

EFEITO DO Zr NA MICROESTRUTURA DE ÍMÃS NANOCRISTALINOS $\text{Sm}(\text{CoFeCuZr})_z^1$

Marcos Flávio de Campos²
Sérgio Antônio Romero³
Augusto Câmara Neiva⁴
Hercílio Rodolfo Rechenberg³
Frank Patrick Missell⁵

RESUMO

Ímãs do tipo $\text{Sm}_2(\text{MT})_{17}$, onde MT=Metal de Transição, apresentam microestrutura nanocristalina composta de células da fase $\text{Sm}_2(\text{Fe,Co})_{17}$ (2:17) circundadas pela fase $\text{Sm}(\text{Co,Cu})_5$ (1:5). O objetivo principal é determinar como o Zr altera a microestrutura ou se o Zr provoca o aparecimento de outras fases na microestrutura. Amostras de composição química $\text{Sm}(\text{Co}_{\text{bal}}\text{Fe}_{0,2}\text{Cu}_{0,1}\text{Zr}_x)_8$ (bal=balanço) com $x= 0, 0,02, 0,04, 0,06$ e $0,08$ foram preparadas em forno a arco com base de cobre refrigerada a água. As amostras foram, subseqüentemente, submetidas a um tratamento térmico compreendendo 3 h a 1175°C , 4 h a 820°C , resfriamento lento ($1^\circ\text{C}/\text{min.}$) até 400°C e mais 3h a 400°C . Os ímãs foram magneticamente caracterizados em bobina supercondutora. Os resultados indicam que o Zr promove em alta temperatura a existência de uma única fase Sm:MT, a qual é intermediária entre 2:17 e 1:5, provavelmente 1:7. A existência de um campo monofásico em alta temperatura é essencial para a formação da microestrutura nanocristalina. Nas amostras com maior teor de Zr, $x= 0,04, 0,06$ e $0,08$, observa-se que o Zr provoca a formação de diversas outras fases, entre as quais uma com ~16-17%at de Zr e pobre em Sm e em Cu. Esta outra fase com ~16-17%at de Zr pode ser o $\text{Zr}_2\text{Co}_{11}$ mencionado como fase estável no diagrama Zr-Co, mas ocorrendo aqui com substituição parcial de Co pelo Fe.

Palavras chave: ímãs permanentes, SmCoFeCuZr, Tratamentos térmicos

e_mail: mfdcampo@uol.com.br ou mcampos@metal.eeimvr.uff.br

1) Artigo submetido ao 60º Congresso Anual da ABM, 25 a 28 de julho de 2005, Belo Horizonte MG

2) Programa de Pós-Graduação em Engenharia Metalúrgica – Escola de Engenharia Industrial metalúrgica de Volta Redonda – Universidade Federal Fluminense, Av. dos Trabalhadores 420, Vila Santa Cecília, cep 27255-125, Volta Redonda, RJ

3) Instituto de Física da USP – São Paulo SP

4) Departamento de Engenharia Química, Escola Politécnica da USP – São Paulo SP

5) Centro de Ciências Exatas e Tecnologia, Universidade de Caxias do Sul – Caxias do Sul RS

1. Introdução

Ímãs $\text{Sm}(\text{CoFeCuZr})_z$ do tipo 2:17 são utilizados em diversas aplicações especiais. Um exemplo importante de aplicação tecnológica destes ímãs são os dispositivos de microondas de potência (TWT – “travelling wave tubes”), usados em radares (LIU; WALMER, 2004). Outras características excepcionais, e que capacitam os ímãs 2:17 a aplicações de alta tecnologia são particular resistência a radiação (LUNA et al, 1989) e a altas temperaturas (POPOV et al, 1990), (LIU et al, 1999).

A metalurgia envolvida na elaboração dessas ligas $\text{Sm}(\text{CoFeCuZr})_z$ pode ser descrita como razoavelmente complexa, pois se trata de um sistema com 5 componentes (Sm-Co-Fe-Cu-Zr). Entretanto, a compreensão dos fenômenos metalúrgicos pode ser facilitada iniciando-se o estudo pelos ternários Sm-Co-Zr e Sm-Co-Cu. Ou seja, acreditamos que esses dois sistemas são “a chave” para compreendermos os fenômenos metalúrgicos que levam essas ligas a apresentar excelentes propriedades magnéticas.

O objetivo do presente trabalho é avaliar o efeito do Zr sobre a microestrutura dos ímãs, e aqui vamos nos ater mais ao sistema Sm-Co-Zr. Convém notar que o sistema Sm-Co-Cu tem sido assunto de várias investigações na literatura (ESTEVEZ-RAM et al., 1999), (PERRY, 1977), (GLARDON; WURTZ, 1979), (DERKAOUI, ALLIBERT, 1989).

Em estudos anteriores (CAMPOS et al., 2001), (CAMPOS et al., 2002), (CORTE-REAL et al., 2002) (CAMPOS et al., 2004a), (CAMPOS et al., 2004b), propriedades magnéticas e mecanismos de coercividade foram prioritariamente enfatizados. Aqui vamos nos ater principalmente à microestrutura dos ímãs.

2. Procedimento Experimental

Amostras isotrópicas de composição química $\text{Sm}(\text{Co}_{\text{bal}}\text{Fe}_{0,2}\text{Cu}_{0,1}\text{Zr}_x)_8$ (bal=balanço) com $x = 0, 0,02, 0,04, 0,06$ e $0,08$ foram preparadas em um forno a arco voltaico com uma base de cobre refrigerada a água construído no IFUSP. Este forno permite fazer fusões em atmosfera controlada de argônio. Após a fusão as amostras foram encapsuladas em tubos de quartzo sob atmosfera de argônio com pressão ligeiramente negativa (0,8 atm.). Subseqüentemente as amostras foram submetidas a um tratamento térmico compreendendo tratamento isotérmico por 4hs a 1175°C , têmpera em água, um tratamento isotérmico por 7hs. a 820°C , seguido de resfriamento lento ($1^\circ\text{C}/\text{min.}$) até 400°C e outro tratamento isotérmico por 3hs. a 400°C seguido de resfriamento ao ar.

A bobina supercondutora utilizada na caracterização magnética das amostras (vide Figura 1) pertence ao LMM-IFUSP e foi fabricada pela empresa American Magnetics Inc e possui um criostato de hélio líquido da Janis Research Company. A bobina gera campos magnéticos de até 9 T e permite realizar medidas na faixa de temperatura de 4,2 a 300K. O controle de temperatura é feito por um controlador da Lake Shore Cryotronics modelo DRC-91C. Para medir a magnetização foi utilizado um MAV - “magnetômetro de amostra vibrante” (ver Figura 1) fabricado pela EG&G Princeton Applied Research modelo 4500. Todos esses equipamentos estão

conectados a um barramento GPIB, que permite o controle e registro em um microcomputador de todos os parâmetros da medida.

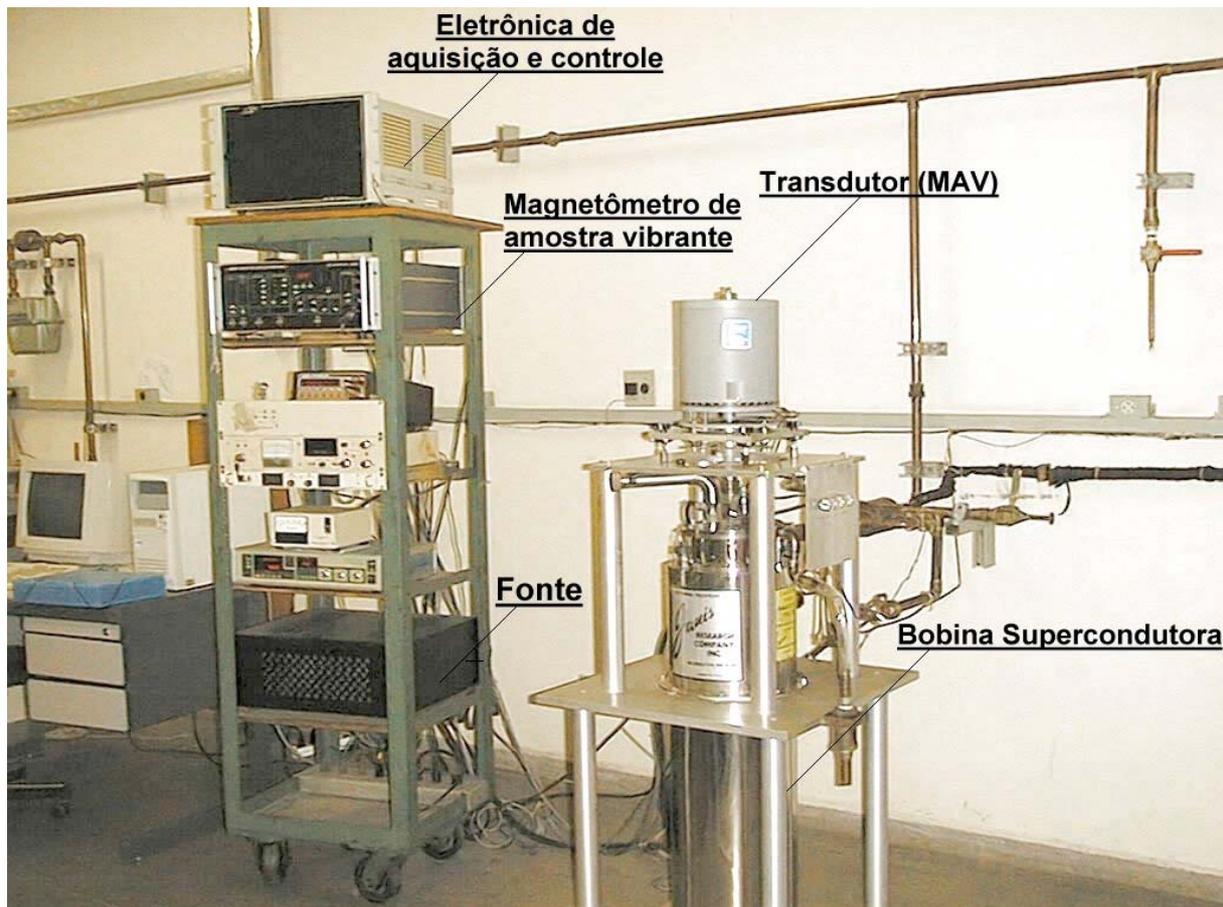


Figura 1: Bobina supercondutora e MAV (Magnetômetro de amostra vibrante).

Medidas de Difração de Raios-X foram realizadas em um Difratorômetro Rigaku D-MAX-2000-PC com radiação $\text{CuK}\alpha$ a tensão de 40 kV e corrente de 20-40 mA. As amostras foram submetidas a análise microestrutural em um MEV (Microscópio Eletrônico de Varredura) PHILIPS XL 30 com filamento de tungstênio operando a 20 kV. equipado com analisador EDAX do Depto de Engenharia Metalúrgica e de Materiais da EPUSP.

3. Resultados e Discussão

Tabela I. Relação entre teor de Zr e H_{ci} para a seqüência de amostras $\text{Sm}(\text{Co}_{\text{bal}}\text{Fe}_{0,2}\text{Cu}_{0,1}\text{Zr}_x)_8$ (bal=balanço)

Amostra	(a)	(b)	(c)	(d)	(e)
Zr (x)	0	0,02	0,04	0,06	0,08
H_c (kOe)	1,7	20,6	17,3	14,2	8,0

A Tabela I mostra um máximo de H_{ci} para $x=0,02$ e, depois, uma contínua queda. Esse resultado está relacionado ao aparecimento de fases indesejáveis, como será discutido a seguir.

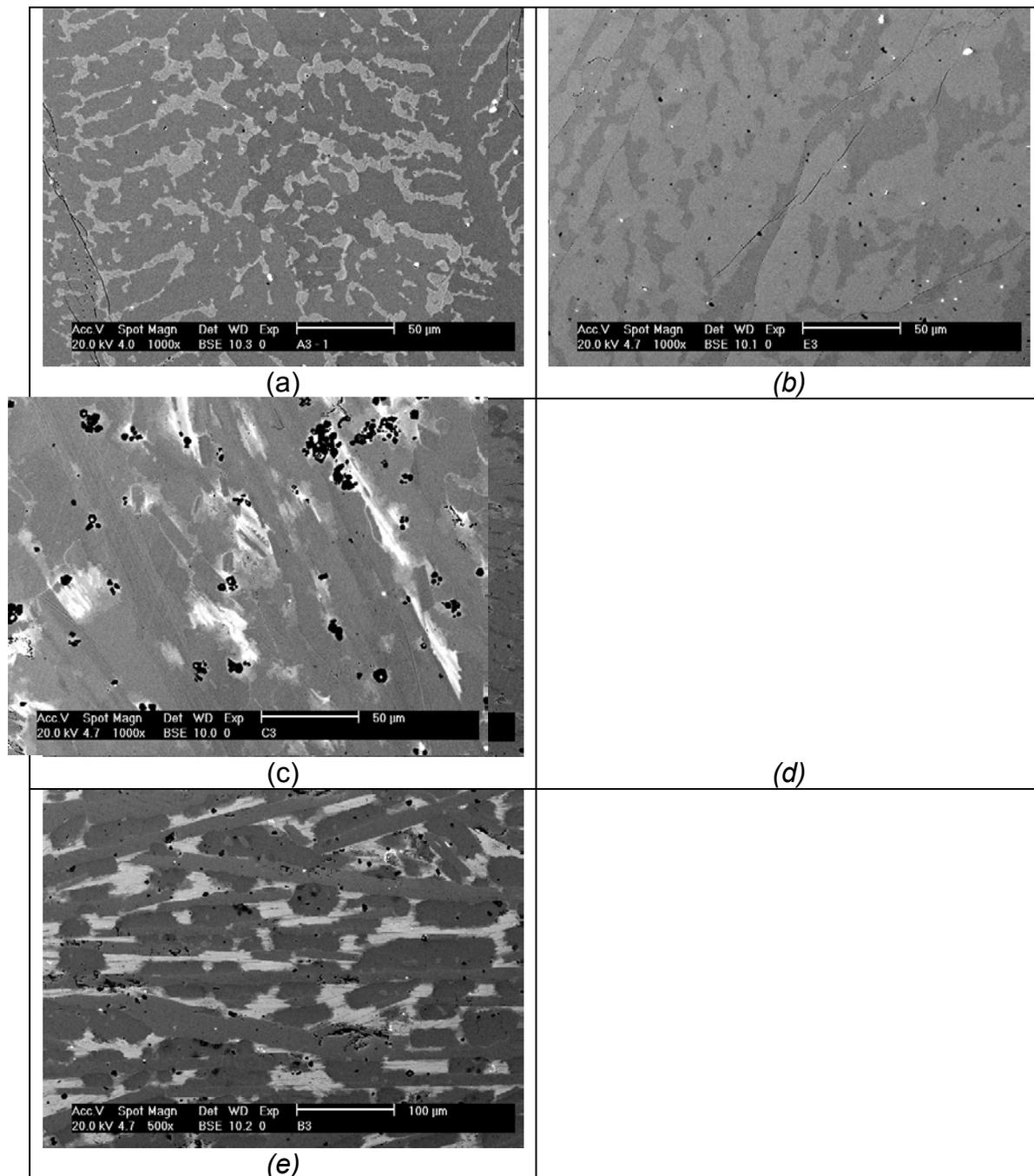


Figura 2: Microestrutura das amostras $\text{Sm}(\text{Co}_{\text{bal}}\text{Fe}_{0,2}\text{Cu}_{0,1}\text{Zr}_x)_8$ (bal=balanço). Ver também Tabela I para código e propriedades magnéticas. (a) $x=0$. (b) $x=0,02$. (c) $x=0,04$. (d) $x=0,06$. (e) $x=0,08$.

3.1 Microestrutura da Amostra sem Zr

A microestrutura da amostra com 0% de Zr (Figura 2a) mostra claramente duas fases bastante distintas. Concluímos que a microestrutura nanométrica responsável por alta coercividade (CAMPOS et al., 2002) não se desenvolveu, portanto, a

coercividade é muito baixa (ver Tabela I). As fases presentes são 1:5 e 2:17 (ver Tabela II).

Tabela II. Composição química das fases da amostra $\text{Sm}(\text{Co}_{\text{bal}}\text{Fe}_{0,2}\text{Cu}_{0,1}\text{Zr}_x)_8$ (bal=balanço) com $x=0$

	2:17	1:5
ZrL		
SmL	12,01	16,98
FeK	19,60	8,82
CoK	61,48	48,00
CuK	6,93	26,21

O espectro de difração da amostra sem Zr é muito diferente do das outras amostras que contém Zr, indicando que a fase matriz (2:17) dessemelha-se às demais.

3.2 Microestrutura da Amostra com $x=0,02$

A microestrutura da amostra com 0,02% Zr (Figura 2b) consiste em duas fases muito parecidas (vide Tabela III). Os espectros de difração de Raios-X indicam que uma única fase em alta temperatura se decompondo em outras, o que está de acordo com o mencionado por POPOV et al. (1987). Esta liga situa-se dentro do campo 1:7, segundo o diagrama Sm-Co-Zr apresentado por DERKAOUI et al. (1996) e LEFEVRE et al (1997). A microestrutura (ver Tabela III) revela a presença do que aparenta ser a fase 1:7 (~12,5% at Sm). Esse dado é compatível com os espectros de difração obtidos. Entretanto, a microestrutura sugere a presença de matriz com duas composições muito próximas. É essencial, para obter máxima coercividade, produzir os ímãs com uma liga que esteja situada dentro do campo 1:7 em altas temperaturas (~1180°C) (BUSCHOW, 1998), (CAMPOS et al, 2004a).

Tabela III Composição química das fases da amostra $\text{Sm}(\text{Co}_{\text{bal}}\text{Fe}_{0,2}\text{Cu}_{0,1}\text{Zr}_x)_8$ (bal=balanço) com $x=0,02$

	2:17 (provável)	1:7 (provável)
ZrL	1,31	1,29
SmL	11,83	12,57
FeK	19,39	18,13
CoK	59,88	58,83
CuK	7,60	9,19

O espectro de Difração é muito semelhante para todas as amostras com Zr. Entretanto, as amostras com Zr mais alto, $x=0,04$, $0,06$ e $0,08$, apresentam pequenas porções de outras fases. Esse detalhe será discutido no próximo item.

3.3 Microestrutura das Amostras com alto teor de Zr $x=0,04, 0,06$ e $0,08$

Na imagem de elétrons retroespalhados (ver Figura 2), as fases com maior teor de Sm (átomo de maior número atômico entre os cinco que compõe a liga) aparecem mais claras (mais brancas), e as com menos Sm, mais escuras. Isso ajuda a perceber fases diferentes da matriz.

Tabela IV Análise química de fases - as quais ocorrem em pequena fração volumétrica - encontradas nas amostras com alto teor de Zr ($x=0,04, 0,06$ e $0,08$ em $\text{Sm}(\text{Co}_{\text{bal}}\text{Fe}_{0,2}\text{Cu}_{0,1}\text{Zr}_x)_8$ (bal=balanço))

		X=0,04	X=,006	X=0,08
		,provável 6:23	ZrL	
SmL			19,00	21,66
FeK			10,32	12,37
CoK			44,18	44,49
CuK			25,32	20,42
fase Zr-Fe-Co 2:11?	ZrL	14,85	14,76	15,99
	SmL	1,99	1,83	1,62
	FeK	19,44	19,56	21,66
	CoK	61,21	61,53	58,72
	CuK	2,52	2,32	2,03
fase Zr-Sm-Fe-Co-Cu	ZrL	11,10		11,98
	SmL	8,53		8,53
	FeK	14,61		16,45
	CoK	61,35		59,19
	CuK	4,40		3,84

A microestrutura das amostras com alto Zr ($x=0,04, 0,06$ e $0,08$) (Figuras 2c, 2d e 2d) é bem mais complexa que as outras. A Tabela IV lista três fases com estequiometria bem diferente de Sm:MT 1:5, 1:7 ou 2:17. Convém discutir em mais detalhes essas três fases: i) Fase “quinária” Zr-Sm-Co-Fe-Cu, ii) 2:11? e iii) Provável 6:23 .

i) Fase “quinária” Zr-Sm-Co-Fe-Cu

A fase Zr-Sm-Fe-Co-Cu parece-se muito com uma fase encontrada por ZHANG et al. (1988). Essa fase também foi reportada por BAILEY;HARRIS (1987) em uma amostras “as-cast”. A composição mencionada por BAILEY;HARRIS (1987) é $\text{Sm}(\text{Co}_{0,65}\text{Fe}_{0,16}\text{Cu}_{0,05}\text{Zr}_{0,14})_{10,36}$. ZHANG et al. (1988) sugerem que esta fase é estável e que seria a fase lamelar rica em Zr encontrada na microestrutura nanométrica dos ímãs $\text{Sm}(\text{CoFeCuZr})_z$. Esta fase nanométrica lamelar apenas pode ser observada apenas em microscópio eletrônico de transmissão. Para mais

detalhes sobre esta fase lamelar rica em Zr, ver XIONG et al. (2004), CORTE-REAL et al. (2002), CAMPOS et al. (2004a).

ii) Fase 2:11?

Como mostrado na Tabela IV, observamos a ocorrência de uma outra fase, a qual tem ~16-17%at de Zr e é pobre em Sm e em Cu. Provavelmente é uma fase do ternário Zr-Co-Fe. Fase de composição similar foi também mencionada por SHCHEGOLEVA et al (1983). Esta fase com ~16-17%at de Zr pode ser o Zr_2Co_{11} mencionado como fase estável no diagrama Zr-Co (PECHIN et al., 1964), mas ocorrendo aqui com substituição parcial de Co pelo Fe. BURZO et al (1991) investigaram o efeito do Fe sobre as propriedades magnéticas do 2:11, mas não examinaram a microestrutura de suas amostras..

Existe dúvida sobre a correta estrutura cristalina desta fase. A estequiometria foi sugerida como “aproximadamente 2:11” no diagrama de PECHIN et al (1964). Depois, foi sugerido que a fase reportada “2:11” seria possivelmente 1:5 com estrutura CFC (mas esta fase aparentemente é metaestável) ou talvez 1:5 com estrutura ortorrômbica (BURZO et al, 1991). GABAY et al. (2001) recentemente re-investigaram esta questão, mas sem conseguir clarificar qual a estrutura do “2:11”.

iii) Provável Fase 6:23

Em um estudo sobre o ternário Sm-Zr-Co, Derkaoui et al (1996) menciona um 6:23 com 20.3% (at) Sm e apenas 1.2% at Zr. Isso é muito similar ao observado em nossas amostras. Talvez a fase com a composição $Sm(Co_{0.46}Fe_{0.12}Cu_{0.41}Zr_{0.01})_{4.13}$ reportada por BAILEY;HARRIS (1987) também seja o 6:23.

No caso do Zr-Co havia menção inicialmente ao composto 1:4, conforme publicado no 1º diagrama sobre esse sistema, ainda na década de 60 (PECHIN et al., 1964). Depois, foi corrigido para 6:23 quando determinaram a estrutura cristalina dessa fase (MASSALSKI, 1992).

A estequiometria 6:23 ocorre em vários diagramas envolvendo Zr, Sm, Co e Cu. Por exemplo, o 6:23 é fase estável no binário Zr-Co e também é estável no Sm-Mn (MASSALSKI, 1992).

4. Comentários e Conclusões

Para adições de Zr maiores que $x=0,02$ em $Sm(Co_{bal}Fe_{0,2}Cu_{0,1}Zr_x)_8$ (bal=balanço), fases indesejáveis começam a ocorrer nos ímãs. A queda do Hc nos ímãs com $x > 0,02$ está relacionada ao aparecimento dessas fases.

É essencial, para obter máxima coercividade, produzir os ímãs com uma liga que esteja situada dentro do campo 1:7 em altas temperaturas (~1180°C).

Três fases encontradas nas amostras com alto teor de Zr ($x=0,04, 0,06$ e $0,08$ em $\text{Sm}(\text{Co}_{\text{bal}}\text{Fe}_{0,2}\text{Cu}_{0,1}\text{Zr}_x)_8$ (bal=balanço)) são similares a outras fases reportadas na literatura. Estas três fases foram identificadas como sendo provavelmente: 2:11?, 6:23 e a fase “quinária” Zr-Sm-Co-Fe-Cu.

Agradecimentos

MF de Campos agradece à CAPES (programa ProDoc).

Referências

T. Bailey, I. R. Harris. Ageing characteristics of a 2/17 alloy; coercivity, microhardness and electrical resistivity measurements. In: INTERNATIONAL WORKSHOP ON RARE-EARTH MAGNETS AND THEIR APPLICATIONS. 9., Bad Soden, Germany, 1987. Proceedings...p. 435-443, 1987.

K. H. J. Buschow, Permanent-Magnet Materials and their Applications (Trans Tech Publications, Uetikon-Zurich, 1998).

E. Burzo, R. Grössinger, P. Hundegger, H. R. Kirchmayr, R. Krewenka, O. Mayerhofer, and R. Lemaire *J. Appl. Phys.* **70** (1991) 6550.

M. F. de Campos, M. M. Corte-Real, Y. Zhang, J. F. Liu, G. C. Hadjipanayis. Nucleação como mecanismo de coercividade em ímãs $\text{Sm}(\text{Co,Fe,Cu,Zr})_z$ In: TEXTURA E RELAÇÕES DE ORIENTAÇÃO: DEFORMAÇÃO, RECRISTALIZAÇÃO, CRESCIMENTO DE GRÃO. Ed: AP TSCHIPTSCHIN et al. Escola Politécnica da USP, 2001. (em CD-ROM), p. D12-D26.

M. F. de Campos, M. M. Corte-Real, J. F. Liu, Y. Zhang, G. C., Hadjipanayis. Um modelo metalúrgico-microestrutural para os ímãs $\text{Sm}(\text{CoFeCuZr})_z$. In 57º CONGRESSO ANUAL DA ABM – INTERNACIONAL. Julho de 2002, São Paulo SP, p. 946-955. Também em: Metalurgia e Materiais, v. 60, no 541, jan./fev. 2004 - Cadernos Tecnológicos - p. 20.

M. F. de Campos, M. M. Corte-Real, Y. Zhang, G. C. Hadjipanayis, J. F. Liu. A metallurgical-microstructural model for the $\text{Sm}(\text{CoFeCuZr})_z$ magnets. In: INTERNATIONAL WORKSHOP ON HIGH PERFORMANCE MAGNETS AND THEIR APPLICATIONS. 18., Annecy, France, 2004. Proceedings...p. 295-301, 2004a.

M. F. de Campos, S. A. Romero, H. R. Rechenberg, F. P. Missell. Efeito do Zr sobre a coercividade de ímãs $\text{Sm}(\text{CoFeCuZr})_z$. In: CONGRESSO BRASILEIRO DE ENGENHARIA E CIÊNCIAS DOS MATERIAIS, 16, Porto Alegre, RS, 2004b. Anais (em CD-ROM). p.1-10.

M. M. Corte-Real, M. F. de Campos, Y. Zhang, G. C. Hadjipanayis, e J. F. Liu, *Phys. Stat. Sol. (a)* **193** (2002) 302.

S. Derkaoui, C. H. Allibert, *J. Less-Comm. Met.* **154** (1989) 309.

S. Derkaoui, N. Valignat, C. H. Allibert. *J. Alloys Compd.* **235** (1996) 112.

E. Estevez-Rams, J. Fidler, A. Penton, A. Valor-Reed, J.C. Tellez-Blanco, R. Sato Turtelli, R. Grossinger. *J. Magn. Magn. Mat.* **195** (1999) 595.

A.M. Gabay, Y. Zhang, G.C. Hadjipanayis. *J. Magn. Magn. Mat.* **236** (2001) 37.

R. Glardon, W. Kurz. *Z. Metallkde.* **70** (1979) 386.

A. Lefevre, L. Cataldo, M. Th. Cohen-Adad, B. F. Mentzen. *J. Alloys Compd.* **255** (1997) 161.

J.F. Liu, Y. Ding, Y. Zhang, D. Dimitar, F. Zhang and G.C. Hadjipanayis, *J. Appl. Phys.* **85**, (1999) 5660.

J. F. Liu; M. Walmer. Designing with high performance rare earth permanent magnets. In: INTERNATIONAL WORKSHOP ON HIGH PERFORMANCE MAGNETS AND THEIR APPLICATIONS. 18., Annecy, France, 2004. Proceedings...p. 630-636, 2004.

H. B. Luna, X. K. Maruyama, N. J. Colella, J. S. Hobbs, R. S. Hornady, B. Kulke, J. V. Palomar. *Nuclear Instruments and Methods in Physics Research*, **A285** (1989) 349.

T. B. Massalski. BINARY ALLOY PHASE DIAGRAMS, 2nd Edition, (1992).

W.H. Pechin, D.E. Williams, W.L. Larsen, *Trans. ASM* **57** (1964) 464.

A.J. Perry. *J. Less-Comm. Met.* **51** (1977) 153.

A.G. Popov, G.V. Ivanova, V. S. Gaviko, L. M. Magat, V. G. Maykov, Ya. S. Shur. *Phys. Met. Metall.* **64** no. 2 (1987) 83.

A.G. Popov, A.V. Korolev, N. Shchegoleva, *Phys. Met. Metall.* **69** no. 3 (1990) 100.

N. N. Shchegoleva, T.Z. Puzanova, Ya. S. Shur, N. V. Nikolayeva. *Phys. Met. Metall.* **56** no. 5 (1983) 71-77.

B. Zhang, J. R. Blachere, W. A. Soffa, A. E. Ray, *J. Appl. Phys.* **64** (1988) 5729.

Xiong, X. Y., Ohkubo, T., Koyama, T., Ohashi, K., Tawara, Y., Hono, K., *Acta Mater.*, **52**,(2004) 737.

EFFECT OF Zr ON THE MICROSTRUCTURE OF NANOCRYSTALLINE MAGNETS $\text{Sm}(\text{CoFeCuZr})_z$ ¹

Marcos Flávio de Campos²
Sérgio Antônio Romero³
Augusto Câmara Neiva⁴
Hercílio Rodolfo Rechenberg³
Frank Patrick Missell⁵

ABSTRACT

Magnets of the type $\text{Sm}_2(\text{TM})_{17}$, where TM=Transition, present nanocrystalline microstructure composed by cells of the phase $\text{Sm}_2(\text{Fe,Co})_{17}$ (2:17) surrounded by the phase $\text{Sm}(\text{Co,Cu})_5$ (1:5). The main objective is determining how Zr changes the microstructure or if Zr leads to the appearing of other phases in the microstructure. Samples with chemical composition $\text{Sm}(\text{Co}_{\text{bal}}\text{Fe}_{0,2}\text{Cu}_{0,1}\text{Zr}_x)_8$ (bal=balance) with $x= 0, 0,02, 0,04, 0,06$ and $0,08$ were prepared in arc furnace. The samples were submitted to a heat treatment with 3 h at 1175°C , 4 h at 820°C , slow cooled ($1^\circ\text{C}/\text{min.}$) down to 400°C and more 3h of heat treatment at 400°C . The magnets were magnetically characterized in superconducting coil. The results indicate that Zr promotes, in high temperature, the existence of an only Sm:TM phase, which is intermediate between 2:17 and 1:5, probably 1:7. The existence of a single phase field in high temperature is essential for the appropriate precipitation of the nanocrystalline microstructure that leads to high coercivity. In the samples with higher Zr, $x= 0,04, 0,06$ e $0,08$, it was observed that Zr promotes the appearing of several other phases, among them one with $\sim 16\text{-}17\%$ at Zr and Sm-poor and Cu-poor. This phase with $\sim 16\text{-}17\%$ at Zr can be the $\text{Zr}_2\text{Co}_{11}$ mentioned as stable phase in the Zr-Co phase diagram, but here observed with partial substitution of Co by Fe.

Key-words: permanent magnets, SmCoFeCuZr, heat treatment

e_mail: mfdcampo@uol.com.br ou mcampos@metal.eeimvr.uff.br

1) Article submitted to the 60^o Congresso Anual da ABM, 25 a 28 de julho de 2005, Belo Horizonte MG

2) Programa de Pós-Graduação em Engenharia Metalúrgica – Escola de Engenharia Industrial metalúrgica de Volta Redonda – Universidade Federal Fluminense, Av. dos Trabalhadores 420, Vila Santa Cecília, cep 27255-125, Volta Redonda, RJ

3) Instituto de Física da USP – São Paulo SP

4) Departamento de Engenharia Química, Escola Politécnica da USP – São Paulo SP

5) Centro de Ciências Exatas e Tecnologia, Universidade de Caxias do Sul – Caxias do Sul RS
