dos corpos de prova sinterizados de formato cilíndrico $\varnothing=13,5\text{mm}$	40
Tabela 4.3	Medições dos corpos de prova a verde das amostras em formato de anel...43	
Tabela 4.4	Medições dos corpos de prova sinterizados das amostras em formato de anel.....	44
Tabela 4.5	Porosidade dos materiais sinterizados.....	47
Tabela 4.6	Propriedades magnéticas do ciclo de histerese.....	49
Tabela 4.7	Resultados da simulação.....	51

LISTA DE ABREVIATURAS E SÍMBOLOS

A	Área da seção transversal	[m ²]
B	Indução magnética	[T]
B _m	Indução de saturação ou máxima indução	[T]
B	Retentividade magnética ou magnetização remanente	[T]
dl	Comprimento infinitesimal	[m]
ds	Elemento infinitesimal de superfície	[m ²]
f	Frequência	[Hz]
F	Força	[N]
h	Altura	[m]
H	Campo magnético	[A/m]
H _c	Coercitividade magnética ou força coercitiva	[A/m]
I	Corrente elétrica	[A]
J	Densidade de corrente	[A/m ²]
L	Comprimento	[m]
P	Potência	[W]
R	Resistência	[Ω]
V	Tensão elétrica	[V]
Ø	Diâmetro	[m]

Símbolos:

μ	Permeabilidade magnética do meio	[H/m]
μ _{máx}	Permeabilidade magnética máxima	[H/m]
μ _r	Permeabilidade magnética relativa	[Adimensional]
μ _o	Permeabilidade magnética do vácuo	[H/m]
ρ	Resistividade elétrica	[Ω.m]
σ _e	Tensão de escoamento	[MPa]
φ	Fluxo magnético total	[Wb]

RESUMO

Este trabalho apresenta a caracterização de ligas magnéticas Fe-P obtidas por metalurgia do pó, visando a aplicação em núcleos magnéticos de motores elétricos. As composições químicas dos materiais estudados são: Fe1%P, Fe2%P, Fe3%P e Fe. As ligas magnéticas foram misturadas, compactadas e sinterizadas em laboratório. A caracterização dos materiais consistiu na avaliação das propriedades magnéticas, mecânicas e análise por microestrutural. Realizou-se a simulação por elementos finitos de um servomotor com núcleos magnéticos com as características dos materiais caracterizados. O resultado da simulação demonstrou que a liga de Fe1%P alcançou torque próximo ao de um servomotor com núcleos magnéticos construídos por chapas.

ABSTRACT

Este trabalho apresenta a caracterização de ligas magnéticas Fe-P obtidas por metalurgia do pó, visando a aplicação em núcleos magnéticos de motores elétricos. As composições químicas dos materiais estudados são: Fe1%P, Fe2%P, Fe3%P e Fe. As ligas magnéticas foram misturadas, compactadas e sinterizadas em laboratório. A caracterização dos materiais consistiu na avaliação das propriedades magnéticas, mecânicas e análise por microestrutural. Realizou-se a simulação por elementos finitos de um servomotor com núcleos magnéticos com as características dos materiais caracterizados. O resultado da simulação demonstrou que a liga de Fe1%P alcançou torque próximo ao de um servomotor com núcleos magnéticos construídos por chapas.

1. INTRODUÇÃO

No aperfeiçoamento de motores elétricos no âmbito da redução de custos de fabricação ou no melhoramento de eficiência, este estudo insere no contexto das máquinas elétricas rotativas uma alternativa ao método tradicional de fabricação. Na produção de motores elétricos, a indústria fabrica núcleos magnéticos a partir de chapas de aço laminadas com 1mm de espessura em média (NASAR 1987). A rota produtiva de um núcleo magnético demanda distintos processos: laminação; corte; estampagem; tratamentos térmicos. Para fabricar um único estator muito material é desperdiçado na estampagem, e também há um elevado custo energético associado a sua produção (HANEJKO 1996).

Como alternativa a metalurgia do pó pode oferecer um avanço na fabricação de núcleos magnéticos. Existem duas razões principais que justificam sua viabilidade diante aos outros processos de conformação mecânica convencionais (WHITTAKER 2000).

- A rota de produção inicia-se a partir de matéria prima em pó, possibilitando alcançar características que muitas vezes são impossíveis de atingir por processos convencionais de manufatura, gerando um *produto único*.
- Os produtos obtidos por MP oferecem um menor custo de produção em relação a outros processos devido ao produto final praticamente não necessitar de acabamento, *produto near-net-shape*.

Esta pesquisa tem como objetivo a produção de materiais magnéticos macios obtidos por metalurgia do pó objetivando-se a utilização em motores elétricos. O material de estudo são ligas ferrosas Fe-P. As propriedades magnéticas e elétricas obtidas dos materiais foram utilizadas na simulação por elementos finitos de um motor elétrico síncrono. No capítulo 2 será apresentada a revisão bibliográfica sobre o assunto.

2. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

2.1. O processo da Metalurgia do pó

O processo de metalurgia do pó, também designado pela abreviação MP ou M/P, define-se pela produção de produtos finais, sem a necessidade de etapas de fundição. O processo metalúrgico inicia-se na produção de pó (matéria prima). A partir do material particulado são fabricados componentes para diversas aplicações. A consolidação do pó no formato geométrico requerido realiza-se com auxílio de matrizes de compactação. Posteriormente o componente é submetido a um tratamento térmico, no qual adquire a resistência mecânica necessária. É um processo reconhecido pela sua capacidade de produzir peças complexas com pequenas tolerâncias necessitando de pouco ou nenhum tipo de trabalho mecânico de acabamento final. Muitos componentes fabricados por processos tradicionais de conformação mecânica exigem ao menos um tipo de acabamento final para adequar a sua forma (DOWNSON 1990).

A metalurgia do pó é considerada a mais desenvolvida tecnologia atual para ser utilizada na produção de materiais magnéticos macios. A grande flexibilidade na formulação de composições químicas, a possibilidade de modificação dos parâmetros de compactação e sinterização, fornecem um produto com grande variedade de propriedades magnéticas. Os primeiros mercados a utilizarem esta tecnologia na produção de magnéticos macios foram no início a indústria automobilística, que foi seguida posteriormente pelo setor de equipamentos elétricos de jardinagem (HANEJKO 1996).

Analisando o mercado de produtos provindos da MP, cerca de 60% dos componentes fabricados necessitam apenas uma etapa de acabamento posterior. Sendo que em média operações de usinagem provocam acréscimo de 20% no custo total de produção de um componente (HOGANAS 2004).

A MP é um processo extremamente especializado. O sistema de produção tem capacidade de fabricar componentes com o mínimo de desperdício de matéria-prima. Tornando-se um dos processos mais competitivos para produção de peças de formas

complexas, com peso até 1Kg, e volumes de produção acima de 10.000 peças/mês. Algumas qualidades do processo são (PALLINI 2006):

- Produção de peças próximo a forma final (Near-net-shape), diminuindo ou estinguindo a necessidade de operações de usinagem;
- Peças de excelente acabamento superficial, em alguns casos sem necessidade de operações de acabamento (Rugosidade < 2,5Ra);
- Controle da densidade e porosidade do material, permitindo flexibilidade de produzir peças porosas onde o objetivo é auto-lubrificação, como também a produção de peças de alta resistência mecânica.

Existem alguns fatores que associados permitiram o crescimento da utilização da metalurgia do pó durante os últimos anos. Fazendo um comparativo entre a metalurgia do pó e outros processos de fabricação, a figura 2.1 apresenta uma relação entre o uso de matéria-prima e o consumo de energia de produção por diferentes processos convencionais. Observa-se que a MP possui o maior rendimento de matéria-prima, atingindo 95% de aproveitamento. Devido a produção de componentes near-net-shape, e um consumo de energia por Kg processado baixo, a MP é vantajosa quando comparada com processos convencionais como forjamento a quente, fundição, usinagem e extrusão (LOBERTO 2010).

Energy consumption per kg processed	Manufacturing Process	Raw material usage
30 - 38	Casting	90
29	Powder Metallurgy	95
41	Hot / Cold extrusion	85
46 - 49	Hot forging	75 - 80
65 - 82	Machining	40 - 50
MJ 75 50 25 0		0 25 50 75 %

Figura 2.1 Esquema comparativo sobre a porcentagem de aproveitamento final da matéria prima e consumo de energia (MJ), por Kg de peça fabricado. Para diferentes processos metalúrgicos. Fonte: (PALLINI 2006).

A competitividade da metalurgia do pó está relacionada com a qualidade dos materiais produzidos. A figura 2.2 apresenta a relação entre resistência e tolerâncias

alcançadas por diferentes processos metalúrgicos. Os produtos sinterizados superam outros processos com excessão da usinagem (LOBERTO 2010).

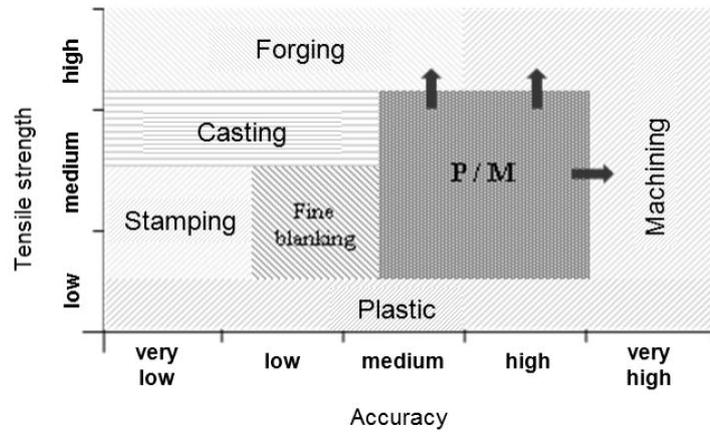


Figura 2.2 Relação entre resistência mecânica e tolerâncias alcançadas por distintos processos (LOBERTO, 2010)

Como maior competidor o processo de usinagem permite construir componentes com tolerâncias menores e com resistência mecânica superiores a metalurgia do pó. No entanto, os custos de produção para a metalurgia do pó são mais interessantes para produções acima de 10000 peças/mês, como pode ser visto na figura 2.3, o baixo consumo energético e o alto aproveitamento da matéria-prima tornam a MP mais competitiva que a usinagem (PALLINI 2006).

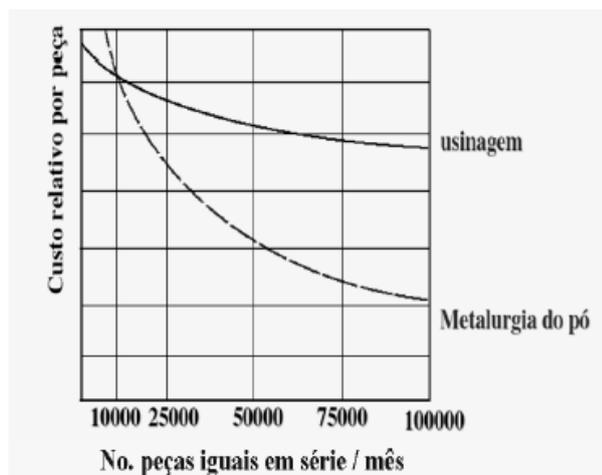


Figura 2.3 Custo de produção relativo a quantidade de peças produzidas por mês, comparando os processos de usinagem e metalurgia do pó (PALLINI 2006).

É possível distinguir a MP em duas grandes áreas tecnológicas distintas, em primeiro a produção de pó metálico e por segundo o processo de produção de peças. No entanto, usualmente o processo de manufatura de produtos por MP é reconhecido em termos gerais por possuir três etapas principais, ilustradas na figura 2.4 (WHITTAKER 2000):

I. Na primeira etapa, de *mistura*, se obtém a composição da liga através de aparelhos misturadores, geralmente são adicionados compostos orgânicos que atuam como lubrificantes para diminuir o atrito entre as partículas de pó, e diminuir o desgaste do ferramental.

II. A segunda etapa é a *compactação*. O pó metálico é inserido dentro de uma cavidade ou pré-forma que é compreendida por uma matriz metálica. Depois de consolidada a peça através da aplicação de uma carga, a mesma é retirada da matriz com o formato correspondente. Quando o material passa por esta etapa e adquire uma forma, recebe a nomenclatura de material a *verde*, ou *compactado a verde*.

III. O compactado a verde obtido na compactação possui a geometria requerida, porém, o componente não possui resistência mecânica adequada para seu uso útil. Um tratamento térmico é realizado unindo as partículas de pó, gerando integridade e resistência mecânica. O processo é conhecido como *sinterização*. Usualmente componentes obtidos por MP são referidos como sinterizados. É importante antecipar que a temperatura de sinterização não ultrapassa a temperatura liquidus do elemento majoritário da liga.

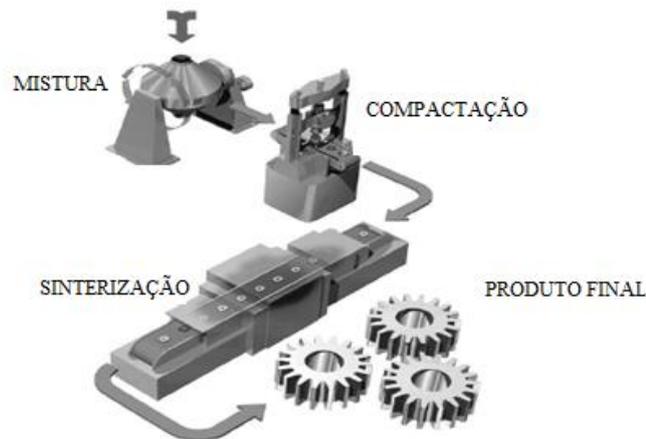


Figura 2.4 Sistema simplificado da rota produtiva de produtos sinterizados: Mistura, compactação e sinterização (PALLINI 2006).

A seguir são apresentadas as etapas de *mistura*, *compactação* e *sinterização*. Definindo a importância de cada passo e a sua relação com a produção de materiais magnéticos.

2.1.1. Etapas de produção: obtenção, mistura e característica dos pós

Obtenção de pó

A matéria-prima do processo de metalurgia do pó pode ser obtida através de diferentes rotas industriais, são cinco os métodos de fabricação (MORO 2007):

- Métodos mecânicos (quebra e moagem): Indicado para materiais fragilizados por algum tipo de processo anterior. A produção de pó consiste em fragmentar o material através de moinhos ou martelos. Os moinhos de bolas, vibratórios e de atrito são os equipamentos mais comuns.
- Cold-stream: Com a diminuição de temperatura este método promove maior fragilidade ao material processado. O pó produzido é arrastado por fluxo de gás sob alta pressão através de um tubo até uma câmara, mantida a vácuo. Na câmara o gás sofre expansão em decorrência a temperatura baixa, direcionando o material contra elementos instalados dentro da câmara, havendo cominuição das partículas. A granulometria desejada é alcançada depois de diversos ciclos da operação de fragmentação.
- Atomização: o material a ser particulado é fundido e vazado sobre um orifício, sendo rapidamente resfriado. O resfriamento é realizado por jatos de ar, gás inerte ou água. A velocidade elevada de resfriamento do fundido provoca pulverização do material. A granulometria das partículas é controlada pela velocidade de vazamento, pressão do fluido, geometria do sistema e do tipo de fluido principalmente. Quando se utiliza água como fluido refrigerante a morfologia da partícula obtida é irregular e angulosa, enquanto que a atomização a ar conduz a partículas esferoidais.
- Processo de redução química: são processos de redução de compostos de metais com agentes redutores gasosos ou sólidos. Os agentes redutores mais utilizados são carbono e hidrogênio. A redução com carbono é principalmente utilizada na fabricação de ferro.

- Processo por eletrólise: o pó é obtido por processos eletroquímicos, as partículas obtidas por este método apresentam elevada dureza, baixa densidade aparente e grãos com estrutura dendrítica.

Mistura

Materiais ligados apresentam diferentes propriedades físicas em relação aos metais puros. Em particular, as ligas podem aumentar significativamente as propriedades mecânicas, modificar o comportamento das propriedades elétricas e térmicas. E por consequência aumentar as possibilidades de aplicações. A produção de ligas na MP pode ocorrer por quatro vias (HOGANAS, 2004):

- a) Adicionando o elemento de liga sobre o pó de ferro.
- b) Por difusão dos elementos de liga no pó de ferro.
- c) Revestindo o pó metálico com algum material específico.
- d) Fabricando um pó ligado com a composição específica por processo de atomização.

Os métodos mais frequentemente utilizados são os tipos (a) e (b), principalmente por estes métodos não deteriorarem a compactabilidade, ao contrário do tipo (d) que normalmente é direcionado para o processo de forjamento de pó. Enquanto que o tipo (c), raramente é utilizado em ligas ferrosas pelo elevado custo da operação de revestimento (HOGANAS 2004).

O método (a) representa o sistema mais fácil e flexível de operar quando se deseja fabricar sinterizados a base de ferro. Misturas deste tipo geralmente consistem em partículas que diferem consideravelmente em tamanho, formato e densidade. Isto significa que poderá haver dificuldade em preparar misturas com distribuição uniforme, ocorrendo segregação. Durante a produção é necessário realizar análise química nos componentes para observar variações na composição química. Estas variações podem influenciar na tolerância das peças sinterizadas (HOGANAS 2004).

Vantagens em utilizar o método (a) e (b):

- Elevada compactabilidade da mistura.

- Não há necessidade de operações adicionais para realizar a adição de lubrificante.
- A composição da liga pode ser facilmente corrigida ou modificada, repetindo o processo.

Desvantagens do método (a) e (b):

- Pouca homogeneidade das partículas de pó metálico.
- Durante o manuseio ou transporte das partículas, algum componente pode segregar para o fundo do recipiente.

A eficiência do processo de mistura é atingido quando o volume utilizado do misturador permanece em torno de 50% a 60% da sua capacidade máxima. O tempo ótimo de mistura pode variar entre 5 a 30 minutos, este tempo de mistura é definido por procedimento experimental para cada tipo de liga. A densidade aparente do pó metálico tem tendência de aumentar com o tempo de mistura (UPADHYAYA 2002).

A *densidade aparente* refere-se a massa por unidade de volume do pó metálico normalmente expresso em g/cm^3 . É uma característica importante do pó pois define alguns aspectos produtivos da metalurgia do pó. Determina o tamanho do ferramental necessário para determinado peso de um componente e possui influência no comportamento de sinterização (THUMMLER 1993).

Muitos tipos de misturadores foram projetados conforme a necessidade de produção de cada fabricante, mas para a maioria dos casos existem dois tipos mais usados, misturador de duplo cone e misturador em “v”. O misturador de duplo-cone consiste em um cilindro vertical com final cônico, no qual a rotação se realiza sobre o eixo horizontal, conforme a figura 2.5. Esta rotação impacta na contínua movimentação do pó metálico. Este movimento modifica muito pouco o formato geométrico individual das partículas. Um misturador em “v” é construído a partir de dois cilindros de tamanha idêntico em “V”. Durante a rotação sobre o eixo horizontal, conforme a figura 2.5, o pó é movimentado entre os cilindros. Durante a mistura a área superficial do pó metálico aumenta devido a diminuição do tamanho das partículas. Este efeito ajuda a obter uma mistura mais homogênea (UPADHYAYA 2002).

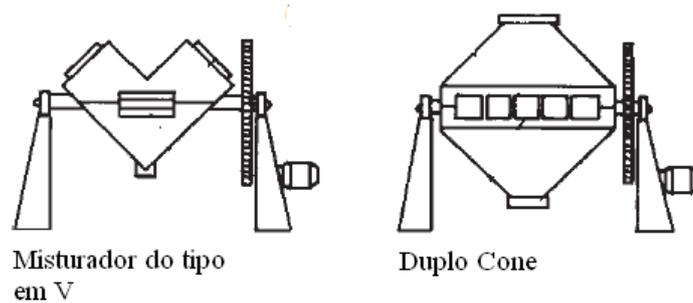


Figura 2.5 Tipos de misturadores: Misturador em “v” e misturador duplo cone (UPADHYAYA 2002).

A adição de lubrificante na etapa de mistura é essencial para reduzir o atrito entre o compactado e o ferramental durante o processo de compactação. Em detrimento a qualidade superficial do compactado é afetada. Embora muitos trabalhos sejam realizados em sistemas nos quais o ferramental possui auto-lubrificação, esses sistemas não são indicados para produção em larga escala. Quando o pó é destinado a compactação isostática, não é necessário adicionar lubrificante na mistura (KLAR 1998).

O uso de lubrificantes tem grande interferência nas propriedades de um sinterizado. Durante a sinterização o lubrificante presente no pó metálico evapora ou se decompõe, em alguns casos resíduos podem causar problemas críticos como carbonização. Por esta razão, os produtores de pó tentam otimizar a composição e estrutura dos lubrificantes para não apenas agir na diminuição do atrito, como também não afetar as propriedades dos componentes sinterizados. A escolha do lubrificante correto depende da densidade do material, composição química do pó metálico e do tamanho da partícula. Os lubrificantes mais utilizados são os de estearato de zinco, estearato ácido, estearato de lítio e lubrificantes sintéticos como Acrawax (KLAR 1998).

Primeiramente a escolha do lubrificante depende da habilidade de aderir sobre as partículas de pó. A quantidade de lubrificante depende de fatores como a composição química, tipo de ferramental, densidade do compactado e complexidade da geometria do componente. A figura 2.6 apresenta um gráfico com o efeito dos lubrificantes sobre a força necessária aplicada para ejetar o componente de dentro da cavidade de compactação (striping pressure) para um Ancorsteel. Pelo gráfico é possível verificar a influência dos diferentes tipos de lubrificantes sobre a striping pressure em relação a pressão de

compactação. O estearato de zinco apresenta o menor desgaste sobre o ferramental para este material. O aumento da pressão de ejeção é acompanhada pelo aumento da pressão de compactação. O estearato de zinco possui um comportamento linear entre pressão de compactação e pressão de ejeção do compactado, enquanto que o lubrificante Acrawax e estearato de zinco não possuem um comportamento linear com o aumento de pressão (KLAR 1998).

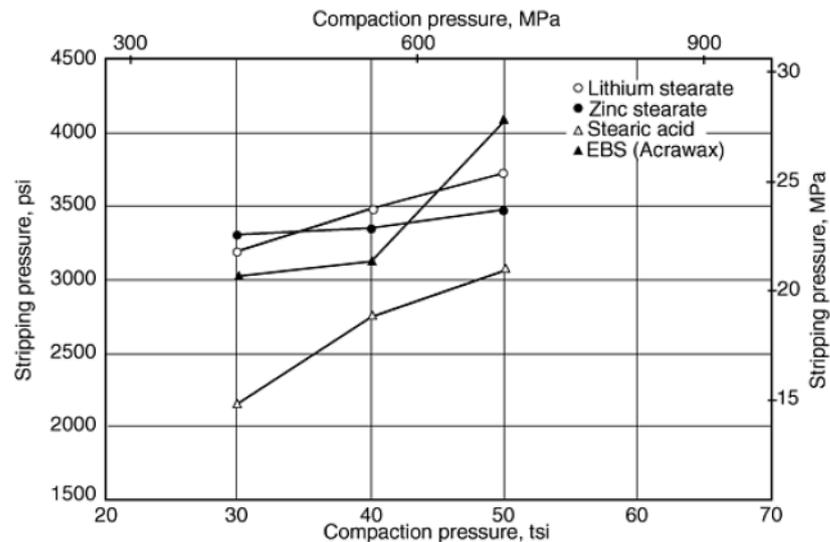


Figura 2.6 Efeito da pressão de compactação com 0,75% de lubrificante sobre a pressão de ejeção do compactado para um Ancorsteel 45P (Ancoosteel 1000B + 2,90% wt% ferro-fósforo) (KLAR 1998).

A técnica de pó pré-ligado foi desenvolvida pela empresa sueca Hogganas durante a década de 60. As partículas de pó de elementos de liga podem sofrer risco de segregação, diminuindo a compressibilidade do material. Entretanto quando se obtém uma mistura por este método, pode ser garantida ou aumentada a capacidade de atingir as tolerâncias de componentes. As ligas pré-ligadas são obtidas através de um tratamento térmico sobre uma atmosfera redutora, os elementos de liga são ligados sobre as superfícies das partículas de ferro (HOGGANAS 2004).

Vantagens de utilizar ligas pré-ligadas:

- Evita segregação dos elementos de liga na mistura.

- Composição química com pequena variação nos componentes, evitando variações nas tolerâncias.

Desvantagens:

- Baixa compressibilidade, devido as partículas de pó possuírem elevada dureza.
- A composição química não pode ser modificada durante o processo.

As ligas comerciais utilizadas em materiais magnéticos macios contem normalmente: ferro, silício, cobalto, fósforo, níquel e estanho. A tabela 2.1 apresenta a faixa de composição que geralmente é utilizada nos processos de mistura de pó metálico, destinados a produção de materiais magnéticos macios (BEISS 2003).

Tabela 2.1 Típicas faixas de composição das principais ligas utilizadas para produção de materiais magnéticos macios.

Liga	Fe/P	Fe/Si	Fe/Si/P	Fe/Sn/P
Composição (wt%)	P= 0,3 - 0,8	Si= 1 - 4	Si= 1 – 3 P= 0,45 – 0,6	Sn= 5 – 8 P= 0,45

2.1.2. Etapas de produção: Compactação

O pó metálico é transformado dentro de pré-formas com a geometria requerida por compactação. Usualmente se distinguem os processos de compactação pelo tipo de aplicação externa da pressão. Algumas variantes combinam a compactação e sinterização em uma única etapa, o fim do processo resulta na retirada do sinterizado diretamente da pré-forma.

A compactação sob pressão pode ser dividida em dois subgrupos, método a frio ou método a quente. Do ponto de vista do material, a compactação a frio é realizada em uma faixa e temperatura na qual os mecanismos de difusão e recristalização não ocorrem. Na maioria dos casos, a compactação a frio ocorre em temperatura ambiente, enquanto que a compactação a quente ocorre em altas temperaturas. Metais com baixa temperatura de fusão como o chumbo, podem ser submetidos a compactação a quente. Existem processos nos quais é usada uma temperatura intermediária, como é o caso do processo de injeção de pós.

Usualmente uma maior densidade alcançada no *compactado a verde* resulta em melhor resposta das propriedades mecânicas e diminuição de variação dimensional durante a sinterização. A densidade do compactado a verde normalmente não excede 85-90% da densidade teórica do material, exceto para materiais nos quais se deseja uma porosidade elevada como na fabricação de filtros. No entanto, na maioria dos materiais se objetiva uma elevada densidade visando melhores propriedades mecânicas. O nível da *densidade a verde* tem um valor próximo ao da densidade aparente do pó metálico, é controlada pelo arranjo entre as partículas de pó metálico dentro da cavidade da matriz. A densificação é possível, portanto, pela modificação da forma inicial da partícula de pó por deformação plástica ou por sua fragmentação (THUMMLER 1993).

Núcleos magnéticos de ferro puro compactadas a frio, podem ter a densidade máxima alcançada por MP, entretanto peças de ferro puro possuem resistividade muito baixa, sofrendo de elevadas perdas magnéticas pela ação das perdas por correntes parasitas. Para diminuir as perdas pode ser adicionado fósforo como elemento de liga. Durante a compactação não ocorre perda da densidade a verde devido a baixa granulometria de 10µm das partículas de Fe₃P, que se acomodam entre as grandes partículas do ferro puro na compactação, não interferindo na densidade a verde (CHAURASIA 2012).

A forma da peça é adquirida pela aplicação de uma carga sobre as partículas de pó, e em alguns casos é utilizado lubrificante para diminuir o atrito entre o contato das partículas. A ligação das partículas ocorre em alguns pontos, ocorrendo espaços em vazio (poros) na estrutura da peça. A relação entre a fração de poros é uma importante característica para o sistema partícula-líquido, caso haja presença de fase líquida de algum constituinte da liga utilizada, o líquido formado na etapa de sinterização ajuda a preencher os poros. A fase líquida auxilia na taxa de difusão, controla o contorno de grão e regula o nível de porosidade (MOYER 1998).

Sistemas de compactação convencional

Existem duas formas de aplicar a compactação convencional a frio, que se distinguem pelo modo em que a pressão externa é aplicada. Uma na qual a pressão é uniaxial e outro tipo que exerce pressão isostática sobre o componente. Entre todas as técnicas de compactação da metalurgia do pó, a compactação uniaxial é a mais rápida e economicamente vantajosa (BEISS 2003).

Na compactação uniaxial o ferramental, visto na figura 2.7, é compreendido por uma matriz e dois punções, um superior e outro inferior. A pressão é preferencialmente aplicada pela ação dupla dos punções, o resultado desta operação é atingir uma linha de densidade máxima no centro da peça, em uma zona relativamente neutra se comparada com as extremidades.

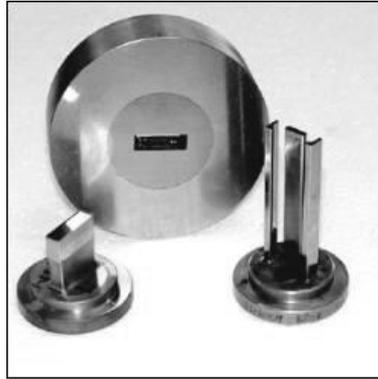


Figura 2.7 Matrizes de compactação (BEISS 2003).

O procedimento de compactação uniaxial segue quatro passos, representados na figura 2.8 (UPADHYAYA 2002):

- I. Preenchimento do pó.
- II. Aplicação de carga sobre o pó metálico dentro da matriz.
- III. Retirada ou elevação do punção superior.
- IV. Ejeção da peça.

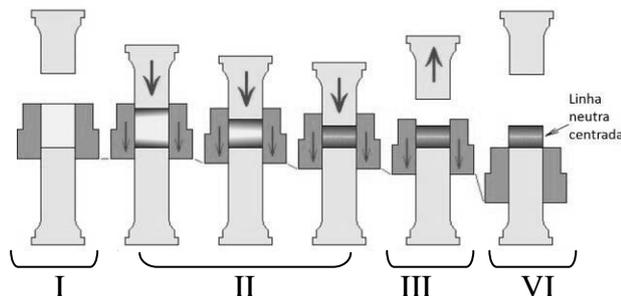


Figura 2.8 Etapas de compactação uniaxial de dupla ação e a linha neutra resultante no componente. (GRUPO SETORIAL DE METALURGIA DO PÓ 2009)

2.1.3. Etapas de produção: Sinterização

Compreende o aquecimento sob condições controladas após a etapa de compactação para aumentar a ligação entre as partículas é conhecida como sinterização. O tratamento térmico de sinterização pode ser definido como um processo físico termicamente ativado, no qual as partículas de pó que estão aderidas pela deformação durante a compactação são unidas. A união das partículas gera resistência mecânica a peça. A força motriz do fenômeno de ligação entre as partículas em uma temperatura abaixo do ponto de fusão do material, deve-se pela diminuição da energia livre do sistema. Como resultado da união das partículas, muitos espaços em vazio são preenchidos, diminuindo a porosidade e densificando o material (BRITO 2007).

A diminuição da energia livre do sistema se deve a:

- Diminuição da superfície específica das partículas durante a união.
- Diminuição do volume de poros ou esferoidização dos poros.
- Diminuição das tensões internas aplicadas na compactação
- Em sistemas com múltiplos componentes, alcance do estado de equilíbrio devido a gradientes de concentração (THUMMLER 1993).

A sinterização é dividida em dois grupos: sinterização por fase líquida e sinterização por fase sólida, figura 2.9. Ambos os tipos procedem sobre o mesmo fenômeno da diminuição da energia superficial total do sistema, que ocorre pela transformação da interface metal/poro para uma interface metal/metal. A sinterização por fase sólida permite o controle da porosidade do material, enquanto que a sinterização por fase líquida oferece maior densificação do material (DOWNSON 1990).

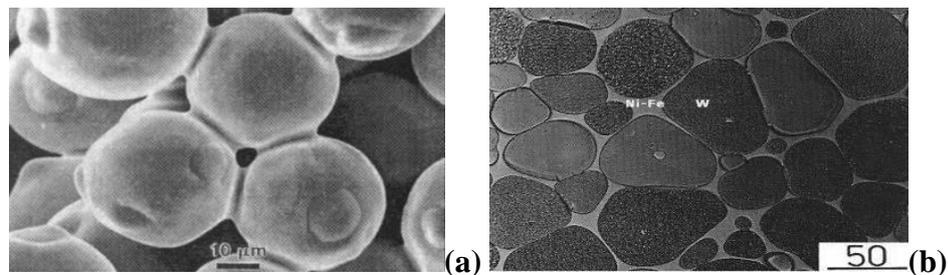


Figura 2.9 Evolução da microestrutura da sinterização por fase sólida (a) e sinterização por fase líquida (b) (THUMMLER 1993).

A respeito da velocidade dos processos, a cinética da sinterização que possui a presença de fase líquida é maior. Para que ocorra o fechamento da porosidade e deslocamento das interfaces, material deve ser deslocado. Para os dois grupos citados, existem variações que estão relacionadas com a cinética da sinterização (BRITO 2007).

Sinterização de fase sólida

As formas de transporte de massa para este processo não envolvem fase líquida, o modo como a microestrutura evolui depende do tipo de material. Para materiais como vidro, materiais amorfos e cristalinos submetidos a pressão, o transporte de massa se dá por fluxo viscoso. No caso dos materiais cristalinos o transporte deve-se pela difusão atômica ou transporte de vapor (BRITO 2007).

Os fenômenos de sinterização sólida podem ser divididos em três estágios:

I. **Primeiro estágio:** O contato entre as partículas formam pontes de ligação, chamadas “pescoços”. Antes da sinterização esse contato existe na forma de microplanos, a sua extensão dependem da pressão de compactação. De acordo com experimentos o pescoço cresce exponencialmente com o tempo. Contornos de grão são formados entre duas partículas adjacentes no plano do contato entre elas

II. **Estágio intermediário:** Quando o pescoço excede um determinado valor as partículas começam a perder sua identidade. O crescimento de grãos ocorre resultando em uma nova microestrutura.

III. **Estágio final:** Entre 90 e 95% da densidade teórica é atingida, a proporção relativa de poros fechados cresce rapidamente. Os poros isolados tendem a se tornar esferoidizados. Existem casos onde gases não conseguem difundir de dentro do material para fora, e a densificação se torna inviável devido a pressão interna. Quando os poros estão vazios é relativamente fácil difundir-los para a superfície utilizando sinterização a vácuo (THUMMLER 1993).

Sinterização por fase líquida

A ocupação dos espaços em vazio neste caso se deve por preenchimento de fase líquida. Esta fase líquida pode ser resultado da interação entre os dois ou mais componentes do sistema. A fase líquida é necessariamente uma proporção menor do

volume total, caso contrário não é possível manter o formato original do componente. Dois diferentes tipos de sistemas podem ser distinguidos: um no qual a fase líquida pode ser distinguida; e outra do qual a fase líquida é transiente e pode desaparecer durante o aquecimento transformando o modo de transporte para difusão atômica (DOWNSON 1990).

Em ligas ferrosas Fe-P a adição de fósforo forma o intermetálico Fe_3P , que em alta temperatura (1323K) forma fase líquida, difundindo-se pela matriz de ferro resultando em uma fase sólida de ferro e fósforo. A fase líquida aumenta a taxa de difusão do fósforo para o interior dos latícios da estrutura cristalina do ferro. A fase líquida auxilia na densificação do material (CHAURASIA 2012).

Os fenômenos de transformação são divididos em três estágios. A figura 2.10 apresenta, os três fenômenos em função do tempo de sinterização (UPADHYAYA 2002):

I. **Primeiro estágio:** Rearranjo das partículas por penetração da fase fundida no esqueleto do compactado por capilaridade. Ocorre densificação do material, que depende da proporção de fase líquida no sistema. Este fenômeno tem sua cinética controlada pela força de capilaridade somente. Dependendo da densidade do compactado a verde, é possível teoricamente utilizar 35% de volume de fase líquida.

II. **Estágio intermediário:** Na segunda fase ocorre solubilização e precipitação, controlados por processo de difusão atômica. Ocorre a formação do pescoço e crescimento de grão.

III. **Estágio final:** No final das transformações que o material sofre, predomina o estado sólido. Os poros coalescem promovendo densificação no material. Pode ocorrer aprisionamento de gases nos poros nesta etapa (THUMMLER 1993).

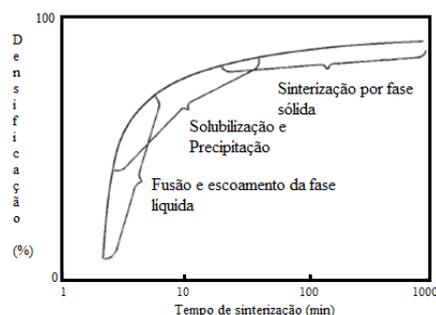


Figura 2.10 Densificação ocorrida durante a sinterização. (UPADHYAYA 2002)

Técnicas de sinterização

A sinterização pode ser realizada em três tipos de equipamentos tradicionais: Sinterização em forno resistivo; Sinterização com auxílio de pressão; Sinterização reativa (SILVA 1998).

- **Sinterização em forno resistivo:** É o modo mais utilizado em escala industrial e pesquisa. O sistema de sinterização resume-se ao controle da temperatura. É possível realizar a sinterização com auxílio do controle da atmosfera. Os fornos de sinterização possuem grande produtividade se comparados aos outros utilizados na MP.
- **Sinterização sob pressão:** Dependendo do material pode haver dificuldade em sinterizar aplicando apenas temperatura, o que é o caso de cerâmica covalentes ou materiais dos quais se deseja fechar totalmente os poros. Aplicando pressão intensificam-se os fenômenos de transporte. O modo de realizar este tipo de sinterização pode ser utilizando compactação isostática a quente ou uniaxial a quente.
- **Sinterização reativa:** Alguns sistemas podem gerar calor através de reações exotérmicas entre seus constituintes, o calor gerado auxilia na sinterização do material. Melhorando a difusividade térmica e por consequência acelerando o processo de transporte de massa. Este modo de sinterização não necessita de equipamentos especiais para serem realizados, podendo ser realizada em fornos resistivos normais.

Variáveis de processo de sinterização

A temperatura e tempo de sinterização dependem do tipo material processado. A tabela 2.2 apresenta os parâmetros de sinterização para os principais tipos de metais obtidos por MP (GRUPO SETORIAL DE METALURGIA DO PÓ 2009).

Tabela 2.2 Temperaturas e tempo de patamar de sinterização.

Material	Temperatura (°C)	Tempo de patamar (min)
Alumínio	595-625	10-30
Bronze	760-860	10-20
Cobre	840-900	12-45
Latão	840-900	10-45
Ferro e ligas ferrosas.	1000-1150	8-45

Material	Temperura (°C)	Tempo de patamar (min)
Níquel	1000-1150	30-45
Aço Inox	1090-1290	30-60
Imãs Alnico	1215-1300	120-150

O efeito da temperatura de sinterização nas propriedades dos material sinterizado pode ser visto na figura 2.10 (GRUPO SETORIAL DE METALURGIA DO PÓ 2009):

- O aumento da temperatura promove a contração do material, eliminando os poros e aumentando a densidade.
- Ocorre ganho de resistência mecânica com o aumento da temperatura como resultado da eliminação da porosidade.
- O tamanho de grão final é proporcional a temperatura de sinterização.
- A diminuição da resistividade elétrica é resultado da eliminação de defeitos no material como poros e defeitos cristalinos.

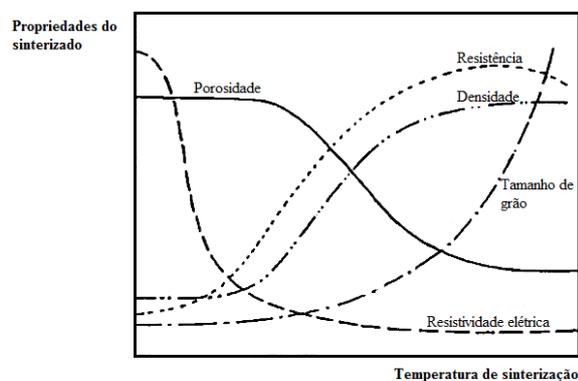


Figura 2.11 Efeito da temperatura de sinterização nas propriedades do sinterizado (GRUPO SETORIAL DE METALURGIA DO PÓ 2009).

Influência das características do pó na sinterização

Algumas características do material afetam a sinterização, como foi comentado no início do capítulo: Tamanho da partícula, formato da partícula, estrutura da partícula, composição química e densidade a verde (UPADHYAYA 2002):

- **Tamanho da partícula:** Com a diminuição do tamanho das partículas de pó, aumenta-se a velocidade de sinterização do material. Com partículas menores existe maior interface para os processos de transporte de massa, diminuindo o tempo de processo.
- **Formato da partícula:** O formato da partícula define o tipo de contato, e o tamanho de área para o transporte de massa. Quanto mais esférica a partícula, melhores resultados na sinterização são alcançados.
- **Estrutura da partícula:** Quando a partícula tem um tamanho de grão inicialmente pequeno, são favorecidos alguns mecanismos de transporte de massa.
- **Composição:** A adição de elementos de liga afetam a cinética da sinterização. O efeito pode ser deletério ou benéfico para o processo. Sobre o efeito dos elementos de liga, podem controlar o tamanho de grão do material, promover precipitação de intermetálicos ou formação de segunda fase.
- **Densidade a verde:** O decréscimo da densidade a verde significa aumento na quantidade de área superficial interna, e conseqüentemente, aumento na força motriz de sinterização, que está relacionada com a diminuição da energia de superfície.

2.2. Conceitos de eletromagnetismo

Campo Magnético (H): Uma corrente elétrica I produz, além do campo elétrico, um campo magnético H (DEITOS,2012).

$$\oint \vec{H}d\vec{l} = \int_s \vec{J}ds = I \quad (\text{Equação 1})$$

Onde **H** é o campo magnético [A/m], **dl** é o comprimento infinitesimal [m], **J** é a densidade de corrente [A/m²], ds é um elemento infinitesimal de superfície [m²] e **I** é a corrente elétrica [A]. No sistema CGS H é expresso em Oersted [Oe] tal que:

$$0,01256 \text{ Oe} = 1 \text{ A/m}$$

Densidade de Fluxo ou Indução Magnética (B): Um campo magnético H induz fluxo magnético ou indução magnética B, que se relacionam através da permeabilidade magnética do meio μ tal que:

$$\mathbf{B} = \mu\mathbf{H} = \mu_o\mu_r\mathbf{H} = \mu_o\mathbf{H} + \mathbf{J}_s \quad (\text{Equação 2})$$

Onde **B** é a indução magnética [T], μ é a permeabilidade magnética do meio [H/m], μ_r é a permeabilidade magnética relativa [adimensional], μ_o é a permeabilidade magnética

do vácuo [$4\pi \times 10^{-7}$ H/m] e \mathbf{J}_S é a polarização de magnetização [T]. No sistema CGS B é expresso como Gauss [G] tal que:

$$1 T = 10^4 G$$

Fluxo Magnético Total (ϕ): Para B uniforme e superfície plana o fluxo magnético total ϕ perpendicular à superfície pode ser escrito como:

$$\phi = BA \quad (\text{Equação 3})$$

Onde ϕ é o fluxo magnético total [Wb], \mathbf{B} é a indução magnética [T] e \mathbf{A} a área da seção, transversal às linhas de fluxo [m^2].

A partir da permeabilidade relativa dos materiais, se prevê a sua capacidade de amplificação de um campo magnético. A tabela 2.3, apresenta o valor de μ_r , para alguns materiais (DEITOS, 2012).

Tabela 2.3 Permeabilidade relativa de alguns materiais

Substância	μ_r (Adimensional)
Cobre	0,999991
Vácuo	1
Ar	1,0000004
Cobalto	$2,5 \times 10^2$
Níquel	$6,0 \times 10^2$
Aço doce	$2,0 \times 10^3$
Ferro (0,2% de impurezas)	$5,0 \times 10^3$
Permalloy 78	$1,0 \times 10^5$
Supermalloy	$1,0 \times 10^6$

2.3. Materiais magnéticos

Os materiais magnéticos são compostos por um conjunto de domínios magnéticos. Os domínios são regiões nas quais os átomos permanecem com seus momentos magnéticos paralelos entre si. Quando não existe presença de campo magnético externo, os domínios estão orientados aleatoriamente, e o fluxo líquido resultante no material é zero. A figura 2.12 (a) apresenta um esquema representativo dos domínios magnéticos e a distribuição aleatória dos momentos magnéticos (FITZGELARD 2006).

Considerando que um material magnético é submetido a um campo magnético H , os domínios são alinhados e conseqüentemente somam-se ao campo aplicado. Pode ser visto na figura 2.12 (b) a progressão do alinhamento dos domínios em função da direção de um campo magnético aplicado. O resultado é uma densidade de fluxo magnético B muito superior a da força magnetizante. O comportamento do material com o aumento da força magnetizante é alcançar um patamar de fluxo máximo, no qual todos os domínios magnéticos estão alinhados, representado na figura 2.12(c). Quanto o material chega a este estado, não contribuindo mais para o aumento da densidade de fluxo magnético resultante é denominado como *saturado* (FITZGELARD 2006).

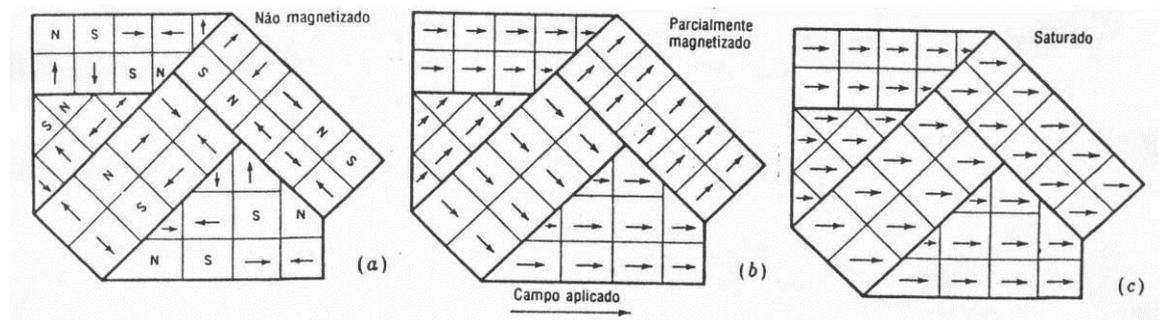


Figura 2.12 Efeito do campo magnético sobre o alinhamento dos domínios magnéticos (BITTENCOURT 2012)

Retirando o campo magnético H aplicado, os domínios magnéticos tendem a alinhar-se naturalmente nas direções associadas a estrutura cristalina, conhecidas como *eixos de mais fácil magnetização*. Desta forma, se a força magnetizante for reduzida, os domínios magnéticos relaxam-se direcionados para as direções de mais fácil magnetização. Alguns dipolos magnéticos não são mais totalmente aleatórios quando a força aplicada é diminuída a zero. Esse fenômeno é conhecido como *histerese magnética* (FITZGELARD 2006).

Com a retirada do campo magnético H alguns materiais reagem voltando ao seu estado inicial ou permanecem magnetizados. Essa característica distingue os dois tipos de materiais magnéticos. *Magnéticos macios* nos quais o alinhamento dos domínios desaparece com a retirada do campo. *Magnéticos duros*, que permanecem magnetizados com a retirada do campo magnético (THUMMLER 1993).

O efeito de histerese magnética prevê que a relação de campo aplicado e campo induzido não é linear. As características do material podem ser descritas de forma analítica e normalmente as propriedades magnéticas de um material são obtidas a partir de curvas determinadas empiricamente. A curva mais utilizada para descrever o comportamento magnético de um material é através da curva de histerese e da curva de magnetização (FITZGELARD 2006).

Materiais magnéticos macios sinterizados tem sido aplicados em núcleos magnéticos de cabeçotes de impressoras e bobinas elétricas, devido a sua capacidade de obtenção de formas complexas. Entretanto os magnéticos macios de ferro puro, requerem em muitos casos um custo elevado de processo (compactação, sinterização, recompactação, re-sinterização), para se obter a alta densidade requerida. Quando são usadas ligas em lugar ao ferro puro são atingidas melhores propriedades magnéticas. Sistemas Fe-Sn-P aumentam a densidade do sinterizado devido a formação de uma fase líquida na etapa de sinterização (SUZUKI 2000).

2.3.1 Curva de histerese

A conduta de qualquer material magnético pode ser definida através da curva de histerese e da curva de magnetização, vistas na figura 2.13. Através da curva de magnetização (primeiro quadrante da curva de histerese), a taxa de crescimento de B/H define a permeabilidade μ . A partir da curva de histerese podem ser retiradas, a permeabilidade inicial μ_0 , e a máxima permeabilidade μ_{max} . A permeabilidade μ_0 é simplesmente o ponto inicial da curva de magnetização. A permeabilidade máxima μ_{max} , é a reta tangente a curva de magnetização, partindo de μ_0 . Após alcançar o ponto de máxima permeabilidade, a curva continua crescendo, até atingir a máxima indução B_m ou $B_{saturação}$. Com o ciclo da aplicação de campo magnético com o tempo, são retiradas duas importantes propriedades do material. A magnetização remanente ou força retentiva B_r , é a indução magnética quando o campo aplicado é zero e intercepta o eixo y. A força coerciva H_c , significa a força necessária para desmagnetizar o material interceptando o eixo x. A área interna da curva de histerese representa as perdas magnéticas, que significa a energia necessária para movimentar os domínios magnéticos durante o ciclo do campo magnético. (THUMMLER 1993).

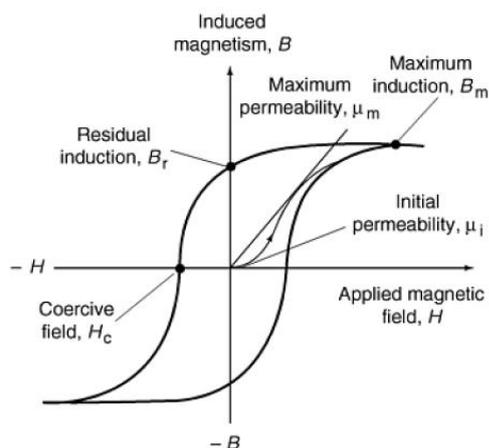


Figura 2.13 Curva de histerese (ASM HANDBOOK VOLUME7 1998).

Os materiais ferromagnéticos obtidos por MP são tipicamente compostos de ferro e de ligas com níquel, silício e fósforo. Embora as propriedades destes materiais difere entre si sobre uma grande faixa, os fenômenos responsáveis por suas características são comuns. Na tabela 2.4 são apresentadas as propriedades magnéticas, resistividade e densidade de algumas ligas sinterizadas

Tabela 2.4 Propriedades magnéticas de ligas magnéticas produzidas por MP

Material	Densidade (g/cm ²)	Permeabilidade máxima	Força coerciva (Oe)	Indução máxima (G)	Resistividade (microhm-cm)
Fe	6,8 – 7,2	1800 – 3500	1,5 – 2,5	10 – 13	10
Fe/P	6,8 – 7,4	2500 - 6000	1,2 – 2,0	10 – 14	30
Fe/Si	6,8 – 7,3	2000 – 6000	0,8 – 1,2	9 – 13	60
50Ni/50Fe	7,2 – 7,6	5000 - 15000	0,2 – 0,5	9 - 14	45

2.3.2. Influência da microestrutura nas propriedades magnéticas

Presença de inclusões: A magnitude da força coerciva em um material está relacionada principalmente com as características microestruturais da liga ferromagnética. Inclusões tem efeito negativo, aumentando a força coerciva e conseqüentemente aumentando as perdas por histerese. As partículas ancoram as paredes de domínio exigindo

campos mais altos para movimenta-las. Quanto menor o distanciamento entre as inclusões maior é o campo coercivo. Entretanto, existe uma faixa de tamanho na qual ocorre maior impacto no ancoramento das paredes, teoricamente as partículas da ordem de 100nm tem maior efeito. Sendo difícil a avaliação da sua distribuição.

Tamanho de grão: O tamanho de grão também afeta a força coerciva do material, existem algumas evidências que a força coerciva é inversamente proporcional ao tamanho de grão. O contorno de grão são centros de ancoramento, pois a estrutura dos domínios de um grão está acoplada a do grão vizinho.

Porosidade: Todos os materiais sinterizados possuem um índice de porosidade associado. A indução magnética e a força remanente decrescem linearmente com o aumento da porosidade do material e diminuição da densidade.

Pureza: A maior parte das impurezas contidas nos materiais magnéticos incluem carbono, nitrogênio, oxigênio e enxofre. Pequenas quantidades destas impurezas podem causar danos as propriedades magnéticas. O oxigênio em ligas de Fe-P pode causar diminuição das propriedades magnéticas, para reduzir este efeito utiliza-se atmosfera de gás hidrogênio ou argônio como proteção na sinterização.

Composição química: O principal efeito da composição química é alterar a resistividade elétrica, o que afeta as perdas parasitas. A resistividade elétrica varia de $12\mu\Omega\text{cm}$, para o aço 1006, até $50\mu\Omega\text{cm}$ nos aços com 3,5%Si. Os elementos químicos que mais alteram a resistividade elétrica do aço são o silício e o alumínio. O efeito do fósforo é ainda maior, mas sua solubilidade máxima é baixa (0,2%) (LANDGRAF 2002).

2.4. Motores elétricos

Em dispositivos de conversão eletromecânica de energia, os materiais magnéticos empregam dupla funcionalidade. Através do uso deste tipo específico de material, torna-se possível o alcance de elevadas densidades de fluxo magnético com níveis relativamente baixos de magnetização. As forças magnéticas e a densidade de energia crescem com o aumento da densidade de fluxo magnético, esse efeito é fundamental para o enorme desempenho dos dispositivos de conversão de energia. Outra razão para a utilização de materiais magnéticos é a sua capacidade de delimitar e direcionar os campos magnéticos em caminhos bem definidos. Em transformadores, maximizam o acoplamento entre os enrolamentos, e diminuem a corrente de excitação requerida para operar o transformador.

Para aplicação em máquinas elétricas, estes materiais são utilizados para dar forma aos campos de modo que o conjugado desejado seja produzido e as características elétricas específicas nos terminais sejam obtidas (FITZGELARD 2006).

Escolha do material e da técnica de produção de MP dependem do tipo aplicação. Considerando materiais magnéticos macios produzidos por metalurgia do pó, dois grupos devem ser considerados: magnéticos macios aplicados em circuitos DC compactados e sinterizados a base de pó de ferro, onde ferro puro, ferro-níquel e ferro-fósforo são geralmente usados; ou pelo uso de compósitos de pó de ferro e resina utilizados em circuitos AC. A adição de resina no pó de ferro pode ser uma alternativa ao processo de laminação, especialmente para aplicações em baixas e médias frequências (RODRIGUES 2000).

As máquinas elétricas com alimentação trifásica, assim como, a maioria das máquinas elétricas podem funcionar como *motor* ou *gerador*. Como motor, convertem potência elétrica, a partir de uma fonte de energia elétrica, numa potência mecânica, que aciona uma carga acoplada ao eixo. Como gerador processa-se o contrário. Por este motivo, os motores elétricos podem ser denominados de máquinas elétricas rotativas ou, simplesmente, de máquinas elétricas. Com relação ao aspecto construtivo, as máquinas trifásicas são constituídas fundamentalmente de duas partes, estator e rotor. O Estator, parte fixa da máquina construída de chapas de aço laminadas, na qual são colocados os enrolamentos de armadura com alimentação trifásica, onde é gerada uma onda de indução magnética também conhecida por campo girante. O Rotor, parte girante da máquina construída de chapas de aço laminadas na qual, na maioria das vezes, estão presentes os enrolamentos de campo. Salienta-se, que a diferença fundamental entre as diversas máquinas trifásicas está na concepção do rotor. As propriedades magnéticas desejadas em materiais aplicados em núcleos magnéticos são (BITTENCOURT 2012):

- Elevada permeabilidade magnética
- Baixa força coerciva
- Alta resistividade elétrica
- Elevada indução de saturação

2.4.1 Perdas magnéticas no núcleo magnético

As perdas magnéticas podem ser separadas em três parcelas: perdas histeréticas, perdas parasíticas clássicas (devido as correntes de Foucault) e as perdas anômalas (ou em excesso). As perdas parasíticas podem ser reduzidas através do uso de altos teores de silício, tornando o aço economicamente caro. As perdas histeréticas, por sua vez, são muito sensíveis a microestrutura dos aços, beneficiando-se do aumento do tamanho de grão, redução dos teores de elementos formadores de inclusões não metálicas tais como os sulfetos, nitretos e óxidos e da melhoria da orientação dos cristais dentro da chapa. Outras características microestruturais dos aços, tais como densidade de discordâncias e distribuição de tamanho de inclusões e precipitados também contribui para as perdas. As perdas anômalas são dadas pela diferença entre as perdas totais e as perdas histeréticas e parasíticas clássicas (GARCIA 2003).

3. Materiais e métodos

O presente estudo tem como objetivo avaliar as características das ligas magnéticas ferrosas (Fe1%P; Fe2%P; Fe3%P; Ferro Puro), visando a aplicação em núcleos magnéticos. As ligas estudadas foram produzidas em laboratório através do processo de metalurgia do pó convencional. A caracterização realizada inclui a avaliação de: Propriedades magnéticas por curva de histerese; Ensaio de resistividade elétrica; Ensaio de dureza Brinell; Ensaio de compressão; Análise microestrutural por metalografia. A última fase do estudo compreende a simulação do material caracterizado, como núcleo magnético em um motor elétrico. Um fluxograma da parte experimental é demonstrado na figura 3.1, neste capítulo serão evidenciados os procedimentos de cada uma destas etapas.



Figura 3.1 Metodologia empregada na pesquisa.

3.1. Obtenção das ligas

As ligas de ferro-fósforo foram obtidas a partir de misturas de pó de ferro puro e pó de Fe_3P . Três composições foram obtidas, Fe1%P, Fe2%P e Fe3%P. O misturador utilizado para o procedimento, figura 3.2, é do tipo duplo cone. O tempo de mistura para cada liga obtida foi de 30 minutos. Em todas as misturas foi adicionado lubrificante orgânico de estearato de zinco, em quantidade de 1% em peso. Para adicionar lubrificante no pó metálico de ferro puro houve a necessidade de utilizar o misturador, obedecendo aos mesmos parâmetros de tempo e rotação das ligas misturadas. A massa dos componentes foram pesadas em balança analítica modelo Marte AL500. Para cada liga obteve-se uma quantidade total de 200 gramas.



Figura 3.2 Misturador do tipo duplo cone

3.2. Compactação

O ferramental escolhido para a compactação das ligas tem relação direta com as necessidades dos ensaios de caracterização do material. Para a análise das propriedades magnéticas, requer-se um corpo de prova em forma de anel segundo a norma ASM A773/A 773M-01. Portanto, na compactação das amostras para os ensaios de curva de histerese e magnetização, a matriz utilizada tem cavidade em formato de anel, e pode ser vista na figura 3.3. A matriz compreende um punção superior, um punção inferior, a camisa e um pino central. O diâmetro interno da cavidade é de 42mm e o diâmetro externo

de 50mm. A altura da amostra é relativa a quantidade de massa depositada na matriz e da pressão a ser utilizada.



Figura 3.3 Matriz de compactação de anéis. Diâmetro interno de 42mm e diâmetro externo de 50mm

Para a realização da metalografia e do ensaio de dureza, utilizou-se uma matriz com cavidade de formato cilíndrico, vista na figura 3.4. Esta matriz é composta por punção superior, inferior e camisa da matriz. O diâmetro da sua cavidade é de 18mm. A motivação para a escolha deste ferramental, se deve ao corpo de prova cilíndrico possuir área transversal muito maior se comparado ao corpo de prova em formato de anel. A maior área transversal promove melhores resultados na análise metalográfica e facilita o ensaio de dureza.

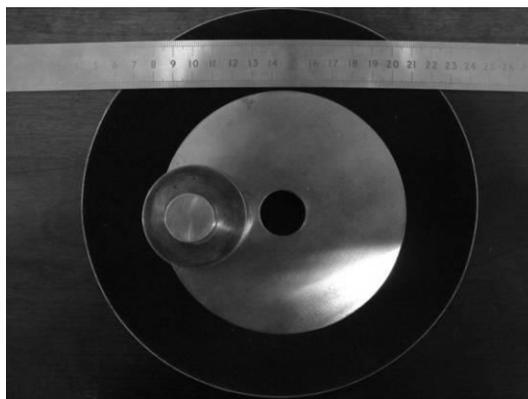


Figura 3.4 Matriz de formato cilíndrico, com 18mm de diâmetro interno em vista de topo.

A terceira matriz utilizada no estudo possui cavidade em formato cilíndrico com diâmetro de 13,5mm. A sua configuração é idêntica ao da matriz de 18mm de diâmetro na figura 3.4. Os corpos de prova obtidos por esta ferramenta de compactação destinaram-se ao ensaio de compressão, e as medições de contração.

Optou-se pela obtenção de um número de três corpos de prova de cada liga para cada tipo de corpo de prova (anel; cilindro 18mm; cilindro 13,5mm), totalizando 9 amostras para cada liga, e conseqüentemente 27 corpos de prova no total. A figura 3.5 apresenta os dois formatos de corpos de prova, anel e cilindro. A relação entre o número de amostras compactadas é mostrado na tabela 3.1.

Tabela 3.1 Tipos de corpos de prova utilizados no estudo.

Ligas	Formato Cilindrico 18mm	Formato Cilindrico 13,5mm	Formato de anel	Total
Ferro puro	3	3	3	9
Fe1%P	3	3	3	9
Fe2%P	3	3	3	9
Fe3%P	3	3	3	9

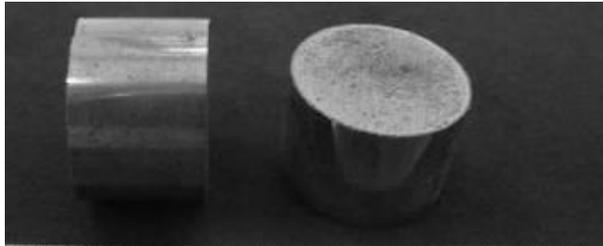
Para efetuar a compactação, fez-se uso de uma prensa hidráulica EKA com capacidade de 40 toneladas. A pressão de compactação foi de 600MPa. A força de compactação foi calculada sobre a área superficial da face superior dos corpos de prova. As forças de compactação podem ser visualizadas na tabela 3.2, que mostra a relação entre a área superficial, pressão e força de compactação em toneladas. Após a compactação foram calculadas as *densidades a verde* das amostras.

Tabela 3.2 Forças de compactação

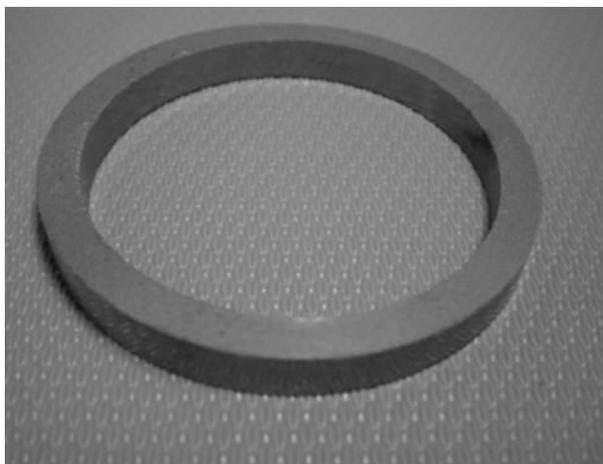
Formato	Área (cm ²)	Pressão (MPa)	Força (toneladas)
Cilindro (Ø=18mm)	2,54	600	15,96
Cilindro (Ø=13,5mm)	1,43	600	8
Anel	5,41	600	34



(a).



(b)



(c)

Figura 3.5 Geometria dos corpos de prova a verde: cilindro $\varnothing=18\text{mm}$ (a), cilindro $\varnothing=13,5\text{mm}$ (b) e anel $\varnothing_{\text{externo}}=50\text{mm}$ (c)

3.3. Sinterização

A etapa de sinterização foi realizada em forno do tipo tubular (figura 3.6), com atmosfera controlada, utilizando gás argônio. A temperatura máxima de sinterização foi de 1150°C , acima desta temperatura a fração de fase líquida causa deformação na geometria da amostra. A figura 3.7 apresenta o ciclo térmico de sinterização, existindo dois patamares de temperatura, um a 550°C de pré-aquecimento e outro a 1150°C . Na rampa de aquecimento o aumento de temperatura foi de 10°C por minuto. Após a sinterização as

amostras foram pesadas na balança analítica e suas dimensões foram medidas com auxílio de paquímetro.

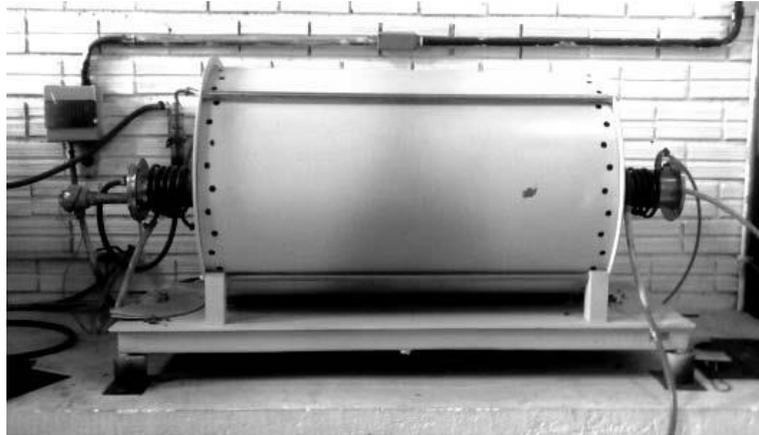


Figura 3.6 Forno de sinterização.

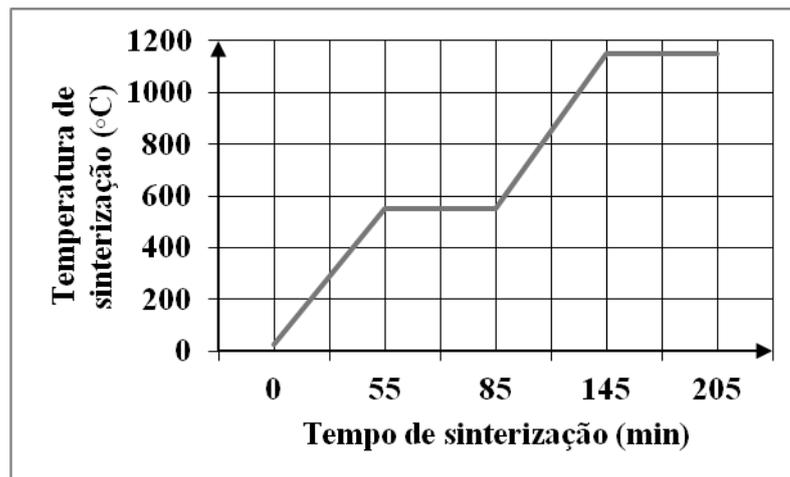


Figura 3.7 Curva de sinterização

3.4. Obtenção das propriedades magnéticas

A norma ASTM A773/A 773M-01 prevê os procedimentos da caracterização magnética através do ensaio de anel de Rowland. O anel de Rowland consiste em um toroide formado por duas bobinas, a bobina externa tem função magnetizadora e a bobina interna possui função de sensoriar o fluxo magnético produzido no interior do anel. As bobinas do anel são denominadas respectivamente enrolamentos primário e secundário, a figura 3.8 apresenta o toroide constituído de dois enrolamentos, cada enrolamento possui

duas conexões de saída. A corrente elétrica que flui nas espiras do enrolamento primário define a intensidade do campo magnético B no material. Essa bobina de sensoriamento transforma a variação do campo magnético do anel em uma voltagem proporcional ao fluxo. Plotando os dados em função da corrente da bobina de magnetização em função da variação de tensão, obtém-se a curva de histerese (LUDKE, 2010).

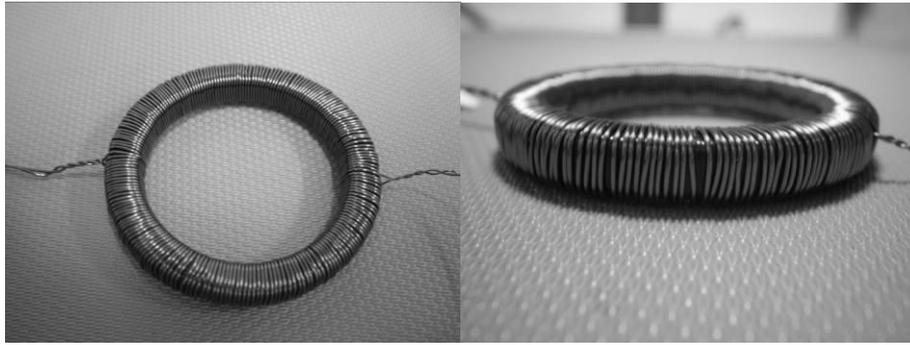


Figura 3.8 Anel de Rowland

O equipamento Global Mag modelo TLMP-FLX-D realiza o ciclo de histerese na amostra (figura 3.9a), o ensaio resulta na aquisição dos dados com auxílio de conexão com computador. Os dados são arquivados em formato de planilha Excell. O software de aquisição de dados necessita de dados de entrada:

- Densidade do material [Kg/m^3]
- Secção transversal do anel [mm^2]
- Número de espiras no enrolamento secundário
- Densidade de espiras no enrolamento primário [N° de voltas/m]
- Frequência [Hz]
- Corrente [A]
- Ganho [mV/s]

O equipamento permite a escolha entre modo curva de histerese ou modo curva de magnetização, conforme a necessidade do operador. Para cada amostra realizou-se o

procedimento dos dois tipos de curvas. A curva de magnetização é necessária para o conhecimento da permeabilidade máxima. Os dados referentes as dimensões e densidade das amostras foram previamente medidas e calculadas antes de efetuar o enrolamento com as bobinas. A frequência e a corrente do ensaio por norma é de 0.05Hz e 5A respectivamente. As bobinas dos enrolamentos possuem diâmetros distintos, sendo o enrolamento primário um fio de cobre AWG 23 e o enrolamento um fio de cobre AWG 26. O anel de Rowland é conectado nas entradas do aparelho a partir das saídas dos enrolamentos, como pode ser visualizada na figura 3.9b.



Figura 3.9 Aparelho medidor de fluxo magnético Global Mag TLMP-FLX-D, utilizado na aquisição das propriedades magnéticas (a), com o anel de Rowland conectado (b)

3.5. Resistividade elétrica

As *resistividades elétricas* das ligas foram obtidas a partir do cálculo de resistência elétrica. Para realizar o teste necessita-se de um corpo de prova com área transversal muito menor em relação ao comprimento do condutor. Por esta razão utilizou-se o corpo de prova em formato de anel cortado (figura 3.10), foi retirado através de corte com serra manual

uma secção de 1cm do perímetro interno do anel como pode ser visto. Nas extremidades do anel foi soldado estanho para a conexão com os terminais dos equipamentos.



Figura 3.10 Corpo de prova de formato de anel cortado para ensaio de resistividade elétrica, nas extremidades é possível visualizar a solda de estanho.

O ensaio consistiu em aplicar uma corrente sobre o corpo de prova com a ajuda de uma fonte de corrente (Vcc Jomed, modelo PS – 2403D), e medir o valor da tensão com auxílio de um amperímetro digital (Multímetro Minipa, modelo ET 2930). Através da equação 4 é possível encontrar o valor da resistência elétrica.

$$V=RI \quad \text{(Equação 4)}$$

Onde **V** é a tensão em voltz [V], **R** é a resistência elétrica em Ohms [Ω] e **I** é a corrente em âmperes [A].

A partir do valor conhecido da resistência elétrica adquirida pelo amperímetro, é possível calcular o valor da *resistividade elétrica* com a equação 5.

$$\rho = R x (A / L) \quad \text{(Equação 5)}$$

Onde ρ é a resistividade elétrica [Ω .m], **R** é a resistência elétrica em Ohms (Ω), **A** é a área transversal do componente [m^2] e **L** é o comprimento em metros [m].

As dimensões do corpo de prova foram medidas obedecendo um padrão, conforme pode ser visto na figura 3.11, as medidas **a** e **b** estabelecem a área transversal do corpo de

prova, enquanto que as medidas **d,e,f** e **c** resultam no comprimento total da amostra. Com estes valores se tornam possível o cálculo da *resistividade elétrica*.

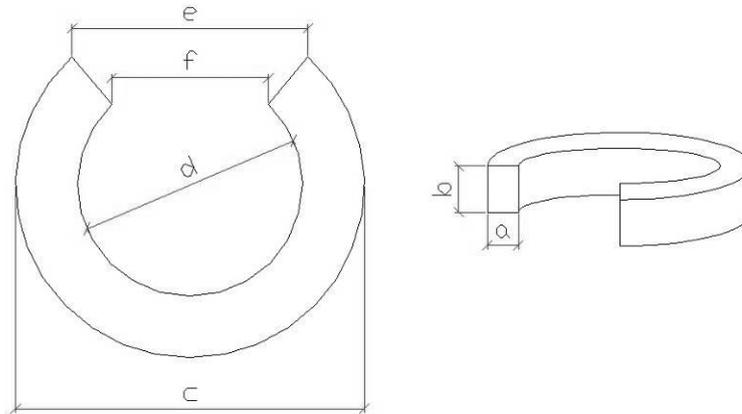


Figura 3.11 Dimensões medidas nos corpos de prova para a realização do ensaio de resistividade elétricas, medidas *a,b,c,d,e* e *f*.

3.6. Ensaio mecânicos

3.6.1. Ensaio de compressão

A avaliação da tensão de escoamento do material foi realizada com os corpos de prova de formato cilíndrico com diâmetro de 13,5mm. O ensaio foi realizado com contribuição da Universidade Luterana do Brasil localizada em Canoas/RS. A máquina utilizada foi a EMIC com capacidade de 200kN, que possui uma velocidade de deslocamento de 2mm/min. A tensão de escoamento é calculada a partir da equação 6.

$$\sigma_e = F/A \quad \text{(Equação 6)}$$

Onde σ é a tensão de escoamento em mega pascal [MPa], **F** é a força aplicada pela máquina em Newton [N] e **A** é a área da secção transversal da amostra em milímetros quadrados [mm²].

3.6.2. Ensaio de Dureza Brinell

Para teste de dureza em materiais sinterizados o mais indicado é o ensaio de dureza Brinell, e se deve ao fato dos materiais sinterizados possuírem uma elevada porosidade. A indentação Brinell tem uma área de impressão maior em comparação aos outros métodos

de ensaio de dureza, desta forma a região escolhida para a indentação não sofre tanta interferência de alguma porosidade localizada.

O equipamento para a realização do ensaio foi um durômetro da marca Precision, este durômetro tem capacidade máxima de 187,5Kg de carga. O indentador utilizado foi a esfera metálica de 2,5mm de diâmetro. A carga utilizada foi de 100Kg para todas as amostras. O diâmetro da impressão foi calculado através do microscópio ótico marca Olympus modelo GX51 e software de aquisição de imagem do próprio microscópio.

O procedimento foi realizar três indentações em cada face dos corpos de prova de formato cilíndrico ($\varnothing=18$ mm), a fim de calcular um valor médio de dureza HB para os materiais.

3.7. Análise metalográfica

A metalografia das ligas foi obtida a partir dos corpos de prova em formato de cilindro ($\varnothing=18$ mm), sendo cortados transversalmente na altura média do corpo de prova com uma serra manual. Na preparação metalográfica utilizaram-se as lixas com granulometria 80, 120, 220, 320, 400, 600 e 1200 respectivamente. Para o polimento foi usado suspensão de alumina com granulometria de 1μ . O equipamento para estes procedimentos foi a politriz da marca Pantec modelo polipan 2D.

O ataque químico nas amostras se obteve com o reagente Nital2%. Este reagente consiste em uma mistura de 2% ácido nítrico diluído em álcool etílico. A análise microestrutural dos materiais foi realizada no microscópio ótico marca Olympus modelo GX51, que possui aumento máximo de 1000x.

3.8. Simulação por elementos finitos

A simulação realizou-se no software FEMM 4.2. O objeto de estudo foi um servomotor elétrico marca WEG modelo SWA- 40, a sua configuração e geometria foram configuradas no software. Este motor comercial possui núcleo magnético fabricado por chapas, o seu rendimento em relação ao torque da máquina e da densidade de fluxo no entreferro são fornecidos pelo fabricante. A simulação permite a análise do comportamento do servomotor construído por núcleos magnéticos sinterizados. Desta forma possibilitando

a comparação entre o rendimento do material sinterizado e do método tradicional de chapas.

Para a realização da simulação é necessário dados de entrada sobre as propriedades do material. Para inserir as características magnéticas das ligas no software, o programa necessita da curva de magnetização, e das perdas por ciclo de histerese. A resistividade elétrica também é um parâmetro solicitado para a simulação.

Em relação as características da máquina simulada, a tabela 3.3, apresenta os parâmetros de simulação do servomotor. Os parâmetros da simulação foram realizados em conjunto com a pesquisa de mestrado do engenheiro mecatrônico Sérgio Deitos (UFRGS), que forneceu auxílio técnico no procedimento de simulação por elementos finitos.

Tabela 3.3 Parâmetros do servomotor.

Rotação Nominal	3000	Rpm
Torque	1,6	Nm
Pólos	8	
Potência	400	W
Tensão	230	V
Classe de Isolamento	F	
Carcaça	SWA40	
Corrente Nominal	2	A
Corrente Máxima	7,2	A
Espiras	42	
Comprimento	40	mm
Fio do Estator	1 x 0.45	mm
Entreferro	0,4	mm
Ímãs de Ne-Fe-B	20x11.5x2.25	mm
Ligação	série	
Chapa (espessura)	0.5	mm
Inclinação da Ranhura do Estator	9.5	mm

4. RESULTADOS E DISCUSSÃO

4.1. Densidade das amostras a verde e sinterizadas

4.1.1. Amostras de cilindros

O primeiro fator a ser analisado e considerado como resultado na pesquisa refere-se ao cálculo da densidade a verde e densidade do sinterizado. São listadas na tabela 4.1 as medidas dos corpos de prova a verde de formato cilíndrico ($\varnothing=13,45$ mm), enquanto que a tabela 4.2 exhibe as medidas das mesmas amostras após a sinterização.

Tabela 4.1 Medições dos corpos de prova a verde de formato cilíndrico $\varnothing= 13,5$ mm.

Corpos de prova de formato cilíndrico $\varnothing= 13,5$ mm						
Liga	Amostra	Diâmetro (mm)	Altura (mm)	Volume	Massa (g)	Densidade (g/cm ³)
Ferro Puro	1A	13,45	26,75	3,80053835	24,895	6,55
	2A	13,45	24,6	3,49507452	23,054	6,59
	3A	13,45	26,94	3,827532828	24,988	6,53
Valor médio da densidade =						6,56
Fe1%P	1B	13,45	2,56	3,63715072	25,05	6,89
	2B	13,45	2,604	3,699664248	24,98	6,75
	3B	13,45	2,735	3,88578407	25,004	6,43
Valor médio da densidade =						6,69
Fe2%P	1C	13,45	2,685	3,81474597	24,985	6,55
	2C	13,45	2,684	3,813325208	25	6,57
	3C	13,45	2,7	3,8360574	25,103	6,54
Valor médio da densidade =						6,55
Fe3%P	1D	13,45	2,775	3,94261455	25,024	6,35
	2D	13,45	2,779	3,948297598	25	6,33
	3D	13,45	2,79	3,96392598	25,024	6,31
Valor médio da densidade =						6,33

Tabela 4.2 Medições dos corpos de prova sinterizados de formato cilíndrico $\varnothing=13,5\text{mm}$

Corpos de prova de formato cilíndrico $\varnothing=13,5\text{mm}$						
Liga	Amostra	Diâmetro (mm)	Altura (mm)	Volume	Massa (g)	Densidade (g/cm^3)
Ferro Puro	1A	13,55	26,12	3766,420767	24,759	6,57
	2A	13,56	24,4	3523,597378	23,111	6,56
	3A	13,55	25,85	3727,487627	24,516	6,58
Valor médio da densidade =						6,57
Fe1%P	1B	13,58	24,77	3587,588467	24,516	6,83
	2B	13,58	25,46	3687,525328	24,45	6,63
	3B	13,25	26,14	3604,245895	24,054	6,67
Valor médio da densidade =						6,71
Fe2%P	1C	13,26	25,96	3584,832011	24,63	6,87
	2C	13,27	26,05	3602,687943	25	6,88
	3C	13,27	26,05	3602,687943	24,836	6,89
Valor médio da densidade =						6,88
Fe3%P	1D	12,99	25,93	3192,376804	24,089	7,54
	2D	12,99	25,93	3150,631663	23,774	7,54
	3D	13,03	25,68	3223,268294	24,173	7,50
Valor médio da densidade =						7,53

A partir das medidas das dimensões e da massa dos corpos de prova, é possível comparar o efeito da sinterização nos distintos materiais em relação a densificação ocorrida. As tabelas 4.1 e 4.2 demonstram um comportamento bem distinto sobre o parâmetro densidade. Os resultados podem ser visualizados de uma forma mais clara com o gráfico da figura 4.1, no qual a densidade média dos corpos de prova em forma de cilindro são comparadas.

A liga Fe1%P apresentou o maior valor de densidade a verde quando comparado com os outros materiais, sobre a mesma característica a liga Fe3%P apresentou a menor densidade a verde das amostras. Esse comportamento se deve a menor densidade aparente do pó da liga de Fe3%P. Devido ao fato da granulometria do pó de Fe₃P ser inferior ao do ferro puro, acomodaram-se entre as partículas de pó de ferro até a proporção de 1% de

fósforo, havendo ganho na densidade. A liga Fe2%P apresenta densidade de 6,55 g/cm³ muito próxima ao valor da densidade do ferro puro de 6,56 g/cm³.

Em relação a densidade das amostras sinterizadas, pelo efeito da sinterização com presença de fase líquida, a densificação do material é proporcional a fração de volume de fase líquida ocasionada pelo ponto de fusão do intermetálico Fe₃P (1050°C). Proporcionando aumento de densidade substancial nas amostras de Fe3%P. Quanto maior a quantidade em peso de fósforo na amostra, maior a densificação do material.

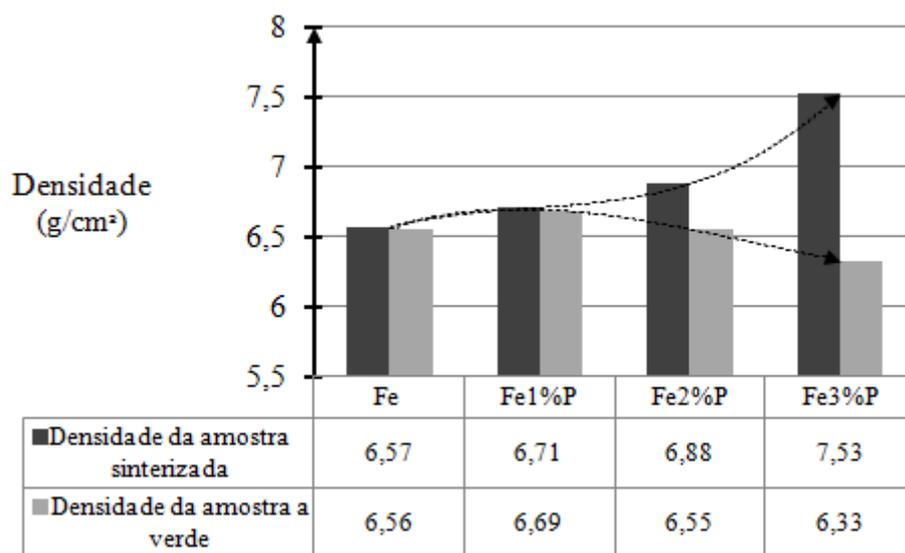


Figura 4.1 Comparação entre densidades das amostras a verde e sinterizadas das ligas estudadas.

Os dados mostrados nas tabelas 4.1 e 4.2 permitem avaliar o tipo de modificação dimensional das amostras na sinterização. As figuras 4.2 e 4.3 apresentam respectivamente a variação (%) do diâmetro e da altura dos corpos de prova em função da sua composição. Avaliando os resultados é possível notar que as ligas com menor teor de liga tiveram menor efeito de contração. Como pode ser visto para a liga de ferro puro, na qual a densidade a verde e do sinterizado são praticamente equivalentes, ocorreu pequena diminuição da altura da amostra, em detrimento o diâmetro aumentou para compensar a manutenção do volume. A liga de Fe1%P apresentou um pequeno aumento no diâmetro, e uma diminuição considerável da altura da amostra, resultado da densificação promovida pela fase líquida na sinterização. Para as seguintes ligas de Fe2%P e Fe3%P, as amostras contraíram no sentido do diâmetro e da altura em maiores proporções.

As amostras dos corpos de prova de cilindro ($\varnothing=18$ mm) não foram utilizados para a determinação de densidade. Servindo somente para os ensaios de dureza e análise metalográficas.

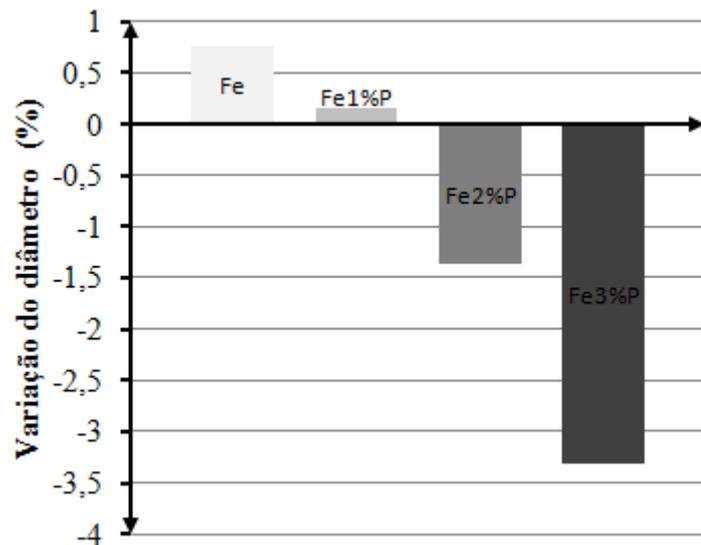


Figura 4.2 Variação do diâmetro dos corpos de prova durante a sinterização para as ligas de ferro fósforo e ferro puro.

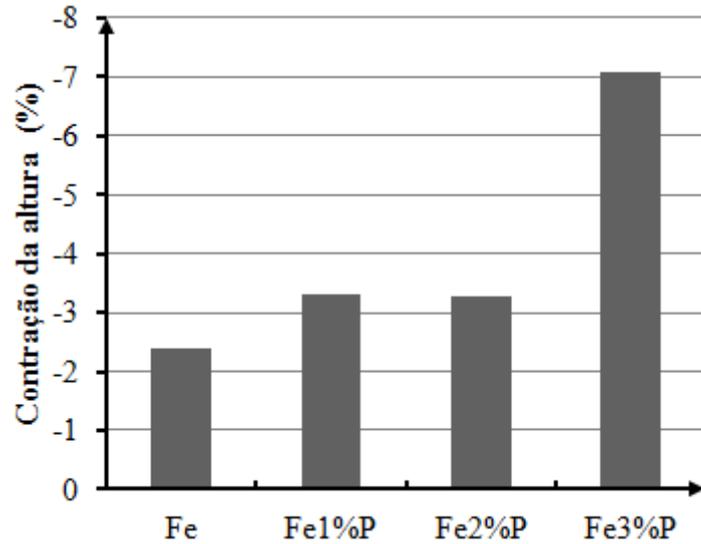


Figura 4.3 Variação da altura dos corpos de prova durante a sinterização para as ligas de ferro fósforo e ferro puro.

4.1.2. Amostras de anel

As amostras em formato de anel também foram avaliadas em relação a variação dimensional na sinterização. A tabela 4.3 e 4.4 apresentam os valores das amostras a verde e sinterizadas respectivamente. Observando os resultados, a densidade do ferro puro alcançou um valor de $6,52 \text{ g/cm}^3$ na amostra de anel, valor que pode ser considerado idêntico ao da amostra de formato cilíndrico com $6,55 \text{ g/cm}^3$ levando em conta o erro do operador no momento da medição das dimensões com paquímetro.

Tabela 4.3 Medições dos corpos de prova a verde das amostras em formato de anel.

Corpos de prova a verde [Formato de anel]						
Liga	Amostra	Diâmetro interno (mm)	Diâmetro externo (mm)	Altura (mm)	Massa (g)	Densidade (g/cm^3)
Ferro Puro	1A	4,180	5,001	5,16	20,14	6,673
	2A	4,170	5,010	5,35	20,393	6,511
	3A	4,185	5,001	5,19	20,09	6,559
Valor médio da densidade =						6,52
Fe1%P	1B	4,185	5,015	6,55	22,819	5,81
	2B	4,191	5,009	5,45	20,876	6,48
	3B	4,180	5,008	5,14	19,170	6,24
Valor médio da densidade =						6,18
Fe2%P	1C	4,152	5,020	6,27	23,083	5,86
	2C	4,181	5,014	4,17	19,690	6,43
	3C	4,177	5,018	4,21	19,080	6,20
Valor médio da densidade =						6,17
Fe3%P	1D	4,200	5,010	5,20	20,010	6,57
	2D	4,178	5,018	5,30	20,000	6,22
	3D	4,174	5,014	5,37	19,950	6,13
Valor médio da densidade =						6,306

A respeito da densificação, as amostras em formato de anel não apresentaram a mesma conduta que as amostras de cilindro. A figura 4.4 apresenta a variação da densidade para amostras das mesmas séries. É visto que ocorre grande variação de densidade para o

mesmo material, a razão para esse desvio pode ser o resultado do emprego de pressões de compactação diferentes..

Tabela 4.4 Medições dos corpos de prova sinterizados das amostras em formato de anel.

Corpos de prova sinterizados [Formato de anel]						
Liga	Amostra	Diâmetro interno (mm)	Diâmetro externo (mm)	Altura (mm)	Massa (g)	Densidade (g/cm ³)
Ferro Puro	1A	4,192	5,002	5,15	20,000	6,66
	2A	4,19	5,001	5,25	20,210	6,58
	3A	4,172	4,992	5,15	19,990	6,50
Valor médio da densidade =						6,58
Fe1%P	1B	4,119	4,918	5,91	22,773	6,795
	2B	4,181	4,990	5,38	20,914	6,671
	3B	4,100	4,920	5,10	18,990	6,410
Valor médio da densidade =						6,62
Fe2%P	1C	4,091	4,893	6,04	22,979	6,723
	2C	4,130	4,930	4,90	19,549	7,009
	3C	4,150	4,940	4,90	18,920	6,846
Valor médio da densidade =						6,85
Fe3%P	1D	4,060	4,876	5,19	19,815	6,667
	2D	4,071	4,877	5,16	19,862	6,806
	3D	4,040	4,850	5,20	18,960	6,447
Valor médio da densidade =						6,640

A prensa utilizada nas compactações não possui controle de velocidade, sendo difícil operar sempre com a mesma pressão em todas as amostras. O que resulta em diferentes comportamentos na etapa de sinterização. Somado a esta questão técnica do equipamento, as dimensões dos anéis foram medidas com auxílio de paquímetro, alguns corpos de prova apresentaram deformação em relação ao formato original. A deformação ocorrida promoveu diferenças na espessura do anel, necessitando-se realizar quatro medições do diâmetro interno e externo para obter-se uma média. A discrepância nos resultados em comparação com os corpos de prova em formato de anel podem ser resultados desses efeitos.

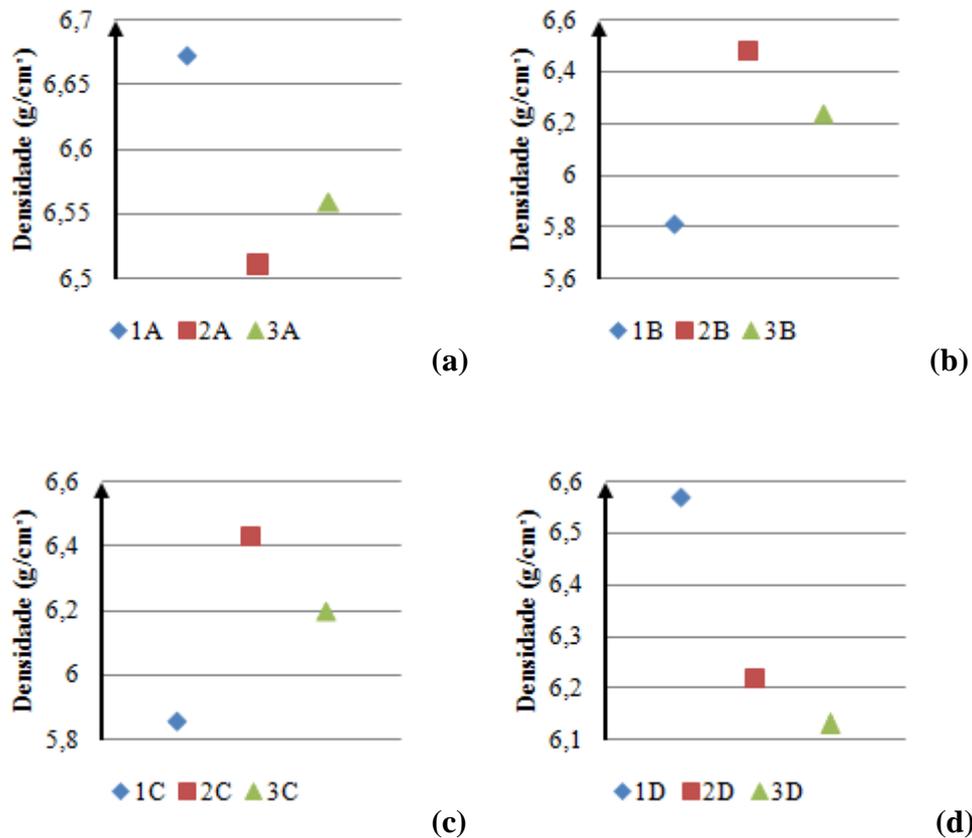
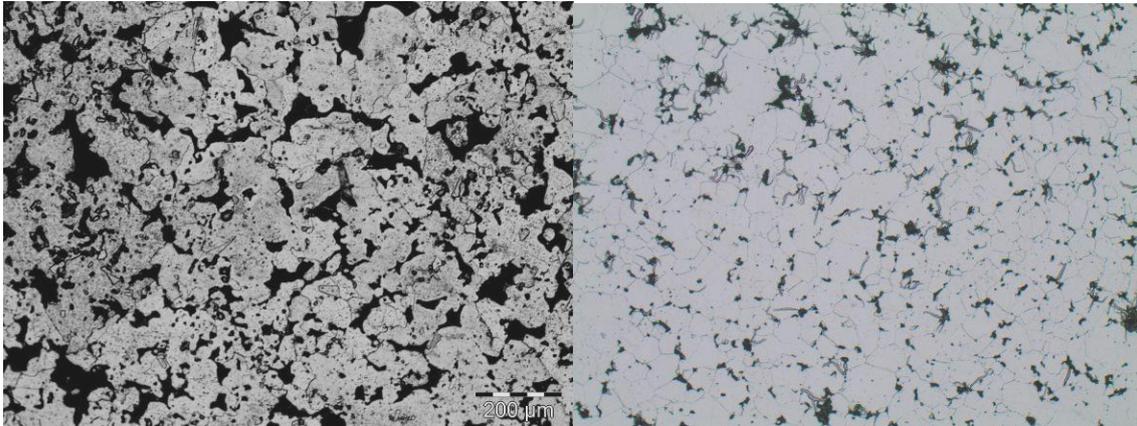


Figura 4.4 Variações de densidade para as mesmas amostras: Fe(b); Fe1%P(b); Fe2%(c); Fe3%P(d).

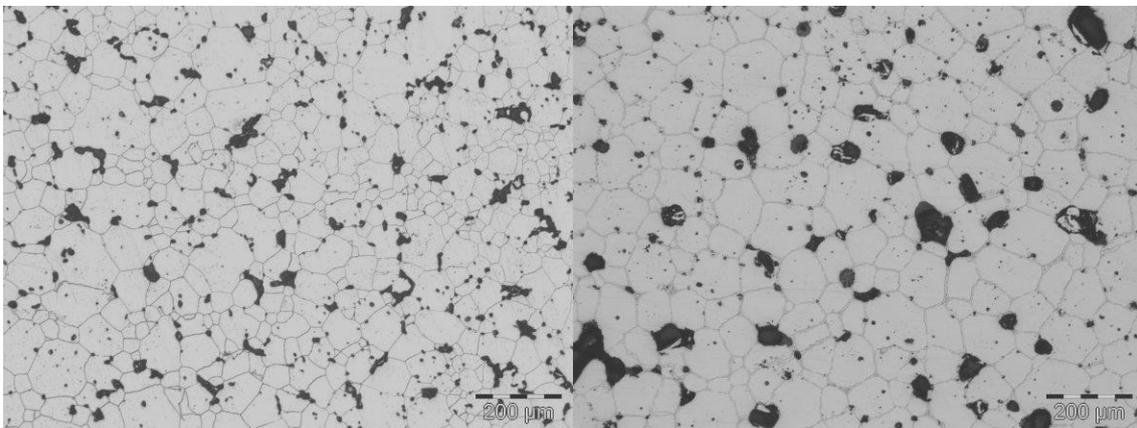
4.2. Análise da microestrutura

Através da metalografia é possível analisar a microestrutura das ligas. Na figura 4.5 são mostradas as imagens com magnificação de 250x dos quatro materiais estudados. Nas imagens é possível identificar a matriz de ferro alfa (fundo claro), e a presença de poros (regiões escuras com cantos arredondados). É possível visualizar nas imagens que o maior teor de fósforo promoveu maior crescimento de grão. A figura 4.6 apresenta o diagrama de fase ferro-fósforo, na faixa de composição de 0 a 3% de fósforo a microestrutura é composta pela fase ferro alfa e pela presença do intermetálico Fe_3P . Durante o resfriamento dentro do forno, a partir de 1045°C diminui a solubilidade do fósforo na fase ferro alfa, o contorno de grão torna-se mais evidente. Portanto, a medida que a fração de fósforo aumenta devido ao limite de solubilidade do fósforo na ferrita (0,05%), promove segregação de Fe_3P no contorno de grão. A porosidade diminui com o aumento do teor de fósforo, este fenômeno é favorecido pela fase líquida que promove coalescimento dos

poros. Com o aumento da fração de fósforo nas ligas ocorre transformação da morfologia dos poros, tendendo a um formato esférico para diminuição da energia superficial.



(a) (b)



(c) (d)

Figura 4.5 Metalografias: (a) Ferro Puro; (b) Ferro 1% Fósforo; (c) Ferro 2% Fósforo; (d) Ferro 3% Fósforo. Aumento de 250x.

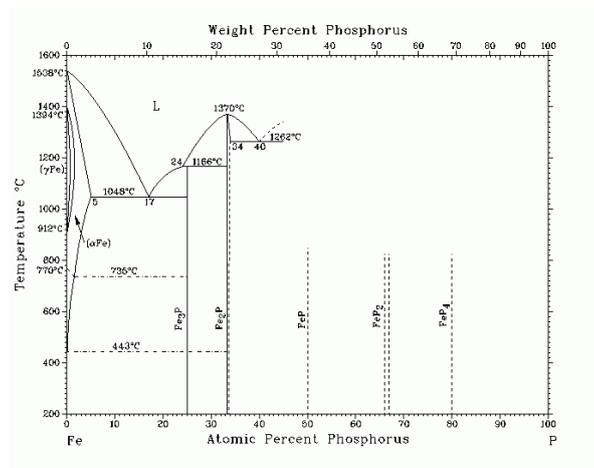


Figura 4.6 Diagrama Ferro-fósforo

A porosidade foi medida através do software de análise de imagem ImageJ, calculando a área dos poros em função da área total da imagem na região transversal das amostras de cilindro ($\varnothing=18\text{mm}$). A porosidade diminui com o aumento de fósforo nas ligas, tabela 4.5. Observando os valores da figura 4.1 na qual são mostrados os valores de densidade, a diminuição da porosidade está relacionada com o aumento da densidade. No entanto, os corpos de prova em formato de anel demonstraram uma conduta diferente na densificação. Deve ser levado em consideração que a densificação do material pode ter dependência da geometria do componente, diferenças na composição química ocasionadas por segregação da mistura durante o manuseio e também erros no método de medição.

Tabela 4.5 Porosidade dos materiais sinterizados

Material	Fe	Fe1%P	Fe2%P	Fe3%P
Porosidade %	29,7	14,01	8,7	7,6

4.3. Dureza Brinell

O ensaio de dureza Brinell nos materiais é apresentado na figura 4.7, e pode ser visto que o valor da dureza é proporcional a quantidade de fósforo na liga. O valor da dureza Brinell para o ferro puro de 52,07 HB, e permanece abaixo de 90HB que representa a dureza média do ferro alfa. Este fato pode estar atrelado a porosidade encontrada na análise metalograficas dos materiais sinterizados. O efeito da porosidade afeta todas as ligas, porém, com o aumento de fósforo o material apresentou maior endurecimento.

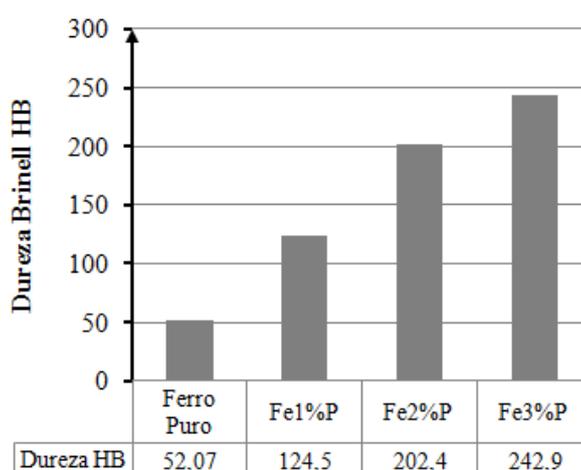


Figura 4.7 Dureza Brinell das ligas ferro-fósforo

4.4. Ensaio de compressão

Os resultados dos ensaios de compressão são apresentados na figura 4.8. O material que apresentou maior tensão de escoamento entre os avaliados foi a liga de Fe1%P chegando ao valor de 145MPa. Enquanto que a amostra de ferro puro alcançou uma tensão de escoamento de 137,2MPa. As ligas de Fe2%P e Fe3%P apresentaram os valores de tensão de escoamento de 123,9 MPa, e 117MPa respectivamente.

O maior valor da tensão de escoamento na liga com 1% de fósforo se deve ao endurecimento promovido por solução sólida dos átomos de fósforo que difundiram durante a sinterização entre a rede cristalina do ferro. O teor de fósforo de 2% e 3% ocasiona aumento excessivo do tamanho de grão e segregação do intermetálico Fe₃P entre os contornos de grão, ambas as características possuem efeito negativo sobre o comportamento mecânico.

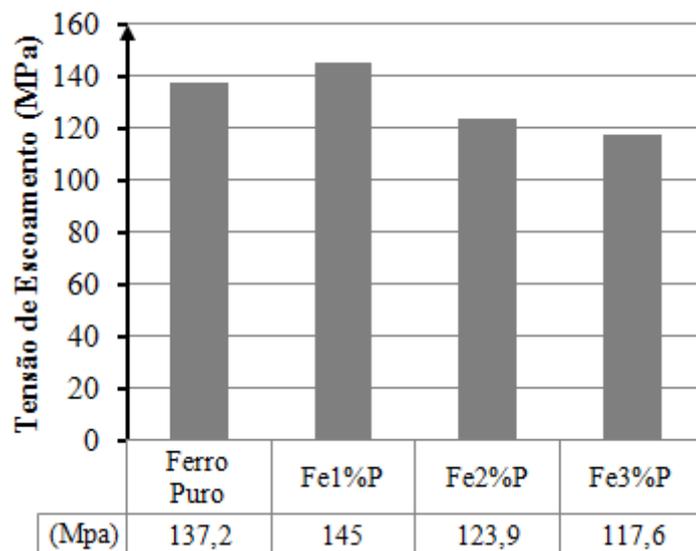


Figura 4.8 Tensão de escoamento das ligas ferro-fósforo

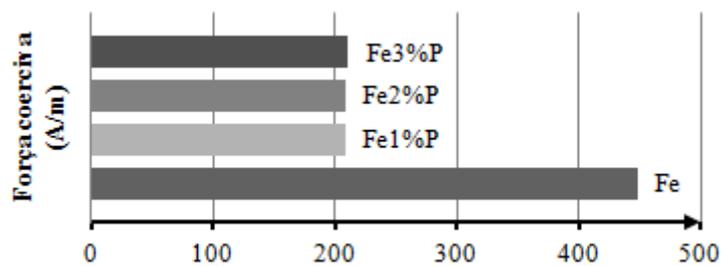
4.5. Propriedades magnéticas

A realização do ensaio do anel de Rowland resultou na aquisição dos dados apresentados na tabela 4.6. O efeito da adição de fósforo no ferro resulta em diminuição considerável das perdas por ciclo de histerese, como pode ser observado na figura 4.9(c). O maior responsável pela diminuição das perdas é o efeito do fósforo na diminuição da força

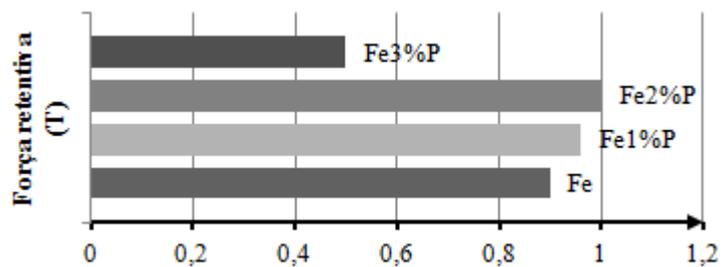
coerciva, figura 4.9 (a). A Saturação magnética com a adição de fósforo aumentou, alcançando o pico de 1,25 Tesla na liga de Fe2%P, figura 4.8(d). A força retentiva com a adição de 3% de fósforo diminuiu pela metade em relação ao ferro puro, figura 4.9 (b).

Tabela 4.6 Propriedades magnéticas do ciclo de histerese.

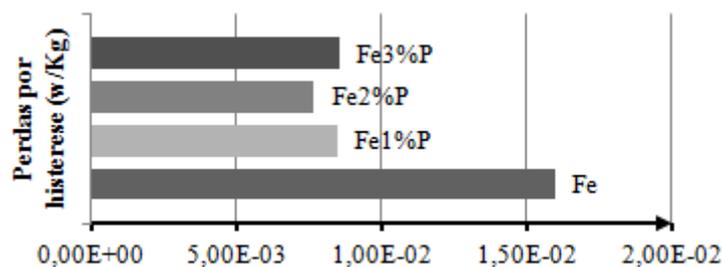
Liga	Força coerciva (A/m)	Força retentiva (T)	Perdas por histerese (w/Kg)	Saturação (T)	Permeabilidade relativa (adimensional)
Ferro Puro	448,2	0,90	1,60E-02	1,19	1852,6
Fe1%P	207,9	0,96	8,46E-03	1,25	2766,1
Fe2%P	207,9	1,00	7,69E-03	1,36	4198,7
Fe3%P	210,7	0,50	8,56E-03	0,98	919,4



(a)

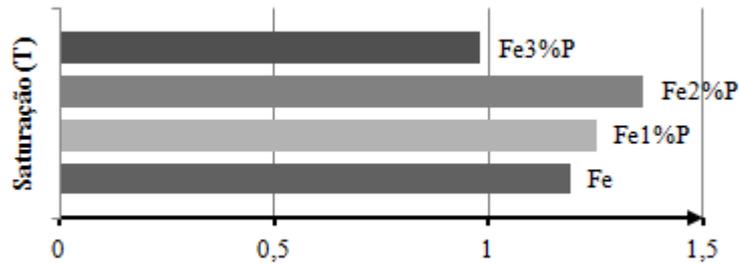


(b)



(c)

Figura 4.9 Propriedades magnéticas obtidas através do curva de histerese.



(d)

Figura 4.9 Propriedades magnéticas obtidas através do curva de histerese.

A liga Fe2%P apresentou os melhores resultados entre as ligas magnéticas estudadas, o maior tamanho de grão favorece a diminuição das perdas por ciclo de histerese. A liga Fe3%P apresentou a menor força retentiva, enquanto que a liga Fe1%P obteve valores intermediários a respeito das propriedades magnéticas.

A permeabilidade relativa dos materiais também foi calculada, a partir da curva de magnetização. A permeabilidade apresentou um crescimento até o teor de 2% de fósforo, a partir desta proporção o excesso de fósforo forma um contorno de grão grosseiro podendo ser o motivo da diminuição da facilidade de magnetização no material.

4.6. Resistividade elétrica

Os valores ensaiados das resistividades elétricas são vistos na figura 4.10. Os resultados apontam que a resistividade elétrica aumenta com o teor de fósforo nas ligas, devido a formação de intermetálico no contorno de grão.

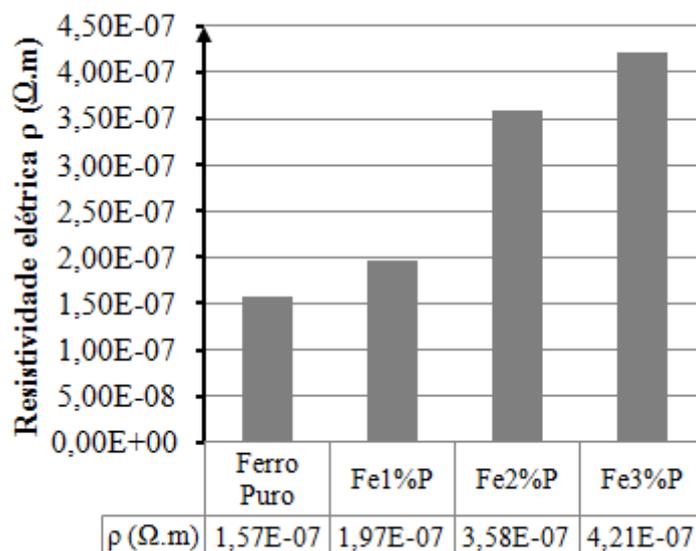


Figura 4.10 Resistividade elétrica das ligas ferro-fósforo.

4.7. Simulação

A simulação por elementos finitos fornece os dados de torque e densidade de fluxo do motor elétrico. A tabela 4.7 apresenta os valores obtidos na simulação para as ligas estudadas, comparando-as ao núcleo magnético construído por chapas. O rendimento do torque desenvolvido na máquina pelos diferentes materiais é comparado na figura 4.11.

A liga com 1% de fósforo apresentou os melhores resultados de desempenho. A liga com 2% de fósforo apresentou um desempenho inferior em comparação com Fe1%P, porém superior ao do material puro. O pior desempenho da máquina elétrica foi encontrado na composição Fe3%P, na qual não houveram ganhos em termos de desempenho se comparada com o ferro puro.

Tabela 4.7 Resultados da simulação

Núcleo Magnético		Torque (N.m)	Densidade de Fluxo Máximo (T)
Ligas sinterizadas	Ferro Puro	1,49	1,63
	Fe1%P	1,59	1,7
	Fe2%P	1,53	1,63
	Fe3%P	1,41	1,61
Chapas		1,65	1,66

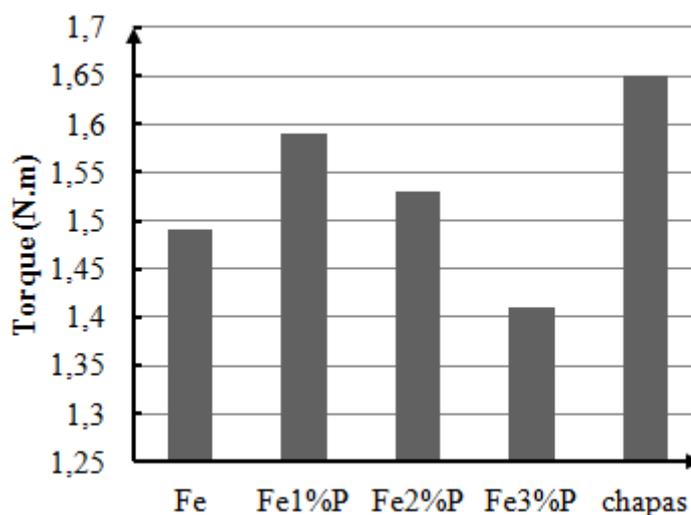


Figura 4.11 Rendimento na máquina simulada

5. CONCLUSÕES

A densidade do pó metálico decresce com o aumento da fração de Fe₃P na mistura. No projeto do ferramental, deve ser considerado a diferença da densidade aparente do pó metálico para evitar problemas operacionais de preenchimento de matriz.

O aumento da proporção de fósforo ocasiona maior fração de fase líquida, promovendo maior ganho de densidade na sinterização. No caso do ferro puro o aumento de densidade durante a sinterização pode ser considerado desprezível. A variação dimensional das amostras sofre grande influência da fração de fase líquida na sinterização. Quanto maior o teor de fósforo na mistura, maior % de contração sofrida. Na fabricação de componentes é imprescindível considerar a contração volumétrica na construção de um componente. A singularidade da variação dimensional para as diferentes ligas e dos dois tipos de formato em anel e cilindro indica a necessidade de avaliação de outras geometrias de componentes, para avaliar a conduta dos materiais. Para uma análise precisa necessita-se de um controle apurado da força de compactação, evitando influência de variação de densidade na caracterização magnética.

As propriedades magnéticas estão relacionadas com a microestrutura do material. Um tamanho de grão maior promove diminuição das perdas por ciclo de histerese. O fósforo promove aumento na permeabilidade magnética do ferro, porém, para o teor de 3% de fósforo houve uma queda de desempenho, provavelmente ocasionada pelo excesso de segregação no contorno de grão. O balanço entre tamanho de grão, presença de defeitos e segregação determinam a capacidade magnética e elétrica das ligas ferro fósforo estudadas.

A liga de Fe2%P apresentou os melhores resultados entre as estudadas, no entanto, a simulação apontou a liga de Fe1%P como tendo o melhor desempenho das ligas sinterizadas sobre o servomotor simulado. O núcleo magnético sinterizado apresentou densidade de fluxo magnético superior ao do fabricado por chapas. Porém, a respeito do torque da máquina, o servomotor simulado com núcleo de chapas apresenta melhores

resultados, provavelmente por possuir menores perdas por correntes parasitas. O material sinterizado pode ser considerado satisfatório por produzir um rendimento próximo às chapas de aço, através de um método de fabricação mais rápido.

6. REFERÊNCIAS

BAS, J.A. **Sintered soft magnetic materials. Properties and applications.** Journal of Magnetism and Magnetic Materials, pp 254-255, 2003

BEISS, P. **Advanced Materials and Technologies.** Springer-Verlag Berlin Heidelberg, Volume 2, 2003.

BRITO, F. I. **Um Estudo Teórico sobre a Sinterização na Metalurgia do Pó.** Holos, ano 23, volume 3, 2007

CHAURASIA, S. K. **Development of P/M Fe–P soft magnetic materials.** Bull. Mater. Sci., Vol. 35, No. 2, pp. 191–196. 2012

CHIAVERINI, V. **Metalurgia do Pó.** São Paulo, 3 edição, 1992.

DOWNSON, G. **Powder Metallurgy.** Nova York: Adam Hilger, 1990.

FITZGERALD, A. E. **Máquinas Elétricas: com Introdução à Eletrônica de Potência.** 6 ed. Bookman, 2006.

GARCIA, A. **Impacto da Lei da eficiência Energética para Motores Elétricos no Potencial de conservação de energia na Indústria.** Universidade Federal do Rio de Janeiro, 2003.

GRUPO SETORIAL DE METALURGIA DO PÓ. **A Metalurgia do Pó: Alternativa Econômica com Menor Impacto Ambiental.** São Paulo, 2009.

HANEJKO, F. G. **Powder Metallurgy Materials for AC Magnetic Applications.** PM2TEC '96 World Congress June 16-21, Washington D.C. 1996.

HOGANAS. **Hoganas Handbook for Sinteres Components.** Swedish Institute of Metal Research, 2004.

KLAR, E. **Powder Metals Technologies and Applications Handbook Volume 7.** ASM international, 1998.

LANDGRAF, F. **A Evolução do Mercado dos Materiais Magnéticos no Brasil.** Metalurgia e Materiais vol. 55 pp. 624-624, 2002.

LOBERTO, A. **PM Trends for the Automotive Industry.** Society of Automotive Engineers Inc, Detroit 2010

MOYER, K. **Powder Metals Technologies and Applications Handbook Volume 7.** ASM international, 1998

NASAR, S. A. **Máquinas Elétricas.** São Paulo: McGrawHill do Brasil, PP. 216, 1984.

PALLINI, A. **Cost reduction in the Automotive Industry through Sintering.** Society of Automotive Engineers Inc, Detroit 2006

RODRIGUES, D. S. **Insultaed Iron powders: Process and Magnetic Proprieties.** Powder Metallurgy World Congress, pp. 1393-1396, Kioto, 2000.

SILVA, A. G. **A Sinterização Rápida: Sua Aplicação, Análise e Relação com as Técnicas Inovadoras de Dinterização.** Cerâmica vol 44, número 290 São Paulo, 1998.

SUZUKI, H. **Fe-Sn-P-Mo Soft Magnetic Sinteres Alloy.** Powder Metallurgy World Congress, pp. 1393-1396, Kioto, 2000.

THUMMLER, F. **An Introduction to Powder Metallurgy.** Cambridge, 1993.

UPADHYAYA, G. S. **Powder Metallurgy Technology.** Department of Materials and Metallurgical Engineering Indian Institute of Technology, Kanpur, India. Cambridge International Science Publish 2002

WHITTAKER, D. **Using Powder Metallurgy in Design Wear, Corrosion and Fadigue Resistance,** Reino Unido, 1999