

MINISTÉRIO DA EDUCAÇÃO
UNIVERSIDADE FEDERAL DO RIO GRANDE DO SUL
Escola de Engenharia
Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais – PPGE3M

**INFLUÊNCIA DO TEMPO DE MOAGEM POR MECÂNICO-SÍNTESE NAS
PROPRIEDADES DA LIGA MAGNÉTICA Fe-3%Si-0,75%P APLICADA EM
NÚCLEOS DE MÁQUINAS ELÉTRICAS.**

LEANDRO PELEGRINI

Dissertação para a obtenção do título de
Mestre em Engenharia

Porto Alegre
2012

MINISTÉRIO DA EDUCAÇÃO
UNIVERSIDADE FEDERAL DO RIO GRANDE DO SUL
Escola de Engenharia
Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais – PPGE3M

**INFLUÊNCIA DO TEMPO DE MOAGEM POR MECÂNICO-SÍNTESE NAS
PROPRIEDADES DA LIGA MAGNÉTICA Fe-3%Si-0,75%P APLICADA EM
NÚCLEOS DE MÁQUINAS ELÉTRICAS.**

LEANDRO PELEGRINI
Engenheiro de Materiais

Trabalho realizado no Departamento de Metalurgia da Escola de Engenharia da UFRGS, dentro do Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais – PPGE3M, como parte dos requisitos para obtenção do título de Mestre em Engenharia.

Área de Concentração: Processos de Fabricação

Porto Alegre
2012

Esta Dissertação foi julgada adequada para obtenção do título de Mestre em Engenharia, na área de concentração de Processos de Fabricação, e aprovada em sua forma final pelo Orientador e pela Banca Examinadora.

Orientador: Prof. Dr. -Ing. Lirio Schaeffer
LdTM/UFRGS

Banca Examinadora:

Dr. Eng. Cristiano Binder
LABMAT/UFSC

Prof. Dr. Eng. Moisés de Mattos Dias
ICET/FEEVALE

Prof. Dr. Quim. Ricardo Martins de Martins
ICET/FEEVALE

Prof. Dr. Eng. Telmo Roberto Strohaecker
Coordenador do PPGE3M/UFRGS

“O homem imaturo é aquele que quer morrer gloriosamente por uma causa. O homem maduro contenta-se em viver humildemente por ela”.

J. D. Salinger

AGRADECIMENTOS

Agradeço a Deus por me dar saúde e perseverança nesta caminhada.

Ao Prof. Dr. Ing. Lirio Schaeffer pela confiança em mim depositada e orientação durante o mestrado.

Ao Laboratório de Transformação Mecânica da Universidade Federal do Rio Grande do Sul, pela disponibilização da infraestrutura durante a execução deste projeto.

Ao Grupo GDER, em especial aos Eng.ºs: Sérgio Bittencourt, Philippe Pauletti, Wilberth Harold Deza Luna, Diogo Kaoru Ito e Patrik Bonaldi, pela experiência compartilhada, parceria nos projetos e trabalhos desenvolvidos, além dos momentos de descontração.

Ao Prof. Dr. Eng. Moisés de Mattos Dias, pelo auxílio nas dúvidas ao longo deste período, além do incentivo durante as pesquisas.

Aos demais colegas do LdTM pelo auxílio quando necessário e pelo companheirismo.

Ao LACER, na pessoa do prof. Dr. -Ing. Carlos Pérez Bergmann, pela estrutura disponibilizada para a execução dos ensaios de granulometria e difração de raios-X.

À minha família, por todo o apoio e suporte dado ao longo desta jornada, sem os quais não poderia perseverar.

A CAPES pelo financiamento, através da bolsa de mestrado, durante este período.

A FAPERGS pelo financiamento do projeto de pesquisa PRONEX no qual está inserido este trabalho.

A todos que colaboraram de alguma forma para o desenvolvimento deste trabalho, meus sinceros agradecimentos.

SUMÁRIO

LISTA DE FIGURAS.....	vii
LISTA DE TABELAS	ix
LISTA DE QUADROS	x
LISTA DE SÍMBOLOS GERAIS	xi
LISTA DE SÍMBOLOS GREGOS	xii
RESUMO	xiv
ABSTRACT.....	xv
1. INTRODUÇÃO	16
2. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA.....	18
2.1 CONCEITOS BÁSICOS DE MÁQUINAS ELÉTRICAS ROTATIVAS.....	18
2.1.1 CLASSIFICAÇÃO DAS MÁQUINAS ELÉTRICAS	18
2.1.2 PARTES BÁSICAS DE UMA MÁQUINA ELÉTRICA	20
2.2 CONCEITOS DE MAGNETISMO.....	21
2.2.1 FERROMAGNETISMO E DOMÍNIOS MAGNÉTICOS.....	21
2.2.2 CURVAS DE HISTERESE E MAGNETIZAÇÃO	22
2.2.3 TEMPERATURA DE CURIE.....	23
2.2.4 MAGNETOESTRUTURA.....	24
2.2.5 ANISOTROPIA MAGNETO-CRISTALINA.....	24
2.3 MATERIAIS MAGNÉTICOS MACIOS.....	25
2.3.1 MATERIAIS TRADICIONAIS (SINTERIZADOS).....	27
2.4 PROPRIEDADES MAGNÉTICAS E ELÉTRICAS DE LIGAS MACIAS.....	30
2.4.1 PERDAS.....	32
2.5 SIMULAÇÃO COMPUTACIONAL DE MÁQUINAS ELÉTRICAS.....	34
2.5.1 SIMULAÇÃO EMPREGANDO MÉTODOS DE ELEMENTOS FINITOS	34
2.6 METALURGIA DO PÓ CONVENCIONAL	36
2.6.1 MANUFATURA DE PÓS METÁLICOS.....	37
2.6.2 MECANO-SÍNTESE	39
2.6.3 COMPACTAÇÃO.....	42
2.6.4 SINTERIZAÇÃO.....	44
2.7 DIFRAÇÃO DE RAIOS-X	46
2.8 ESTADO DA ARTE	47
2.8.1 MÁQUINAS ELÉTRICAS POR M/P.....	47
2.8.2 PROCESSAMENTO POR M/P.....	50
3. PROCEDIMENTO E ANÁLISE EXPERIMENTAL.....	52
3.1 PROCESSAMENTO DA LIGA MAGNÉTICA MACIA.....	52
3.1.1 FORMULAÇÃO DO PÓ.....	52
3.1.2 MECANO-SÍNTESE POR MOAGEM.....	53
3.1.3 MISTURA.....	53

3.1.4	COMPACTAÇÃO.....	54
3.1.5	SINTERIZAÇÃO.....	54
3.2	CARACTERIZAÇÃO DA LIGA MAGNÉTICA MACIA	55
3.2.1	DENSIDADE APARENTE DO PÓ	55
3.2.2	GRANULOMETRIA DO PÓ.....	56
3.2.3	DIFRAÇÃO DE RAIOS-X DO PÓ.....	56
3.2.4	DENSIDADE DOS CORPOS-DE-PROVA	57
3.2.5	RETRAÇÃO DA LIGA SINTERIZADA.....	57
3.2.6	PROPRIEDADES MAGNÉTICAS DO MATERIAL.....	57
3.2.7	PROPRIEDADES ELÉTRICAS DO MATERIAL.....	60
3.2.8	MICROSCOPIA ELETRÔNICA E ÓTICA	61
3.2.9	DUREZA DOS CORPOS-DE-PROVA.....	61
3.3	SIMULAÇÃO DA LIGA EM UM GERADOR MULTI-POLOS.....	62
3.3.1	DADOS DE ENTRADA.....	62
3.3.2	DADOS DE SAÍDA.....	63
4.	RESULTADOS E DISCUSSÃO	64
4.1	PROPRIEDADES FÍSICAS E MECÂNICAS DA LIGA OBTIDA	64
4.2	PROPRIEDADES MAGNÉTICAS E ELÉTRICAS DO MATERIAL	73
4.3	SIMULAÇÃO DA LIGA EM UM GERADOR DE 7.5 kW.....	78
5.	CONCLUSÕES	81
6.	SUGESTÕES DE TRABALHOS FUTUROS.....	82
	ANEXO A – Propriedades típicas de materiais magnéticos macios (comerciais) sinterizados.....	83
	ANEXO B – Certificado de análise – Ferro puro da Hoganas®.....	84
	REFERÊNCIAS	85

LISTA DE FIGURAS

FIGURA 1 – A) ENROLAMENTOS DE CAMPO EM UM ROTOR CILÍNDRICO (LISO) E B) ROTOR SALIENTE.....	19
FIGURA 2 – VISTA INTERNA DE UM MOTOR DE INDUÇÃO.....	21
FIGURA 3 – REPRESENTAÇÃO DA ESTRUTURA DE DOMÍNIOS MAGNÉTICOS EM UM MATERIAL POLICRISTALINO.....	22
FIGURA 4 – (A) NA AUSÊNCIA DE UM CAMPO MAGNÉTICO EXTERNO, OS MOMENTOS MAGNÉTICOS PERMANENTES RESULTAM DOS SPINS EMPARELHADOS; (B) CURVA B-H DE UM MATERIAL FERROMAGNÉTICO INICIALMENTE DESMAGNETIZADO.....	23
FIGURA 5 – REPRESENTAÇÃO DA ESTRUTURA CCC DO FERRO COM OS EIXOS DADOS PELOS TRÊS ÍNDICES DE MILLER: [001] (FÁCIL).....	24
FIGURA 6 – POLARIZAÇÃO X COERCITIVIDADE DE MATERIAIS MAGNÉTICOS MACIOS E DUROS.....	25
FIGURA 7 – DESENVOLVIMENTO DE MATERIAIS MAGNÉTICOS MACIOS TRADICIONAIS E MODERNOS.....	26
FIGURA 8 – CURVA B X H TÍPICA DE MATERIAIS MAGNÉTICOS MACIOS.....	30
FIGURA 9 - CURVA DE HISTERESE E CONVERSÃO DAS PERDAS.....	34
FIGURA 10 – MALHA OU GRID.....	35
FIGURA 11 – METODOLOGIA FEM.....	35
FIGURA 12 – NÚCLEO MAGNÉTICO (SOLENOIDE DE MOTOR DE PARTIDA): 1º FORJADO + USINADO; 2º SINTERIZADO (ESQ. PARA DIR.).....	37
FIGURA 13 - ATOMIZAÇÃO A ÁGUA DO PÓ METÁLICO.....	38
FIGURA 14 – APLICAÇÃO DOS PÓS-METÁLICOS COMO FUNÇÃO DO TAMANHO DE PARTÍCULA E DISTRIBUIÇÃO.....	39
FIGURA 15 - MOINHO ATRITOR TÍPICO E DESENHO DA PARTE INTERNA DO DISPOSITIVO COM AS ESFERAS E PÁS.....	41
FIGURA 16 - A) EFEITO DA PRESSÃO APLICADA DURANTE A COMPACTAÇÃO: (1) PÓ SOLTO INICIAL DEPOIS DO ENCHIMENTO, (2) REEMPACOTAMENTO, E (3) DEFORMAÇÃO DAS PARTÍCULAS; E (B) DENSIDADE DE PÓS EM FUNÇÃO DA PRESSÃO.....	43
FIGURA 17 - COMPACTAÇÃO DO PÓ: SIMPLES E DUPLA-AÇÃO.....	44
FIGURA 18 – A) CICLO DE TRATAMENTO TÉRMICO TÍPICO NA SINTERIZAÇÃO; E (B) ESQUEMA DA SEÇÃO TRANSVERSAL DE UM FORNO CONTÍNUO DE SINTERIZAÇÃO.....	45
FIGURA 19 – DIAGRAMA ESQUEMÁTICO DO PROCESSO DE SINTERIZAÇÃO: (I) CONTATO NAS PARTÍCULAS, (II) FORMAÇÃO DE PESCOÇOS, CONTORNOS DE GRÃO E POROS, (III) GEOMETRIA FINAL DO SINTERIZADO.....	45
FIGURA 20 - DIFRAÇÃO DE RAIOS-X NO PLANO CRISTALINO.....	46
FIGURA 21 - POTENCIAIS APLICAÇÕES: CLAW-POLE ROTOR (ROTOR COM POLOS EM FORMATO DE GARRAS) E GERADOR DE FLUXO TRANSVERSO (PARA TURBINAS EÓLICAS), RESPECTIVAMENTE (DA ESQUERDA PARA DIREITA).....	47
FIGURA 22 – ROTOR SINTERIZADO COM ÍMÃS PERMANENTES COM 4 POLOS SALIENTES).....	48
FIGURA 23 – ÁREAS DE TIPO E PERFORMANCE DE MATERIAIS MAGNÉTICOS MACIOS (CA).....	50
FIGURA 24 – MOINHO ATRITOR, MISTURADOR CÔNICO E PRENSA MECÂNICA EKA DE 40 TON UTILIZADA, RESPECTIVAMENTE.....	54
FIGURA 25 – MATRIZ DE COMPACTAÇÃO E AMOSTRA COMPACTADA (A VERDE).....	54
FIGURA 26 – FORNO TUBULAR UTILIZADO COM ATMOSFERA INERTE (GÁS ARGÔNIO).....	55
FIGURA 27 – CURVA DE SINTERIZAÇÃO: 1150°C POR 1H, TAXA DE 10°C/MIN.....	55
FIGURA 28 - BECKER COM NÍVEL (ML) E BALANÇA DE PRECISÃO.....	56
FIGURA 29 - PEÇA SINTERIZADA COM ISOLAMENTO (FILME DE PVC), BOBINAMENTO SECUNDÁRIO, ISOLAMENTO NOVAMENTE E BOBINAMENTO PRIMÁRIO. SEQUENCIA: DA ESQUERDA PARA A DIREITA.....	58
FIGURA 30 – TRAÇADOR DE CURVA DE HISTERESE E DETALHES DA CONEXÃO DOS FIOS DA BOBINA COMPLETA.....	59
FIGURA 31 – APARATO PARA REALIZAÇÃO DO ENSAIO DE RESISTIVIDADE (CORPO DE PROVA EM DETALHE).....	60
FIGURA 32 –DURÔMETRO E AMOSTRA UTILIZADA PARA MEDIÇÃO DA DUREZA.....	62
FIGURA 33 – CORTE TRANSVERSAL DO MOTOR ANALISADO NO SOFTWARE DE SIMULAÇÃO. ...	62
FIGURA 34 – DENSIDADE APARENTE DO PÓ X TEMPO DE MOAGEM.....	64
FIGURA 35 – DIÂMETRO DE PARTÍCULA DOS PÓS EM DIFERENTES TEMPOS DE MOAGEM.....	65

FIGURA 36 – HISTOGRAMA DA DISTRIBUIÇÃO DO TAMANHO DE PARTÍCULA PARA CADA TEMPO DE MOAGEM.....	65
FIGURA 37 – MICROGRAFIAS POR MEV DO PÓ DE FE-SI-P A) SEM MOAGEM, B) 1H, C) 3H E D) 9H DE MOAGEM.	66
FIGURA 38 – MICROGRAFIAS DO PÓ MOÍDO (EDS-MEV) – PÓ SEM MOAGEM.	67
FIGURA 39 - DENSIDADE A VERDE.....	67
FIGURA 40 - DENSIDADE SINTERIZADO	68
FIGURA 41 – RETRAÇÃO DAS PEÇAS EM RELAÇÃO AO DIÂMETRO INTERNO E EXTERNO EM DIFERENTES TEMPOS DE MOAGEM.	68
FIGURA 42 – PEÇA SINTERIZADA OBTIDA POR M.A E PEÇA SINTERIZADA OBTIDA POR MISTURA.	69
FIGURA 43 – DRX COM O MATERIAL SEM MOAGEM, COM 1H, 3H E 6H DE MOAGEM. FONTE DOS PICOS: (CRYSTMET 2011).....	70
FIGURA 44 – DIAGRAMA DE FASES DA LIGA FE-SI	71
FIGURA 45 – DIAGRAMA DE FASES DA LIGA FE-P	71
FIGURA 46 – MICROGRAFIAS: LIGA FESIP – A) SEM MOAGEM, B) 1H, C) 3H E D) 9H COM 200X DE AUMENTO, ATAQUE NITAL 2%.	72
FIGURA 47 – CURVA DE HISTERESE BXH DA LIGA FERROSA COM DIFERENTES TEMPOS DE MOAGEM.....	74
FIGURA 48 – CURVA DE MAGNETIZAÇÃO (PERMEABILIDADE AC) DA LIGA FERROSA COM DIFERENTES TEMPOS DE MOAGEM.	75
FIGURA 49 – INDUÇÃO X TEMPO DE MOAGEM (H).....	76
FIGURA 50 – COERCITIVIDADE X TEMPO DE MOAGEM (H).....	76
FIGURA 51 – PERDAS X TEMPO DE MOAGEM.....	77
FIGURA 52 – PERMEABILIDADE X TEMPO DE MOAGEM.....	78
FIGURA 53 – PERFIL DO NÚCLEO DO GERADOR SÍNCRONO DE CHAPAS DE AÇO ELÉTRICO SIMULADO POR F.E.M.	79
FIGURA 54 – NÚCLEOS DO GERADOR: A) FE-SI-P (SEM MOAGEM) E B)FESIP 3H (MOAGEM)	79
FIGURA 55 – DENSIDADE DE FLUXO (T) PARA OS MATERIAIS ESTUDADOS.....	80

LISTA DE TABELAS

TABELA 1 – PROPRIEDADES TÍPICAS DE MATERIAIS MAGNÉTICOS POR M/P.....	29
TABELA 2 – RESUMO DO PROCESSAMENTO DA LIGA FE-SI-P.	52
TABELA 3 – PROPRIEDADES MAGNÉTICAS COM AS RESPECTIVAS UNIDADES NO SI.	59
TABELA 4 – DUREZA DOS CORPOS DE PROVA TOROIDAIS.	73
TABELA 5 – PROPRIEDADES MAGNÉTICAS E ELÉTRICAS DAS LIGAS ESTUDADAS.	77
TABELA 6 - COMPARAÇÃO DAS PROPRIEDADES ENTRE A TECNOLOGIA CONVENCIONAL (CHAPAS) E OS MATERIAIS ESTUDADOS.	79

LISTA DE QUADROS

QUADRO 1 - O UNIVERSO TECNOLÓGICO DE MOTORES ELÉTRICOS CC E CA.....	18
QUADRO 2 - MUDANÇAS NAS PROPRIEDADES DO MATERIAL X VARIAÇÃO NA COMPOSIÇÃO OU PROCESSO DE FABRICAÇÃO.....	31
QUADRO 3 - VARIÁVEIS DOS MATERIAIS E PROCESSOS.....	36

LISTA DE SÍMBOLOS GERAIS

a	Constante de treliça	Adimensional
A_t	Área da seção transversal	[m ²]
B	Indução	[T]
B_s	Indução de saturação (máxima indução)	[T]
B_r	Retentividade magnética	[T]
d_{ext}	Diâmetro externo do anel	[mm]
d_{int}	Diâmetro interno do anel	[mm]
d_{AP}	Densidade aparente do pó	[g/cm ³]
D	tamanho de grão ou cristalito	Adimensional
f	Frequencia do campo aplicado	[Hz]
h	altura do corpo de prova	[cm]
H	Campo magnético	[A/m]
H_c	Coercitividade magnética ou força coercitiva	[A/m]
i	Corrente elétrica	[A]
J	Polarização	[T]
K_1	anisotropia magnetocristalina	Adimensional
l	Comprimento do anel (Perímetro)	[m]
m/m	Percentual em massa	[%]
N_p	Número de espiras no enrolamento primário	Adimensional
$p_{compactação}$	Pressão de compactação	[MPa]
R	Resistência elétrica	[Ω]
T_c	Temperatura de Curie	[K]
V	Tensão Elétrica	[V]
$W_{B/h}$	Perdas no ferro	[W/kg]
W_e	Perdas por correntes de Foucault	[W/kg]
W_h	Perdas por histerese	[W/kg]
W_r	Perdas residuais	[W/kg]
x	Espessura da peça	[m]

LISTA DE SÍMBOLOS GREGOS

Θ	Ângulo teta	[$^{\circ}$]
μ_0	Permeabilidade magnética no vácuo	H/m
μ_{in}	Permeabilidade inicial.	Adimensional
$\mu_{máx.}$	Permeabilidade máxima.	Adimensional
$\mu_{Cmáx}$	Permeabilidade magnética calculada máxima	Adimensional
$\mu_{Smáx}$	Permeabilidade magnética dada pelo software máxima	Adimensional
ρ_e	Resistividade elétrica	[$\Omega.m$]
ρ_m	Densidade do material	[g/cm ³]

LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS

AWG	<i>American Wire Gauge</i>
C.A.	Corrente alternada
C.C.	Corrente contínua
CCC	Cúbica de Corpo Centrado
DRX	Difração de Raios-X
FEM	<i>Finite Element Method</i> – Método de Elementos Finitos
GDER	Grupo de desenvolvimento em Energias Renováveis
HDT	<i>High Density Technology</i> – Tecnologia de alta densidade
HR	Dureza Rockwell
HRB	Dureza Rockwell B
LACER	Laboratório de Materiais Cerâmicos
LAPROM	Laboratório de Processamento Ambiental
LdTM	Laboratório de Transformação Mecânica – UFRGS
M/P	Metalurgia do Pó
PVC	Cloreto de polivinila
SMC	<i>Soft Magnetic Composite</i> – Compósito magnético macio
TCH	Traçador de Curva de Histerese
2D	2 dimensões
3D	3 dimensões

RESUMO

O presente trabalho objetiva o estudo, obtenção e caracterização da liga magnética macia Fe-Si-P produzida por metalurgia do pó convencional visando à futura aplicação em núcleos de máquinas elétricas, atualmente fabricados por estampagem de chapas. Escolheu-se com base em testes prévios a liga Fe-3%Si-0,75%P. Para a obtenção da liga, foi utilizada a rota de mecâno-síntese com diferentes tempos de moagem: 1 h, 3 h e 9 h, além do material sem moagem para comparação. Na sequência compactaram-se uniaxialmente a frio os corpos de prova a 600 MPa seguido de sinterização a 1150 °C em atmosfera de gás argônio. A análise da influência do tempo de moagem nas propriedades físicas, mecânicas, magnéticas e elétricas no material sinterizado foi a meta central deste trabalho. A caracterização das propriedades físicas mostrou uma redução da densidade aparente do pó moído, um aumento da distribuição do tamanho de partícula e redução do mesmo com o aumento do tempo de moagem. No que se refere às propriedades magnéticas, evidenciou-se que o material moído durante 3h apresentou os melhores resultados de indução de saturação (1,15 T), apesar do aumento na coercitividade já previsto devido ao processo de mecâno-síntese. Além disso, a difração de raios-X detectou a formação da liga através da solução sólida dos elementos P e Si na matriz ferrita. A análise metalográfica revelou a diminuição do tamanho de grãos com o aumento do tempo de moagem. Por fim, realizou-se a simulação do protótipo para análise do desempenho do material visando à aplicação futura. Esta, realizada pelo método de elementos finitos em um núcleo de um gerador síncrono com ímãs permanentes de NdFeB resultou em uma densidade de fluxo (1,95T) para o material com 3h de moagem e um torque de apenas 13% inferior se comparado ao gerador convencional produzido com núcleos de chapas de aço elétrico.

Palavras-chave: Máquinas Elétricas, Materiais Magnéticos Macios, Metalurgia do Pó, Mecâno-Síntese.

ABSTRACT

The present work aims to study, obtaining and characterization of Fe-Si-P soft magnetic alloy produced by conventional powder metallurgy intended for the future application in electrical machines cores, currently manufactured by sheet metal forming. The alloy Fe-3%Si-0,75%P was chosen based on previous tests. To obtain the alloy was used mechanical alloying route with different milling times: 1 h, 3 h and 9 h, and the material without milling for comparison. In the sequence, the specimens were uniaxially cold compacted at 600 MPa followed by sintering at 1150 ° C in an atmosphere of argon. The analysis of the influence of milling time on the physical, mechanical, magnetic and electric properties of the sintered material was the central goal of this work. The physical properties characterization showed a reduction in the bulk apparent density of the milled powder, an increase in particle size distribution and reduction thereof with increasing milling time. As regards magnetic properties, it was observed that the milled material for 3 hours showed the best results of saturation induction (1.15 T), despite the increase in the coercivity as expected due to the inherent mechanical alloying process. Furthermore, the X-ray diffraction detected the alloy formation through the solid solution of P and Si elements in the ferrite matrix. The metallographic analysis showed the decrease in grain size with increasing milling time. Finally, were performed a simulation prototype for analysis of material performance in order to future implement. This, held by finite element method on a synchronous generator core with NdFeB permanent magnets, resulting in a flux density (1.95 T) for the material with 3h of milling and a torque of only 13% lower compared to conventional generator produced with cores of electric steel sheet.

Keywords: Electric Machine, Soft Magnetic Material, Powder Metallurgy, Mechanical Alloying.

1. INTRODUÇÃO

Um novo modelo energético, consistindo de uma maior dependência em fontes de energias renováveis e no aumento do interesse pela eficiência energética, tem acelerado as pesquisas em tecnologias relacionadas às energias. Devido a sua presença em diversas aplicações, materiais magnéticos desempenham um papel importante no aumento da eficiência e desempenho de dispositivos na geração de energia elétrica, no condicionamento, conversão, transporte, e outros usos nos setores relacionados às energias. (Gutfleisch, Willard e Brück 2011)

Atualmente, grande parte das indústrias do setor metal-mecânico fabrica núcleos de rotores e estatores de máquinas elétricas empregando o processo de estampagem de chapas de aço silício, também conhecida como ferro-silício. Pesquisas vêm sendo realizadas com novos materiais e processos, no campo da metalurgia do pó (M/P), com o intuito da substituição de peças fabricadas por estampagem de chapas pela tecnologia de metalurgia do pó vinculando novas técnicas e processos.

Os materiais magnéticos encontram atualmente aplicação em: núcleos de motores ou geradores de movimento rotativo, sensores, solenoides de alta velocidade e servo-motores, micro motores. Sabendo disso, o Grupo de Desenvolvimento em Energias Renováveis (GDER) vem conjuntamente com outras instituições, principalmente a FEEVALE, a ULBRA, trabalhando no desenvolvimento de ligas magnéticas para aplicação, sobretudo em núcleos de rotores e estatores de máquinas elétricas, tanto ligas sinterizadas quanto compósitos (SMC – *Soft Magnetic Composite*).

Nos últimos anos, alguns trabalhos foram realizados especificamente com ligas ferrosas, para a aplicação em máquinas elétricas. Citam-se os trabalhos nos quais se conseguiu obter rotores e estatores a partir da metalurgia do pó, (Barboza 2009); (J. A. Esswein 2009). Outros trabalhos relacionados com estas ligas, como é o caso de um realizado através da moldagem por injeção de pós de Fe-Si (Arndt 2002) e outro relacionado ao projeto de núcleos de indutores por metalurgia do pó (Skarrie 2001), também merecem destaque.

Tem-se a mecâno-síntese como um método bem conhecido e poderoso no que se refere à síntese de pós, sendo amplamente utilizada para a produção de ligas magnéticas macias. Em geral, algumas propriedades magnéticas podem ser melhoradas quando o tamanho de partícula é

reduzido (até à nanoescala). A presença de tensões e defeitos introduzidos pela liga mecânica prejudica as propriedades magnéticas. (Koohkan, Sharafi e Janghorban 2008)

A motivação desta pesquisa foi a continuidade dos estudos realizados nesta área, além do aprimoramento do processamento destes materiais através da utilização da rota de mecâno-síntese. Ainda, a consolidação do processo para testes e simulações de desempenho em protótipos que estão sendo confeccionados é também de interesse desta pesquisa. Comparado com os aços silício laminados, o processo realizado através da rota de M/P oferece diversas vantagens, tais como: a obtenção de peças mais leves e em sua forma final e sem a necessidade de operações complexas de montagem, bem como a eliminação de operações secundárias de usinagem por exemplo.

Este trabalho focou na escolha (formulação) da liga magnética macia a base de ferro obtida através da rota de mecâno-síntese, previamente à sinterização. Na sequência, produziram-se os corpos-de-prova anelares pela metalurgia do pó convencional, e posteriormente caracterizaram-se por diversas técnicas. Estas caracterizações foram realizadas com o intuito de se obter as propriedades: físicas, elétricas, mecânicas e magnéticas do material. A aplicação visada é para núcleos de rotores e estatores de máquinas elétricas. Para isso, foi seguido o processo de fabricação que consiste em: formulação, mecâno-síntese por moagem, compactação e sinterização. Alguns objetivos específicos foram propostos para o trabalho realizado. Assim, ficaram estabelecidos a:

- Escolha da liga magnética macia baseada em testes e pesquisas realizadas previamente pelo próprio autor.
- Produção de corpos de prova da liga escolhida através da rota de mecâno-síntese com o mesmo material formulado, porém com diferentes tempos de moagem.
- Caracterização dos referidos corpos-de-prova e comparação das propriedades físicas, mecânicas, elétricas e magnéticas com amostras obtidas apenas por mistura física.
- Verificação da efetividade na formação de liga após a moagem e relação desta e de outros fatores com a alteração das propriedades magnéticas.
- Comparação das propriedades magnéticas das peças sinterizadas com peças obtidas por estampagem de chapas através da simulação computacional pelo Método de Elementos Finitos (FEM – *Finite Elements Method*).

2. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

2.1 CONCEITOS BÁSICOS DE MÁQUINAS ELÉTRICAS ROTATIVAS.

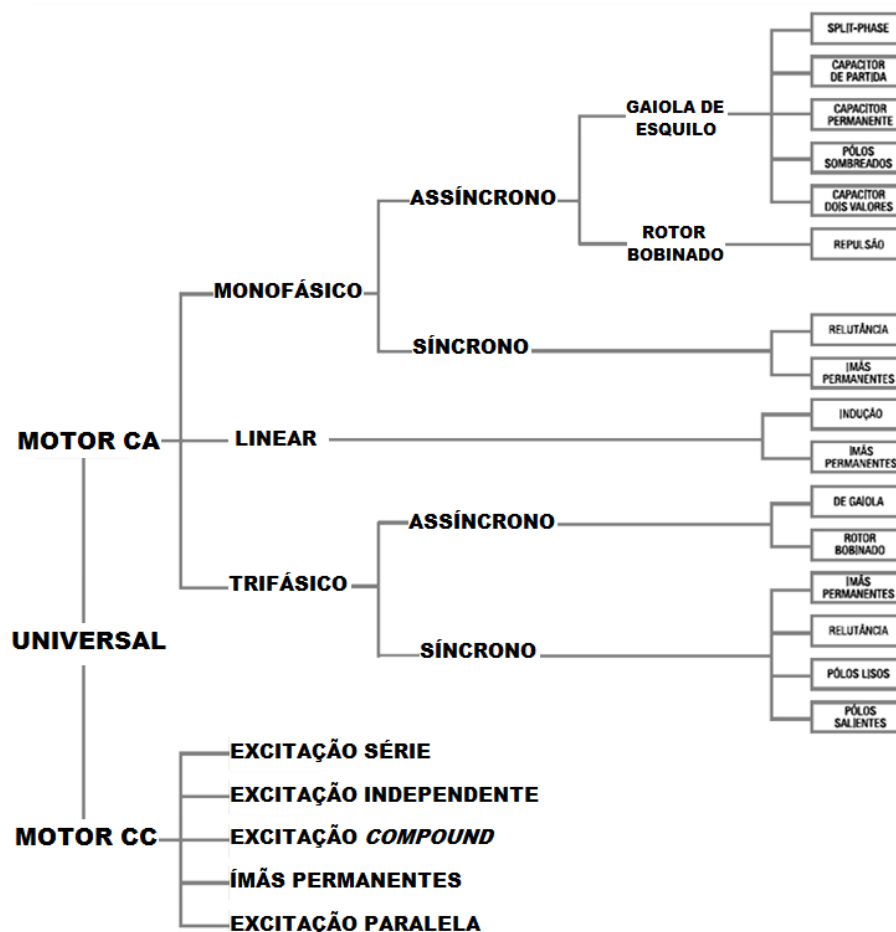
2.1.1 CLASSIFICAÇÃO DAS MÁQUINAS ELÉTRICAS

As máquinas elétricas podem ser classificadas em dois grupos:

- a) **geradores** - transformam energia mecânica vinda de uma fonte externa (como a energia cinética dos ventos) em energia elétrica (tensão);
- b) **motores** - produzem energia mecânica (rotação de um eixo) quando alimentados por uma tensão (energia elétrica).

O quadro 1 exemplifica o variado universo dos motores/geradores elétricos:

Quadro 1- O universo tecnológico de motores elétricos CC e CA.



Fonte: (WEG 2009)

Os tipos mais comuns são:

a) Máquinas de corrente contínua:

São motores de custo mais elevado e, além disso, precisam de uma fonte de corrente contínua, ou de um dispositivo que converta a corrente alternada comum em contínua. Podem funcionar com velocidade ajustável entre amplos limites e se prestam a controles de grande flexibilidade e precisão. Por isso, seu uso é restrito a casos especiais em que estas exigências compensam o custo muito mais alto da instalação. (WEG 2009)

b) Máquinas de corrente alternada:

São os mais utilizados, porque a distribuição de energia elétrica é feita normalmente em corrente alternada (C.A.). Os principais tipos são:

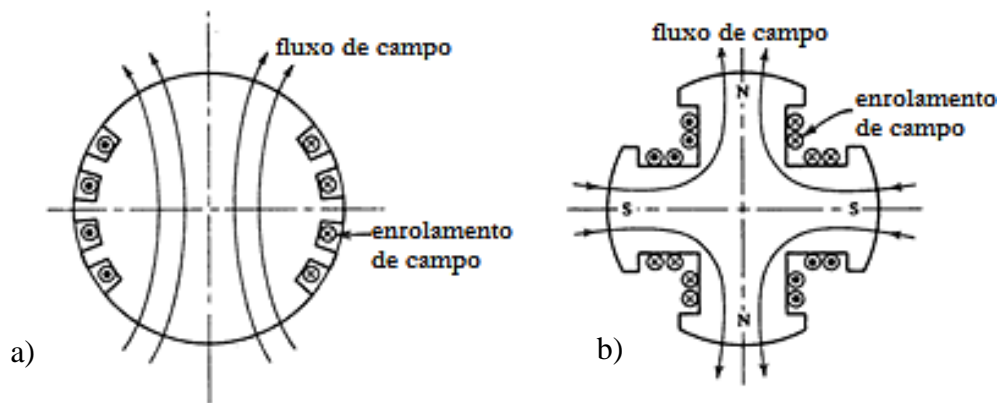
- **Máquinas elétricas síncronas:**

São assim chamadas devido à operação em velocidades constantes e frequências constantes sob estado estacionário. Assim como a maioria das máquinas, ela é capaz de operar como um motor ou gerador. (Nasar 1997)

A operação do gerador síncrono é baseada na lei de Faraday da indução eletromagnética. As duas partes básicas de uma máquina síncrona é a estrutura de campo magnético, transmitido pelo enrolamento excitado em corrente contínua (C.C.) e a armadura. A armadura (estator) geralmente tem um enrolamento trifásico no qual a força eletromotriz é gerada. Quase todas as máquinas síncronas modernas têm armaduras estacionárias e estruturas de campo estacionário. Os enrolamentos C.C. da estrutura de campo rotacional são conectados a fonte externa através do anel de contato e das escovas. (Nasar 1997)

Dependendo do tipo de construção, uma máquina síncrona pode ter o rotor em formato cilíndrico – figura 1a, ou o tipo de polos salientes – figura 1b. Esta última configuração serviu de base para a simulação do material obtido neste trabalho, na referida máquina, com polos de ímãs permanentes. A primeira configuração é utilizada para geradores de turbinas, enquanto a segunda é comumente utilizada em baixa velocidade, em turbinas movidas pela água. (Nasar 1997)

Figura 1 – a) Enrolamentos de campo em um rotor cilíndrico (liso) e b) rotor saliente.



Fonte: (Nasar 1997)

- **Máquina síncrona com ímã permanente:** Não há enrolamentos de campo, que são substituídos por ímãs permanentes de alto produto energético. Não possui igualmente escovas ou fonte de tensão contínua, reduzindo com isto manutenções, aumentando o rendimento e com melhor relação torque/volume. Os ímãs são fixados, em alguns casos, tangencialmente na superfície dos polos do rotor, ou axialmente internamente no rotor. Alguns possuem uma configuração híbrida. (Dias, M. M. 2005).

Motor de indução ou assíncrono: Funciona normalmente com uma velocidade constante, que varia ligeiramente com a carga mecânica aplicada ao eixo. Devido a sua grande simplicidade, robustez e baixo custo, é o motor mais utilizado de todos, sendo adequado para quase todos os tipos de máquinas acionadas, encontradas na prática. Atualmente, é possível controlar a velocidade dos motores de indução com o auxílio de inversores de frequência. (WEG 2009):

2.1.2 PARTES BÁSICAS DE UMA MÁQUINA ELÉTRICA

No que se refere aos núcleos da máquina elétrica, que são o foco deste trabalho, apresenta-se a partir da figura 2 a localização dos principais componentes de uma máquina elétrica típica empregada em diversas aplicações. Esta máquina (motor de indução trifásico) é composta basicamente por duas partes: o estator e o rotor que são propriamente os núcleos da máquina elétrica rotativa. (WEG 2009).

Estator:

Carcaça (4) - é a estrutura suporte do conjunto; de construção robusta em ferro fundido, aço ou alumínio injetado, resistente à corrosão e com aletas.

Núcleo (2) – comumente de chapas de aço magnético, tratadas termicamente para reduzir ao mínimo as perdas no ferro.

Enrolamento trifásico (8) - três conjuntos iguais de bobinas, uma para cada fase, formando um sistema trifásico ligado à rede trifásica de alimentação.

Rotor:

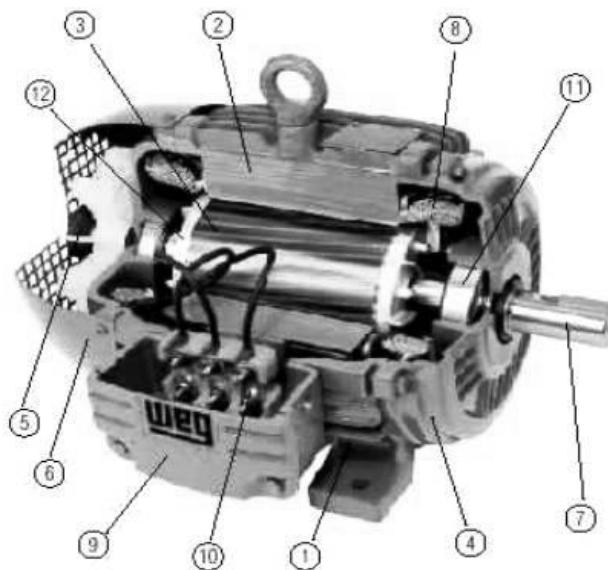
Eixo (7) - transmite a potência mecânica desenvolvida pelo motor. É tratado termicamente para evitar problemas como empenamento e fadiga.

Núcleo (3) – comumente de chapas com as mesmas características das chapas do estator.

Barras e anéis de curto-circuito (12) - são de alumínio injetado sob pressão em uma única peça.

Outras partes: suporte de fixação (1), ventilador (5), terminais de energia elétrica (10) e rolamentos (11).

Figura 2 – Vista interna de um motor de indução.



Fonte: (WEG 2009).

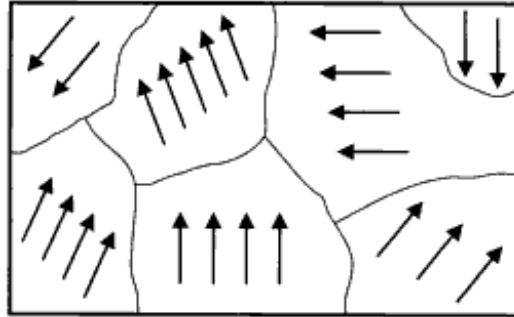
2.2 CONCEITOS DE MAGNETISMO

2.2.1 FERROMAGNETISMO E DOMÍNIOS MAGNETICOS

Materiais ferromagnéticos podem existir tanto no estado magnetizado quanto no desmagnetizado, e isto se deve ao arranjo (alinhamento) dos momentos magnéticos atômicos do

material. Cada átomo se comporta como um minúsculo ímã permanente e, espontaneamente, se alinha paralelamente a seus vizinhos em regiões dentro do material. Estas regiões, nas quais predomina um só alinhamento magnético, são chamadas de domínios magnéticos. Os domínios magnéticos estão dispostos aleatoriamente uns em relação aos outros, de maneira a minimizar a energia global do sistema, como mostra a figura 3 (Faria e Lima 2005).

Figura 3 – Representação da estrutura de domínios magnéticos em um material policristalino.



Legenda: Cada grão monocristalino contém um único domínio magnético. Nesta condição o material está desmagnetizado (sem a presença de campo magnético externo). Ex: Fe com dimensões de grãos de 10 a 1000 μm

Fonte: (Faria e Lima 2005)

Um arranjo em que todos os domínios estejam alinhados em uma só direção produzirá um campo magnético externo. Somente os materiais ferromagnéticos apresentam a formação de domínios. (Faria e Lima 2005) Num material ferromagnético, os momentos magnéticos permanentes resultam dos *spins* em paralelos, como consequência da estrutura eletrônica, conforme apresentado na figura 4(a). Os materiais ferromagnéticos são facilmente magnetizados com a aplicação de um campo externo, em campos magnéticos relativamente fortes podem atingir a saturação magnética. (Callister 2010)

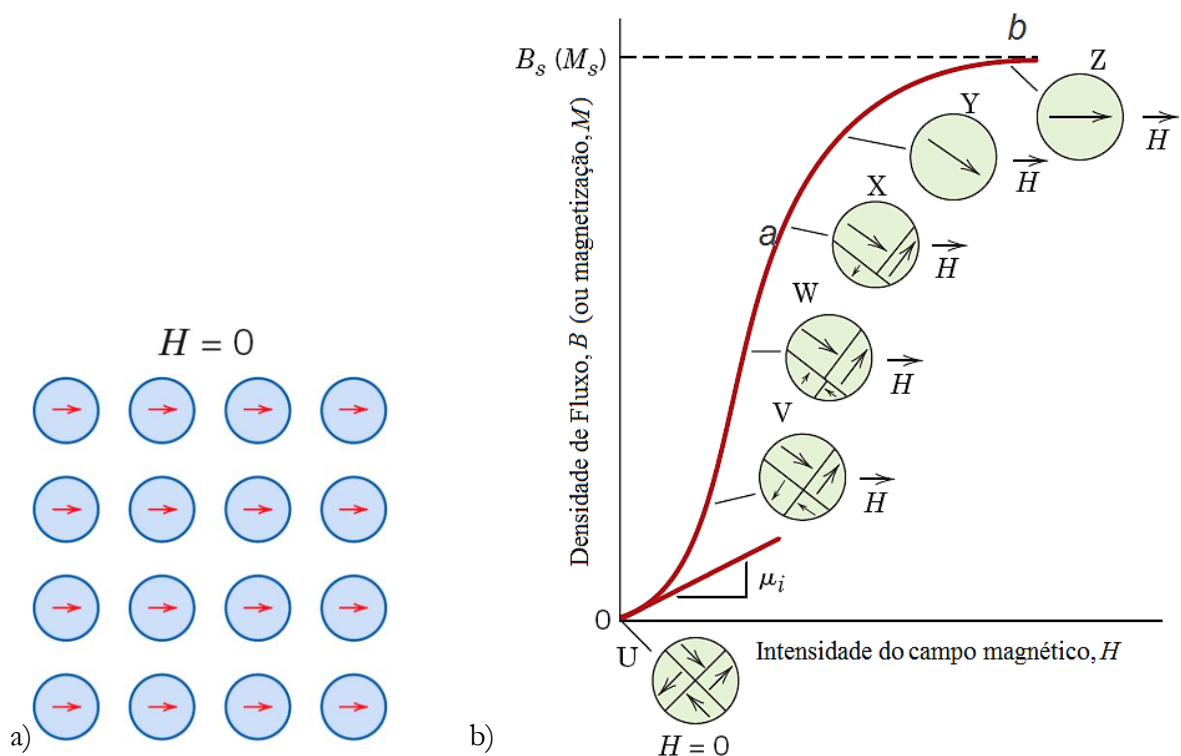
A maioria dos materiais magnéticos são policristalinos, composto por microscópicos grãos cristalinos. Estes grãos não são os mesmos que os domínios. Cada grão é um pequeno cristal, com as redes cristalinas de grãos orientados em direções distintas aleatórias. Na maioria dos materiais, cada grão é grande o suficiente para conter vários domínios. Cada cristal tem um eixo "fácil" de magnetização, e é dividido em domínios com o eixo de magnetização paralelo a este eixo, em direções alternadas.

2.2.2 CURVAS DE HISTERESE E MAGNETIZAÇÃO

Quando uma amostra de material ferromagnético é submetida a um aumento contínuo de campo

magnetizante H , a relação entre H e densidade de campo B é mostrada pela curva de magnetização ou curva inicial normal (figura 4b) (Callister 2010). No estado inicial desmagnetizado, os domínios são dispostos de forma que as médias de magnetização aproximam-se a zero. Quando o campo é aplicado, o domínio cuja magnetização é mais próxima da direcção do campo começa a crescer em detrimento dos outros domínios. O crescimento ocorre pelo movimento da parede de domínio. No início, o movimento de domínio da parede é reversível; se o campo é removido durante a fase reversível, a magnetização reconstitui seu caminho e o estado desmagnetizado é recuperado. Nesta região da curva de magnetização, a amostra não apresenta histerese. Depois de um tempo, no deslocamento das paredes de domínio encontram-se imperfeições, tais como defeitos no cristal. As imperfeições no cristal têm uma energia magnetostática associada. (Spaldin 2010)

Figura 4 – (a) Na ausência de um campo magnético externo, os momentos magnéticos permanentes resultam dos spins emparelhados; (b) Curva B-H de um material ferromagnético inicialmente desmagnetizado.



Legenda: Campo Magnético H , Fluxo na saturação B_s , Magnetização M_s , e permeabilidade inicial μ_i . Configurações de domínios durante várias fases da magnetização são representados.

Fonte: (Callister 2010).

2.2.3 TEMPERATURA DE CURIE

A Temperatura de Curie (T_c) é a temperatura na qual o alinhamento dos dipolos magnéticos

desaparecem. Assim, acima dela, o material se comporta como uma substância paramagnética, pois os dipolos magnéticos só são levados ao alinhamento (parcial) com a aplicação de um campo magnético. Para o Fe, a $T_c = 1043$ K. (Faria e Lima 2005)

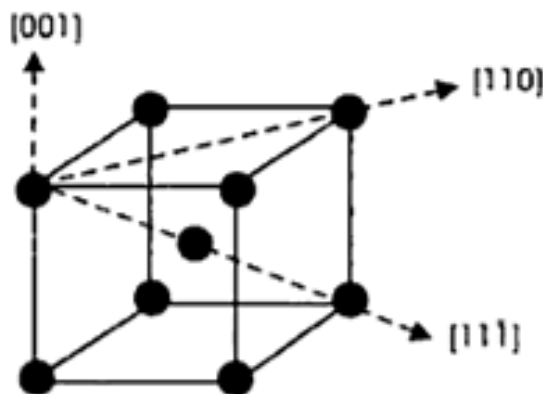
2.2.4 MAGNETOESTRÍCÇÃO

A magnetostricção é a propriedade dos materiais ferromagnéticos de se deformarem pela presença de um campo magnético externo. Trata-se de uma propriedade inerente ao material que não muda com o tempo. Os materiais magnetostrictivos experimentam também o efeito inverso, ou seja, ante uma deformação do material, se induz um campo magnético, o que é conhecido como efeito Villari. Outro efeito relacionado é o efeito Wiedemman, que acarreta uma torção no material ocasionada por um campo magnético helicoidal. (Pacheco 2007)

2.2.5 ANISOTROPIA MAGNETO-CRISTALINA

Anisotropia magnetocristalina é a preferência dos ímãs atômicos de se orientarem segundo certos eixos cristalinos do material. O ferro se cristaliza no sistema cúbico e tem, portanto, três eixos cristalográficos, como mostra a figura 5. Para movimentar os ímãs atômicos da direção preferencial (ou eixo fácil) para o eixo menos favorável (difícil) é necessária uma considerável quantidade de energia. A diferença de energia para a magnetização do cristal nestas duas direções é a energia anisotrópica magnetocristalina. Esta dificuldade de rotação dos momentos atômicos devido à anisotropia cristalina é que possibilita a retenção da magnetização em certos materiais. (Faria e Lima 2005)

Figura 5 – Representação da estrutura CCC do ferro com os eixos dados pelos três índices de Miller: [001] (fácil), [100] e [111] (difícil).

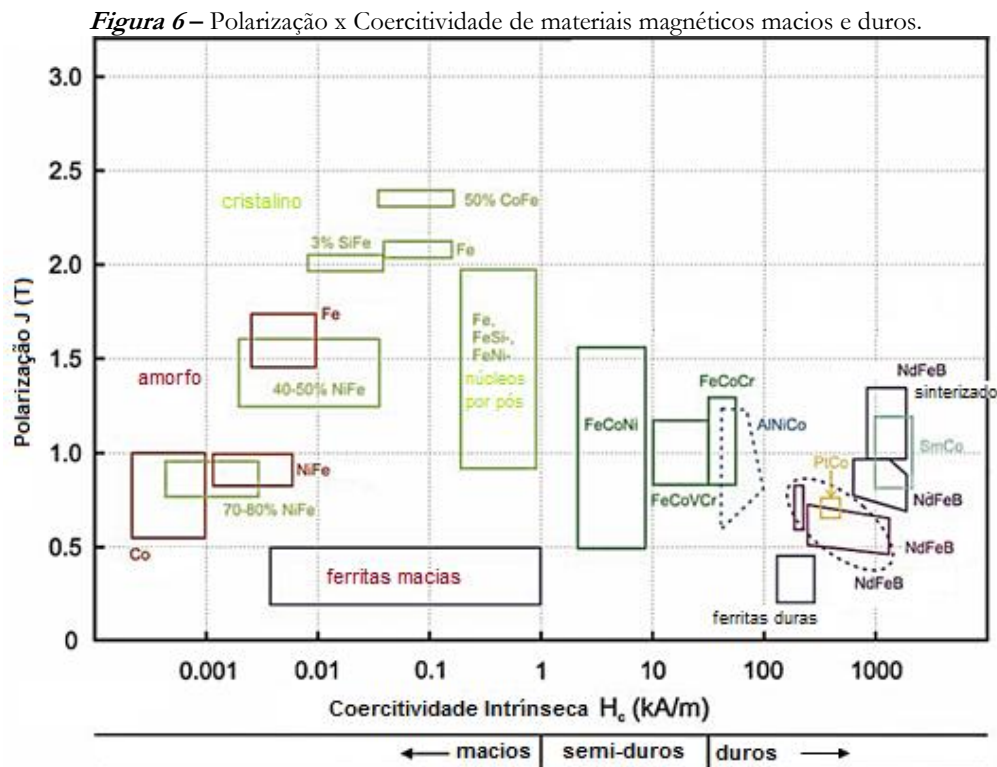


Fonte: (Faria e Lima 2005)

2.3 MATERIAIS MAGNÉTICOS MACIOS

Um material (magnético) é considerado “macio” quando sua coercitividade é da ordem de, ou menor que, o campo magnético da Terra. Um material magnético macio pode ser empregado como um eficiente multiplicador de fluxo em uma grande variedade de dispositivos, incluindo transformadores, geradores, motores, a ser utilizados na geração e distribuição de energia elétrica. Com um mercado de € 6 bilhões/ano, as ligas magnéticas são hoje um produto industrial ainda mais importante, oferecendo desafios no entendimento das suas propriedades, preparação e caracterização (Fiorillo 2004).

As características importantes de materiais magnéticos macios são sua alta permeabilidade, baixa remanência e coercitividade (pequena área na curva de histerese) (ver seção 2.5), alta indução de saturação, baixa perda energética por histerese e baixa perda de correntes de Foucault em aplicações de fluxo alternado (Jiles 2003). A seleção de materiais é importante para cada aplicação, oferecendo o melhor equilíbrio entre desempenho e custo. Graficamente, as classes de materiais magnéticos macios estão definidas na Figura 6. A origem das perdas no núcleo é fortemente dependente da escolha do material, a seleção dos materiais pode resultar em diferentes e apropriados projetos de componentes (Gutfleisch, Willard e Brück 2011).

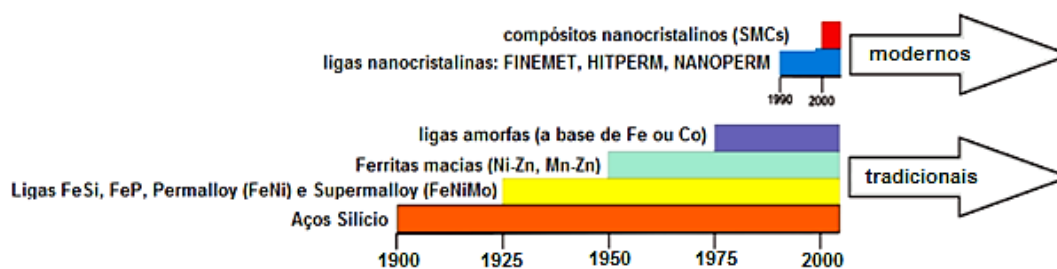


Fonte: Adaptado de (Gutfleisch, Willard e Brück 2011)

Materiais magnéticos macios podem ser magnetizados por campos de relativamente baixa tensão magnética, e quando a aplicação do campo é removida eles retornam ao estado de relativamente baixo magnetismo residual. Este comportamento é importante em algumas aplicações que envolvem uma mudança na indução magnética. A faixa de propriedades magnéticas destes materiais está sendo continuamente expandida. (Jiles 2003). Algumas propriedades de materiais magnéticos sinterizados típicos (comerciais) estão apresentados no anexo A. (GKN 2009)

A Figura 7 mostra a evolução destes materiais. A busca por novos materiais tem levado, entre outros, ao desenvolvimento de pesquisas em materiais metálicos a base de ferro (Fe) com estrutura nanocrystalina, tendo excelentes propriedades magnéticas macias (Ziębowicz, Szewieczek e Dobrzański 2007). Materiais compósitos também estão sendo testados apresentando uma maior resistividade se comparado aos materiais convencionais. (J. A. Esswein 2009)

Figura 7 – Desenvolvimento de materiais magnéticos macios tradicionais e modernos.



Fonte: Adaptado de (Ziębowicz, Szewieczek e Dobrzański 2007).

Fe (ferro), Ni (níquel) e Co (cobalto) são os únicos materiais ferromagnéticos, e a razão pela qual eles amplificam um campo magnético induzido externamente pode ser encontrada em sua estrutura de elétrons. No que diz respeito as suas propriedades, a taxa de indução de saturação depende da composição química do material, enquanto que a permeabilidade, remanência e coercividade dependem da microestrutura. E estes dependem assim, da deformação a frio, tratamento térmico, tamanho de grão, e os teor de impurezas, como C (carbono), O (oxigênio), N (nitrogênio), S (enxofre) - os quais devem ser mantidos no nível mais baixo possível. Os metais ferromagnéticos (Fe, Ni, Co) formam a base destes materiais, independentemente da tecnologia de produção aplicada. A fim de produzir bons componentes magnéticos macios, é importante conhecer os requisitos dos materiais. Elevada magnetização de saturação e remanência requerem pós com boas propriedades de compactação. Baixa força coercitiva e alta permeabilidade requerem materiais puros - uma característica da metalurgia do pó. (Thorsen e Persson 2004)

Estes materiais desempenham um papel vital na concepção de máquinas elétricas, equipamentos e dispositivos eletrônicos. São as características do material e processamento que controlam o desempenho (bom funcionamento) e eficiência (mínimo de perdas na conversão de energia) de um dispositivo. Peças de ferro puro obtidas pela metalurgia do pó têm resistividade muito baixa, e, portanto, sofrem grandes perdas magnéticas devido à quantidade elevada de geração de corrente de Foucault. (Sharma, Chandra e Misra 2011)

O desenvolvimento da tecnologia e notavelmente da nova geração de materiais magnéticos gerou a substituição de ímãs fundidos pelos ímãs fabricados pelos processos da M/P. Este desenvolvimento não é observado apenas em materiais magnéticos duros, mas também em materiais magnéticos macios em que se tratam neste trabalho. O desenvolvimento intensivo pode ser observado em materiais obtidos através de pós, que com mais frequência vem substituindo os tradicionais aços elétricos. (Krawczyk, Wiak e Dolezel 2008)

2.3.1 MATERIAIS TRADICIONAIS (SINTERIZADOS)

Os núcleos de máquinas elétricas podem ser confeccionados por processos da metalurgia do pó utilizando pó ferromagnético com uma pequena quantidade de lubrificante ou ligante. O processo de metalurgia do pó consiste geralmente em quatro etapas básicas: (1) formulação do pó, (2) mistura (3), compactação e (4) sinterização. A maioria das compactações é realizada em prensas mecânicas, hidráulicas ou pneumáticas e ferramentas rígidas. Pressões de compactação geralmente variam entre 70 a 800 MPa, sendo 150 a 500 MPa as mais comuns. O diâmetro externo do núcleo é limitado pela capacidade de prensa. Frequentemente, o núcleo do estator deve ser dividido em segmentos menores. A maioria dos produtos da metalurgia do pó deve ter seções transversais inferiores a 2000 mm². Se a capacidade da prensa é suficiente, seções de até 6500 mm² podem ser compactadas. (Gieras 2008)

As propriedades magnéticas em corrente contínua (C.C.) são determinadas pela composição química do material, densidade e tamanho dos grãos da peça sinterizada. O ferro puro sinterizado exibe densidade de fluxo magnético comparativamente elevada. Em geral, a densidade de fluxo de materiais a base de Fe mostra uma forte relação com a pureza do material e a densidade da peça sinterizada. Assim, aplicando-se a compactação a quente com lubrificante na parede das matrizes e técnicas de alta compactação, pode-se obter peças com alta densidade. Além da composição do material e densidade do sinterizado, as propriedades magnéticas em corrente

alternada (C.A.) de componentes sinterizados são também fortemente relacionadas com o formato da peça. As perdas no núcleo ocorrem quando materiais magnéticos macios são usados em um campo magnético de corrente alternada (C.A.).(Shokrollahi, H.; Janghorban, K. 2007)

Pós de Ferro puro são a base para a maioria dos produtos magnéticos macios sinterizados. Contudo, algumas aplicações podem requerer adição de pós de elementos de liga como o P (fósforo), Si (silício) e Ni (níquel) que possuem propriedades características. Abaixo, apresentam-se as características dos elementos de liga utilizadas neste trabalho:

Produtos sinterizados de Fe-P

O elemento P (fósforo) ajuda na condução dos constituintes da liga em uma matriz de Fe, que é normalmente lenta e de difícil difusão. O P está relacionado ao aumento de resistividade, da indução, permeabilidade e diminuição da coercividade no Fe. Ligas Fe-P, para a produção de materiais magnéticos, não são conhecidas na rota de processamento por forjamento, apesar do fato de que o P como elemento de liga tem todas as características favoráveis na melhora das propriedades magnéticas do Fe. Isto é devido ao fato de que, na rota por forjamento, não é possível submeter o P em uma solução sólida homogênea com o Fe devido à sua tendência de segregação durante a solidificação da fusão. (Sharma, Chandra e Misra 2011)

Em peças sinterizadas, uma pequena quantidade de fósforo (P) no Fe puro promove o crescimento de grãos, tornando-se possível produzir peças sinterizadas com um tamanho de grão mais grosseiro. (Shokrollahi, H.; Janghorban, K. 2007). O aumento do tamanho de grão ferrítico se deve à sinterização que é conduzida parcialmente na fase alfa. A baixa força coercitiva do Fe-P o faz mais adequado do que o Fe puro para aplicações nas quais a rápida resposta e baixa inércia são requeridas. (Bas, Calero e Dougan 2003).

Pós de Ferro-Fósforo são sinterizados tipicamente a 1120°C em atmosfera de hidrogênio ou nitrogênio. A contaminação com o carbono durante a sinterização deve ser evitada, pois ele deteriora as propriedades magnéticas. O conteúdo de P na liga é tipicamente de 0,45%. Teores mais elevados podem ser usados, mas não excedendo 0,8%. Deve-se tomar cuidado enquanto se processa teores elevados de P para evitar a fragilização. O P eleva a densidade que pode ser atingida pela peça. As características típicas deste material são: alta indução e moderada resistividade, boa resistência mecânica (limite de elasticidade e resistência à tração junto com

alongamento) e dureza. Esta liga é usada como estator e rotor de motores de passo de baixa velocidade e motores elétricos de partida. (Narasimhan, Hanejko e Marucci 2008)

Produtos Sinterizados de Fe-Si

O silício (Si) é adicionado ao ferro para aumentar a sua resistividade, reduzindo as perdas por correntes de Foucault. Um teor de silício de 3% *m/m* gera uma resistividade de aproximadamente 0,50 $\mu\Omega\cdot\text{m}$. Maiores teores de Si reduzem a compressibilidade dos pós da liga ferrosa e aumentam ainda mais a resistividade, mas também diminuem a indução e tornam o material extremamente frágil. A sinterização do Fe-Si (Si até 2,11% *m/m*), é realizada inteiramente na fase α (ferrita), gerando um tamanho de grão grande que ajuda a promover uma baixa força coerciva e alta permeabilidade. Propriedades magnéticas são melhoradas (em até 20%), utilizando-se processos de HDT (*High Density Technology*). Com baixa coercitividade e alta resistividade, o ferro-silício é adequado para circuitos excitados por correntes alternadas ou pulsadas com frequências que variam de centenas a vários milhares de Hertz. (Bas, Calero e Dougan 2003).

Ligas Fe-Si tipicamente contêm de 1,5% a 3,0% de Si em massa. O Si não é pré-ligado ao ferro, na mesma proporção, para evitar a perda de compressibilidade. Uma liga especial de Fe pré-ligado com Si, acima de 33% *m/m* é misturada com Fe puro e sinterizada a 1260°C para atingir a difusão do Si. A atmosfera usada geralmente é H_2 . A liga Fe-Si sinterizada responde melhor do que o Fe-P sinterizado em moderadas frequências. As propriedades típicas destes materiais por M/P são mostradas na tabela abaixo (Tabela 1). (Narasimhan, Hanejko e Marucci 2008)

Tabela 1 – Propriedades típicas de materiais magnéticos por M/P.

Liga	Densidade (g/cm ³)	Custo Relativo (aprox.)	$\mu_{\text{máx}}$ (Adimensional)	H _c (kA/m)	B _s (T)	Resistividade ($\mu\Omega\cdot\text{m}$)
Fe	6,8/7,2	1	1800/3500	0,12/0,2	1,0/1,3	0,1
Fe-P	6,7/7,4	1,2	2500/6000	0,10/0,16	1,0/1,4	0,3
Fe-Si	6,8	1,4	2000/5000	0,02/0,08	0,8/1,1	0,6
400SS	5,9/6,5	3,5	500/1000	0,12/0,24	0,6/0,8	0,5
50Ni/50Fe	7,2/7,6	10	5000/15000	0,01/0,04	0,9/1,4	0,45

Fonte: (Narasimhan, Hanejko e Marucci 2008)

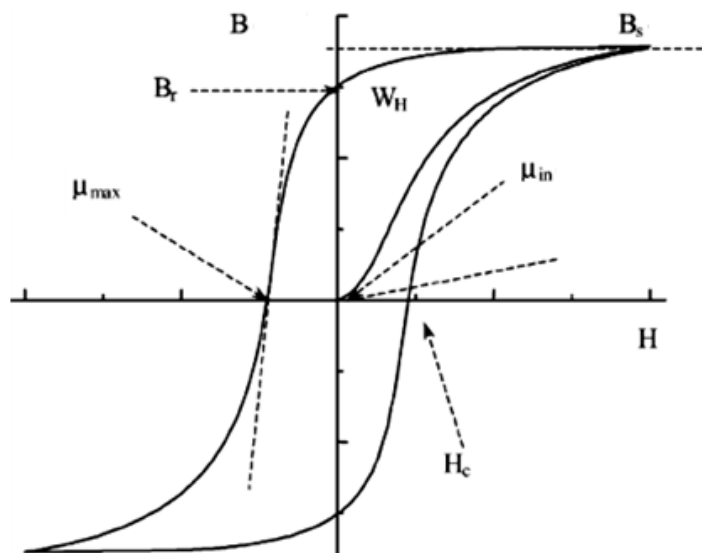
A adição conjunta de P e Si ativa o processo de sinterização, aumentando a permeabilidade elétrica e diminuindo a perda magnética total de ligas Fe-Si-P significativamente. Estes materiais podem ser usados para a fabricação de núcleos de transformadores de alta eficiência com baixas perdas por correntes parasitas e por histerese. (Sharma, Chandra e Misra 2011)

2.4 PROPRIEDADES MAGNÉTICAS E ELÉTRICAS DE LIGAS MACIAS

As propriedades magnéticas destes materiais são determinadas a partir da curva BH (figura 8). No eixo das ordenadas, tem-se a densidade de fluxo ou campo (B) e nas abscissas tem-se o campo magnético (H). A partir disso, retiram-se as propriedades de: permeabilidade relativa máxima ($\mu_{\text{máx}}$) e inicial, coercitividade, indução de saturação, indução remanente e perdas por histerese (W_H) que é a área interna da curva BH.

A maximização das propriedades magnéticas, como a permeabilidade e a densidade de fluxo máxima, é alcançada com o aumento da densidade do material. Assim, partículas grandes, baixo teor de lubrificante/aglutinante e uma pressão de compactação alta conduzem a altas densidades das peças. Em baixas frequências, a perda por histerese é a parte principal da perda do núcleo e pode ser reduzida por partículas grandes, maior pureza do ferro nas partículas e tratamento térmico de alívio de tensão. Um aumento no tamanho das partículas trará menos contatos entre as mesmas, o que impede a magnetização. Em um aumento da frequência, a perda de corrente parasita torna-se mais pronunciada e as correntes circulando no material devem ser reduzidas por um aumento maior da resistividade. O uso de partículas menores e ferro-ligas podem aumentar ainda mais a resistividade. (Skarrie 2001)

Figura 8 – Curva B X H típica de materiais magnéticos macios.



Legenda: W_H = perdas por histerese; B ou M = indução ou magnetização, B_s = indução de saturação, B_r = Indução remanente ou remanência, $\mu_{\text{máx}}$ = permeabilidade máxima, H_c = Coercitividade, μ_{in} = permeabilidade inicial.

Fonte: (Jiles 2003)

O quadro 2 mostra as variações típicas de algumas propriedades magnéticas e elétricas devido a variações na composição, no processo de fabricação e, conseqüentemente, nas propriedades do

material obtido por metalurgia do pó. Um aumento da resistividade reduz a perda por correntes parasitas e uma diminuição da coercividade e/ou um aumento da permeabilidade reduz a perda por histerese e assim sucessivamente. Para uma determinada aplicação, uma definição entre os parâmetros ajustáveis na tabela define o processo de fabricação e composição, que gera o comportamento ideal destes materiais para a aplicação desejada.

Quadro 2 - Mudanças nas propriedades do material x variação na composição ou processo de fabricação.

Propriedade	Parâmetros				
	↑Densidade	↑Tamanho de partícula	↑Impurezas (principalmente: N, C)	↑Pcompactação	↑Tamanho de grão
Permeabilidade	+ (Oliver e Rutz 1995)	+ (Skarrie 2001)	- (Hanejko, Rutz e Oliver 1992)	+ (Skarrie 2001)	+ (Skarrie 2001)
Coercitividade (Hc)	0 (Oliver e Rutz 1995)	- (150 a 30µm) (Shokrollahi e Janghorban 2006)	+ (Hanejko, Rutz e Oliver 1992)	0	- (Skarrie 2001)
Indução de Saturação (Bs)	+ (Oliver e Rutz 1995)	+ (Skarrie 2001)	0 (Hanejko, Rutz e Oliver 1992)	+ (Skarrie 2001)	+ (Hanejko, Rutz e Oliver 1992)
Resistividade	-	- (Skarrie 2001)	+ (L. J. Esswein 2008)	- (Skarrie 2001)	- (Skarrie 2001)
Perdas magnéticas	- (Maeda 2005)	- (150 a 30µm) (Shokrollahi e Janghorban 2006)	+ (Maeda 2005)	- (Maeda 2005)	- (Reinap 2004)

Legenda: (+) aumenta; (-) diminui; (0) não varia significativamente.

A baixa permeabilidade relativa de núcleos por pó, que dependem de ligantes, lubrificantes e técnicas de compactação, faz o uso destes mais apropriados para máquinas elétricas de alto campo magnético (motores universais) e máquinas com ímãs permanentes que são insensíveis a pequenas variações de permeabilidade devido à inhomogeneidade, impureza ou anisotropia. A permeabilidade inferior pode ser compensada com uma maior área de seção-transversal do núcleo. As perdas estáticas por histerese são menos afetadas pela impureza, orientação do grão e deformação interna. O tamanho de grão influencia o tamanho de domínio no qual as correntes de Foucault acontecem. Basicamente, menores grãos levam a menores excessos de perdas e isso diminui a qualidade da textura que conduz a mais alta perda por histerese. (Reinap 2004)

A resistividade de um elemento metálico aumenta quando são adicionadas impurezas, uma vez que estas impurezas provocam distorções no reticulado cristalino. Quanto maiores as imperfeições da rede cristalina, maior a resistividade. Por esta razão, as maiores resistividades em metais são obtidas em ligas compostas de dois ou mais metais, nas mesmas proporções, ou em proporções próximas. Nestas condições há uma interpenetração das redes cristalinas dos materiais presentes na liga, por este motivo, ocorre um aumento da resistividade do ferro sinterizado, quando outros elementos como o Si, P ou Ni são adicionados. (L. J. Esswein 2008)

A perda por histerese é de certa forma justificada devido a tensões introduzidas no material na compactação. Na manufatura de componentes por pós, novas tecnologias de compactação estão sendo exploradas que podem eliminar o trabalho a frio de pós de ferro. Mais altas densidades são alcançadas pela tecnologia de compactação a morno. A densidade tem um efeito significativo na performance das peças. Técnicas para aumentar a densidade das peças incluem também a dupla-compactação/dupla-sinterização. (Shokrollahi e Janghorban 2006)

O uso de temperaturas de sinterização mais altas resulta em maiores tamanhos de grão e morfologia de poro mais refinada e, como resultado, aumento significativo na performance magnética. Para um dado nível de densidade do sinterizado, a força coerciva é reduzida, enquanto a permeabilidade, indução de saturação e residual aumentam com a temperatura de sinterização elevada. Altas temperaturas de sinterização resultam em uma estrutura mais refinada da ferrita e com isso um aumento nas propriedades magnéticas macias. (Hanejko, Rutz e Oliver 1992)

Apesar de a metalurgia do pó ter substituído muitos componentes magnéticos feitos a partir de aço forjado, a porosidade inerente em componentes da M/P é geralmente prejudicial. Aços forjados aproximam-se da indução de saturação teórica para o Fe livre de poros (2,15 T). A natureza dos poros necessitará de um redesenho para estimar o baixo potencial de condução de fluxo. O forjamento de pós e dupla-compactação ou processos de dupla-sinterização aumentam a densidade do componente. Entretanto, adicionam custos e/ou restrições de geometria que limitam seu uso. (Oliver e Rutz 1995)

Para atingir menores forças coercitivas, é crucial remover fatores de descontinuidade cristalina nos pós magnéticos macios. Por exemplo, é efetivo eliminar átomos de impureza (C, N, O, etc.), contornos de grãos e distorções cristalinas (distorção térmica ou do processamento). Na M/P é impossível evitar a introdução de distorção térmica quando se atomiza o pó de ferro puro e distorções no processamento durante a moldagem por pressão, sendo crucial reduzir esta distorção por tratamento térmico no pós-processamento. Quanto maior a temperatura de tratamento, mais efetiva a eliminação da distorção. (Maeda 2005)

2.4.1 PERDAS

Cerca de 9% da energia elétrica gerada é perdida como calor durante a transmissão e distribuição. As perdas vêm de uma variedade de fontes, incluindo a resistência do enrolamento, correntes

parasitas, campo parasita, histerese, perdas mecânicas, magnetoestricção, e sistemas de refrigeração. Destas, correntes parasitas, histerese e magnetoestricção são importantes parâmetros dos materiais magnéticos macios. Devido ao seu papel central nesses dispositivos, núcleos magnéticos macios com menores perdas, maior magnetização e aumento do custo da eficácia serão a chave para componentes de alta eficiência energética. A necessidade para a geração eficiente, transmissão e distribuição de energia elétrica é cada vez maior, no entanto, ao mesmo tempo, as perdas anuais de eletricidade estão superando os aumentos anuais no consumo. (Gutfleisch, Willard e Brück 2011)

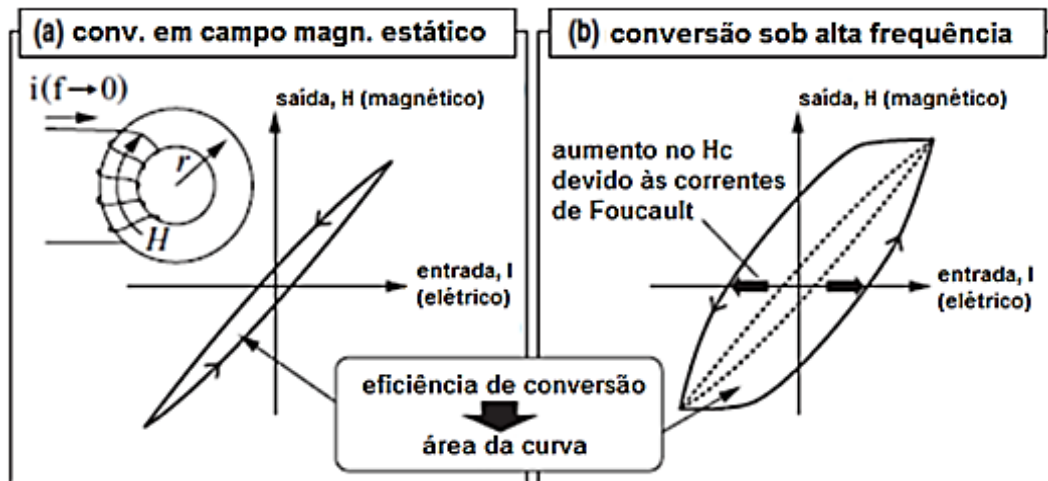
A contribuição para a dissipação em materiais magnéticos macios (perdas no ferro: $W_{B/i}$) está classificada em três categorias: Perdas por histerese (W_h); Perdas por correntes de Foucault (*Eddy current*) (W_e) e Perdas residuais (W_r). Perdas residuais são uma combinação de relaxamento e perdas de ressonância. Como estas perdas são importantes apenas em níveis muito baixos de indução e frequências muito altas, neste aspecto podem ser ignoradas. A perda total do núcleo de um dispositivo magnético é a soma das perdas por correntes parasitas (Foucault) e perdas por histerese. (Shokrollahi, H.; Janghorban, K. 2007)

Perdas por Histerese:

Perdas por histerese (W_h) correspondem à conversão das perdas em um campo magnético estático (área da curva) como mostrado na figura 9a, e torna-se a mínima energia necessária para mudar a direção do campo magnético dentro do material. Isso é, materiais com Força Coerciva (H_c) – valor limite para mudança no campo magnético - têm mais baixa perda. Em altas frequências de movimento, as perdas aumentam na proporção do número de tempo que o campo magnético muda por unidade de tempo ($W_h \propto H_c \times f$). (Maeda 2005)

Em baixas frequências, a perda de histerese é a principal perda do núcleo e pode ser reduzida com o aumento do tamanho de grão, maior pureza do ferro nas partículas e tratamento térmico de alívio de tensão. Em um material de pó de ferro, impurezas nas partículas de ferro e regiões sob tensão originam locais com *pinning* que impedem o movimento da parede de domínio. A força coercitiva pode ser reduzida pelo uso de um ferro de alta pureza e por um procedimento de tratamento térmico após a compactação para melhorar as regiões sob tensão. O procedimento de tratamento térmico após a compactação é o principal passo a tomar para reduzir a perda de histerese. (Shokrollahi, H.; Janghorban, K. 2007)

Figura 9 - Curva de histerese e conversão das perdas.



Fonte: (Maeda 2005)

Perdas por correntes parasitas:

We é a perda inerente durante altas frequências de movimento, e é a perda por Joule da corrente induzida acompanhando a força eletromotriz produzida devido à indução eletromagnética em resposta a mudança no campo magnético (figura 9b). Com o objetivo de atingir baixas perdas no ferro em materiais magnéticos macios (para aplicações C.A.), o material deve apresentar os seguintes requisitos: mais baixa coercitividade, maior refinamento da corrente de Foucault gerada no domínio, mais alta resistência elétrica. (Maeda 2005)

Estas perdas estão associadas à diminuição de resistência elétrica dentro do núcleo causada pelo campo elétrico alternado. Quando são induzidas correntes parasitas em materiais, dois efeitos principais são observados: a magnetização incompleta do material, efeito pelicular (*skin effects*) e aumento nas perdas do núcleo (Shokrollahi, H.; Janghorban, K. 2007). Assim essas perdas são minimizadas com a utilização de materiais com alta resistividade.

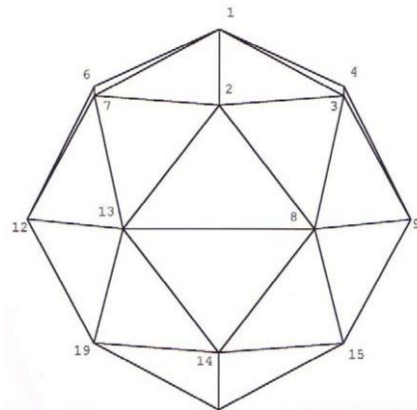
2.5 SIMULAÇÃO COMPUTACIONAL DE MÁQUINAS ELÉTRICAS

2.5.1 SIMULAÇÃO EMPREGANDO MÉTODOS DE ELEMENTOS FINITOS

O Método de Elementos Finitos (FEM – *Finite Element Methods*) é um método de análise de modelos matemáticos de problemas físicos em meios contínuos. Essa modelagem normalmente é feita através de equações diferenciais ou integrais com suas respectivas *condições de contorno*. Tal

método consiste na divisão do domínio de integração em um número finito de pequenas regiões denominadas de *elementos finitos*, transformando o contínuo em discreto. A essa divisão do domínio se dá o nome de malha (*grid*). A malha é feita de elementos compostos de arestas (faces) e nós (pontos de intersecção das arestas), como mostra a figura 10. (Amaral 2005)

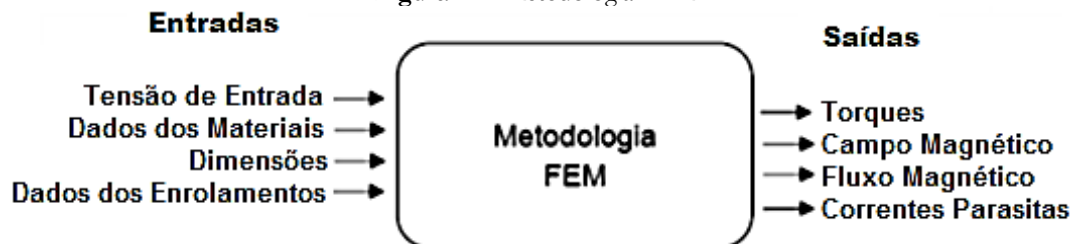
Figura 10 – Malha ou grid.



Fonte: (Amaral 2005)

A figura 11 mostra um diagrama esquemático sobre a metodologia FEM. Determinar as propriedades magnéticas de um motor sem o auxílio de um software de simulação por elementos finitos é difícil e por muitas vezes impreciso. Contudo, através do software utilizado (FEMM 4.2) é possível verificar dados importantes tais como o torque momentâneo da máquina elétrica e o fluxo concatenado em cada bobina. O conhecimento destes resultados permite ao projetista verificar a eficiência da máquina elétrica rotativa e as propriedades que devem ser trabalhadas para atingir o ponto ideal.

Figura 11 – Metodologia FEM.



Fonte: (L. J. Esswein 2008)

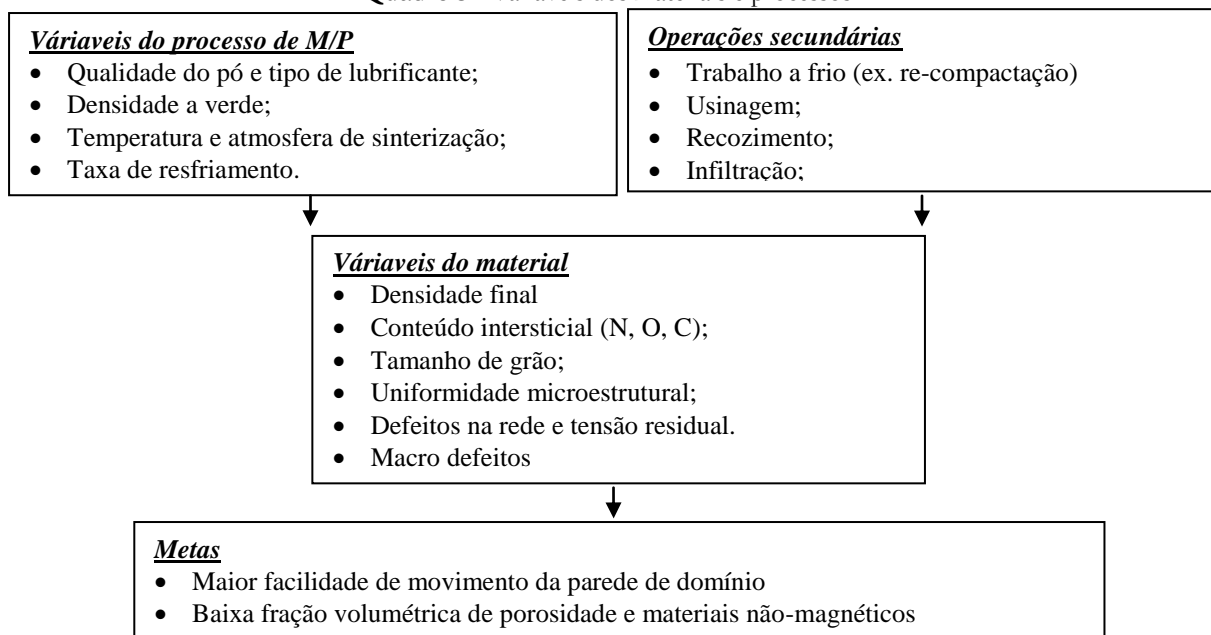
Com o desenvolvimento de técnicas numéricas, foi possível aplicar o método de Elementos Finitos na análise dinâmica da máquina elétrica. O modelo matemático completo da dinâmica da máquina elétrica inclui as equações de campo e as equações que descrevem o circuito de conexão de enrolamentos. Além disso, as equações de campo e circuito são acopladas através do torque eletromagnético na equação de movimento. Nas abordagens baseadas nas soluções simultâneas

destas equações, a representação dos efeitos dinâmicas é um dos problemas mais importantes a serem levados em consideração. (Demenko, Andrzej 1996)

2.6 METALURGIA DO PÓ CONVENCIONAL

A metalurgia do pó convencional é uma técnica de produção amplamente difundida no mundo e que está aumentando seu espaço na indústria automotiva principalmente devido a sua facilidade de operação, economia de material, rapidez e obtenção de peças próximas a forma final. Sendo assim, esta técnica envolve algumas etapas que serão abordadas a seguir, bem como variáveis do material e processos que afetam o comportamento magnético da maioria dos materiais magnéticos obtidos pela M/P para a produção destes materiais magnéticos (Quadro 3).

Quadro 3 - Variáveis dos materiais e processos.



Fonte: adaptado de: (Klar e Samal 2007)

Os materiais produzidos por metalurgia do pó apresentam algumas vantagens e desvantagens frente aos outros processos de fabricação. Estas são citadas a seguir (Chiaverini 2001):

Vantagens:

- Perda mínima de matéria-prima (uso >97% da matéria-prima original na peça acabada);
- Eliminação de rebarbas e minimização de processos de acabamento como a usinagem;
- Estreitas tolerâncias dimensionais e possibilidade de obtenção de porosidade controlada;
- Nível baixo de consumo energético e de menor impacto ambiental se comparado aos

processos convencionais de manufatura.

- Um componente sinterizado com qualidade comparável a um fundido ou trabalhado normalmente é mais barato que estes e com excelente acabamento superficial;
- M/P é adequada a componentes com alto volume de consumo (permite automação), com formas intrincadas, com tolerâncias dimensionais fechadas;
- Peças sinterizadas têm bom desempenho em aplicações críticas de longa duração.
- Permite as mais variadas combinações de ligas e consequentemente microestruturas;
- Habilidade de formar conjuntos utilizando peças sinterizadas com formas complexas e únicas com diferentes composições;
- Ideal para certas aplicações: componentes eletrônicos, ímas, núcleos ferrite, microencapsulados, compósitos (metais reforçados com cerâmicos, *Soft Magnetic Composite* (SMC)(Pallini 2009).

Limitações:

- Alto custo inicial e tamanho e formato das peças limitadas à capacidade da prensa;
- Heterogeneidade microestrutural de ligas e densidade mais baixa que a peça forjada.

A figura 12 apresenta um exemplo de aplicações em que a utilização da M/P é vantajosa.

Figura 12 – Núcleo magnético (solenóide de motor de partida): 1º forjado + usinado; 2º sinterizado (esq. para dir.)



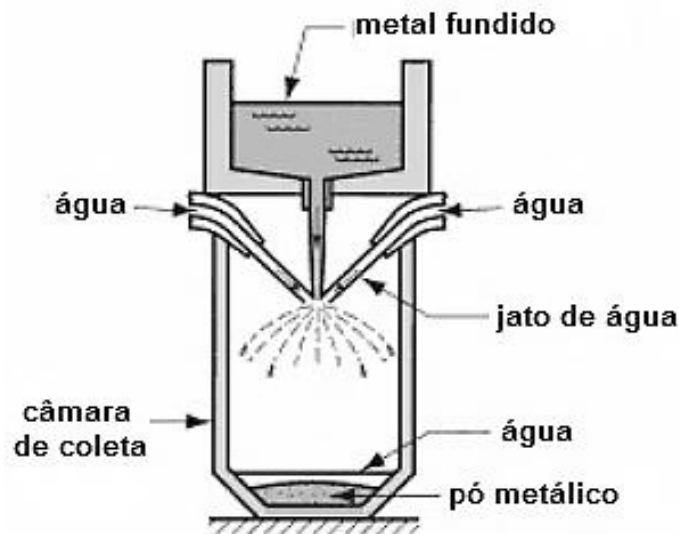
Fonte: (Pallini 2009)

2.6.1 MANUFATURA DE PÓS METÁLICOS

A manufatura de pós metálicos é obtida geralmente através da atomização, cujo processo é usado comercialmente para produzir grandes quantidades de pós metálicos. O processo a água é aplicado comumente em metais que têm óxidos facilmente redutíveis (Fe, Cu...)(Capus 2000). Na atomização a água (figura 13), de cujos pós foram utilizados neste trabalho, a matéria-prima é

fundida geralmente em um forno de indução. Após isso, o banho é transferido para um funil que é um reservatório utilizado para fornecer um fluxo constante e controlado de metal dentro da câmara de atomização. O fluxo de metal fundido é desintegrado, com jato de água sob alta pressão, em pequenas gotículas que solidificam-se durante a sua queda pelo tanque de pulverização (Products 2010). O pó metálico seco pode requerer subsequente tratamento em atmosfera redutora devido à oxidação presente.

Figura 13 - Atomização a água do pó metálico.



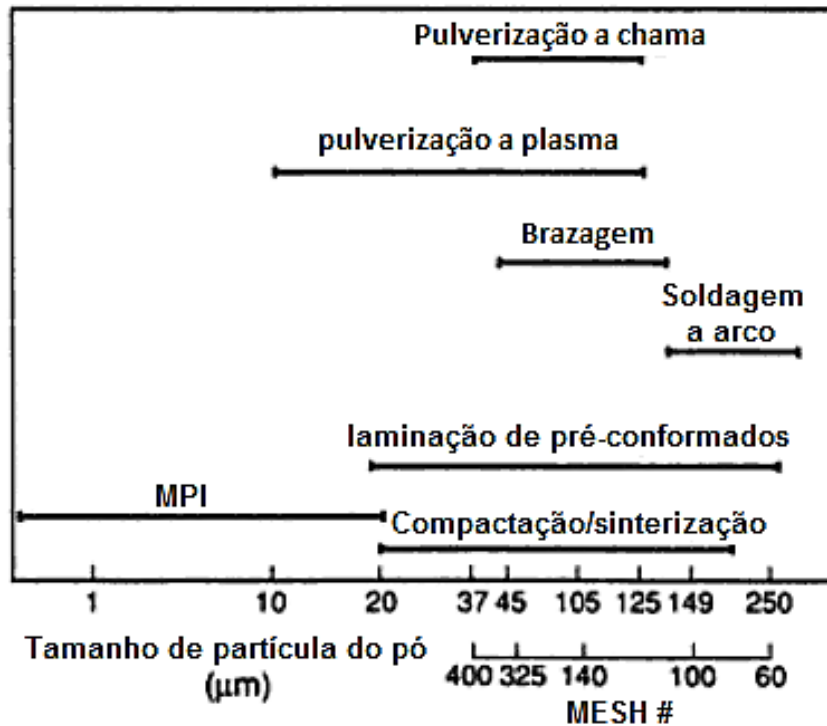
Fonte: (Groover 2007).

Esta técnica de fabricação resulta em pós com diferentes características e aparência, para uso em aplicações específicas. A atomização da água normalmente produz partículas de formato irregular livre de porosidade interna, enquanto que o formato de partículas atomizadas a gás são esféricas, também sem porosidade interna. Partículas fabricadas por moagem ou outros métodos mecânicos apresentam um espectro de formas, dependendo da ductilidade ou fragilidade relativa da matéria-prima, como será abordado posteriormente. A produção de pós pré-ligados é possível com o processo de atomização. A composição química das adições de matérias-primas e liga para o banho fundido permite a formulação de uma combinação quase ilimitada de composições de ligas. (Products 2010). Pós de ferro atomizados a água são utilizados na fabricação de peças magnéticas para aplicação em: sensores, solenoides, etc. (Narasimhan, Hanejko e Marucci 2008)

O tamanho de partícula é controlado pela pressão da água. Altas pressões produzem pós finos e vice-versa. Já o formato da partícula de um pó atomizado a água tem uma maior influência na densidade aparente, propriedades de fluidez, densidade a verde e compressibilidade do pó. Além

disso, afeta as propriedades do material sinterizado, incluindo mudanças dimensionais e propriedades mecânicas. (Klar e Samal 2007) A figura 14 apresenta a faixa de tamanho de partícula utilizada a partir da técnica adotada de acordo com a aplicação (Capus 2000). No caso da compactação, utilizada neste trabalho o tamanho deve permanecer entre 20 a 175 micrômetros como mostra a figura.

Figura 14 – Aplicação dos pós-metálicos como função do tamanho de partícula e distribuição.



Fonte: (Capus 2000)

A propriedade de fundamental importância neste caso é provavelmente o número de coordenação da partícula, porque formatos irregulares formam mais pontos de contato com partículas vizinhas durante a compactação. Isto requer altas pressões de compactação para atingir certa densidade a verde, e isso gera propriedades mecânicas superiores depois da sinterização para uma mesma densidade. Características físicas do pó que aumentam a densidade aparente do pó, por exemplo, partículas de formato mais esféricas ou uma distribuição do tamanho de partícula que fornece um aumento no empacotamento, aumenta a compressibilidade a custo da resistência mecânica a verde. (Klar e Samal 2007)

2.6.2 MECANO-SÍNTESE

A mecano-síntese, termo em português para *Mechanical alloying*, é uma técnica funcional de

processamento de pós que pode produzir uma variedade de ligas com fases em equilíbrio ou não equilíbrio. A vantagem desta tecnologia é que o pó pode ser produzido em grandes quantidades e os parâmetros de processamento podem ser facilmente controlados, assim é um método adequado para aplicações comerciais. A síntese mecânica de ligas magnéticas a base de Fe leva à formação de solução sólida supersaturada, multifásica ou possivelmente estrutura amorfa. O aumento do tempo de moagem é acompanhado por alargamento da linha de difração de raio-x (abordado com mais detalhes posteriormente) e uma diminuição acentuada da intensidade causada tanto por uma diminuição do tamanho do grão quanto pelo aumento da deformação interna durante a moagem. (Shokrollahi, H. 2009)

Todos os tipos de materiais, quase sem restrições, de metálicos a iônicos foram ou podem ser sintetizados ou transformados por mecâno-síntese. Numerosos trabalhos e patentes reportam sobre a síntese mecânica de materiais com melhores propriedades mecânicas, magnéticas ou catalíticas. Para ligas magnéticas de alta permeabilidade produzidas através da metalurgia do pó, tais como *Permalloy* (Fe-Ni) e *Supermalloy* (ligas Fe-Ni-Mo), este processo é de grande importância para a obtenção de uma ou mais fases e, conseqüentemente, das ligas desejadas. (Chicinas, Pop e Isnard 2004). Durante as últimas décadas, os aspectos diferentes do processamento (tempo de moagem, o efeito do tamanho de partícula, temperatura e tempo de sinterização, efeito dos aditivos e elementos de liga) para esses materiais foram discutidos por vários pesquisadores.

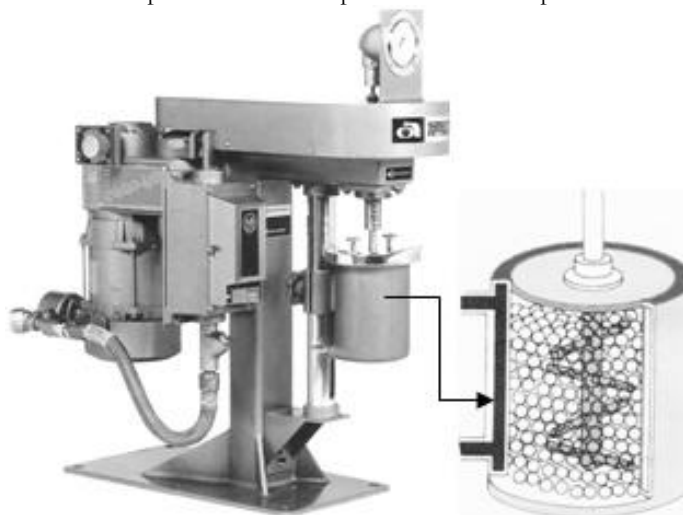
É um método eficaz no processamento de ligas em estado-sólido, que confere estruturas que podem ser micro/nanocristalinas, quasicristalinas, cristalinas e amorfas. Além desta vantagem, os produtos obtidos pelos processos se apresentam na forma final para diversas aplicações. No estágio inicial do processo, as partículas são deformadas uma sobre as outras de modo a formar uma estrutura em camadas, as quais são novamente refinadas durante a moagem. Devido a uma grande deformação plástica, onde a espessura da camada é reduzida, a mistura resultante do pó diminui a distância de interdifusão dos elementos constituintes na ordem de micrômetros. (Viana 2007)

A morfologia e a dureza das partículas influenciam na compressibilidade do pó. Partículas de morfologia irregular atenuam a formação de forças assimetricamente opostas em pontos de contato entre partículas, que resulta em deformação cisalhante e, conseqüentemente, solda-fria de partículas de pó. A morfologia achatada de partículas fornece uma mais alta capacidade de deformação durante a compactação dos pós. (Hewitt, Tahar e Kibble 2009)

Moinho atritor

O moinho consiste de um tambor rotativo vertical com um eixo vertical e suas pás, parcialmente preenchido com pequenas esferas de aço (figura 15). À medida que o tambor rotaciona, as bolas colidem com o pó que está sendo triturado; a taxa de moagem aumenta com a velocidade de rotação. As partículas secas estão sujeitas a várias forças como: impacto, rotação e cisalhamento. Isto causa redução do tamanho do pó pelas colisões entre as esferas, entre as esferas e a parede do container, e entre as esferas, o eixo do agitador e pás. Finas partículas na faixa de micrômetros podem ser facilmente produzidas. Além disso, a combinação de forças cria partículas de formato mais esféricas do em que outros equipamentos de moagem do tipo impacto. (Suryanarayana 2004); (Products 2010)

Figura 15 - Moinho atritor típico e desenho da parte interna do dispositivo com as esferas e pás.



Fonte: (Suryanarayana 2004)

Não há necessidade de pré-mistura antes da moagem. Pela constante retirada de finos produtos e recarregamento de grandes partículas, pode-se atingir eficiente tamanho e distribuição de partículas. Este processo é apropriado para a produção contínua de grandes quantidades de material. A seleção adequada da natureza, tamanho e distribuição do tamanho do meio de moagem (esferas) é uma etapa importante para atingir uma eficiência nesta etapa de moagem das partículas dos pós. A seleção depende de diversos fatores, alguns dos quais são abordados a seguir (Suryanarayana 2004):

Gravidade específica do pó:

Em geral, esferas de alta densidade fornecem melhores resultados. O meio deve ser mais denso

do que o pó que será moído. Além disso, materiais de alta viscosidade requerem meios com alta densidade para prevenir a flutuação.

Tamanho inicial do pó:

O meio de moagem deve ser maior do que a partícula do pó. É desejável usar uma mistura de diferentes tamanhos de esferas preferencialmente do que um tamanho. Uma mistura de diferentes tamanhos de esferas ajuda a aumentar a eficiência do atritor.

Tamanho final de partículas:

O meio de moagem (recipiente) deve ser menor quando partículas muito finas são desejáveis; quanto menor o meio de moagem, menor será o tamanho final de partícula.

Dureza:

Quanto maior dureza do meio menor será a contaminação do pó e, conseqüentemente, as esferas duram mais. Contudo, se o meio é frágil, pode haver contaminação do pó. Para uma dada composição, algumas das variáveis que possuem um efeito importante na constituição final do pó moído são como segue: tipo de moinho, contêiner, energia ou velocidade de moagem, tempo de moagem, tipo (formato), tamanho e distribuição do tamanho do meio (esferas), proporção da massa: esferas/pó, tamanho do tambor de enchimento, atmosfera de moagem, agente de controle do processo (lubrificante) e temperatura de moagem (Suryanarayana 2004).

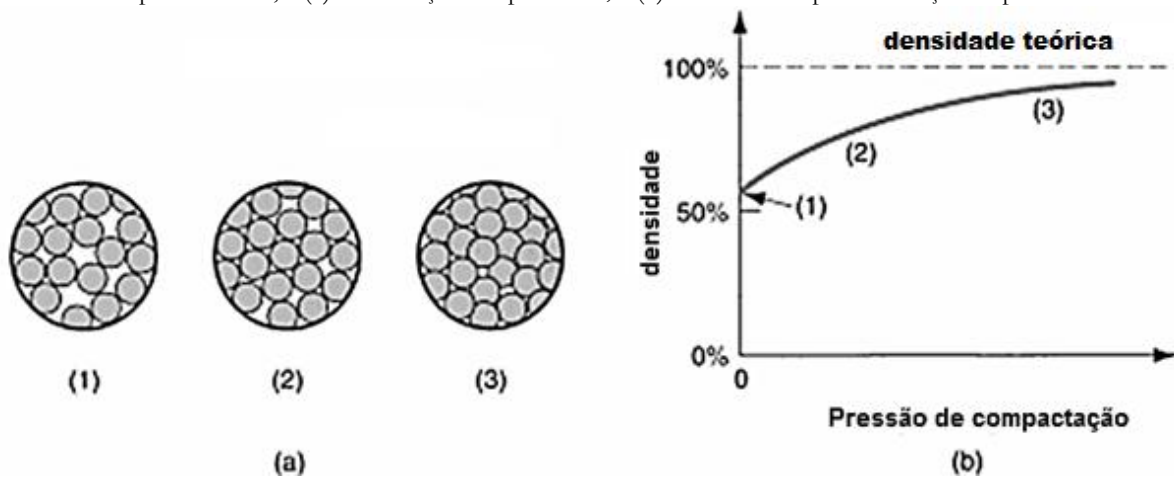
2.6.3 COMPACTAÇÃO

Com o advento da compactação a morno, a qual aumenta drasticamente a resistência a verde, poderia ser possível o uso de partículas esféricas ou próximas à esférica na compactação. Apesar do benefício na densidade do compactado, formatos esféricos dos pós com sua alta densidade aparente permitem compactações mais rápidas devido as mais rápidas taxas de fluidez e baixas alturas de preenchimento da matriz. (Klar e Samal 2007)

Na compactação, a pressão é aplicada nos pós para moldá-los em uma forma requerida. Após a compactação, o compactado a verde possui certa densidade e resistência adequada para o

manuseio, porém menor do que é atingida após a sinterização. A pressão inicial resulta em reempacotamento dos pós dentro de um arranjo mais eficiente, eliminando as “pontes” formadas no preenchimento, reduzindo o espaço dos poros, e aumentando o número de contatos entre as partículas. Com o aumento da pressão, as partículas são deformadas plasticamente, formando áreas de contato entre partículas. Isto é acompanhado por uma redução no volume dos poros (figura 16). (Groover 2007)

Figura 16 - a) Efeito da pressão aplicada durante a compactação: (1) pó solto inicial depois do enchimento, (2) reempacotamento, e (3) deformação das partículas; e (b) densidade de pós em função da pressão.



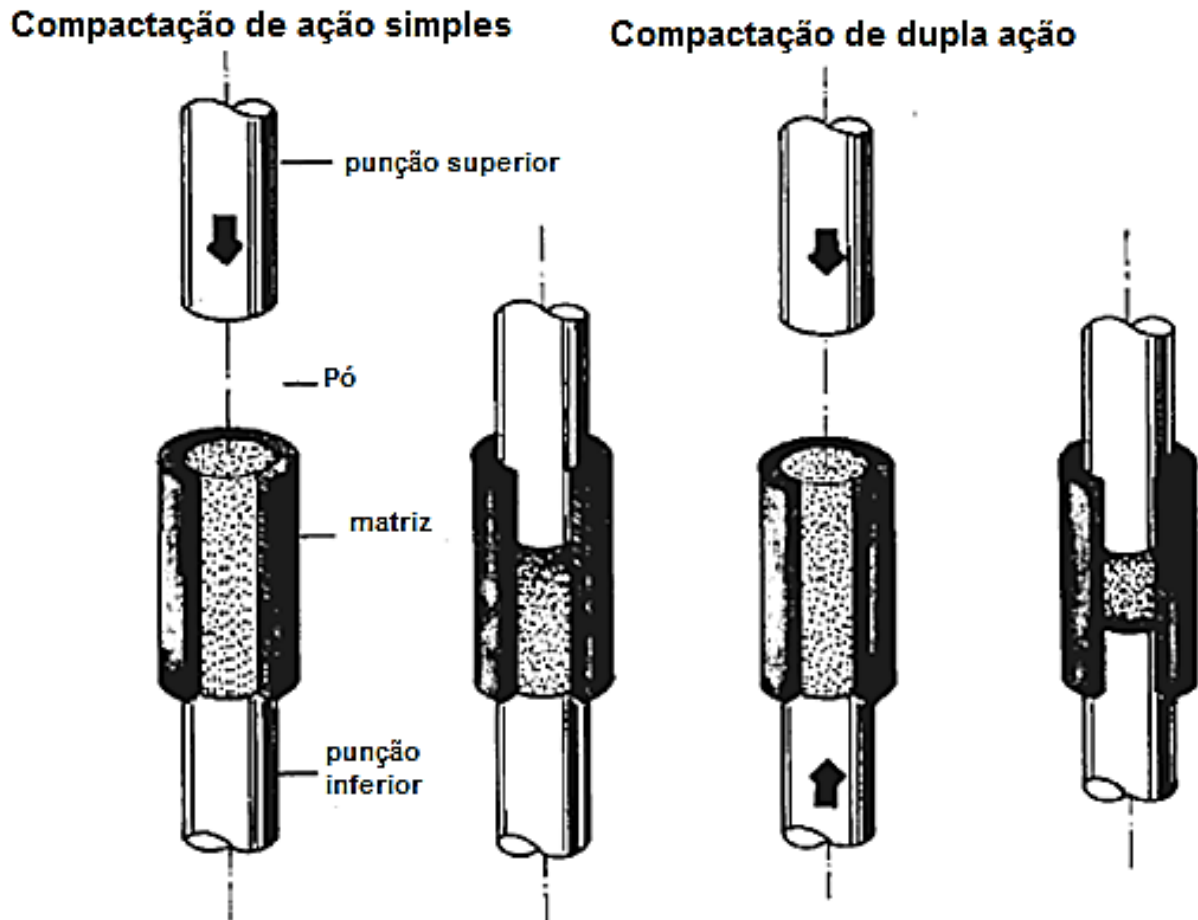
Fonte: (Groover 2007)

Densidades em torno de 90% da teórica podem ser atingidas pelo ciclo de compactação. Uma alta uniformidade nas peças a verde podem ser atingidas dependendo do tipo da técnica de compactação, ferramenta, material a ser prensado e lubrificante. A prensagem em uma matriz fixa pode ser dividida em simples e dupla ação (figura 17). Na simples ação, o punção inferior e a matriz são ambos estacionários. A operação de prensagem é realizada somente pelo punção superior como se movimentar em uma matriz fixa. O atrito na parede da matriz previne a distribuição uniforme de pressão. No segundo tipo, apenas a matriz é estacionária. Os punções superior e inferior avançam simultaneamente de cima para baixo dentro da matriz. A consequência é alta densidade no topo e na parte de baixo. No centro, há remanescente uma zona neutra que é relativamente frágil (Upadhyaya 1998).

O controle das dimensões do produto final pode requerer uma segunda operação de prensagem. A re-compressão permite alcançar uma densificação adicional, e a melhor definição dos detalhes superficiais das peças sinterizadas (Pagnola 2009). Uma compactação a morno a 175 °C (Yuan-yuan, Leo e Zhi-yu 2002), ou ainda, o aquecimento do pó moído a 600°C durante 3h em atmosfera hidrogênio - antes da compactação - para eliminar a deformação interna do pó,

proveniente da moagem, podem ser excelentes caminhos (Vlasova, Panasyuk e Maslyuk 2001); O uso de altas temperaturas de sinterização resulta em maiores tamanhos de grão e morfologia de poros refinada e, com isso, um grande aprimoramento do desempenho magnético. (Hanejko, Rutz e Oliver 1992)

Figura 17 - Compactação do pó: simples e dupla-ação.

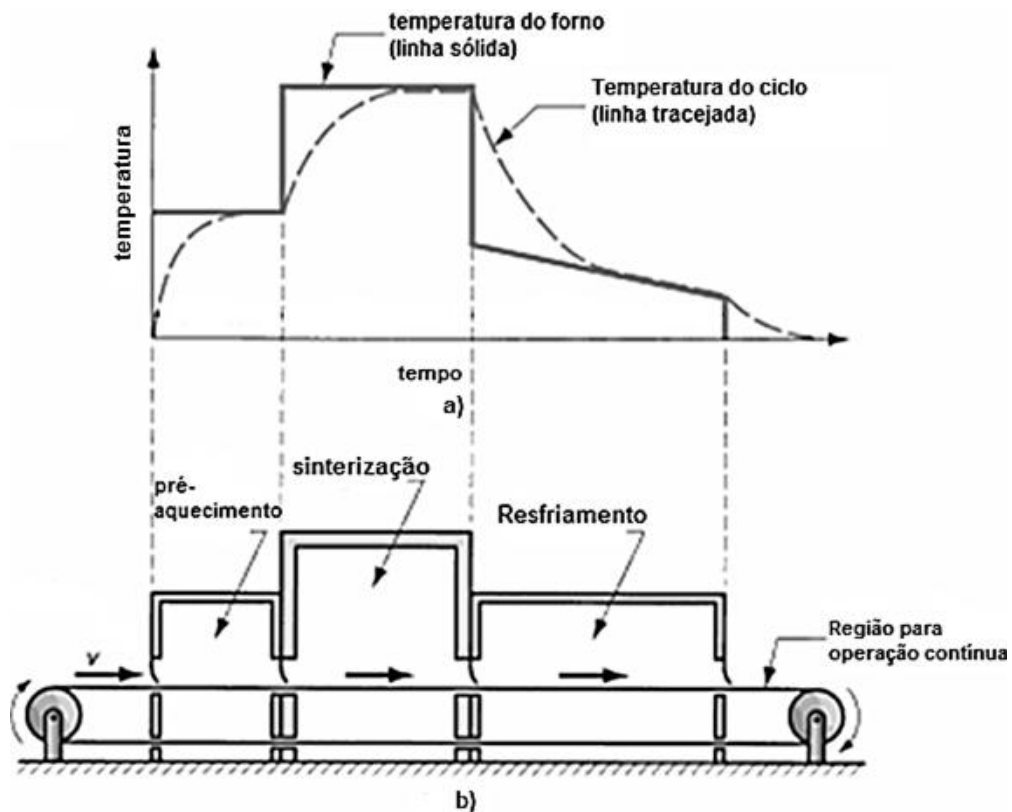


Fonte: (Upadhyaya 1998)

2.6.4 SINTERIZAÇÃO

A sinterização é o processo que envolve aquecimento do pó compactado e resulta na consolidação do metal e liga de pós. Na sinterização em estado sólido, a densificação é um resultado da difusão atômica em estado sólido. A força motriz do processo é a alta energia de superfície livre disponível. Importantes fatores promovem uma mais alta área superficial como partículas mais finas e superfícies rugosas fazendo com que aumente a atividade de sinterização ou sinterabilidade do material (Angelo e Subramanian 2008). A figura 18 apresenta as etapas do processo (Groover 2007).

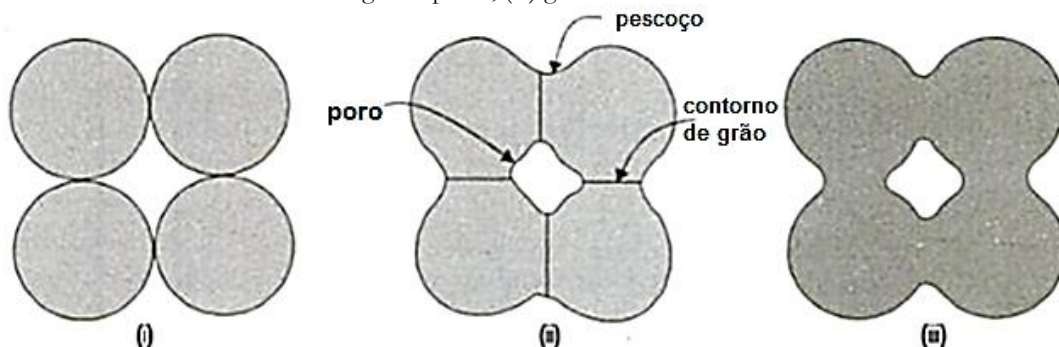
Figura 18 – a) Ciclo de tratamento térmico típico na sinterização; e (b) esquema da seção transversal de um forno contínuo de sinterização.



Fonte: (Groover 2007)

A figura 19 apresenta os três estágios de sinterização em estado sólido: no primeiro há a formação e crescimento de *necks* (contatos entre partículas). Neste estágio os poros são interconectados de formato irregular. Já no segundo estágio, os canais de poros tornam-se mais arredondados e gradualmente se fecham, uma rede de poros é formada com migração de contornos de grão pelo crescimento de grão ocorrendo retração. No estágio final os poros se fecham e tornam-se isolados, a porosidade não muda e pequenos poros permanecem no contorno de grão ou dentro dos grãos (Angelo e Subramanian 2008).

Figura 19 – Diagrama esquemático do processo de sinterização: (i) contato nas partículas, (ii) formação de pescoços, contornos de grão e poros, (iii) geometria final do sinterizado.



Fonte: (Angelo e Subramanian 2008)

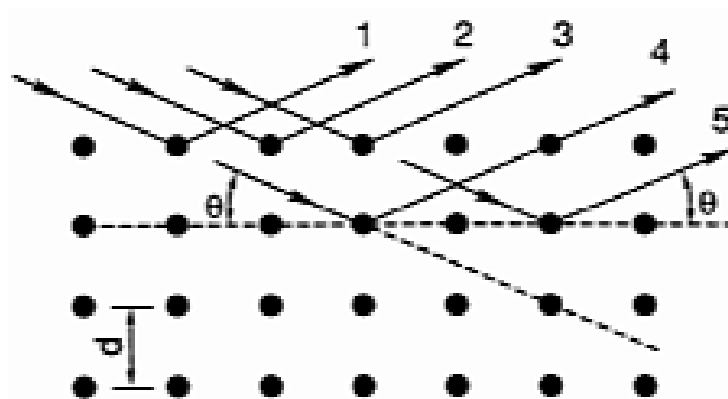
Para limitar possíveis contaminações, a oxidação e a recarburetação excessiva requer-se o emprego do vácuo. No entanto, este processo é custoso de se implementar e manter em condições industriais. Por isso, utiliza-se uma atmosfera com mistura de gases (N_2 , Ar, H_2) em distintas proporções. Já o processo de sinterização é mais ativo quanto menor o tamanho de partícula. Porém, pós finos são difíceis de conformar e as peças cruas resultantes estão sujeitas a deformações difíceis de controlar. Estas razões motivam o emprego de partículas com tamanho entre 40 e 150 micrômetros para a maior parte de ferro ligas. Ainda, a mistura de pós, correspondentes a frações de tamanho distintas, é utilizada para otimizar a densidade final dos materiais sinterizados (Pagnola 2009).

A sinterização tradicional a 1120 °C produz de forma geral produtos da M/P satisfatórios para a vasta maioria das aplicações, mas a sinterização a alta temperatura (~1370 °C) promove ligações adicionais partícula-partícula devido às altas taxas de difusão. Isso permite atingir estruturas mais homogêneas, aumentando a recristalização e o crescimento de grão dos materiais, além de poros mais arredondados. Cada uma destas melhorias microestruturais leva a propriedades mecânicas e ductilidade mais elevadas. Propriedades de fadiga, em particular, são aumentadas com altas temperaturas de processamento (Products 2010).

2.7 DIFRAÇÃO DE RAIOS-X

Ao incidir um feixe de raios X sobre um cristal, o mesmo interage com os átomos presentes na estrutura, gerando o fenômeno da difração (figura 20). A difração ocorre segundo a Lei de Bragg que estabelece a relação entre o ângulo de difração e a distância entre os planos característicos para cada fase cristalina.

Figura 20 - Difração de raios-x no plano cristalino.



Fonte: (Kahn 2004)

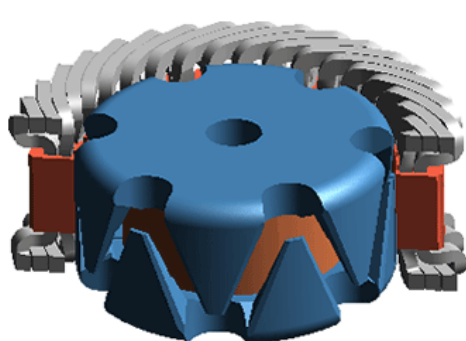
Os planos de difração e suas respectivas distâncias interplanares, bem como as densidades de átomos (elétrons) ao longo de cada plano cristalino, são características específicas e únicas de cada substância cristalina, da mesma forma que o padrão difratométrico por ela gerado (equivalente a uma impressão digital)(Kahn 2004).

2.8 ESTADO DA ARTE

2.8.1 MÁQUINAS ELÉTRICAS POR M/P

Novos materiais magnéticos macios obtidos a partir desta técnica, que compete com os aços tradicionais laminados, têm sido recentemente desenvolvidos. Eles são recomendados para circuitos magnéticos 3D, tais como rotores com polos de garras, geradores de fluxo transversal (TFMs) (figura 21) e máquinas elétricas recicláveis, etc. Citam-se como exemplos comerciais o *AccuCORE®* (Estados Unidos), cujas perdas no núcleo específico a 1T e 100 Hz ficam em torno de 9 W/kg. Já para o *Somaloy500®* (Suécia) estas perdas ficam em torno de 12,5 W/kg. Este processo é empregado também na produção de núcleos ferromagnéticos de pequenas máquinas elétricas ou núcleos ferromagnéticos com formas complicadas. (Gieras 2008)

Figura 21 - Potenciais aplicações: *claw-pole* rotor (rotor com polos em formato de garras) e gerador de fluxo transversal (para turbinas eólicas), respectivamente (da esquerda para direita).



<http://www.infoytica.com/en/news/releases/eocycle.aspx>

<http://www.fossilfreedom.com/alternator-conversion.html>

Os núcleos do gerador (rotor e estator) precisam ter características magnéticas macias, ou seja, de fácil magnetização/desmagnetização para o correto funcionamento da máquina elétrica. Na figura 22 tem-se uma ilustração de um protótipo do rotor desenvolvido no GDER: de 4 polos com ímãs permanentes e núcleo de Fe puro produzido por metalurgia do pó, aplicado em um gerador eólico síncrono de pequeno porte até 10 kW.

Figura 22 – Rotor sinterizado com ímãs permanentes com 4 polos salientes).



Fonte: Próprio Autor.

Ímãs permanentes têm a vantagem que altas densidades de energia podem ser atingidas em um espaço pequeno, tornando os geradores muito mais compactos como resultado disso. Por outro lado, salvo a parte econômica, há algumas desvantagens que não devem ser negligenciadas. Os geradores com excitação por ímãs permanentes necessitam de complexas tecnologias de inversores ou filtros especiais (Hau 2006).

Na construção de núcleos (rotores e estatores) são normalmente utilizadas chapas de aço isoladas eletricamente. Uma alternativa às chapas são os núcleos produzidos pela metalurgia do pó. Para aplicações em frequências na faixa de 1-1000-Hz (baixo impacto das correntes parasitas), núcleos sinterizados podem ser utilizados (Rodrigues 2008). Esta técnica apresenta menos estágios no processo de fabricação do núcleo, ou seja, menor consumo de energia e menor tempo de fabricação. Além disso, promove motores mais leves com excelente acabamento superficial, eliminando etapas posteriores e, por conseguinte, um menor desperdício de matéria-prima.

Ligas magnéticas macias têm desempenhado um papel fundamental na geração de energia e de conversão para a rede elétrica. A necessidade para a geração eficiente, transmissão e distribuição de energia elétrica é cada vez maior, no entanto, ao mesmo tempo, as perdas anuais de eletricidade estão superando os aumentos anuais no consumo. A arquitetura de turbinas eólicas modernas inclui o gerador na nacela (a cabina ligada às pás do rotor no topo da torre de turbina). Devido ao anseio de aumentar a capacidade desses dispositivos, geradores de indução alojados na nacela devem solicitar maiores densidades de energia, que podem ser conseguidas com

aprimorados materiais magnéticos macios ou materiais magnéticos duros se projetos com ímãs permanentes forem empregados. (Gutfleisch, Willard e Brück 2011)

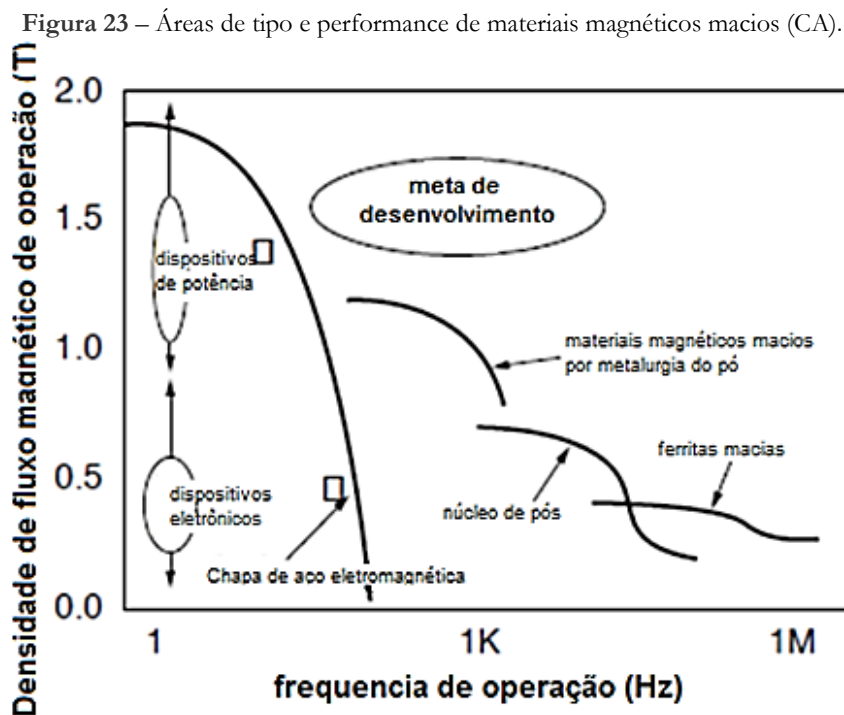
A manufatura de núcleos magnéticos por pós com melhores parâmetros tornou-se factível graças à nova geração de materiais magnéticos e às novas tecnologias da metalurgia do pó. A aplicação da metalurgia do pó tem muitas vantagens, tais como: baixas perdas de material, baixo gasto com mão-de-obra e energia, resultando em baixo custo por unidade de produto. A reciclagem de núcleos magnéticos obtidos por pós, de máquinas elétricas, é mais fácil do que a de aços elétricos estampados. (Krawczyk, Wiak e Dolezel 2008)

Materiais magnéticos macios por M/P têm maior resistência elétrica e exibem melhores características de conversão eletromagnética para aplicação em alta frequência (C.A.): 1 kHz. Este material oferece um amplo grau de liberdade para concepções e formatos de circuitos magnéticos e alta produção. Então, espera-se encontrar aplicações em muitos componentes magnéticos macios incluindo aqueles para faixa de baixa frequência. Contudo, em virtude das condições de operação de muitos motores hoje em dia (frequência: 100 Hz a 1 kHz, fluxo magnético > 1.0 T), as características destes materiais na conversão eletromagnética é baixa. (Maeda 2005). Os núcleos prensados e sinterizados, obtidos por metalurgia do pó, apresentam, ainda, perdas magnéticas comparáveis aos materiais estampados (aço M-19), a partir de 400 Hz e mais baixas perdas a frequências superiores a 400 Hz. A menor perda total do núcleo para o material compactado é devido a menores perdas por Foucault. (Krause 1997)

Embora estes materiais magnéticos obtidos por M/P têm sido inferiores em desempenho em relação às chapas de aço, há muitos casos em que se foi comercializado pelas vantagens de formato e processo de fabricação. Além disso, como os dispositivos de potência caminham no futuro em direção a frequências mais altas, estes materiais obtidos serão capazes de garantir uma alta resistência elétrica e densidade de fluxo magnético superior até às chapas de aços. Muitos pesquisadores têm feito esforços para melhorar o desempenho destes materiais. (Maeda 2005)

Devido às frequências de operação e variação da densidade de fluxo magnético dependendo da aplicação, materiais magnéticos macios utilizados em C.A devem ter características apropriadas para cada aplicação. A figura 23 resume a relação entre as frequências de operação e densidade de fluxo magnético de operação para a maioria dos materiais magnéticos macios atuais. Exemplos típicos de aplicações nas quais a densidade de fluxo magnético de operação excede 1T, são os

dispositivos de potência, como transformadores e motores. A principal faixa de frequência de operação está em centenas de hertz (frequências comerciais), mas nos anos recentes, a demanda por mais altas frequências tem crescido devido à necessidade de maiores velocidades e eficiência. Porém, há certas dificuldades em anular a corrente de Foucault, que é a causa primária das perdas. Com isso, o desempenho adequado ainda não tem sido obtido. (Maeda 2005)



Fonte: Adaptado de (Maeda 2005)

Recentes melhorias no desempenho magnético obtido através do controle da microestrutura e composição têm se tornado promissor em pesquisas visando o aumento na eficiência energética em altas frequências de operação para materiais magnéticos macios, amorfos e nanocristalinos. Devido aos custos mais elevados, esta tecnologia ainda não recebeu ampla utilização, apesar da disponibilidade de pesquisas destes materiais durante os últimos 20 anos, e o menor custo de ciclo de vida útil com estes núcleos. Enquanto recentes desenvolvimentos têm resultado em avanços em ligas magnéticas de baixas perdas, muitos destes exigem investimento em investigação sustentada para melhorar a magnetização, magnetoestricção e estender sua frequência de operação. (Gutfleisch, Willard e Brück 2011).

2.8.2 PROCESSAMENTO POR M/P

Para aplicações relativamente pouco exigentes, a produção pela NDT (Tecnologia de Densidade

Normal) pode gerar propriedades adequadas, utilizando-se a compactação convencional e processos de sinterização (pressões de compactação em torno de 600-800 MPa e temperaturas de sinterização entre 1120°C e 1250°C). Essa técnica produz densidades de cerca de 92-94% em relação ao material forjado. A indução de saturação de um material magnético macio é uma função linear da densidade. Além disso, a porosidade pode aumentar as perdas por histerese restringindo a circulação de domínios magnéticos. Isto significa que, no intuito de melhorar as propriedades magnéticas, é necessário aumentar a densidade do material (Bas, Calero e Dougan 2003).

Embora a etapa de sinterização proporcione densificação, que é adequada para muitas aplicações, há ainda a necessidade de maiores densidades para peças finais compactadas em certas aplicações. Conforme aumenta-se a densidade, as propriedades de resistência, ductilidade, módulo de elasticidade e fadiga são melhoradas. Dupla compactação e dupla-sinterização, na qual uma peça é aquecida normalmente entre 600 e 900 °C para eliminar o lubrificante e alcançar a resistência suficiente para que a peça possa ser reprensada a temperatura ambiente antes da sinterização. Este processo conduz a um aumento da densidade de 0,2 - 0,3 g/cm³. Uma nova tecnologia foi desenvolvida pela *Hoeganaes*® que evita a necessidade de dupla-compactação, dupla-sinterização, com um sistema lubrificante/ligante único que permite que as peças sejam compactadas a uma temperatura de 130 a 150°C e alcancem quase a mesma densidade em relação a dupla-compactação (com dupla-sinterização) (K. Narasimhan 2001).

3. PROCEDIMENTO E ANÁLISE EXPERIMENTAL.

Abordar-se-á a obtenção da liga Fe-Si-P através do processo de fabricação por metalurgia do pó convencional, além dos métodos de caracterização utilizados inclusive para a simulação destes componentes.

3.1 PROCESSAMENTO DA LIGA MAGNÉTICA MACIA

Os materiais e processos utilizados estão apresentados na tabela 2. Este planejamento experimental foi baseado em pesquisas e informações adquiridas através de testes prévios realizados. O ideal para a produção destas ligas é obter uma distribuição do tamanho de partícula entre 41 a 150 micrômetros (Pagnola 2009) para o processo de compactação. Assim, variou-se, apenas o tempo de moagem. A escolha da liga Fe-Si_{3%} wt. P_{0,75%} wt. deu-se devido às propriedades magnéticas do Si e do P e ao baixo custo destes elementos se comparadas ao Ni e Mo, como pode ser visto na página 30 deste trabalho. Ainda, as propriedades de dureza e resistência mecânica ficariam comprometidas caso se escolhesse uma quantidade superior a estas abordadas.

Tabela 2 – Resumo do processamento da liga Fe-Si-P.

Etapa	Processo	Descrição				
1	Formulação	Fe-Si _{3% wt.} P _{0,75% wt.} (140g)	ligas	Fe puro	massa [g]	124,10
				FeSi45%		9,33
				Fe ₃ P (16%)		6,56
2	Moagem a úmido sem atmosfera controlada	esferas de 6 mm de diâmetro	carga	esferas	massa [g]	5000
		1:1 (pó/álcool P.A)		álcool		140
		Pó/esferas (~30% vol)	01:25			
		velocidade	600 RPM			
		tempo	1h, 3h, 6h e 9h			
		secagem do pó	50-70 °C			
3	Mistura (lubrificante + pó)	Tipo: Misturador cônico, lubrificante: estearato de Zn (2% m/m)				
4	Compactação a frio (25 °C)	600 MPa, 10s na máxima pressão				
5	Sinterização	1150 °C / 1h/taxa de 10°C/min - gás argônio				

3.1.1 FORMULAÇÃO DO PÓ

A formulação da liga utilizada foi obtida através do cálculo estequiométrico para 100% ou 100g de material utilizado. Assim sendo, variando-se a quantidade de elemento em liga adicionado, pode-se estipular a quantidade da liga a base de ferro presente na formulação. Para a obtenção da

liga ferrosa Fe-Si-P, com 3% (*m/m*) de silício e 0,75% (*m/m*) de fósforo, procedeu-se a formulação dos pós metálicos *Hoganas*® que consistiram em Fe puro de alta pureza (>99.9%), cujas especificações estão no anexo B (D90% entre 150 – 45 µm), Si correspondendo a uma composição de 45% *m/m* em Fe e P advindo da liga a base de ferro de composição Fe₃P (16% *m/m* de P), cujo D90% = 14,58 µm.

Assim, utilizou-se uma carga de 140g para cada tempo de mecano-síntese e 3 réplicas de amostras na compactação. Para a liga de Fe-Si foi utilizado um teor de Si < 4,5%. Isso porque, embora o ferro ligado com Si tenha propriedades magnéticas atrativas acima de 6,5% de Si, a fragilidade transmitida pelo Si limita o uso de composições na faixa de 4,5%. (Hen 1986);(Shen 2007)

3.1.2 MECANO-SÍNTENSE POR MOAGEM

Efetou-se a moagem a uma velocidade de 600 RPM durante 1h, 3h, 6h e 9h horas em um moinho atritor (figura 25). O processo foi conduzido sem atmosfera controlada, já que se utilizou álcool P.A como lubrificante (1:1 – pó/lubrificante), que evita os processos oxidativos do material em contato com a atmosfera ambiente. Adicionaram-se 5 kg de esferas de aço inoxidável, de 6 mm de diâmetro, e 140 g de pó que corresponderam a aproximadamente 30% da capacidade do moinho na razão de 1:25 (pó/esferas). Em seguida o pó foi seco entre 50 a 70 °C até sua completa estabilização da massa. A moagem foi realizada objetivando o aumento da distribuição do tamanho de partícula do pó, redução gradual do tamanho, bem como, a formação de solução sólida dos elementos de liga (Si e P) na estrutura do ferro CCC (Cúbica de Corpo Centrado).

O moinho, cujo volume é em torno de 5,1 L, possui uma camisa com água circulando para resfriamento do mesmo. Colocou-se a carga em torno de 30% da capacidade total do moinho.

3.1.3 MISTURA

A mistura foi realizada adicionando-se estearato de zinco 2% *m/m* (quantidade esta devido à baixa compressibilidade do pó moído) efetuando-se o processo em um misturador cônico (figura 24) por cerca de 20 min. para homogeneização dos pós formulados, inclusive o material sem moagem (para efeitos de comparação posterior das propriedades), com o lubrificante utilizado.

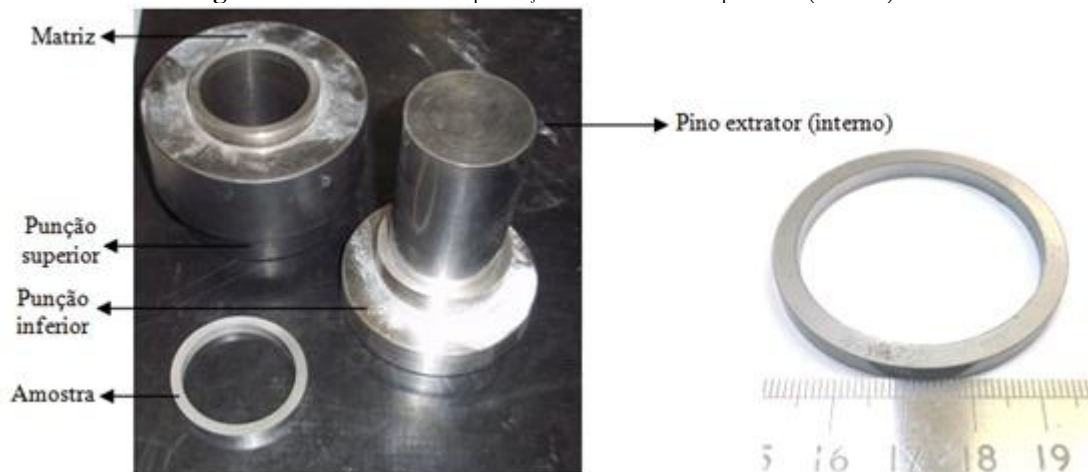
Figura 24 – Moinho Atritor, Misturador Cônico e Prensa Mecânica Eka de 40 ton utilizada, respectivamente.



3.1.4 COMPACTAÇÃO

A compactação do pó foi realizada a frio em uma prensa hidráulica EKA sob pressão de 600 MPa para a produção de corpos de prova anelares (figura 24). Por sua vez, a figura 25 apresenta o apresenta a matriz utilizada para a compactação.

Figura 25 – Matriz de compactação e amostra compactada (a verde).



3.1.5 SINTERIZAÇÃO

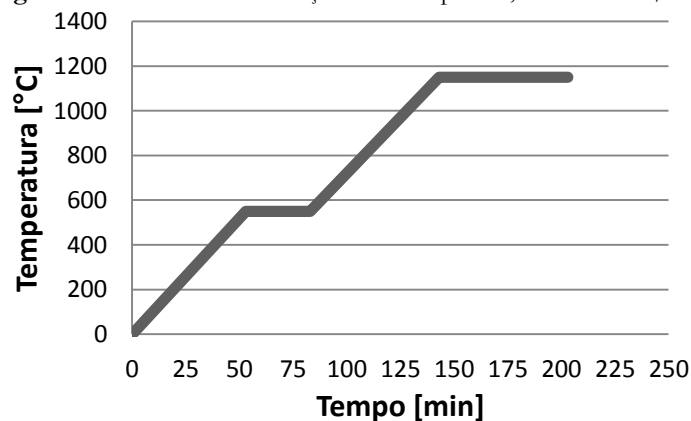
Na sequência, foram sinterizadas as peças em um forno tubular (figura 26) sob atmosfera inerte de gás argônio para evitar a formação de óxidos superficiais nas peças. Utilizou-se para isso o ciclo térmico ilustrado na figura 27 com o resfriamento no próprio forno. O tratamento teve taxa de aquecimento de 10 °C/min, mantendo-se as peças durante 30 minutos no primeiro patamar a 550 °C visando a eliminação (calcinação) do lubrificante (estearato de zinco) advindo do processo

de compactação a frio. A seguir mantiveram-se as peças a 1150°C durante 60 minutos em patamar, visando a consolidação dos pós e sinterização propriamente dita.

Figura 26 – Forno tubular utilizado com atmosfera inerte (gás argônio).



Figura 27 – Curva de sinterização: 1150°C por 1h, taxa de 10°C/min.



3.2 CARACTERIZAÇÃO DA LIGA MAGNÉTICA MACIA

As caracterizações foram realizadas com a finalidade de se obter as principais propriedades da liga estudada. Assim, será descrita a técnica, equipamentos, equações e como cada uma pode afetar as propriedades finais do material. Além de normas utilizadas para os ensaios.

3.2.1 DENSIDADE APARENTE DO PÓ

Procedeu-se o ensaio medindo-se a massa do pó solto, sem bater, dentro de um Becker, em uma balança de precisão (0,01g) e medido o volume (ml) relacionado ao nível em que se encontra o

pó. Abaixo (figura 28) tem-se o a figura esquemática do ensaio propriamente dito. Este ensaio foi adaptado baseando-se na norma ASTM B329-06.

Figura 28 - Becker com nível (mL) e balança de precisão.



3.2.2 GRANULOMETRIA DO PÓ

O ensaio foi realizado a seco, pois geralmente pós metálicos em solução causam o entupimento e oxidação de componentes do equipamento quando se utiliza um solvente como o álcool. O equipamento utilizado foi o granulômetro a laser da marca Cilas, modelo 1180L. A distribuição granulométrica é determinada por espalhamento de luz, sendo a contagem efetuada via microcomputador acoplado com interface serial.

3.2.3 DIFRAÇÃO DE RAIOS-X DO PÓ

Esta é uma das técnicas mais utilizadas na determinação de compostos cristalinos de diferentes tipos de materiais. Para este trabalho foi realizado com o intuito de verificar a difusão dos elementos adicionados: Si e P na liga a base de ferro e, conseqüentemente, a formação da liga, após o processo de moagem. O difratômetro utilizado foi da marca *Philips X'Pert MPD* com

anodo de Cu e radiação de 40 kV e 40 mA. Varreu-se um ângulo 2θ padrão de 0° a 75° . Com isso, a partir de um banco de dados (CRYSTMET 2011) pôde-se atestar e caracterizar os picos característicos de difração das fases presentes no material Fe-Si-P.

3.2.4 DENSIDADE DOS CORPOS-DE-PROVA

A densidade das peças foi medida por dois métodos distintos: Método Geométrico para as peças a verde e o Método de Arquimedes (meio aquoso) para peças sinterizadas, apresentadas abaixo:

Método Geométrico:

$$\text{Densidade}^{\text{Geo}} = \frac{\text{massa}}{\pi \cdot h \cdot \left(\frac{\phi_{\text{ext}}^2}{4} - \frac{\phi_{\text{int}}^2}{4} \right)} \text{ [g/cm}^3\text{]} \quad \text{Equação (1)}$$

Método de Arquimedes:

$$\text{Densidade}^{\text{Arq.}} = \frac{\text{massa}}{\text{Empuxo}} \text{ [g/cm}^3\text{]} \quad \text{Equação (2)}$$

No método de Arquimedes realizado em meio aquoso, um artifício utilizado em peças com porosidade relativamente alta é o uso de vaselina para o isolamento externo da peça, evitando a água entre por efeito capilar nos poros abertos a superfície, o que poderia mascarar os resultados.

3.2.5 RETRAÇÃO DA LIGA SINTERIZADA

A retração é a medida da porcentagem de redução do diâmetro da cavidade da matriz em relação à peça após o processo de sinterização. Assim sendo, utilizou-se a fórmula abaixo:

$$\text{Retração} = \frac{\text{diâmetro da cavidade} - \text{diâmetro da peça sinterizada}}{\text{diâmetro da cavidade}} \times 100 \text{ [%]} \quad \text{Equação (3)}$$

3.2.6 PROPRIEDADES MAGNÉTICAS DO MATERIAL

Após a sinterização, a execução do ensaio de histerese baseou-se na norma **ASTM A773 /A773M - 01(2009): Standard Test Method for dc Magnetic Properties of Materials Using Ring and Permeameter Procedures with dc Electronic Hysteresigraphs**. Utilizou-se o

isolamento do contato peça/bobina com polipropileno, assim como no contato da bobina secundária/primária. A permeabilidade (μ) está relacionada com o campo ($B(T)$) e a indução magnética ($H(A/m)$) pela equação:

$$B = \mu H \quad \text{Equação (4)}$$

A permeabilidade relativa máxima, ou permeabilidade máxima ($\mu_{\text{máx}}$), é definida a partir de dados experimentais já que não é uma constante e sim uma curva típica para cada material. Assim, pode-se resumir a partir da equação 5, na qual μ_0 é a permeabilidade no vácuo, igual a $4\pi \times 10^{-7}$ H/m. Para materiais ferromagnéticos, usados em máquinas elétricas, geralmente os valores de $\mu_{\text{máx}}$ estão na faixa de 2000 a 6000. (Nasar 1997), (Höganäs 2007).

$$\mu_{\text{máx}} = \mu / \mu_0 \quad \text{Equação (5)}$$

O procedimento do ensaio de histerese consistiu na medição, com o auxílio de um paquímetro, das dimensões da peça sinterizada e da densidade em kg/m^3 , inseridas na equação 6. Posteriormente, tem-se o procedimento para o ensaio de histerese propriamente dito que consistiu no bobinamento das peças como mostra a figura 29.

Figura 29 - Peça sinterizada com isolamento (filme de PVC), bobinamento secundário, isolamento novamente e bobinamento primário. Sequencia: da esquerda para a direita.



Fonte: Arquivo pessoal.

As etapas do procedimento para o ensaio foram:

- Isolamento da superfície das peças sinterizadas com fita isolante (filme de PVC).
- Bobinamento secundário (interno) da peça com fio de cobre esmaltado (AWG27) e, após o término, a contagem do número de voltas.
- Bobinamento primário (externo) da peça com fio de cobre esmaltado (AWG23 – mais espesso que o anterior AWG 27) e após o término a contagem do número de voltas para inserção na equação 6.

- Deixou-se sobrando um pedaço de fio em torno de 10 cm para posterior conexão no dispositivo de ensaios.
- O bobinamento (primário) começou na extremidade oposta ao fio de sobra do bobinamento anterior (secundário).

A seguir, calculou-se a densidade de espiras (Equação 6) e a área da seção transversal das peças (Equação 7), além da densidade das peças (Equação 2), que foram posteriormente inseridas no programa.

$$\text{Densidade de espiras} = \frac{N^{\circ} \text{ de espiras do primário}}{\pi \left(\frac{\phi_{\text{externo}} + \phi_{\text{interno}}}{2} \right)} \quad [\text{n}^{\circ} \text{ voltas/m}] \quad \text{Equação (6)}$$

$$\text{Área da seção transversal} = (\phi_{\text{externo}} - \phi_{\text{interno}})xh \quad [\text{mm}^2] \quad \text{Equação (7)}$$

No que se refere ao procedimento de conexão das extremidades dos fios no equipamento (Traçador de Curvas de Histerese – TCH) modelo TLMP-FLX-D, efetuou-se de acordo com a figura 30. Outras especificações relevantes: Resistência do secundário = 0,2 Ω e Integrador de escala = 30 mVs. Corrente máxima: $i = 5$ A. Frequência no ensaio de histerese e magnetização = 0,05 Hz. As Propriedades Magnéticas foram retiradas dos respectivos gráficos (Tabela 3).

Figura 30 – Traçador de curva de histerese e detalhes da conexão dos fios da bobina completa.



Tabela 3 – Propriedades magnéticas com as respectivas unidades no SI.

Propriedade	Unidade/Meio de obtenção
Indução de Saturação	Bs (T) - gráfico histerese
Indução Remanente	Br (T) - gráfico histerese
Coercitividade	Hc (A/m) - gráfico histerese
Perm. calculada máx.	$\mu_{C_{\text{máx}}}$ - gráfico magnetização ou histerese

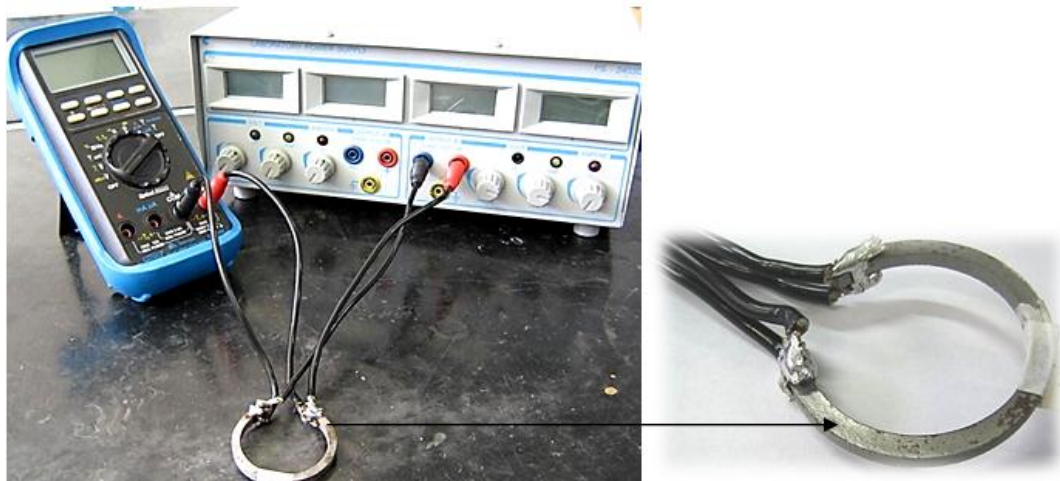
Perm. dada ρ / software máx.	μ_s - gráfico magnetização
Perdas por histerese	W/kg - gráfico histerese

Os dados magnéticos que são apresentados na literatura são gerados utilizando-se amostras toroidais padrão. Contudo, a padronização destas amostras sinterizadas em fornos de Pesquisa & Desenvolvimento não reproduzem a performance de componentes complexos por M/P com seus gradientes de densidade, microestruturas não-homogêneas e processos de produção associados. Estas características únicas das peças obtidas por M/P impõem que o desenho das peças seja sólido para levar em consideração a potencial variação inerente ao processo. (Gabrielov 2001)

3.2.7 PROPRIEDADES ELÉTRICAS DO MATERIAL

A resistividade elétrica foi determinada a partir da resistência elétrica de um anel cortado em uma parte do seu perímetro. Este artifício permite obter um corpo de prova de comprimento muito maior que a seção transversal, ou algo como próximo a uma barra curvada. Assim, para medição da resistência elétrica de um corpo, aplica-se uma corrente elétrica a partir de uma fonte de tensão contínua, e mede-se a tensão elétrica a partir de um mili-voltímetro (figura 31). Através da equação 8, realiza-se o cálculo da resistividade elétrica.

Figura 31 – Aparato para realização do ensaio de resistividade (corpo de prova em detalhe).



$$R = \frac{V}{i} \Rightarrow R = \rho \frac{l}{A} \therefore \rho = \frac{V}{i} \cdot \frac{A}{l}$$

Equação (8)

<p>Sendo: R: Resistência Elétrica [Ω] V: Tensão Elétrica Aplicada [V] i: Corrente Elétrica Aplicada [A]</p>
--

A: Área da Seção Transversal do anel = h.e [m²]
 l: Comprimento do anel = πD [m]
 ρ : Resistividade Elétrica [Ωm]

Devem ser realizadas no mínimo quatro variações de corrente para efetuar a medição de tensão. O proposto pelo ensaio foi medir a tensão observada ao serem impostas correntes de 1,5; 2; 2,5 e 3 A. Com os valores de corrente e tensão, aplica-se a equação 8 e chega-se a 4 valores de resistividade, que devem apresentar baixo desvio padrão, para certificar-se da validação do teste.

3.2.8 MICROSCOPIA ELETRÔNICA E ÓTICA

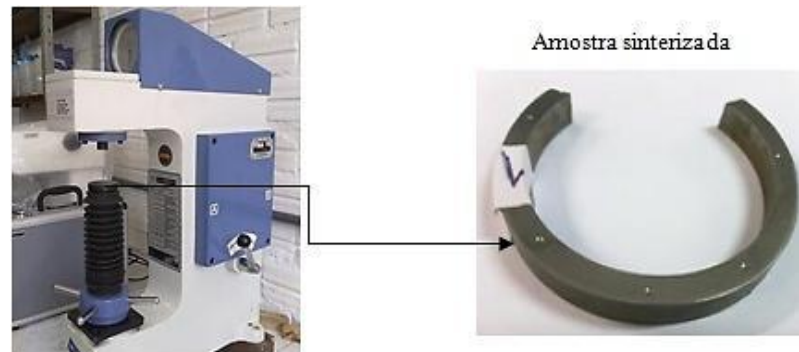
Foi analisada a morfologia dos pós moídos e misturados, utilizando-se microscopia eletrônica de varredura (MEV). O modelo JEOL JSM 5800 foi utilizado para a análise dos picos de elementos presentes na mostra de Fe-Si-P. Este equipamento possui análise de raios-x com EDS embutido, com sistema de dispersão em energia com capacidade de detecção de elementos entre B e U através de elétrons secundários. Já o Microscópio Eletrônico de Varredura JEOL JSM 6060 foi utilizado para análise morfológica do pó, já que dispõe de maior capacidade de aumento (elétrons retroespalhados), com voltagem de aceleração de 20 kV, resolução para imagem de ponto de 3,5 nanômetros e faixa de magnificação de até 1000 X.

O Microscópio Óptico da marca OLYMPUS disponível no GDER/LdTM foi utilizado para a visualização da morfologia, grãos, tamanho de grãos, fases presentes nas amostras sinterizadas. As amostras foram embutidas com resina baquelite e em seguida lixadas e polidas com pasta de alumina e em seguida ataque químico com Nital 2%.

3.2.9 DUREZA DOS CORPOS-DE-PROVA

O durômetro utilizado foi da marca Fortel com escalas Rockwell e Brinell. A dureza de ligas magnéticas ferrosas sinterizadas é por norma medida na escala Rockwell B (referência). O procedimento consistiu na colocação do endentador de 1/6" esférico e selecionado a carga padrão de 100 kgf. Posteriormente, foi ajustado o local a ser medido e travando-se a alavanca posteriormente. Efetuaram-se quatro medidas, sendo que a primeira de cada amostra era sempre descartada devido a imprecisão do primeiro resultado. A seguir (figura 32) se tem em detalhe o equipamento e a do corpo de prova, mostrando os pontos de medição.

Figura 32 –Durômetro e amostra utilizada para medição da dureza.

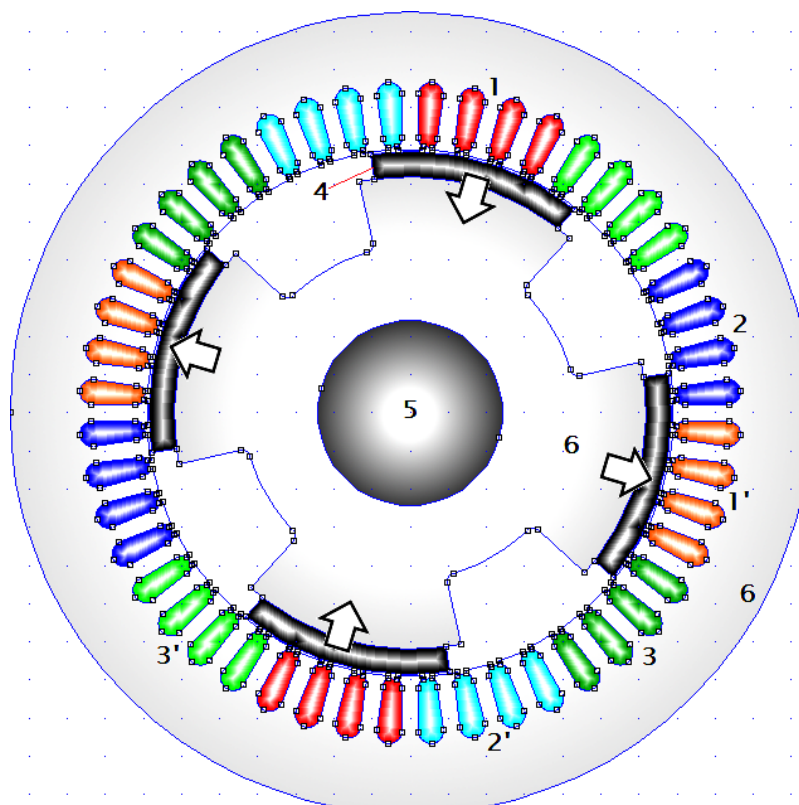


3.3 SIMULAÇÃO DA LIGA EM UM GERADOR MULTI-POLOS

3.3.1 DADOS DE ENTRADA

A simulação foi efetuada partindo do projeto dimensional do gerador trifásico com ímãs de NdFeB de 4 polos , conforme apresentados na figura 33.

Figura 33 – Corte transversal do motor analisado no software de simulação.



Legenda: 1, 2 e 3 – Polos para correntes “U”, “V” e “W”, respectivamente; 1', 2' e 3' – Polos para correntes “- U”, “-V” e “- W”, respectivamente; 4 – Ímãs de NdFeB com suas respectivas orientações; 5 – Eixo do motor; 6 – Núcleo do rotor e do estator de Ferro.

Foi utilizada a metodologia de bobinamento em série para um gerador de quatro polos, sendo 12 espiras com fio 12 AWG por ranhura do estator. A corrente nominal utilizada, conforme dados do gerador, foi de 14,2 A, para uma tensão de 380 V (ligação em Y). Deve-se salientar que se trata de um gerador para utilização em frequência padrão de 60 Hz, porém, seu funcionamento é análogo ao servo-motor (aplicado em altas frequências). São formados no rotor quatro polos, pelos ímãs. Suas polaridades devem ser invertidas a cada sequência, para que se observe fluxo magnético no rotor.

3.3.2 DADOS DE SAÍDA

Os dados de saída gerados pelo software de simulação são o torque (N.m) e o gradiente de densidade de fluxo (T). Estes dados de saída serão apresentados na seção 5.3 deste trabalho. A precisão da resolução do software no que se refere tanto do torque quanto da densidade de fluxo para a simulação é de 10^{-8} .

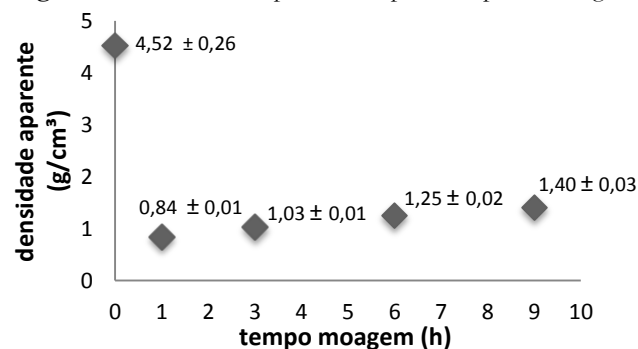
4. RESULTADOS E DISCUSSÃO

A seguir serão apresentados os resultados obtidos a partir dos ensaios realizados nos corpos de prova anelares para a obtenção das propriedades físicas, mecânicas, magnéticas e elétricas.

4.1 PROPRIEDADES FÍSICAS E MECÂNICAS DA LIGA OBTIDA

O primeiro gráfico exibido na figura 34 mostra o resultado do ensaio de densidade aparente realizada com os pós com diferentes tempos de moagem e sem moagem (apenas misturado), já com lubrificante adicionado. Nota-se uma queda da densidade aparente do pó com o aumento do tempo de moagem. O material sem moagem (ou no estado apenas misturado) apresentou $4,5 \text{ g/cm}^3$, já com 1h de moagem, apresentou densidade em torno de 1 g/cm^3 . Após 1h de moagem o pó mostrou um leve aumento em sua densidade aparente devido ao aglomeramento dos pós e a redução do tamanho de partícula e mudança do formato (de achatado para irregular).

Figura 34 – Densidade aparente do pó x tempo de moagem.



Esta diminuição inicial da densidade aparente do pó sem moagem em relação aos que foram submetidos à mecâno-síntese (1h, 3h e 9h) já era esperada em virtude da deformação interna das partículas causada pela moagem realizada em alta energia. Além disso, essa baixa densidade também está relacionada ao formato irregular do pó após a moagem (tipo *flake*), que será tratado posteriormente, assim como a distribuição do tamanho de partícula. Este efeito particular do processo de moagem é prejudicial ao processamento, sobretudo na compactação dos corpos-de-prova, devendo ser controlada com técnicas apropriadas. Assim, a densidade aparente do pó estando baixa após a mecâno-síntese, torna o pó mais “volumoso” e com vazios internos, gerando uma baixa compressibilidade devido à recuperação elástica do pó submetido ao processo de compactação.

Os resultados do ensaio de granulometria a laser (através da técnica de espalhamento de luz) do pó são mostrados nos gráficos das figuras 35 e 36. Nota-se que ambos: o tamanho de partícula médio, D50 e D90, reduzem com o aumento do tempo de moagem tendendo a ficar constante após 3h de moagem (figura 35). Fica evidente que a maior taxa de diminuição do tamanho de partícula ocorre na primeira hora de moagem, e apresentando variação pouco significativa em maiores tempos de processamento. Já no segundo gráfico (figura 36), nota-se que a curva de distribuição do tamanho de partícula é deslocada para a esquerda, com tendência de diminuição na amplitude (associada a maior distribuição do tamanho de partícula). Alguns picos intermediários se formam provavelmente devido à aglomeração do pó moído.

Figura 35– Diâmetro de partícula dos pós em diferentes tempos de moagem.

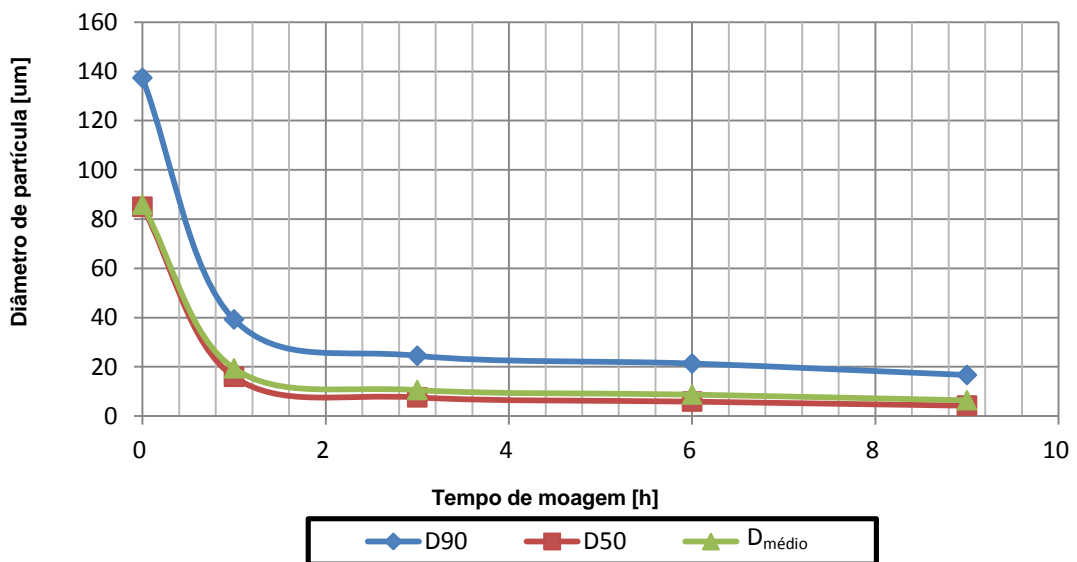
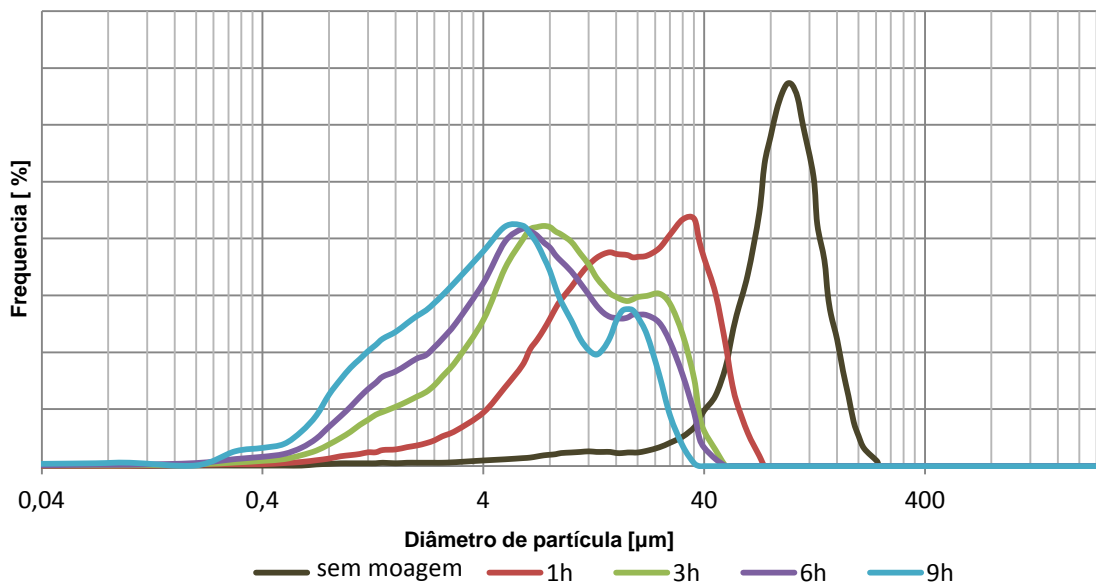
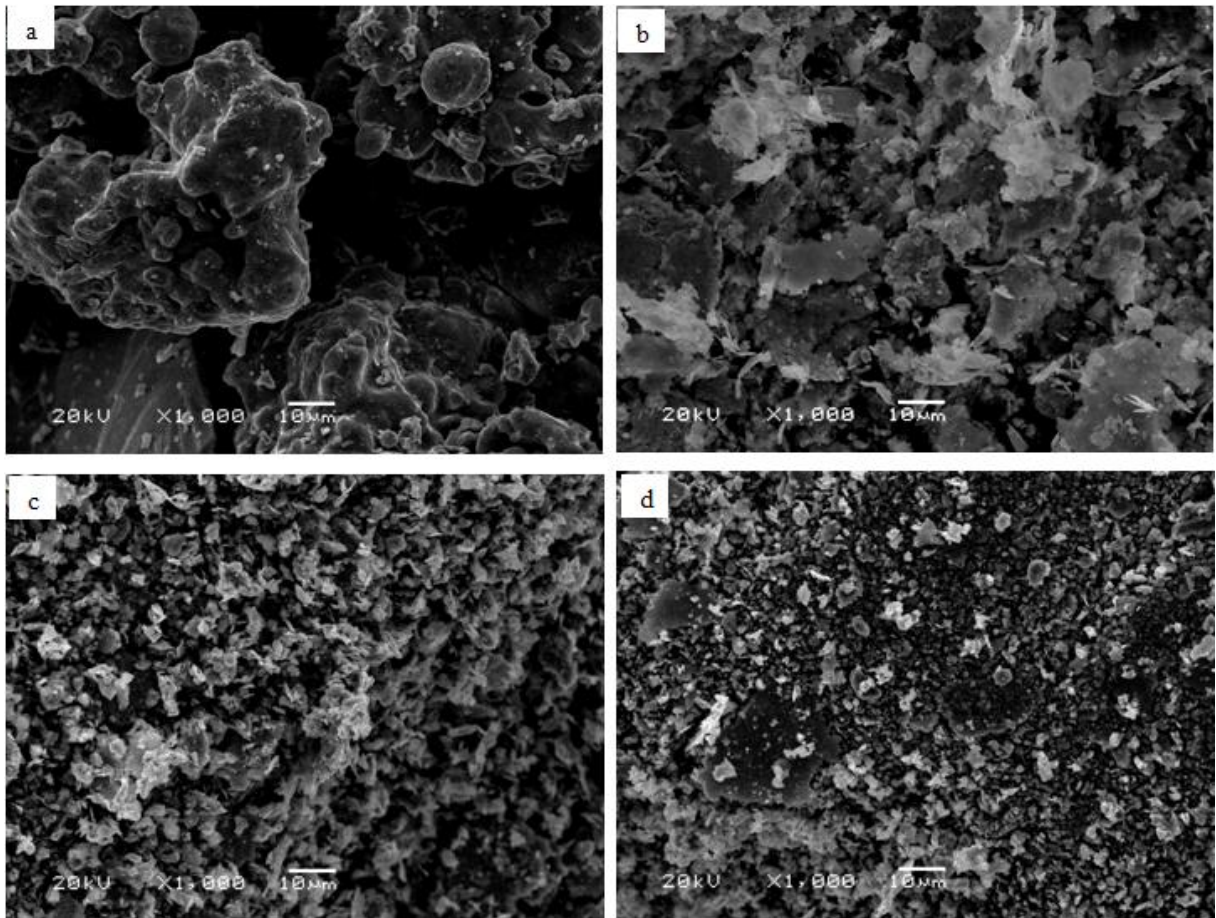


Figura 36 – Histograma da distribuição do tamanho de partícula para cada tempo de moagem.



A partir das imagens de MEV (Microscopia Eletrônica de Varredura) da figura 37, nota-se que com o aumento do tempo de moagem, além do decréscimo do tamanho de partícula do pó, o mesmo tem sua morfologia modificada. Inicialmente, tem-se um formato esférico do pó apenas misturado devido ao processo de atomização a água (recebido do fabricante). Com 1h de moagem, o pó encontra-se achatado, tendendo ao formato *flake*. Após 3h, o pó possui um formato irregular se mantendo o mesmo em 9h de moagem.

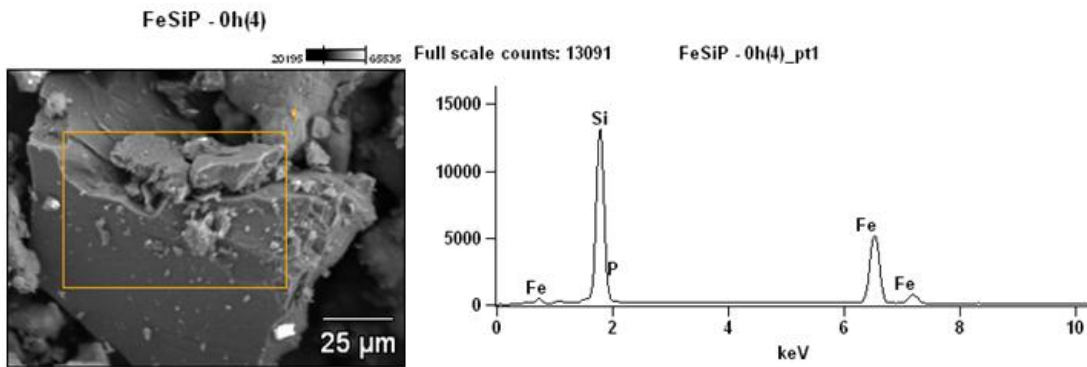
Figura 37 – Micrografias por MEV do pó de Fe-Si-P a) sem moagem, b) 1h, c) 3h e d) 9h de moagem.



O ensaio de MEV acoplado com EDS do pó apenas misturado (sem moagem), como é apresentado na figura 38, serviu para a determinação dos picos dos elementos presentes. Atestou-se a real presença de Fe, Si e P (OBS: este último elemento não ficou muito visível a sua presença no espectro), além da presença em quantidades insignificantes de impurezas como o C, Ni, entre outros. Estas impurezas são provenientes do processamento anterior do pó. Como abordado no início deste trabalho, deve-se evitar ao máximo a criação/adição de impurezas tais como: carbonatos, óxidos e nitretos no material com o intuito de melhorar as propriedades magnéticas

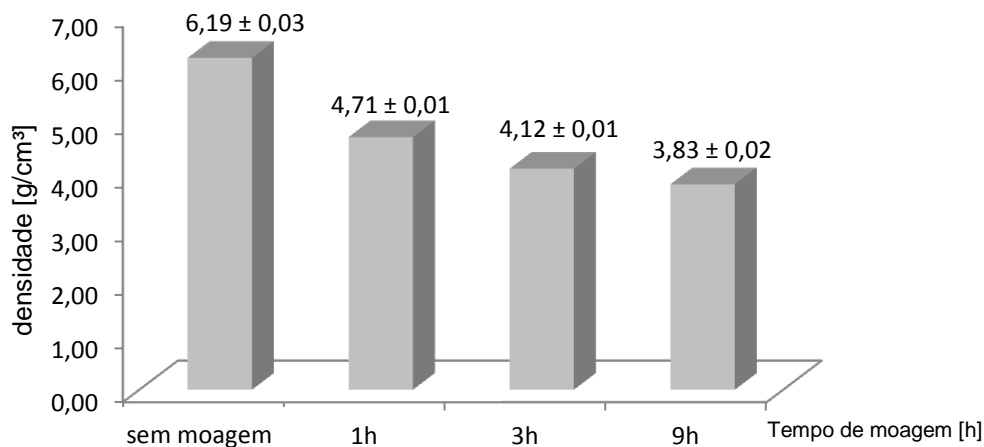
do material. Notar-se-á posteriormente no resultado do ensaio de difração de raios-X (figura 41) que os espectros (picos) obtidos pelo MEV-EDS se equivalem.

Figura 38 – Micrografias do pó moído (EDS-MEV) – pó sem moagem.



Outros resultados importantes estão apresentados nas figuras 39 e 40, respectivamente, a densidade a verde pelo método geométrico e densidade do sinterizado pelo método de Arquimedes, dos corpos de prova anelares. Apesar de o ensaio ter sido realizado com apenas três réplicas devido a algumas restrições no processo de moagem e capacidade do moinho, nota-se uma diminuição da densidade com o aumento do tempo de moagem. Isto está relacionado com a densidade aparente do pó e sua compressibilidade como abordado anteriormente.

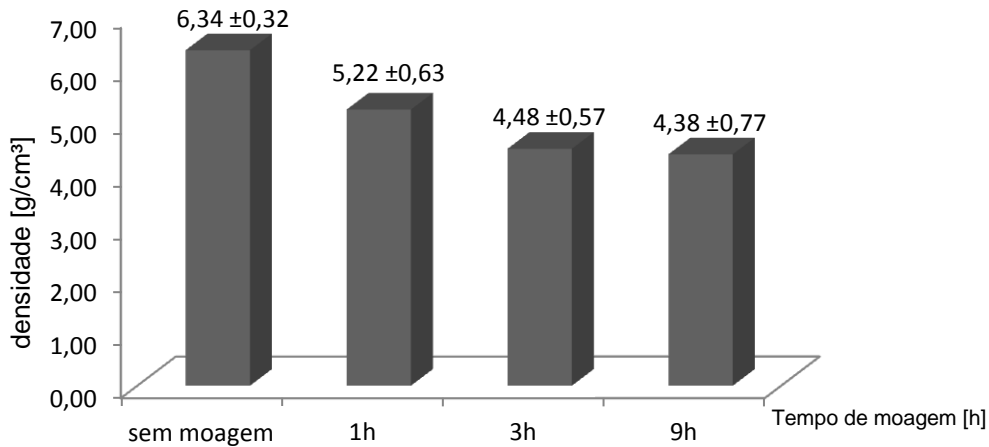
Figura 39 - Densidade a verde



Esta redução da densidade à medida que se aumenta o tempo de moagem se deve ao fato de que na cavidade da matriz, como o pó possui menor densidade aparente, ele ocupará um maior espaço em relação à peça sem moagem. Apesar da retração (após a sinterização) das peças obtidas com maior tempo de moagem ser maior (como será visto a seguir), haverá uma menor densidade,

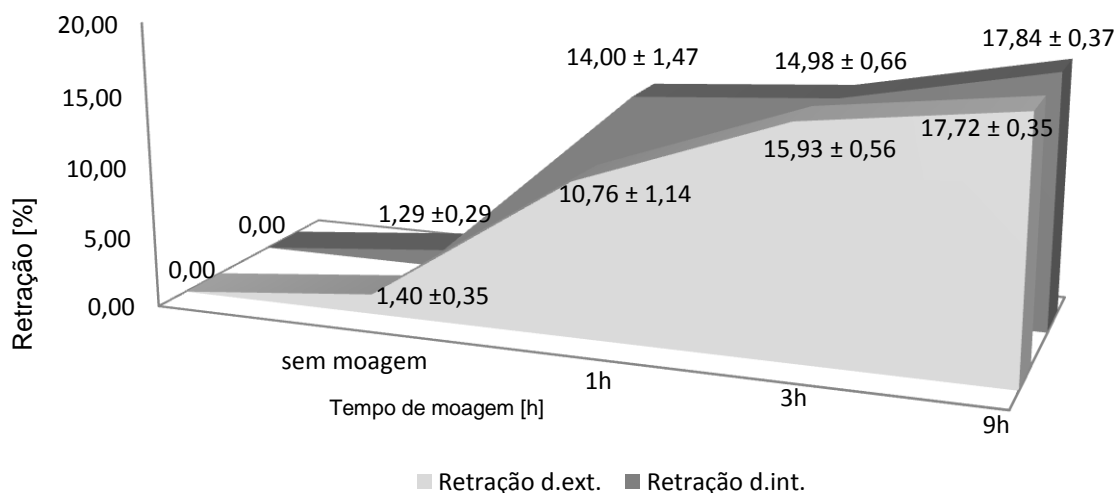
sobretudo pela menor massa para um mesmo volume da peça obtida com o pó moído, tendendo a se estabilizarem com o avanço do tempo de moagem.

Figura 40 - Densidade sinterizado



Já a retração diametral das peças, apresentada pela figura 41 mostra um aumento significativo da mesma com o aumento do tempo de moagem. Isso se explica devido à densidade aparente do pó e, conseqüentemente, das peças a verde após compactação abordada anteriormente. Há maior espaço livre entre as partículas das amostras após a compactação. Assim, ao serem sinterizadas, as peças, devido ao preenchimento dos espaços vazios deixados pelos poros, retraem fortemente pela consolidação e densificação das peças e redução dos poros proveniente do próprio processo de sinterização. O formato das partículas também corrobora com este resultado.

Figura 41 – Retração das peças em relação ao diâmetro interno e externo em diferentes tempos de moagem.



Nota-se que com 1 hora apenas de moagem a retração encontrada foi de cerca de 10% e 14% em relação ao diâmetro externo e interno, respectivamente. Ainda, houve um aumento significativo até 9h de moagem. Isto acarreta ou poderá acarretar problemas de precisão dimensional, empenamento de peças, além da necessidade de um projeto apropriado das matrizes para contemplar estas alterações. A retração da peça sinterizada (rota por moagem durante 1h) foi maior em relação à peça em que se utilizou o pó apenas misturado, como pode ser notado na figura 42. Assim, para aplicações industriais, a exigir-se-á o projeto de matrizes que tenham a previsão do % de redução do diâmetro em relação à cavidade da matriz utilizada. Deve-se conhecer bem o processo para tal.

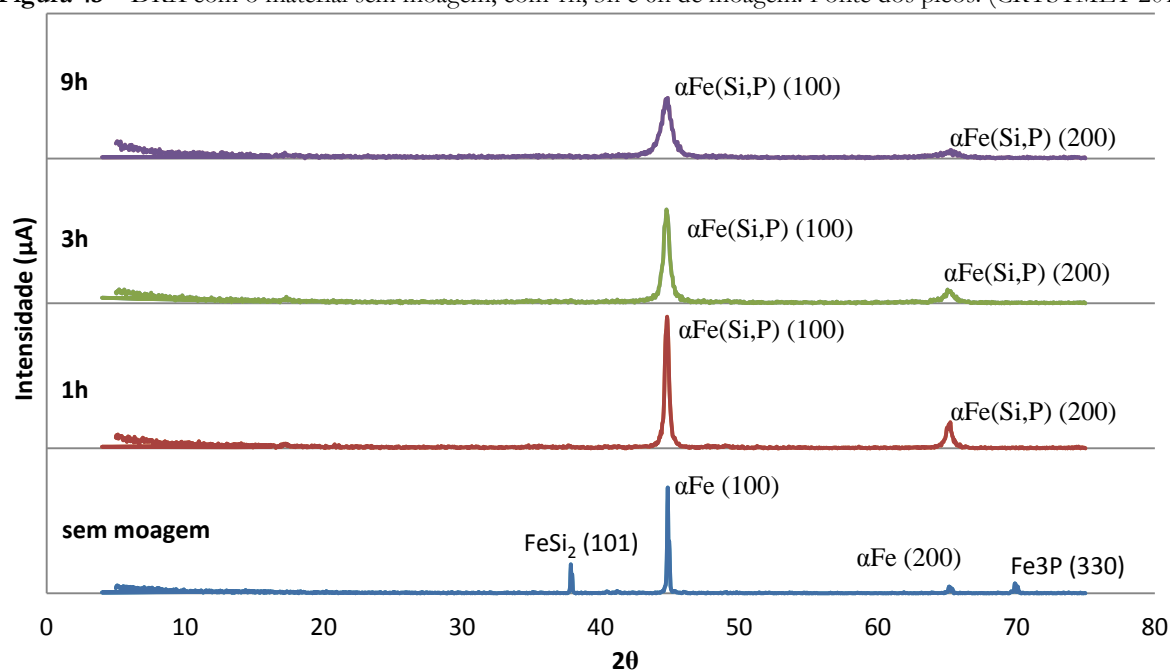
Figura 42 – Peça sinterizada obtida por M.A e peça sinterizada obtida por mistura.



A difração de raios-X foi conduzida com radiação de Cu para amostras de pó misturado e moído. As curvas obtidas podem ser observadas na figura 43. O gráfico apresenta os picos característicos das fases, Fe alfa ($2\theta = 44,8; 65,15$). O aumento do tempo de moagem é acompanhado por alargamento da linha e uma diminuição acentuada da intensidade causada tanto por uma diminuição do tamanho do grão quanto pelo aumento da deformação interna durante a moagem. Os picos do material de apenas misturado próximos a 38° e 70° são as fases das ligas FeSi_2 e Fe_3P , respectivamente, presentes no material e que não são encontrados após a moagem, indicando que entraram em solução sólida no Fe alfa.

Pelo gráfico de DRX, encontrou-se a fase FeSi_2 ($2\theta = 37,8$) de acordo com o banco de dados dos picos característicos dos materiais (CRYSTMET 2011). Essa liga a base de ferro fornecida pelo fabricante possui em torno de 50% a 67%Si, segundo o diagrama de fases presente na figura 44. Já a fase Fe_3P que possui composição Fe-16%P, de acordo com o diagrama de fases da figura 45, foi utilizada na formulação dos pós podendo ser vista pelo gráfico de difração de raios-x da figura 43 ($2\theta = 69,34$) (Lisher 1974).

Figura 43 – DRX com o material sem moagem, com 1h, 3h e 6h de moagem. Fonte dos picos: (CRYSTMET 2011)



Nota-se que para o pó apenas misturado, há maior intensidade e picos mais estreitos. Até 9h de moagem há uma diminuição da intensidade dos picos e aumento da largura se comparado ao pó apenas misturado devido à diminuição do tamanho de partícula causado pela moagem. Ou seja, quanto maior o tempo, mais largo o pico no gráfico. A diminuição da intensidade dos picos está diretamente ligada ao tamanho de grão, ou seja, quanto menor o tamanho de grão, menor a intensidade medida. Para o material apenas misturado há, evidentemente, uma maior cristalinidade em consequência dos picos serem mais estreitos. À medida que se aumenta o tempo de moagem, o material vai se tornando menos cristalino e os picos ficam mais largos. Estas características afetam de maneira significativa as propriedades magnéticas do material e serão abordadas na sequência do trabalho.

Com relação às fases da liga Fe-Si e Fe-P, apresenta-se o diagrama de fases a seguir com o intuito de analisar as fases de cada liga separadamente. Utilizando-se 3% de silício (0,03 no gráfico da figura 44), o material sinterizado apresenta-se na forma BCC_A2 (abreviação para o termo em inglês *Body Centered Cubic* ou Cúbica de Corpo Centrada - CCC) de acordo com o diagrama do Fe-Si, ou seja, ferro alfa na forma CCC com o silício em solução sólida no ferro. Já para o fósforo utilizado na forma Fe_3P , há 16% de P no ferro, o que é comprovado pelas especificações do pó fornecido pelo fabricante e pelo diagrama de fases da figura 45. Tanto o fósforo quanto o silício geram um ganho nas propriedades magnéticas da liga ferrosa, tais como: aumento de resistividade, da indução, da permeabilidade e diminuição da coercividade ferro.

Figura 44 – Diagrama de fases da liga Fe-Si

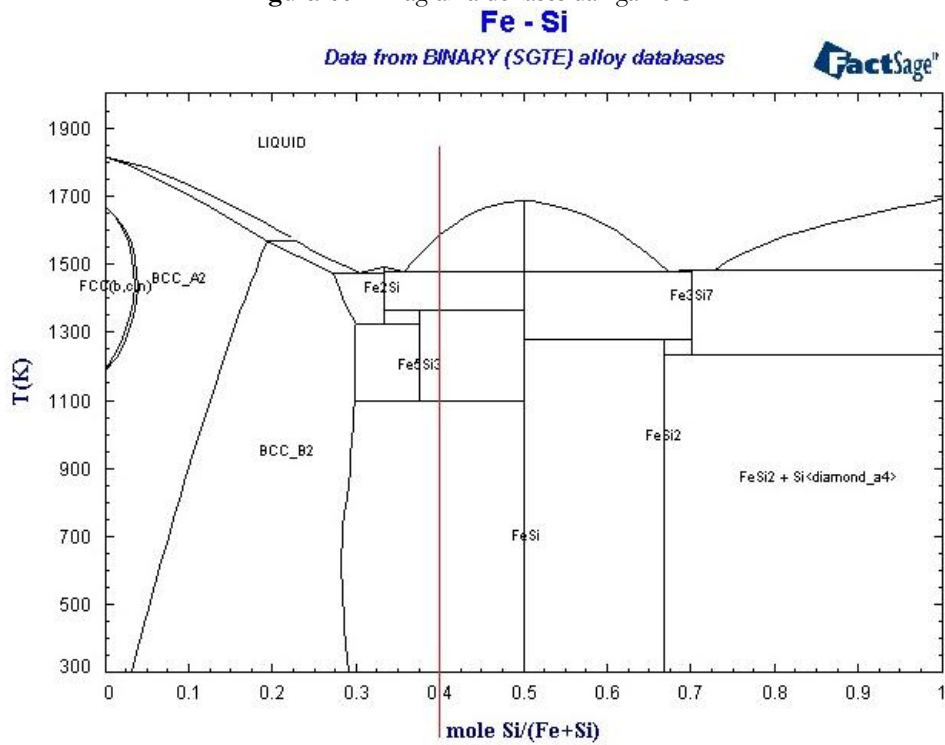
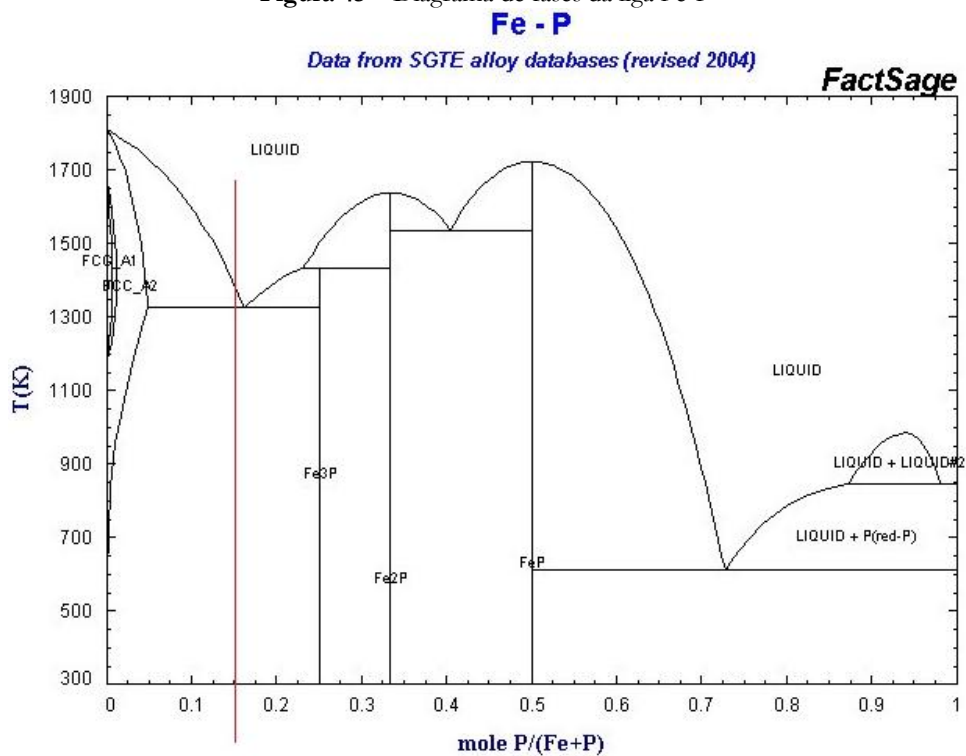


Figura 45 – Diagrama de fases da liga Fe-P



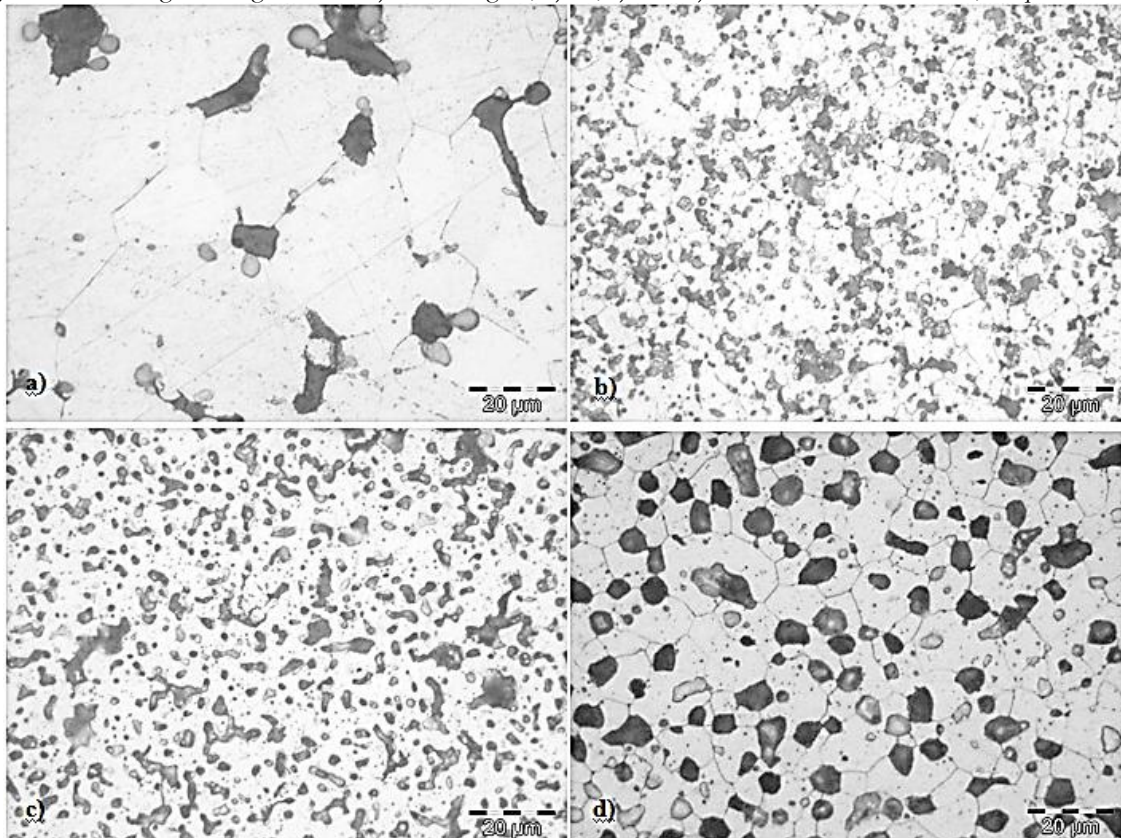
Adições de silício (3% *m/m*) e fósforo (0,45% *m/m*) produzem ligas magnéticas que apresentam permeabilidade superior a 5000. Além dos benefícios de desempenho magnético, o Si é um

fortalecedor de ferrita, assim como o P, e tem mostrado um efeito positivo sobre a resistência e ductilidade de materiais obtidos por M/P. (Gabrielov 2001)

Uma vez que esse sistema Fe-Si não apresenta fase líquida a 1150 °C, o Si não se difunde homogeneamente no Fe puro durante a sinterização. Isso acarreta em propriedades magnéticas inferiores ao Fe-P. A adição de P, na forma de Fe_3P permite obter as propriedades mecânicas desejadas utilizando temperaturas de sinterização menores, devido à formação de fase líquida transiente. Esta é formada pela reação eutética do ferro com o Fe_3P , durante o processo de sinterização a temperaturas > 1150 °C com atmosfera não oxidante, proporcionando desse modo, uma melhor distribuição do elemento de liga no Fe. A máxima solubilidade do P na ferrita está em torno de 2,55%*m/m* de P a 1048 °C. Além disso, o P e o Si estabilizam a ferrita, conduzindo a uma maior densidade após a sinterização. Sua adição promove também o aumento da dureza devido à presença do fósforo como solução sólida e da fase Fe_3P presente (Verma 2007).

A seguir (figura 46), apresentam-se as micrografias obtidas por Microscopia Óptica, tendo as microestruturas, em escala de 20 micrômetros e aumento de 200x, das peças obtidas com o pó sem moagem, com 1h, 6h e 9h de moagem, respectivamente.

Figura 46 – Micrografias: liga FeSiP – a) sem moagem, b) 1h, c) 3h e d) 9h com 200x de aumento, ataque Nital 2%.



Nota-se que o corpo de prova obtido com o pó sem moagem possui porosidade mais localizada em certos pontos com poros dispersos de maior tamanho. Teve-se que a redução do tamanho de grãos com o aumento do tempo de moagem afeta as propriedades magnéticas, sobretudo a coercitividade devido à restrição do movimento dos domínios ao longo dos grãos. Para 1h têm-se poros de formato irregular e mais homoganeamente distribuídos ao longo da peça. Já a de 6h possui uma microestrutura com poros tendendo ao formato esférico. Por fim, para um tempo de 9h de moagem, verifica-se a formação de mais esféricos e bem distribuídos.

Além disso, foi realizado o ensaio de dureza para se ter uma noção da resistência ao desgaste do material para a aplicação, além de poder comparar com a literatura (anexo A). Através da tabela 4, nota-se que o valor de dureza é maior no corpo de prova cujo pó foi moído por 1h, enquanto para os outros tempos houve uma redução na dureza. Isso está relacionado ao aumento da porosidade que influencia na medida da dureza.

Tabela 4 – Dureza dos corpos de prova toroidais.

Material	Medições					Dureza (HRB) média	Desvio padrão
	1	2	3	4	5		
FeSiP sem moagem	64	66	63	65	69	66	2,50
FeSiP 1h	82	97	87	75	80	85	9,54
FeSiP 3h	60	63	71	60	76	68	7,33
FeSiP 9h	57	61	59	59	68	62	4,27

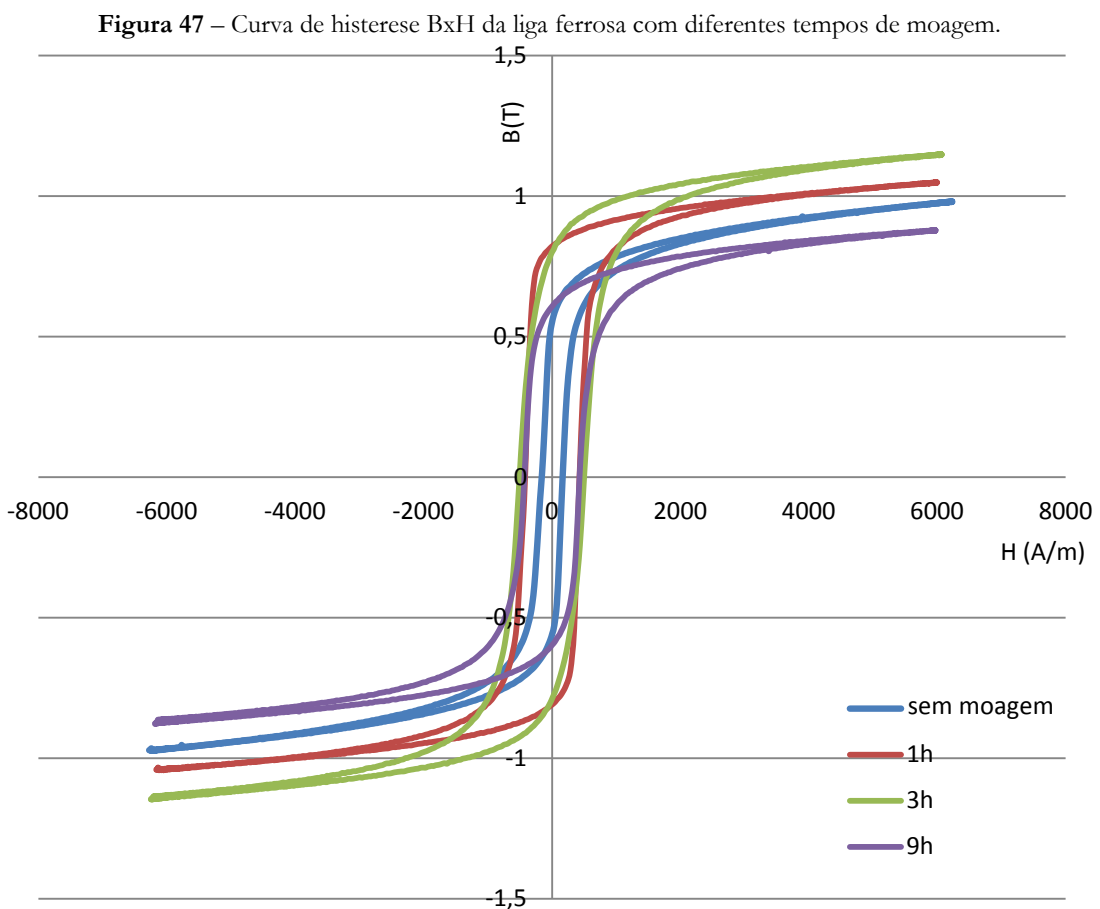
4.2 PROPRIEDADES MAGNÉTICAS E ELÉTRICAS DO MATERIAL

Na sequência, realizaram-se os ensaios de histerese magnética, com frequência de 0,05Hz, e o ensaio de permeabilidade AC, com 0,1Hz de frequência; ambos com corrente de 1A. A curva de histerese (figura 47) foi a média obtida no ensaio realizado com 3 réplicas. Esta é uma curva característica de materiais magnéticos macios, com uma faixa estreita do ciclo de histerese.

Através dos resultados obtidos no ensaio de histerese, observa-se que com 1 hora de moagem a indução de saturação foi maior do que para o material apenas misturado (sem moagem), sendo que após 3 horas de moagem houve um aumento na indução e uma redução a partir deste tempo. Ainda, a coercitividade teve um ligeiro aumento após 1 hora, mantendo-se constante com o passar do tempo.

O aumento inicial da coercitividade é originado pela tensão residual, impurezas, poros e defeitos,

que são induzidos durante a moagem. A deformação plástica severa dos pós aumenta as imperfeições do reticulado, aumentando a deformação do mesmo. O aumento no tempo de moagem é acompanhado pelo alargamento das linhas de pico de raios-X, como pôde ser visto anteriormente, assim como uma diminuição na intensidade. Isto resulta da diminuição no tamanho de grão e aumento na deformação interna durante a moagem. Durante a mecânico-síntese, impurezas como inclusões e óxidos poderiam ser introduzidas aos pós a partir do recipiente, esferas ou atmosfera. (Taghvaei, Ebrahimi e Ghaffari 2011).



Estas variações de microdeformação e tamanho dos cristais depois de horas de moagem podem ser atribuídas ao aumento da temperatura na superfície dos pós durante longo tempo de moagem. A coercitividade aumenta com a diminuição do tamanho do grãos (equação 9), aumentando consideravelmente com a introdução de deformação interna no material, que é inevitavelmente relacionada ao processo. A coercitividade é um fator importante para a identificação do comportamento magnético macio. As impurezas ou inclusões não-magnéticas aumentam a coercitividade através do confinamento das paredes de domínio magnético. Para reduzir a

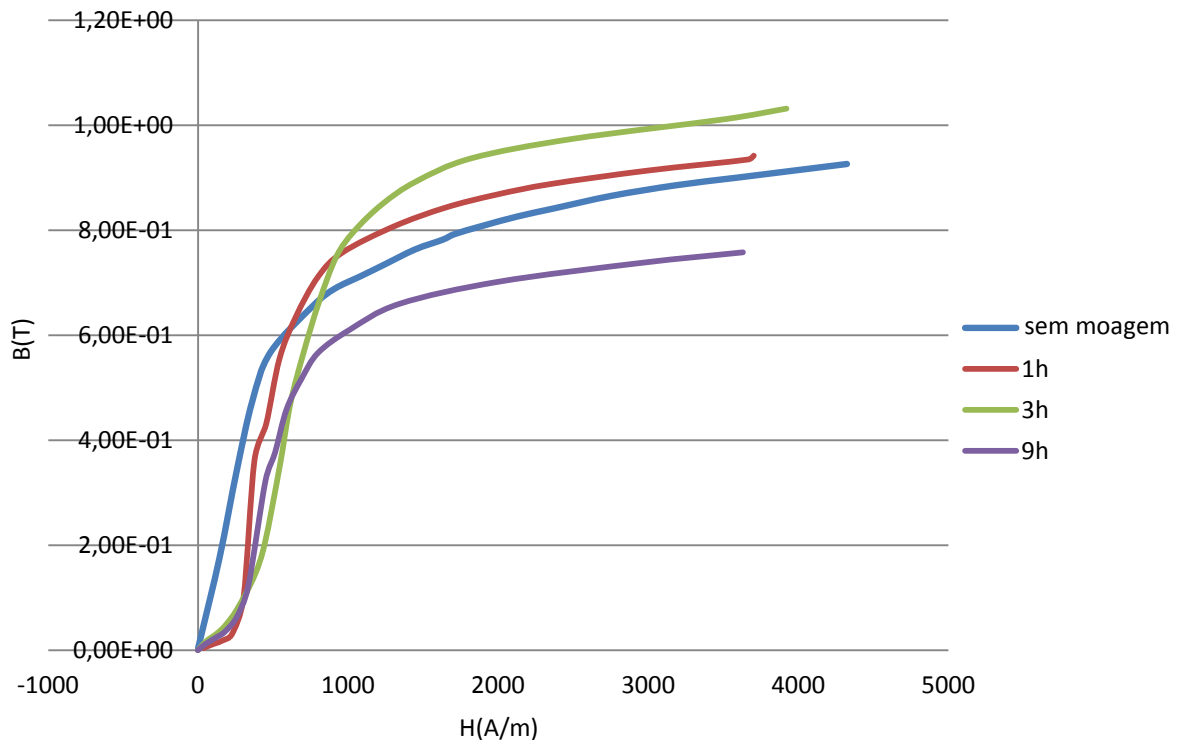
coercitividade, o valor de todos estes parâmetros deve ser baixo. A coercitividade depende do tamanho de grão (D) e indução de saturação (Ms): (Taghvaei, Ebrahimi e Ghaffari 2011)

$$H_c = 3 \sqrt{\frac{kT_c k_1}{aB_s}} \frac{1}{D} \quad \text{Equação (9)}$$

Sendo: H_c - a coercitividade, D - o tamanho de grão ou cristalito, B_s - a indução de saturação, K₁ - a anisotropia magnetocristalina, T_c - Temperatura de Curie e a - constante de treliça.

Com relação ao resultado obtido pelo ensaio de magnetização (figura 48), nota-se um aumento na indução de saturação para as amostras obtidas com o pó moído, sendo que em 3h há o pico de maior indução de saturação com uma diminuição a partir deste tempo em diante. A permeabilidade máxima para o material moído em 1h foi a melhor dentre todos (2840) contra 1350 para o material sem moagem, que está apresentado na tabela 5 a seguir.

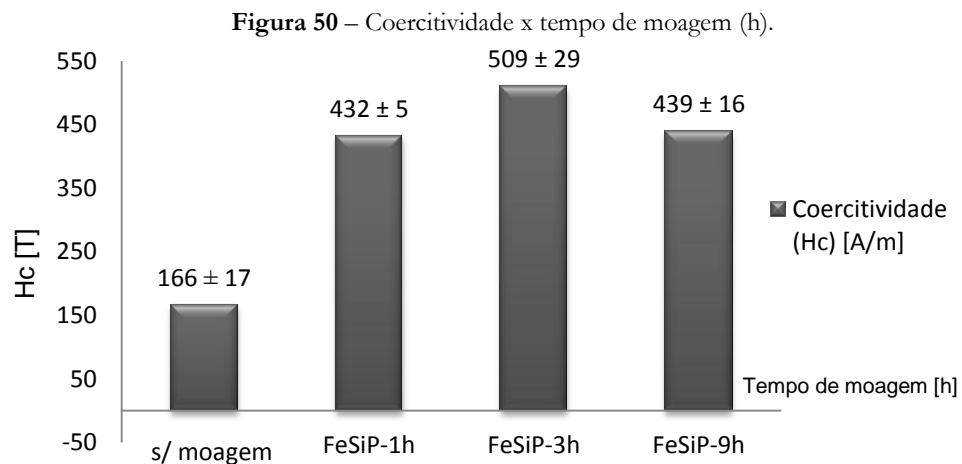
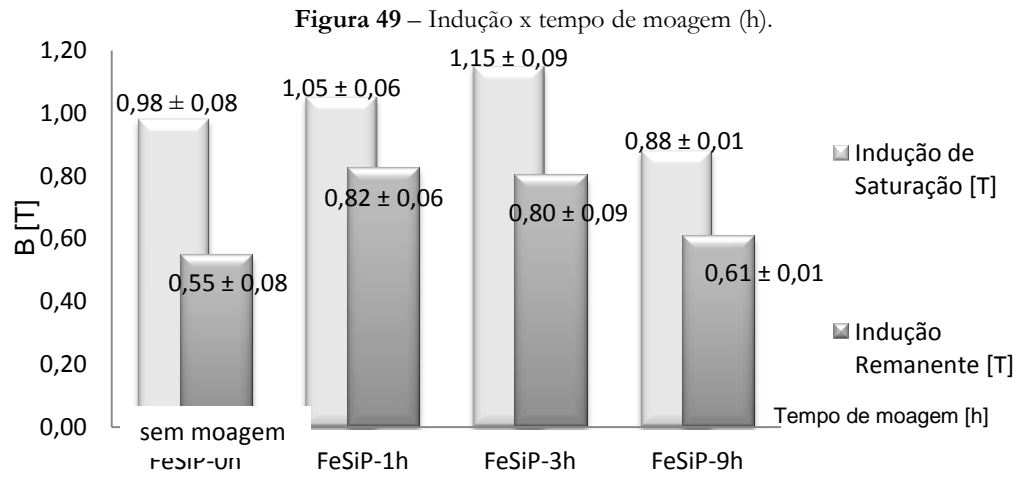
Figura 48 – Curva de Magnetização (Permeabilidade AC) da liga ferrosa com diferentes tempos de moagem.



A indução de saturação aumenta com o tempo de moagem. Isto poderia ser atribuído ao aumento no parâmetro de rede com longos tempos de moagem, e a redução na anisotropia magnetocristalina devido ao refinamento dos grãos. Com tamanhos de cristalitos (grãos) pequenos, cada grão pode ser tratado como um simples domínio magnético eliminando a influência das paredes magnéticas. (Koohkan, Sharafi e Janghorban 2008). Entretanto, como será

abordado a seguir, há um aumento na coercitividade com a moagem do material. Propriedade esta cujo aumento se torna desvantajoso para a aplicação em núcleos de máquinas elétricas.

A figura 49 apresenta os resultados de indução de saturação e remanente vs. tempo de moagem realizado. Nota-se que entre 1h e 3h de moagem, tem-se o maior valor destas duas propriedades. A indução de saturação aumenta com o tempo de moagem até 3h, diminuindo a partir deste tempo até 9h de moagem. A coercitividade do material aumenta com o aumento do tempo de moagem, de acordo com a figura 50, justamente pela diminuição da cristalinidade abordada anteriormente na DRX. Embora apareça uma ligeira redução da coercitividade em 9h de moagem em relação ao tempo precedente, não se pode atestar esta redução devido ao erro padrão inerente ao ensaio com as réplicas obtidas, um maior número de réplicas seria o ideal neste caso.



A tabela 5 a seguir apresenta as propriedades magnéticas e elétricas compiladas. Realçado em cinza estão os melhores valores alcançados para a aplicação em núcleos de máquinas elétricas.

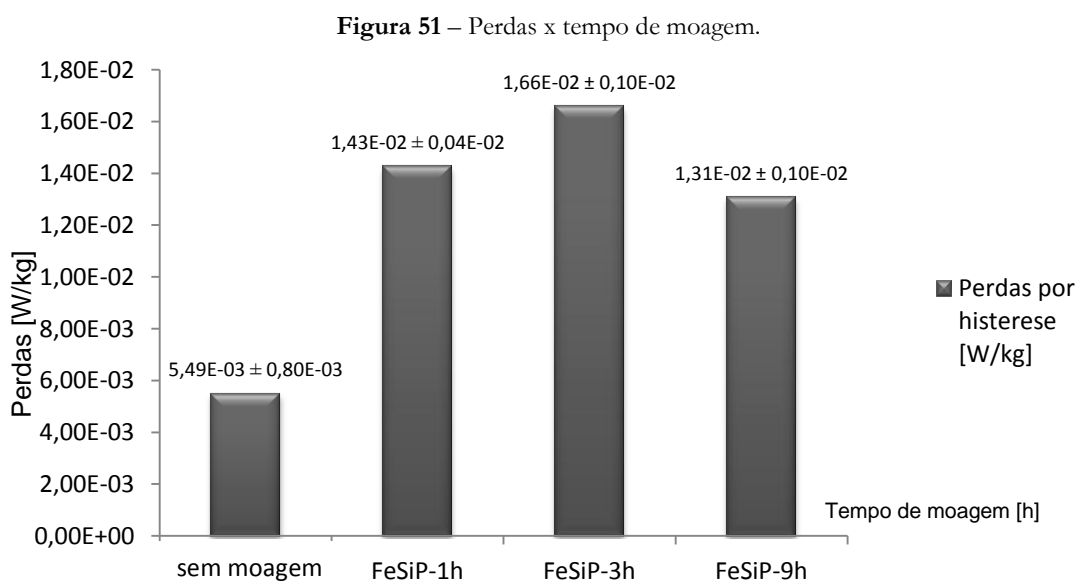
Nota-se primeiramente, através da tabela, que a indução máxima e remanente foi maior para a liga com 1h de moagem em comparação com as demais.

Tabela 5 – Propriedades magnéticas e elétricas das ligas estudadas.

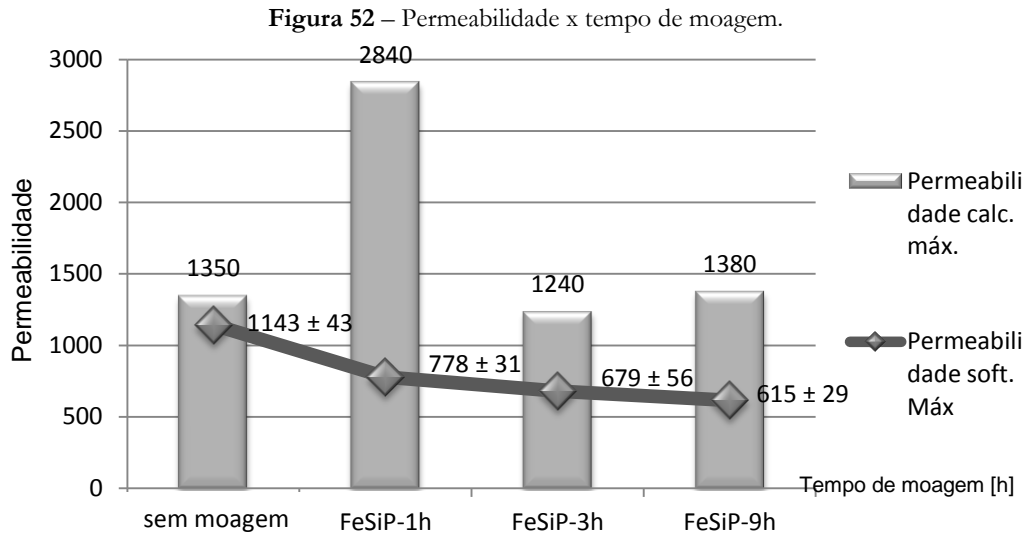
Liga	Resistividade (ρ)	Indução Saturação (Bs)	Indução Remanente (Br)	Coercitividade (Hc)	Perdas hist.	Perm. (soft.) Máx	Perm. (calc.) Máx.
	[$\mu\Omega.m$]	[T]	[T]	[A/m]	[W/kg]	($\mu s_{m\acute{a}x}$) ¹	($\mu c_{m\acute{a}x}$) ¹
FeSiP-sem moagem	0,45	0,98	0,55	166	5,49E-03	1143	1350
FeSiP-1h	1,07	1,05	0,82	432	1,43E-02	778	2840
FeSiP-3h	0,42	1,15	0,80	509	1,66E-02	679	1240
FeSiP-9h	0,25	0,88	0,61	439	1,31E-02	615	1380

A resistividade (cujos resultados dos desvios não foram significativos) atingiu o seu maior valor com 1h de moagem e diminuiu a partir deste tempo de moagem. As perdas se mantiveram com valores da mesma ordem de grandeza após a moagem, sendo maiores do que a liga sem moagem ($5,49 \times 10^{-3}$ W/kg) como mostra a figura 51. Isto se deve a uma maior coercitividade para as ligas as quais foram moídas, ficando na faixa de 430 - 510 A/m contra 166 A/m para a liga sem moagem.

O melhor resultado de permeabilidade máxima obtida pelo software ($\mu s_{m\acute{a}x}$), como mostra a figura 52, foi alcançada para a liga Fe-Si-P sem moagem (1143) enquanto que a permeabilidade calculada máxima ($\mu c_{m\acute{a}x}$), a qual é obtida a partir da declividade da curva, foi alcançado para a liga com 1h de moagem (2840). Aumentando o tempo de moagem, tem-se um aumento nas perdas do núcleo, resultado que já foi verificado por (Shokrollahi e Janghorban 2006).



¹ Com relação a $\mu c_{m\acute{a}x}$, obtida a partir da declividade da curva, e a $\mu s_{m\acute{a}x}$ (pontual) não se tem, até o momento, um consenso entre projetistas de máquinas elétricas, físicos e metalurgistas sobre a padronização da utilização de uma destas propriedades, assim ambas são válidas.



É interessante observar que pelo gráfico da figura 52 tem-se que a permeabilidade máxima calculada para o material sem moagem é menor que para o material moído durante 1h. Assim, explica-se a baixa permeabilidade do material sem moagem pela não homogeneidade da liga sem mecâno-síntese. Já o material com 1h de moagem possui um tamanho de partícula menor e a formação de liga vista pelo DRX, o que homogeneizou mais a microestrutura, após 3h de moagem houve menor permeabilidade devido ao aumento da porosidade (diminuição da densidade do material).

4.3 SIMULAÇÃO DA LIGA EM UM GERADOR DE 7.5 kW

A simulação pelo Método de Elementos Finitos (*FEM*) foi realizada com o desenho em 2D do conjunto: núcleo do estator, do rotor e ímãs de um gerador síncrono com 4 polos salientes com ímãs permanentes. Utilizou-se este gerador por ser análogo ao servo-motor cuja aplicação se dá em frequências acima de 400 Hz, na qual a M/P torna-se apropriada devido à redução das perdas. A tabela 6 apresenta os resultados de torque máximo e a densidade de fluxo máximo dados pela resolução do *software* para os materiais específicos.

Comprova-se que o torque para a liga moída durante 1h e 3h ficou próximo do torque do material de chapas. O rendimento de apenas 13% a menos que o material de chapas para o material moído durante 3h verificado implica que um trabalho magnético relativamente eficaz pode ser alcançado no gerador com uma força semelhante na ponta do eixo. Quanto à densidade de fluxo máximo, a tabela 6 apresenta seus valores de pico.

Tabela 6 - Comparação das propriedades entre a tecnologia convencional (chapas) e os materiais estudados.

Material	Torque (N.m)	Densidade de Fluxo Máximo (T)
Chapas (aço elétrico)	34,46	1,98
FeSiP-sem moagem	28,28	2,05
FeSiP-1h	24,00	1,59
FeSiP-3h	30,01	1,95
FeSiP-9h	25,66	1,77

As linhas de fluxo no núcleo do gerador são apresentadas nas figuras 53 e 54a e b, mostrando os gradientes em cores da densidade de campo, dos materiais obtidos por chapas, para a liga Fe-Si-P sem moagem e com moagem por 3h, respectivamente. Nesta avaliação, ao se analisar as figuras 53 e 54, pode ser observado o conjunto como uma média da densidade de fluxo e, como tal, a diferença não se mostrou tão significativa.

Figura 53 – Perfil do núcleo do gerador síncrono de chapas de aço elétrico simulado por F.E.M.

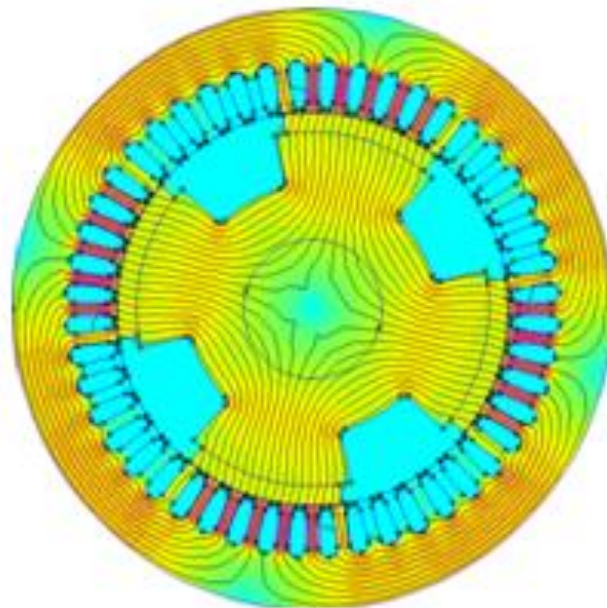
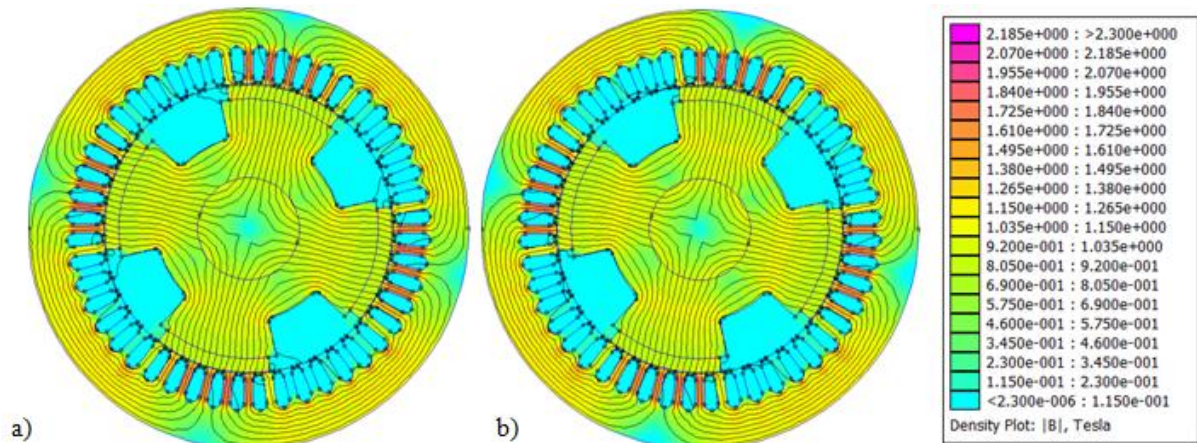


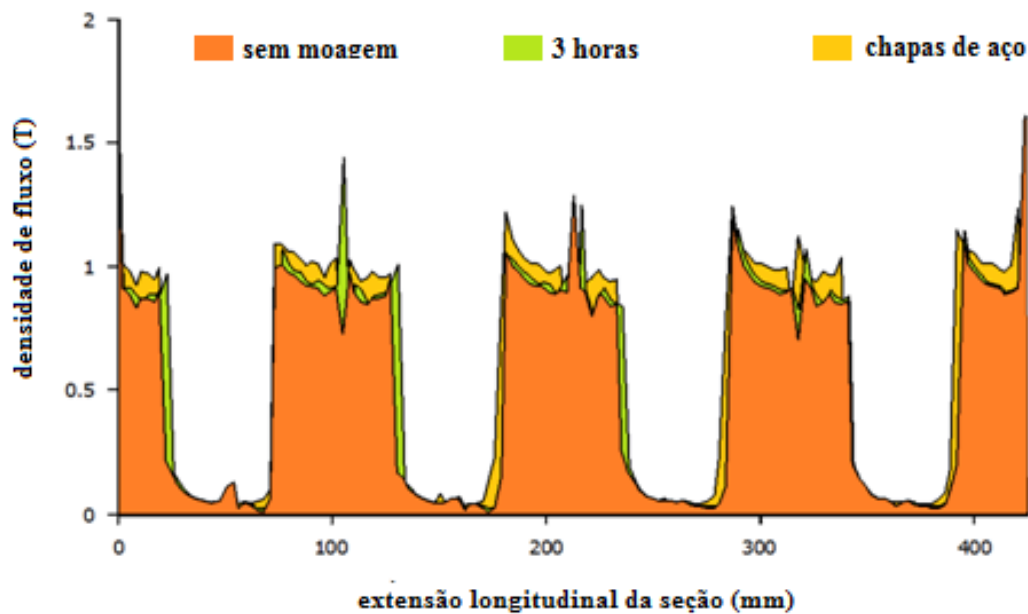
Figura 54 – Núcleos do gerador: a) Fe-Si-P (sem moagem) e b) FeSiP 3h (moagem)



Como citado anteriormente, as densidades de fluxo dos materiais Fe-Si-P (sem moagem) e Fe-Si-P 3h (moagem) apresentam diferenças de picos entre si, mas suas medidas são próximas. Observa-se que o conjugado eletromagnético (torque) desenvolvido nos motores elétricos é proporcional à densidade de fluxo magnético no entreferro (L. J. Esswein 2008). Assim, na avaliação em relação ao núcleo de chapas, percebe-se que este tem seu valor médio ligeiramente superior, o que o torna suficiente para proporcionar o maior torque obtido.

Ainda pela simulação, é possível verificar os picos de fluxo mencionados, através da análise linear do núcleo estudado. A seguir, apresenta-se o gráfico da densidade de fluxo para os seguintes materiais: Fe-Si-P sem moagem, com moagem durante 3 h e material de chapas de aço elétrico (figura 55).

Figura 55 – Densidade de Fluxo (T) para os materiais estudados.



A partir da análise da figura acima, visualiza-se o perfil de densidade de fluxo da liga Fe-Si-P com moagem de 3 horas e sem moagem além do material de chapas convencional. Nota-se que os perfis ao longo da extensão longitudinal do núcleo do gerador simulado são próximos para os materiais estudados, ficando o material de chapas (em amarelo) com um perfil de densidade de fluxo (T) levemente superior aos materiais obtidos por M/P (com moagem e sem moagem).

5. CONCLUSÕES

Neste trabalho pôde-se demonstrar e analisar através da caracterização da liga magnética macia escolhida, Fe-3%Si-0,75%P, a influência nas propriedades magnéticas do material obtidas pelo processo de mecâno-síntese. O tempo de moagem mostrou elevado efeito na redução de tamanho de partícula do pó até 3 horas e menos efetivo após este tempo.

Além disso, o tempo de moagem afetou significativamente o tamanho de grão cristalino, visto pelo M.O, reduzindo-o até o tempo de 9 horas de moagem. A coercitividade aumenta com a diminuição do tamanho dos grãos, aumentando consideravelmente com a introdução de deformação interna no material, que é inevitavelmente relacionada ao processo de mecâno-síntese. Isso gera um incremento razoável das perdas, o que não é interessante para a aplicação.

Por outro lado, a consequência vantajosa da moagem por mecâno-síntese foi a formação da liga a partir de 1 hora de moagem com o Si e P em solução sólida na matriz ferrita. Isso resultou no aumento da indução de saturação, atingindo seu pico com 3h de moagem, enquanto a resistividade e a permeabilidade calculada máxima atingiram seu pico em 1h de moagem com o valor de $1,07 \mu\Omega.m$ e 2840 respectivamente. Sabe-se que na construção de núcleos de máquinas elétricas, a indução de saturação deve ser tão elevada quanto possível, assim como a resistividade para que as correntes induzidas no material sejam minimizadas.

Através das simulações computacionais realizadas pelo Método de Elementos Finitos (FEM) pôde-se ter uma noção do comportamento, o qual esteve muito próximo tanto no que se refere a densidade de fluxo quanto ao torque para os materiais simulados com chapas e com a liga Fe-Si-P com 3h de moagem. Deve-se salientar que o gerador síncrono com ímãs permanentes no qual foi simulado, é análogo ao servo-motor, cuja aplicação é em altas frequências. Assim, os materiais sinterizados obtidos neste trabalho, segundo a literatura, possuem aplicação acima de 400 Hz, pois suas perdas se tornam menores em relação ao núcleo de chapas, com o aumento da frequência. Esta é uma das vantagens deste material frente ao convencional de chapas de aço estampadas.

6. SUGESTÕES DE TRABALHOS FUTUROS

O processamento destes materiais deve ser otimizado visando uma maior densificação da liga e também uma redução da retração através do aumento da densidade aparente do pó. Citam-se, assim algumas sugestões para trabalhos futuros:

- Utilização de ligas complexas (com mais de três elementos de liga), bem como nanocristalinas por mecâno-síntese.
- Melhoria no processo de compactação, utilizando-se outras técnicas tais como: compactação uniaxial a quente, compactação isostática, etc., além de novos lubrificantes para esta etapa.
- Teste com tratamentos térmicos no pó em atmosfera controlada para a remoção da deformação interna das partículas ou da influência da mesma nas propriedades magnéticas do material.
- Utilização de modernos processos de densificação como a técnica de sinter-forjamento e tixoforjamento, entre outras técnicas da metalurgia do pó.

ANEXO A – Propriedades típicas de materiais magnéticos macios (comerciais) sinterizados.

Standards			Typical Properties ³⁾								
DIN EN 10331	DIN 30910	MPIF	Nominal composition	Density [g/cm ³]	Coercivity H _c [A/cm]	Saturation induction B _{max} [T]	Permeability	Hardness HB	R _m [Mpa]	R _{90,2} [Mpa]	A [%]
S-Fe-170	D 00	FF-0000-20X	Fe	7.1	140	1.44	3,340	50	180	80	12
S-Fe-165	E 00	FF-0000-20Y	Fe	7.3	100	1.61	4,250	60	210	100	16
S-FeP-150	D 35	FY-4500-17X	Fe0,45P	7.1	110	1.45	4,210	110	350	250	10
S-FeP-130		FY-4500-17Y	Fe0,45P	7.4	70	1.7	6,410	125	380	270	14
S-FeNi-20		FN-5000-5Z	Fe50Ni	7.8	16	1.3	19,550	80	310	220	20
S-FeSi-80		FS-0300-12X	Fe3Si	7.2	75	1.6	4,510	140	380	275	15
	C 42	SS-430L	Fe16Cr	6.7	320	1.06	320	70	300	170	12
	D 42	SS-430L	Fe16Cr	7.0	280	1.17	370	90	340	200	16
	C 43	SS-410L	Fe12Cr	6.7	390	1.15	340	85	280	150	10
	D 43	SS-410L	Fe12Cr	7.0	330	1.23	410	95	320	190	14

³⁾ Fe [wt-%] balanced ⁴⁾ C; Co [wt-%] > 0.1

DIN EN 10331	DIN 30910	MPIF	Applications
S-Fe-170	D 00	FF-0000-20X	Applications in low frequency current or permanent magnetic systems
S-Fe-165	E 00	FF-0000-20Y	
S-FeP-150	D 35	FY-4500-17X	Applications in low frequency current or permanent magnetic systems with short response time
S-FeP-130		FY-4500-17Y	
S-FeNi-20		FN-5000-5Z	Applications in low current magnetic systems with short response time
S-FeSi-80		FS-0300-12X	Applications in middle frequency (< 100 Hz) current magnetic systems with short response time
	C 42	SS-430L	Applications in low frequency current or permanent magnetic systems and a high corrosion resistance
	D 42	SS-430L	
	C 43	SS-410L	
	D 43	SS-410L	

(GKN 2009)

ANEXO B – Certificado de análise – Ferro puro da Höganas®.

Höganas

CERTIFICADO DE ANALISE

Pag.
1(1)

Nome do Item
AHC 100.29
Código Produto
080073

Nº lote
1115425
Dt impressão
2010-09-17
Nº pedido
0010047312
Entrega
1122158
Expediente
3035222

Cliente
ARON METAL LTDA
R A, 235
PQ.AGRO INDL IGARA
CANOAS
RIO GRANDE DO SUL

21191

Quantidade	Nossa Referência	Data produção	Qtd produzida	Dt expiração
1000,00 Kg		2010-07-19	20000 Kg	2011-01-15

	Resultados dos Testes		Especificação	
	Unid		MIN	MAX
PROPRIEDADES QUÍMICAS				
C	0.002	%		0.024 %
S	0.015	%		0.030 %
Oxigênio Total	0.15	%		0.17 %
PROPRIEDADES FÍSICAS				
Densidade Aparente	2.97	g/cm3	2.90	3.05 g/cm3
Escoamento	26.4	sec/50g		28.0 sec/50g
Compressibilidade (600MPa)	7.10	g/cm3	7.09	
GRANULOMETRIA				
(Microns)				
+212	0.2	%		
+180	0.9	%		2.0 %
+150	7.2	%		
150-212	8.3	%		12.0 %
+106	22.5	%		
+75	24.8	%		
+45	27.0	%		
-45	17.4	%	10.0	30.0 %

BFR1

COAMMS480AH-A4

ESCRITÓRIO
Höganas Brasil Ltda
Av. Francisco Rodrigues Filho
4680 - Vila Sulça
Mogi das Cruzes SP - Cep: 08810-000
BRASIL

Telefone
+55 11 4793-7711
Fax
+55 11 4793-7722

FÁBRICA
Höganas Brasil Ltda
Av. Rícaro José Marcotto
110 - Vila Sulça
Mogi das Cruzes SP - Cep: 08810-020
BRASIL

Telefone
+55 11 4793-7711
Fax
+55 11 4793-7708

www.hoganas.com.br

REFERÊNCIAS

- Amaral, Henrique M. C. “O Método dos Elementos Finitos.” 2005. http://www.cct.uema.br/Cursos_OnLine/ACE/ACE_Apresentacoes/ACE-08-01-FEM-Fundamentos_FEM.pdf (acesso em 11 de abril de 2012).
- Angelo, P. C., e R. Subramanian. *Powder metallurgy: science, technology and applications*. ed. única. PHI Learning Pvt.Ltd, 2008, 300 pg.
- Arndt, Marlon Cesar. “Obtenção de Material Magnético Macio de Fe-Si pelo Processo de Injeção de Pós Metálicos.” Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais (PPGEM), UFRGS, Porto Alegre, 2002, 80 pg.
- Barboza, Juliano Soares. “Caracterização de Compósitos Magnéticos Macios Desenvolvidos através da Metalurgia do Pó Aplicados a Núcleos de Máquinas Elétricas.” Dissertação de Mestrado, Pós Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais (PPGEM), UFRGS, Porto Alegre, 2009, 101 pg.
- Bas, J. A., J. A. Calero, e M. J. Dougan. “Sintered soft magnetic materials. Properties and applications.” *Journal Of Magnetism And Magnetic Materials*, vol. 254-255, s.n, pg. 391–398, 2003.
- Callister, W.D. Jr. *Materials Science and Engineering*. 6ª edição. USA: John Wiley & Sons, Inc., 2010.
- Capus, Joseph M. “A Global Survey of Production, Application and Markets.” *Metal Powders*, 3ª edição (2000): 167 pg.
- Chiaverini, Vicente. *Metalurgia do pó: técnica e produtos*. 4ª edição. São Paulo: ABM, 2001, 330 pg.
- Chicinas, I., V. Pop, e O. Isnard. “Synthesis of the supermalloy powders by mechanical alloying.” *Journal of materials science* vol. 39, n. 16-17, pg. 5305 – 5309, 2004.
- CRYSTMET. *CRYSTMET (BDEC)*. Toth Information Systems. 2011. <http://www.portaldapesquisa.com.br/ez45.periodicos.capes.gov.br/databases/sites?cust=capex&perfil=bdec&style=capex&action=bdec&noip=1> (acesso em 26 de agosto de 2011).
- Demenko, Andrzej. “Movement Simulation in Finite Element Analysis of Electric Machine Dynamics.” *IEEE TRANSACTIONS ON MAGNETICS* vol. 32, n. 3, pg. 1553-1556, 1996.
- Dias, M. M. et. al. Motores Síncronos Trifásicos com Ímas Permanentes. *Tecnologia (Canoas)*. vol.6, n.2, pg. 107-127, 2005.
- Esswein, Jorge Alberto Lewis. “Desenvolvimento de Compósitos Magnéticos Macios Utilizados em Núcleos de Máquinas Elétricas.” Dissertação de Mestrado, Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais (PPGEM), UFRGS, Porto Alegre, 2009, 117 pg.
- Esswein, Lewis J. A. et. al. “Estudo Comparativo de Ligas Magnéticas Através de Simulação

por Elementos Finitos.” *18º Congresso Brasileiro de Engenharia e Ciência dos Materiais*, Porto de Galinhas/PE, 2008, 14 pg.

FactSage. *PhaseDiagram-Web*. 2011. <http://www.crct.polymtl.ca/fact/pdweb.php> (acesso em 24 de agosto de 2011).

Faria, Rubens N., e Luis Felipe Lima. *Introdução ao Magnetismo dos Materiais*. 1ª edição. São Paulo: Livraria da Física, 2005, 192 pg.

Fiorillo, Fausto. *Measurement and characterization of magnetic materials*. 1ª edição. Academic Press, 2004, 647 pg.

Gabrielov, Igor. “P/M High Strength Magnetic Alloys.” *Advances in powder metallurgy and particulate materials* vol. 7, s.n, pg. 10-21, 2001.

Gieras, Jacek F. *Advancements in electric machines - Power Systems*. 1ª edição. Springer, 2008, 292 pg.

GKN. “Materials and Process.” 2009. <http://www.gkn.com/sintermetals/media/Brochures%20Library/General%20Information/GKN%20Materials%20and%20Processes%20EN.pdf> (acesso em 12 de abril de 2012).

Groover, Mikell P. *Fundamentals of Modern Manufacturing: Materials, Processes, and Systems*. 3. John Willey & Sons, 2007, 520 pg.

Gutfleisch, Oliver, Matthew A. Willard, e Ekkes Brück. “Magnetic Materials and Devices for the 21st Century: Stronger, Lighter, and More Energy Efficient.” *Advanced Materials*, vol. 23, n. 7, pg. 821–842, 2011.

Hanejko, F. G., H. G. Rutz, e C. G. Oliver. “Effects of processing and materials on soft magnetic performance of powder metallurgy parts.” *Hoeganaes*, Powder Metallurgy World Congress, 1992, 26 pg.

Hau, Erich. *Wind Turbines: Fundamentals, Technologies, application, Economics*. 2ª edição. Krailling: Springer, 2006, 791 pg.

Hen, Chih-wen. *Magnetism and metallurgy of soft magnetic materials*. Reimpressa. Dover Books on Physics: Courier, 1986, 571 pg.

Hewitt, Stephen A., Tahar Laouli, e Kevin K. Kibble. “Effect of Milling Temperature on the Synthesis and Consolidation of Nanocomposite WC–10Co Powders.” *Journal of Refractory Metals and Hard Materials* (Elsevier) vol. 27, n. 1, pg. 66–73, 2009.

Höganäs. *Soft Magnetic Material Handbook*. Vol. 7. 2007.

Jiles, D. C. “Recent advances and future directions in magnetic.” *Acta Materialia*, vol. 51, n. 19, pg. 5907-5939, 2003.

Kahn, H. "Difração de Raios-X". São Paulo. Escola Politécnica, Universidade de São Paulo, 2000. 17p. Curso apostilado.

Klar, Erhard, e Prasan K. Samal. *Powder Metallurgy Stainless Steels: Processing*,

Microstructures, and Properties. 1ª edição. ASM International , 2007, 243 pg.

Koohkan, R., S. Sharafi, e K. Janghorban. “Preparation of nanocrystalline Fe–Ni powders by mechanical alloying used in soft magnetic composites.” *Journal of Magnetism and Magnetic Materials* vol. 320, n.6, pg. 1089–1094, 2008.

Krause, R. F.; Bularzik, H.; Kokal, H. R. “A New Soft Magnetic Material for ac and dc motor applications.” *JMEPEG*, vol. 6, n. 6, pg. 710-712, 1997.

Krawczyk, Andrzej, Slawomir Wiak, e Ivo Dolezel. *Advanced computer techniques in applied eletromagnetics*. Edição única, vol. 30. IOS Press, 2008, 472 pg.

Lisher, E. J. “Studies of the magnetic structure of Fe₃P.” *J. Phys. C: Solid State Phys*, vol. 7, n. 7, pg. 1344-1352, 1974.

Maeda, Toru et. al. “Development of Super Low Iron-loss P/M Soft Magnetic Material.” *SEI TECHNICAL REVIEW*, s. vol., n. 60, pg. 3-9, 2005.

Narasimhan, K.S. “Sintering of powder mixtures and the growth of ferrous powder metallurgy.” *Materials Chemistry and Physics* (Elsevier), vol. 67, n. 1-3, pg. 56-65, 2001.

Narasimhan, Kalathur, Francis Hanejko, e Michael L. Marucci. *Growth Opportunities with Soft Magnetic Materials*. Washington D.C.: Hoeganaes Corporation, 9 pg, 2008.

Nasar, Syed A. *Schaum's Outline of Theory and Problems of Electric Machines and Electromechanics*. 2ª edição. São Paulo: McGraw Hill, 1997, 224 pg.

Oliver, C. G., e H. G. Rutz. “Powder metallurgy in electromagnetic applications.” *International Conference & Exhibition on powder metallurgy & particulate materials*, 1995, 16 pg.

Pacheco, Clara Johana. “Aplicação de Materiais com Magnetostricção Gigante em Sensores de Deslocamento sem Contacto.” Dissertação de Mestrado, Departamento de Física, PUC-RIO, Rio de Janeiro, 2007, 69 pg.

Pagnola, M. R. “Desarrollo de Composites Ferromagneticos.” Tesis de Doctorado En Ingeniería, Departamento de Física, Univerdidad de Buenos Aires, 2009, 157 pg.

Pallini, Marco. “Mini curso - módulo 2: Metalurgia do pó.” 2009. <http://www.recompo.com.br/upload/MiniCursoM2-Nov2009.pdf> (acesso em 21 de outubro de 2011).

Products, Metal Powder. *Metal Powder Products*. 2010. http://www.metalpowderproducts.com/index.asp?action=technology_programs_sintering (acesso em 27 de dezembro de 2010).

Reinap, Avo. “Design of Powder Core Motors.” Doctoral Dissertation, Department of Industrial Electrical Engineering and Automation, Lund University, 2004 , 220 pg.

Rodrigues, Daniel. *Materiais Magnéticos Produzidos por Metalurgia do Pó (Relatório)*. Divisão de Metalurgia, São Paulo: IPT, 2008.

Sharma, D.; Kamlesh C. e Prabhu S. M. “Design and development of powder processed Fe–P based alloys.” *Materials and Design*, vol. 32, n. 6, pg. 3198-3204, 2011.

Shen, Q. “Powder reaction mechanism in fabrication of high silicon iron alloy.” *Powder Metallurgy* vol. 50, n. 4 , pg. 336-340, 2007.

Shokrollahi, H. “The magnetic and structural properties of the most important alloys of iron produced by mechanical alloying.” *Materials And Design* (Elsevier) vol. 30, n. 9, pg. 374–3387, 2009.

Shokrollahi, H.; K. Janghorban. “The effect of compaction parameters and particle size on magnetic properties of iron-based alloys used in soft magnetic composites.” *Materials Science and Engineering*, vol. 134, n. 1, pg. 41-43, 2006.

Shokrollahi, H.; Janghorban, K. “Soft magnetic composite materials (SMCs).” *Journal of Materials Processing Technology* vol. 189, n. 1-3, pg. 1–12, 2007.

Skarrie, Håkan. “Design of Powder Core Inductors.” Thesis, Department of Industrial Electrical Engineering and Automation, Lund University, 2001, 161 pg.

Spaldin, Nicola A. *Magnetic Materials: Fundamentals and Applications*. 2ª edição. New York: Cambridge University Press, 2010, 288 pg.

Suryanarayana, C. *Mechanical alloying and milling*. 1ª edição. New York: Marcel Dekker, 2004, 488 pg.

Taghvaei, Amir Hossein; Azadeh Ebrahimi; e Mohammad Ghaffari. “Investigating the magnetic properties of soft magnetic composites based on mechanically alloyed nanocrystalline Fe–5wt%Ni powders.” *Journal of Magnetism and Magnetic Materials* vol. 323, n. 1, pg. 149–155, 2011.

Thorsen, Knud Aage, e Mats Persson. “Soft magnetic materials - an introduction.” *International SINTER NEWS*. 2004. http://www.sinternews.com/blad/SinterNews03_GB_4.pdf (acesso em 12 de novembro de 2011).

Upadhyaya, G. S. *Powder Metallurgy Technology*. Edição única. Cambridge Int Science Publishing, 1998, 165 pg.

Verma, Neerav. *Effect of Phosphorous addiction as sintering in Sinter-Hardened alloy steel*. TCC, Department of Materials and Metallurgical Engineering, Kanpur: Indian Institute of Technology, 2007, 26 pg.

Viana, Silvana Garcia. “Obtenção da liga FeSi através do processo mechanicall alloying.” *II Congresso de Pesquisa e Inovação da Rede Norte Nordeste de Educação Tecnológica*, 2007, 6 pg.

Vlasova, O. V., O. A. Panasyuk, e V. A. Maslyuk. “Preparation and properties of magnetically soft powder metallurgy alloy 79NM.” *Powder Metallurgy and Metal Ceramics* vol. 40, n. 9-10, pg. 497-500, 2001.

WEG. “Motores elétricos de corrente alternada.” 2009. <http://pt.scribd.com/doc/35118692/WEG-Apostila-Sobre-Motores-Eletricos> (acesso em 11 de março de 2012).

Yuan-yuan, LI, Ngai Tungwai Leo, e XIAO Zhi-yu. "Study on mechanical properties of warm compacted iron-base materials." vol. 9, n. 3, pg. 154-158, 2002.

Ziębowicz, B., D. Szewieczek, e L. A. Dobrzański. "New possibilities of application of composite materials with soft magnetic properties." *Journal of Achievements in Materials and Manufacturing Engineering* vol. 20, n. 1-2, pg. 207-210, 2007.