

EFEITO DO TRATAMENTO TÉRMICO NAS PROPRIEDADES MAGNÉTICAS DE ÍMÃS HD SINTERIZADOS DO TIPO Pr-Fe-Co-B-Ga-Zr e Pr-Fe-B-Zr

A. G. Fusco, S. C. Silva, H. Takiishi e R. N. de Faria Jr.
Av. Prof. Lineu Prestes, 2242, CEP 055508-300, São Paulo, SP, agfusco@ig.com.br
Instituto de Pesquisas Energéticas e Nucleares, IPEN-CNEN

RESUMO

Ímãs sinterizados, com as composições $Pr_{14,3}Fe_{71,9}Co_{5,8}B_7Zr_{0,5}Ga_{0,5}$, $Pr_{14,5}Fe_{78}B_7Zr_{0,5}$ e $Pr_{16}Fe_{75,5}B_8Zr_{0,5}$ foram preparados pelo processo de decrepitação por hidrogênio (HD). Os ímãs utilizados neste trabalho foram produzidos através de mistura de ligas após HD. Foi estudado o efeito do tratamento térmico à 1000°C, realizado em ciclos (até 35 horas), nas propriedades magnéticas. O ímã $Pr_{14,3}Fe_{71,9}Co_{5,8}B_7Zr_{0,5}Ga_{0,5}$ apresentou uma melhora considerável no produto de energia máximo após 15 h de tratamento térmico (de 285 a 317 kJm⁻³). No ímã $Pr_{16}Fe_{75,5}B_8Zr_{0,5}$ foi verificado um aumento na coercividade intrínseca, que foi de 0,90 a 1,22 T, após 20 h de tratamento térmico. Neste caso o fator de quadratura diminuiu substancialmente. Para a ímã $Pr_{14,5}Fe_{78}B_7Zr_{0,5}$ houve um aumento moderado em todas as propriedades magnéticas em curtos períodos de tratamento térmico.

Palavras-chave: Ímãs de Pr-Fe-B; Adição de Ga e Zr; Tratamento Térmico; Propriedades Magnéticas

INTRODUÇÃO

Os ímãs sinterizados de terras raras a base de praseodímio (Pr), produzidos pela técnica de decrepitação por hidrogênio (HD) e por metalurgia do pó, apresentam, à temperatura ambiente, alto produto de energia assim como, outras propriedades semelhantes aos de neodímio (Nd). O Nd e Pr são extraídos simultaneamente e com a utilização intensa do Nd os estoques de Pr criaram condições econômicas para sua utilização na produção de ímãs permanentes⁽¹⁾.

Entretanto, a baixa estabilidade térmica e resistência à corrosão^(2,3) dos ímãs de terras raras tem levado à pesquisas para solucionar esses problemas. Por exemplo, adições de zircônio (Zr) ou gálio (Ga) podem aumentar a resistência à corrosão⁽³⁾. A adição de cobalto (Co) aumenta a temperatura de Curie (Tc) e resistência à corrosão, porém diminui a coercividade que é um dos principais parâmetros a ser controlado quando da aplicação destes ímãs em circuitos magnéticos⁽⁴⁾.

Do ponto de vista magnético, a coercividade intrínseca (iH_c) e a remanência (B_r) são duas propriedades fundamentais e são controladas por fatores microestruturais. Em geral, a microestrutura desses ímãs apresenta três fases: a matriz magneticamente dura ($Pr_2Fe_{14}B$); uma fase rica em boro (B) e uma rica em Pr. A fase magneticamente dura é constituída de domínios magnéticos⁽⁵⁾.

Um projeto de fabricação de um ímã permanente deve buscar processos mecânico, químico, e térmico para se obter as combinações das propriedades necessárias às suas diversas aplicações⁽⁴⁾. O caminho mecânico significa controle pela forma e tempo de moagem⁽⁶⁾.

O caminho químico passa pela substituição da terra-rara (por ex. por Dy ou Nd) ou do ferro (por Co, Ga, Nb, Zr, Cu, entre outros). O Zr aumenta a anisotropia⁽⁷⁾, o fator de quadratura, porém, diminui a coercividade^(8,9) e provoca uma redução significativa do tamanho de grão da fase $Pr_2Fe_{14}B$ ⁽¹⁰⁾. O Ga causa um decréscimo do campo anisotrópico⁽¹¹⁾ e diminui a tensão superficial da fase líquida na sinterização melhorando sua microestutura⁽¹²⁾.

A técnica de mistura de ligas magnéticas para fabricação de ímãs permanentes permite melhorar o ajuste da composição final, bem como, suas propriedades magnéticas^(8,13).

O caminho do tratamento térmico busca principalmente controlar a relação entre as fases presentes na microestrutura com efeitos diretos nas propriedades magnéticas. A coercividade pode ser melhorada com o tratamento térmico na medida em que ela é influenciada pelo tamanho e homogeneidade dos grãos da fase magneticamente dura, pela espessura da camada da fase rica no contorno dos grãos e lisura da superfície desses grãos⁽¹⁴⁾.

O tratamento térmico (TT) a temperatura de 1000 °C por 24 horas e resfriamento rápido, em ímãs permanentes a base de Pr, preparados pelo processo HD, com a composição $\text{Pr}_{20,5}\text{Fe}_{73,8}\text{B}_{3,7}\text{Cu}_2$, levou a importantes melhorias nas propriedades magnéticas. Para ciclos de tratamento de 5 horas até 40h a composição $\text{Pr}_{20,5}\text{Fe}_{73,8}\text{B}_{3,7}\text{Cu}_2$ apresentou melhoras significativas nas primeiras 15h e estabilização nas demais. Esse mesmo ciclo, para ímãs de composição $\text{Pr}_{16,9}\text{Fe}_{79,1}\text{B}_4$, apresenta melhoras no começo do ciclo e deterioração das propriedades para longos tempos de recozimento ⁽¹⁴⁾.

O efeito de longos períodos de TT (1000°C por 24 horas com resfriamento lento) nos ímãs de $\text{Pr}_{16}\text{Fe}_{76}\text{B}_8$ resultou em um aumento de todas as propriedades magnéticas, especialmente na coercividade intrínseca devido a mudanças na morfologia dos grãos da fase $\text{Pr}_2\text{Fe}_{14}\text{B}$. Em contraste com estes resultados, o mesmo tratamento térmico foi prejudicial para todas as propriedades magnéticas dos ímãs preparados com a liga $\text{Nd}_{16}\text{Fe}_{76}\text{B}_8$ ⁽¹⁵⁾.

Por outro lado, O processo de tratamento térmico pode causar um desenvolvimento irregular das propriedades magnéticas. O comportamento da força coerciva após repetidos tratamentos (alta-baixa temperatura) em ímãs (Nd,Dy)-Fe-Co-B indicam que as variações na coercividade são resultados das mudanças reversíveis na microestrutura provavelmente no interior da região intragranular da fase rica em Nd ⁽¹⁶⁾.

Neste trabalho foi estudada a influência da adição de Zr e Ga e do ciclo de tratamento térmico, nas mudanças das propriedades magnéticas nos ímãs permanentes sinterizados à base de Pr preparados pelo processo HD.

EXPERIMENTAL

As ligas magnéticas utilizadas para a obtenção dos ímãs sinterizados foram: $\text{Pr}_{12,6}\text{Fe}_{68,3}\text{Co}_{11,6}\text{B}_6\text{Zr}_{0,5}\text{Ga}_1$; $\text{Pr}_{13}\text{Fe}_{80,5}\text{B}_6\text{Zr}_{0,5}$, $\text{Pr}_{16}\text{Fe}_{75,5}\text{B}_8\text{Zr}_{0,5}$ e $\text{Pr}_{17}\text{Fe}_{76,5}\text{B}_5\text{Cu}_{1,5}$. Os ímãs foram produzidos utilizando mistura de pós e técnicas convencionais de metalurgia do pó e pelo processo de decrepitação por hidrogênio (HD) ⁽⁸⁾. O ímã com a composição $\text{Pr}_{16}\text{Fe}_{76}\text{B}_8$ foi preparado para comparação (padrão). Na Tabela I estão mostradas as composições finais dos ímãs HD sinterizados e proporções em peso das ligas utilizadas neste trabalho.

Os ímãs foram submetidos a ciclos de tratamento térmico a 1000°C sob vácuo ($< 10^{-5}$ mBar) com resfriamento rápido (ao ar) até o total de 35 horas. A cada ciclo foi medida a densidade através do método de Arquimedes e as propriedades magnéticas, B_r , iH_c , $(BH)_{\text{máx}}$ e o fator de quadratura (FQ) obtidas pelo permeômetro LDJ 5000.

Tabela I. Composição final dos ímãs HD sinterizados⁽⁸⁾.

Ímã	Composição final	50% em peso da liga	50% em peso da liga
1	$\text{Pr}_{14,3}\text{Fe}_{71,9}\text{Co}_{5,8}\text{B}_7\text{Zr}_{0,5}\text{Ga}_{0,5}$	$\text{Pr}_{12,6}\text{Fe}_{68,3}\text{Co}_{11,6}\text{B}_6\text{Zr}_{0,5}\text{Ga}_1$	$\text{Pr}_{16}\text{Fe}_{75,5}\text{B}_8\text{Zr}_{0,5}$
2	$\text{Pr}_{14,5}\text{Fe}_{78}\text{B}_7\text{Zr}_{0,5}$	$\text{Pr}_{13}\text{Fe}_{80,5}\text{B}_6\text{Zr}_{0,5}$	$\text{Pr}_{16}\text{Fe}_{75,5}\text{B}_8\text{Zr}_{0,5}$
3	$\text{Pr}_{16}\text{Fe}_{76}\text{B}_8$ (padrão)	-	-
4	$\text{Pr}_{16}\text{Fe}_{75,5}\text{B}_8\text{Zr}_{0,5}$	-	-
5	$\text{Pr}_{17}\text{Fe}_{76,5}\text{B}_5\text{Cu}_{1,5}$	-	-

RESULTADOS E DISCUSSÃO

Medidas magnéticas antes do tratamento

Na Tabela II estão apresentadas as propriedades magnéticas e as densidades dos ímãs HD sinterizados antes do tratamento térmico. O ímã 3, foi produzido com a liga $\text{Pr}_{16}\text{Fe}_{76}\text{B}_8$ e utilizada como padrão.

Tabela II: Propriedades magnéticas dos ímãs HD sinterizados antes do tratamento térmico.

Composição do ímã (%at)	B_r (T) ($\pm 0,02$)	$\mu_{oi}H_c$ (T) ($\pm 0,02$)	$(BH)_{\text{máx}}$ (kJ/m^3) (± 5)	FQ (razão)	ρ (g/cm^3) ($\pm 0,03$)
1. $\text{Pr}_{14,3}\text{Fe}_{71,9}\text{Co}_{5,8}\text{B}_7\text{Zr}_{0,5}\text{Ga}_{0,5}$	1,25	1,11	285	0,68	7,21
2. $\text{Pr}_{14,5}\text{Fe}_{78}\text{B}_7\text{Zr}_{0,5}$	1,19	0,74	258	0,88	7,25
3. $\text{Pr}_{16}\text{Fe}_{76}\text{B}_8$ (padrão)	1,16	1,22	263	0,84	7,42
4. $\text{Pr}_{16}\text{Fe}_{75,5}\text{B}_8\text{Zr}_{0,5}$	1,17	0,90	258	0,93	7,38
5. $\text{Pr}_{17}\text{Fe}_{76,5}\text{B}_5\text{Cu}_{1,5}$	1,12	1,20	239	0,69	7,04

A remanência aumenta com a diminuição do teor de $\text{Pr}^{(2)}$, como mostra os ímãs 1 e 2 da Tabela II. O ímã 1 apresentou um $(BH)_{\text{máx}}$ de 285 kJ/m^3 , superior em 8,3% em relação ao padrão (263 kJ/m^3).

Os ímãs 2 e 4, ambos com adição de 0,5 at. % de Zircônio, apresentaram uma diminuição significativa da coercividade, de 1,22 T (padrão) para 0,74 T e 0,90 T, respectivamente. Em contraposição à diminuição da coercividade, temos a melhora no fator de quadratura, de 0,84 (padrão) para 0,88 e 0,93 para os ímãs 2 e 4, respectivamente.

A adição de Ga, no ímã 1, foi a responsável pela melhora da coercividade, isto porque, a presença do Co⁽⁴⁾ e o Zr (ímãs 2 e 4), tendem a diminuir esta propriedade. Por outro lado, a presença do Ga diminui o FQ, para 0,68, que foi o menor valor obtido neste trabalho.

Para o ímã 5, com maior concentração de Pr, foi obtido o menor valor de B_r mas, com boa coercividade, H_c , de 1,20 T. Este aumento da coercividade está relacionada com o aumento da fase rica (Pr) e também com a baixa densidade⁽²⁾. A fase rica em Pr e a provável presença de poros exercem um maior isolamento dos grãos da fase magneticamente dura e, conseqüentemente, são responsáveis pelo aumento da coercividade.

Densidade, Remanência e Produto de Energia após o Tratamento Térmico

Na Figura 1 a e b está mostrada a evolução da densidade com o tempo de tratamento térmico (TT).

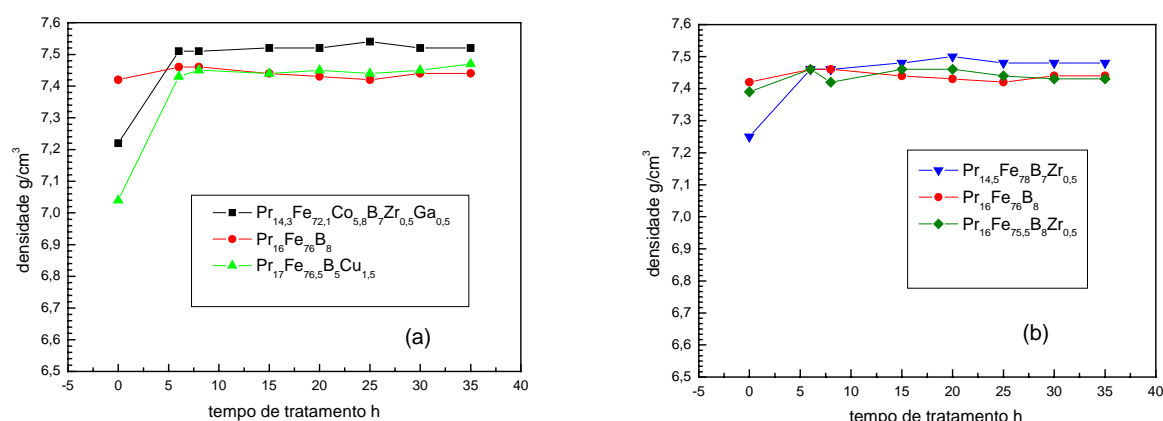


Figura 1: a) Evolução da densidade com o tempo de tratamento térmico dos ímãs 1($\text{Pr}_{14,3}\text{Fe}_{71,9}\text{Co}_{5,8}\text{B}_7\text{Zr}_{0,5}\text{Ga}_{0,5}$), 3($\text{Pr}_{16}\text{Fe}_{76}\text{B}_8$), padrão e 5($\text{Pr}_{17}\text{Fe}_{76,5}\text{B}_5\text{Cu}_{1,5}$). b) Evolução

da densidade com o tempo de tratamento térmico dos ímãs 2($\text{Pr}_{14.5}\text{Fe}_{78}\text{B}_7\text{Zr}_{0.5}$), 3($\text{Pr}_{16}\text{Fe}_{76}\text{B}_8$), padrão e 4($\text{Pr}_{16}\text{Fe}_{75.5}\text{B}_8\text{Zr}_{0.5}$).

O ímã 3, padrão, apresentou menor densificação após o tratamento. Na continuidade dos ciclos de TT, observaram-se pequenas oscilações com tendência à estabilização da densidade.

Nas Figuras 2 e 3 temos a evolução do B_r e nas Figura 4 a e b a evolução do $(BH)_{\text{máx}}$, com relação ao tempo de TT. Na equação (1), temos que o B_r , que é o campo produzido por um material magnetizado ou o campo retido quando há eliminação do campo externo aplicado depende diretamente da magnetização de saturação do material (M_s), do grau de orientação cristalográfica $\langle \cos\theta \rangle$, dos grãos magnéticos do material, da fração volumétrica de grãos magnéticos (f) e do fator de densidade (P) que é a relação entre a densidade real (ρ_r) e a densidade teórica (ρ_t):

$$B_r = \langle \cos\theta \rangle \cdot f \cdot P \cdot \mu_0 \cdot M_s \quad \text{eq. (1)}^{(4)}$$

O aumento do fator P provoca uma tendência no aumento das propriedades B_r e $(BH)_{\text{máx}}$.

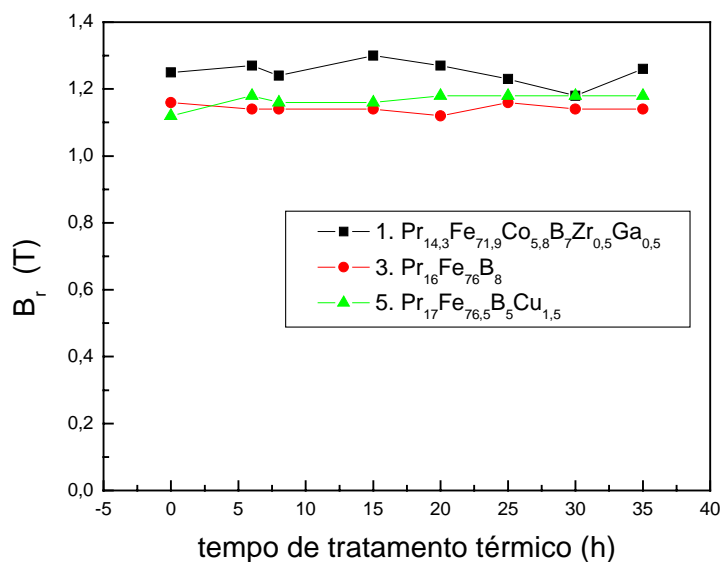


Figura 2. Variação da remanência dos ímãs 1, 3 e 5 em função do tempo de tratamento térmico.

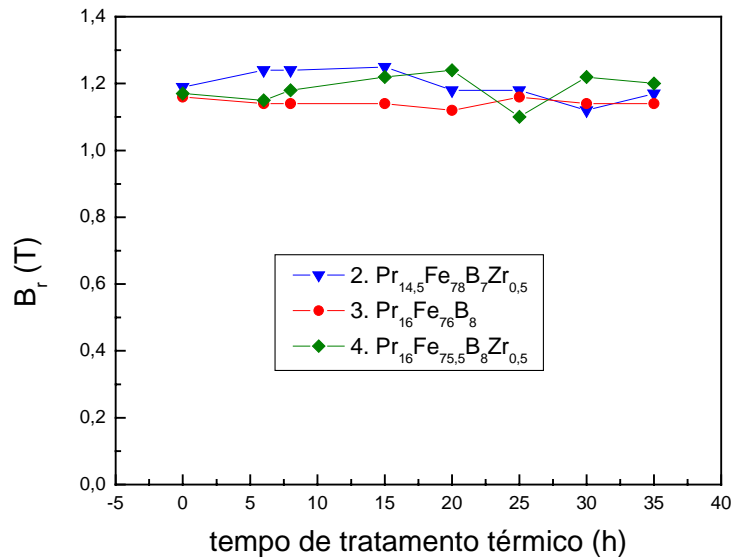


Figura 3. Variação da remanência dos ímãs 2, 3 e 4 em função do tempo do TT.

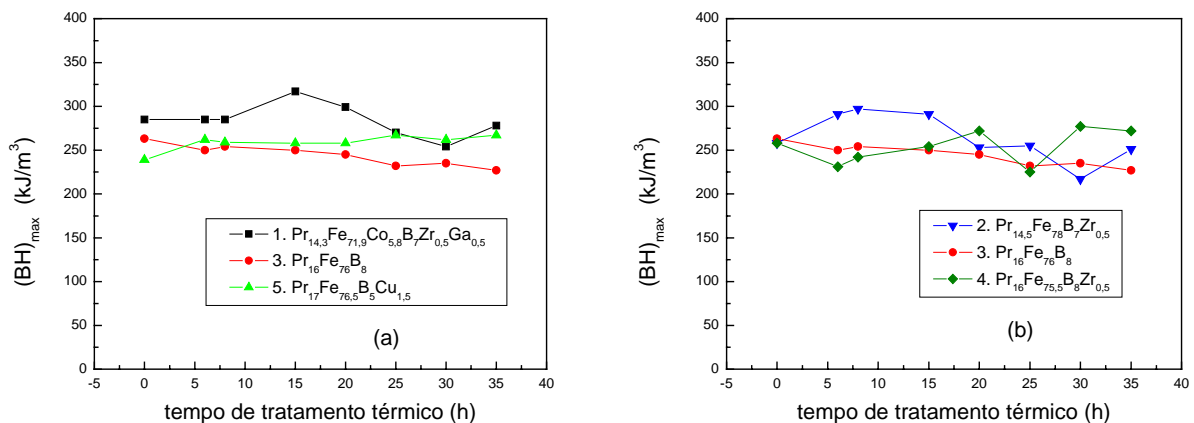


Figura 4: (a) Produto de Energia dos ímãs 1, 3 e 5 em função do tempo de tratamento térmico. (b) Produto de Energia dos ímãs 2, 3 e 4 em função do tempo de tratamento térmico.

O ímã 3, $\text{Pr}_{16}\text{Fe}_{76}\text{B}_8$ (padrão), apresentou uma diminuição do B_r , de 1,16 T para 1,14 T, e do $(\text{BH})_{\text{máx}}$, de 263 kJ/m^3 para 227 kJ/m^3 após 35 h de TT. Neste estudo o comportamento deste ímã contrasta com os obtidos por Corfield⁽¹⁵⁾ e se aproxima dos resultados obtidos por Faria⁽¹⁴⁾.

Os melhores resultados do B_r e $(BH)_{m\acute{a}x}$ para o ímã 1 foram de 1,30 T e 317 kJ/m^3 com 15 horas de TT; do ímã 2 de 1,24 T e 297 kJ/m^3 com 10h de TT e do ímã 4 de 1,24 T e 272 kJ/m^3 após 20h de TT. O ímã 5 obteve uma elevação do B_r de 1,12 T para 1,18 T e do $(BH)_{m\acute{a}x}$ de 239 para 267 kJ/m^3 após 25h de TT. Nestes ímãs, após estes tempos de TT, há uma diminuição destas propriedades mesmo mantendo a densidade, o que pode ser causado por fatores microestruturais.

Coercividade e Fator de Quadratura após o Tratamento Térmico

Nas Figuras 5 e 6 estão mostradas as variações da coercividade com o TT. Sagawa et al⁽²⁾ determinaram que ímãs de NdFeB tendem a sofrer uma diminuição gradual da coercividade com a densificação.

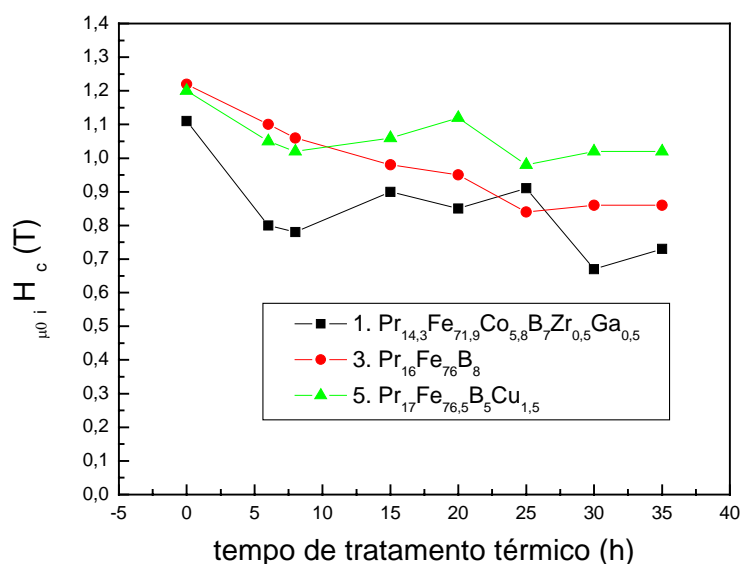


Figura 5: Variação da Coercividade dos ímãs 1, 3 e 5 em função do tempo de tratamento térmico.

Com a densificação (Figura 1 a e b) é verificada uma diminuição da coercividade nos ímãs 1, 3 e 5. Porém, os ímãs 2 e 4 com Zr, fogem a essa tendência, ou seja, fatores microestruturais e a presença do Zr tem forte influência na coercividade.

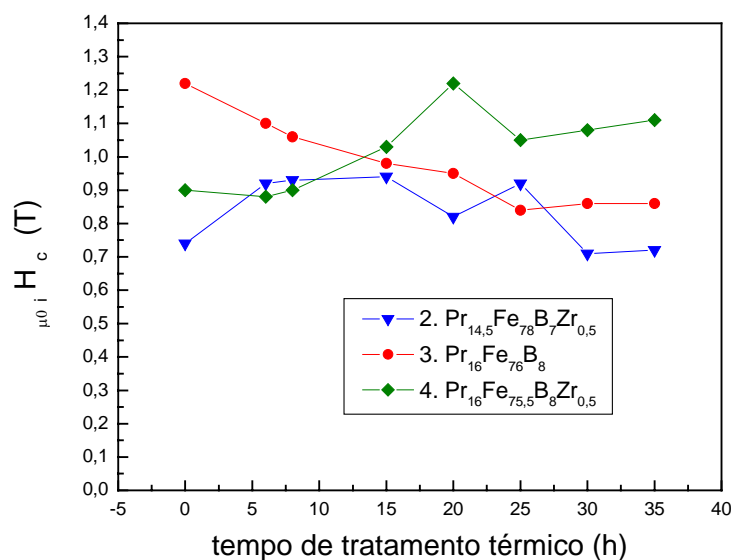


Figura 6: Coercividade dos ímãs 2, 3 e 4 em função do tempo de tratamento térmico.

Verificou-se que o ímã 3 (padrão) apresentou uma diminuição da coercividade, de 1,22 T para 1,06 T, após 25h de TT e para 0,84 T após 30h. Este comportamento está de acordo com o obtido por Faria et al⁽¹⁴⁾. Porém, contrasta com o encontrado por Corfield et al⁽⁴⁾ que, ao realizarem TT nos ímãs Pr₁₆Fe₇₆B₈ obtiveram aumento de 6,4% na coercividade. Verificaram que após TT os grãos da fase magnética ficaram mais arredondados e ocorreram melhores distribuições da fase rica em Pr.

O ímã 2, com 0,5 at. % de Zr, apresentou melhora na coercividade, de 0,74 T para 0,94 T que representou um aumento de 27%, para 15h de TT. O ímã 4, também dopado com 0,5at% de Zr, tem um desenvolvimento espetacular. Apresentou um aumento na coercividade de 0,90 T para 1,22 T após 20h de TT, ou seja, de 35,5%.

O ciclo de TT pode provocar um aumento do tamanho de grão e, portanto, a coercividade neste caso deveria diminuir. Um dos fatores que pode estar influenciando este aumento é a melhora na forma e no contorno dos grãos. O melhor desempenho do ímã 4 pode estar ocorrendo devido à maior quantidade de Pr, proporcionando melhor distribuição no contorno do grão da fase matriz.

O ímã 1 (com Ga e Zr) apresentou coercividade de 1,10 T sem TT, que é menor em relação ao padrão. A presença do Ga foi deletéria para esta propriedade inibindo o

efeito do Zr. No decorrer do ciclo de TT a coercividade diminui, apresentando comportamento semelhante ao ímã 5, com adição de Cu.

No ímã 5, com 1,5% de Cu, e após ciclos de TT, a coercividade diminui continuamente. Neste caso, os resultados foram diferentes aos obtidos por Faria et al⁽¹⁴⁾, que constataram um aumento e estabilidade da coercividade ao longo do ciclo de tratamento térmico para ímãs de $\text{Pr}_{20,5}\text{Fe}_{73,8}\text{B}_{3,7}\text{Cu}_2$.

Na Figura 7 a e b está mostrada a variação do fator de quadratura (FQ) em função do tempo de tratamento térmico realizado nos ímãs.

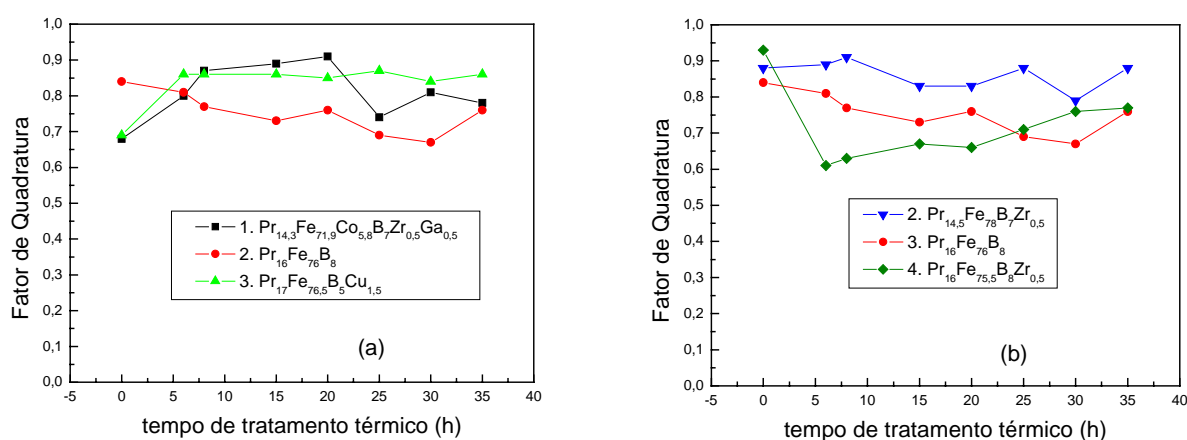


Figura 7: (a) Fator de Quadratura dos ímãs 1, 3 e 5 em função do tempo de tratamento térmico. (b) Fator de Quadratura dos ímãs 2, 3 e 4 em função do tempo de tratamento térmico.

O fator de quadratura, FQ, nos dá a estabilidade e homogeneidade de um ímã permanente e representa o número de grãos magnéticos que já reverteram devido à aplicação de um campo desmagnetizante⁽⁵⁾.

No ímã 1 com Ga e Zr (Fig. 7 a) há uma queda acentuada no FQ após 20 h de TT e no ímã 4, com Zr, ela é acentuada em menores tempos de TT, de 0,93 (inicial) para 0,61 após 6h de TT. No decorrer do ciclo de TT há uma tendência de crescimento mas, não atingindo seu patamar inicial. O ímã 2, com Zr, apresentou pequena variação no FQ. Ao comparar os ímãs 2 e 4, ambos com Zr, verifica-se que a presença da fase rica (Pr) em maior quantidade é prejudicial a esta propriedade. O FQ dos ímãs 1 (Zr e

Ga) e 5 (Cu) aumentaram com o TT. O ímã 1 (Zr e Ga) apresentou um crescimento contínuo atingindo um significativo FQ, de 0,91 com 20h de TT.

CONCLUSÃO

Adições de Zr, Ga e Cu nos ímãs a base de PrFeB combinados com ciclos de TT apresentam importantes variações nas propriedades magnéticas.

A adição de Ga provoca aumento na coercividade dos ímãs sinterizados (sem TT), diminuindo o FQ. Adição de Zr tende a diminuir a coercividade nos ímãs sinterizados (sem TT) aumentando o FQ. Após ciclos de TT o Zr tende a aumentar a coercividade com queda do FQ e o Ga tende a diminuir a coercividade aumentando o FQ. Para o mesmo tempo de TT o Zr, Ga e Cu tendem a aumentar as propriedades B_r e $(BH)_{máx}$ ainda que com diferentes intensidades. O TT cíclico mostrou ser prejudicial às propriedades magnéticas para o ímã de composição $Pr_{16}Fe_{76}B_8$ (padrão).

Um estudo microestrutural dos ímãs deve ser realizado para a melhor compreensão dos resultados obtidos neste trabalho.

AGRADECIMENTOS

Os autores agradecem à FAPESP, CNEN-IPEN/SP pelo suporte financeiro e estrutura. Agradecemos também ao MSc. E.P. Soares pela ajuda na obtenção dos resultados.

REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

1. P. J. McGuinness, S. Kobe, I. Skulj, A. Bollero, O. Gutfleisch, E.J. devlin, D.J. Niarchos, J. Mag. Mag. Mat., 237 (2001) 267-275.
2. M. Sagawa, S. Fujimura, N. Togawa, H. Yamamoto, Y. Matsuura, J. Appl. Phys., 55(6) (1984) 2083-87.
3. C. Burkhardt, I.R. Harris, S. Kobe, L. Vehovar, M. Steinhorst, Proc. the 9th Int. Symp. Magnetic Anisotropy and Coercivity in Rare-Earth transition metal alloys, 1996, p. 689-697.
4. A.S. Kim, F.E. Camp, Proc. the 9th Int. Symp. Magnetic Anisotropy and Coercivity in Rare-Earth transition metal alloys, 1996, p. 679-688.
5. R.N. Faria, L.F.C.P. Lima, Introdução ao magnetismo dos materiais, Editora Livraria da Física, São Paulo, Bras.
6. E.P. Soares, dissertação de mestrado, USP/IPEN, São Paulo (2005).
7. M. Jurczyk, W.E. Wallace, J. Mag. Mag. Mat., 59 (1986) L182-L184.

8. R.N. Faria, H. Takiishi, L.F.C.P. Lima, I. Costa, J. Mag. Mag. Mat., 237, (2001) 261-266.
9. R.N. Faria, H. Takiishi, L.F.C.P. Lima, I. Costa, Mat. Sc. Forum Vol. 416-418 (2003) 168-171.
10. Z. Chen, B.R. Smith, B. Min MA, IEEE Trans. Mag., 38(5) (2002) 2976-78 .
11. A.T. Pedziwiatr, S.G. Sankar, W.E. Wallace, J. Appl. Phys., 63(8) (1988) 3710-3712.
12. K.G. Knoch, Phase relations in Rare-earth Iron Permanent magnets, edited by J. M.D. Coey, Clarendon Press Oxford (1966) p.159-177.
13. R.N. Faria, J. Mag. Mag. Mat., 238 (2002) 56-64.
14. R.N. Faria, J.S. Abell, I.R. Harris, J. Alloys and Comp., 177 (1991) 311-320.
15. M.R. Corfield, A.J. Williams, I.R. Harris, J. Alloys and Comp. 296 (2000) 138-147.
16. V.P. Menushenkov, A.G. Savchenko, J. Mag. Mag. Mat., 258-259 (2003) 558.
17. A.G. Fusco, G.J. Santos, H. Takiishi, R.N. Faria, Cbecimat, XVI Cong. Bras. Eng. e Ciência dos Materiais, Porto Alegre, RS, Novembro de 2004.
18. T. Weizhong, Z. Shouzeng, H. Bing, J. Mag. Mag. Mat., 94 (1991) 67-73.
19. R.N. Faria, The structure and properties of Pr/Nd-Fe-B-(Cu) permanent magnets and alloys, Thesis for the Degree of Doctor of Philosophy, Birmingham, U.K., 1993.

The effect of heat treatment upon magnetic properties of Pr-Fe-Co-B-Ga-Zr and
Pr-Fe-B-Zr HD sintered magnets
ABSTRACT

Sintered permanent magnets based on the compositions $\text{Pr}_{14,3}\text{Fe}_{71,9}\text{Co}_{5,8}\text{B}_7\text{Zr}_{0,5}\text{Ga}_{0,5}$, $\text{Pr}_{14,5}\text{Fe}_{78}\text{B}_7\text{Zr}_{0,5}$ and $\text{Pr}_{16}\text{Fe}_{75,5}\text{B}_8\text{Zr}_{0,5}$, have been prepared using the hydrogen decrepitation (HD) process. The magnets employed in the present investigation were produced using a mixture of decrepitated cast alloys. The effects of annealing at 1000°C in cycles (up to 35hours) on the magnetic properties have been studied. Energy product has been considerably (from 285 to 317 kJm^{-3}) in the $\text{Pr}_{14,3}\text{Fe}_{71,9}\text{Co}_{5,8}\text{B}_7\text{Zr}_{0,5}\text{Ga}_{0,5}$ magnets annealed for 15 hours. It has been shown that the intrinsic coercivity of a $\text{Pr}_{16}\text{Fe}_{75,5}\text{B}_8\text{Zr}_{0,5}$ magnet increased from 0.90 T to 1.22 T, after annealing for 20 hours. In this case squareness factor has been reduced substantially. Good overall increase in the magnetic properties has been achieved in the $\text{Pr}_{14,5}\text{Fe}_{78}\text{B}_7\text{Zr}_{0,5}$ HD sintered magnets annealed for a short period of time.

Keywords: PrFeB magnets; Zr and Ga addition; Annealing; Magnetic properties