

z 值影响 $\text{Sm}(\text{CoFeCuZr})_z$ 磁性能的机理研究

张天丽¹, 王文龙¹, 徐 成¹, 王 慧¹, 张 伟², 张志宏², 蒋成保¹

(北京航空航天大学, 北京 100191)

(2 包头稀土研究院 白云鄂博稀土资源研究与综合利用国家重点实验室, 内蒙古 包头 014030)

摘 要: 通过粉末冶金法制备了不同 z 值 ($z=7.5\sim 8.5$) 的 $\text{Sm}(\text{CoFeCuZr})_z$ 磁体。利用磁性能测量系统、X 射线衍射分析、电子探针以及透射显微镜等对磁体的性能、组成相、析出相含量、微观结构及元素分布进行表征, 通过分析解释了磁性能随 z 值变化的内在机理。结果表明: 随 z 值增大, 胞状结构尺寸增大, 高饱和磁化强度的 2:17R 相增多导致剩磁 B_r 升高; z 值增大导致富 Zr 析出相增多, 引起方形度 H_k/H_{cj} 下降; z 值通过改变 Cu 元素在 2:17R 相界面位置的富集程度来改变矫顽力 H_{cj} 的大小, 在一定范围内 ($z<8.2$) 该位置 Cu 含量越高, 矫顽力越大。

关键词: $\text{Sm}(\text{CoFeCuZr})_z$ 磁体; z 值; 磁性能; 微观结构; Cu 元素分布

中图分类号: TM273

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2019)05-1567-06

$\text{Sm}(\text{CoFeCuZr})_z$ (即 2:17 型钐钴) 永磁体具有优异的磁性能、优良的温度稳定性以及较好的耐蚀性等, 在航空航天和精密仪器中应用十分广泛^[1-5]。 $\text{Sm}(\text{CoFeCuZr})_z$ 磁体作为第 2 代稀土永磁由 SmCo_5 添加过渡元素得到 (其中 z 值为稀土元素 Sm 与过渡元素的原子比, z 值的大小代表了 Sm 含量的多少), 其优异的磁性能来自于由 2:17R 胞内相、1:5H 胞壁相和富钐的片状相组成的复杂微观结构。其中, 2:17R 相是主相, 负责提供高的饱和磁化强度, 1:5H 相钉扎畴壁得到高的矫顽力, 富钐相为元素扩散提供快速通道^[6]。前期工作^[7-14]对组成元素和制备工艺的研究发现, 不论是成分还是热处理工艺都会对微观结构、相组成及元素分布产生影响从而改变磁性能。Sm 元素作为晶格组成的基本元素, 其含量对磁性能有决定性的影响。根据相图^[15], Sm 含量 (即 z 值) 的改变会影响 2:17R 相和 1:5H 相的比例, 从而导致不同的磁性能; 特拉华大学的 Liu 等^[16]认为 z 值主要影响胞状结构的尺寸, z 值越低胞状尺寸越小, 其高温性能越好; 戴顿大学的 Liu 等^[17]发现, 室温下 H_{cj} 对 z 值很敏感, 随着 z 值的增大 H_{cj} 迅速增大; Gu 等^[18]发现有效 Sm 含量在 24%~24.5% (质量分数) (z 值在 7.8~8.1 之间), 氧含量小于 4000 $\mu\text{g/g}$ 时, 有望获得剩磁、矫顽力和磁能积都较高的磁体。前期研究^[15-18]揭示了 z 值改变对磁性能的影响, 但是 z 值改变如何对磁性能产生影响的内在机理研究并不系统, 需要进一步探究 z 值与

影响磁性能因素之间的关系, 从而解释 z 值改变磁性能的根本原因。

本实验对不同 z 值 $\text{Sm}(\text{Co}_{\text{bal}}\text{Fe}_{0.22}\text{Cu}_{0.06}\text{Zr}_{0.03})_z$ ($z=7.5\sim 8.5$) 磁体的胞状结构、胞内和胞壁两相比例及两相中成分分布进行研究, 确定磁性能与这些因素之间的关系, 进而解释 z 值影响磁性能的内在机理。

1 实 验

在本工作中样品均由粉末冶金工艺制备, 采用电弧炉熔炼得到名义成分为 $\text{Sm}(\text{Co}_{\text{bal}}\text{Fe}_{0.22}\text{Cu}_{0.06}\text{Zr}_{0.03})_{7.5}$ 和 $\text{Sm}(\text{Co}_{\text{bal}}\text{Fe}_{0.22}\text{Cu}_{0.06}\text{Zr}_{0.03})_{8.5}$ 的合金锭, 考虑到 Sm 熔点较低易挥发, 配料时增加 3% 的烧损。合金锭在粗破碎至可通过孔径 180 μm 筛后, 将粗粉按一定的比例混合得到名义成分为 $\text{Sm}(\text{Co}_{\text{bal}}\text{Fe}_{0.22}\text{Cu}_{0.06}\text{Zr}_{0.03})_z$ ($z=7.5, 7.8, 8.0, 8.2, 8.4, 8.5$) 的粗粉, 混合比例由以下公式计算得到:

$$M_{7.5} + M_{8.5} = M_{\text{粗粉}}$$

$$xM_{7.5} + yM_{8.5} = M_{\text{Sm}}$$

其中, $M_{\text{粗粉}}$ 和 M_{Sm} 分别为目标成分的粗粉质量与目标成分粗粉中所含 Sm 元素的质量; $M_{7.5}$ 为所需 $\text{Sm}(\text{Co}_{\text{bal}}\text{Fe}_{0.22}\text{Cu}_{0.06}\text{Zr}_{0.03})_{7.5}$ 的质量, x 为其 Sm 元素质量分数; $M_{8.5}$ 为所需 $\text{Sm}(\text{Co}_{\text{bal}}\text{Fe}_{0.22}\text{Cu}_{0.06}\text{Zr}_{0.03})_{8.5}$ 的质量, y 为其 Sm 元素质量分数。

进一步将粗粉采用湿法球磨的方式得到粒径为 3~5 μm 并混合均匀的磁粉。磁粉在磁场取向成型和冷

收稿日期: 2018-05-11

基金项目: 国家自然科学基金 (51471016); 北京市自然科学基金 (2151002)

作者简介: 张天丽, 女, 1975 年生, 博士, 副教授, 北京航空航天大学材料科学与工程学院, 北京 100191, 电话: 010-82316234, E-mail: tlzhang@buaa.edu.cn

等静压后成为紧实的压坯，将其置于真空管式炉中，在 1185~1220 ℃ 的 Ar 气氛中烧结固溶，最后进行时效。时效工艺为：在 810 ℃ 下保温 24 h，之后以 0.5 ℃/min 的冷速缓冷至 400 ℃，保温 10 h 后淬火。

样品的永磁性能是由最大磁场为 2000 kA/m 的 NIM-500C 型永磁材料测量系统和 PPMS-9 型综合物性测量系统(PPMS)进行测试完成，采用 D/MAX-2500 型 X 射线衍射仪进行物相分析，而更进一步的测试则是通过电子探针系统 (EPMA) 完成。采用 JEM-2100F 型透射电子显微镜进行微观组织的观察，并使用其附件能谱仪进行样品的成分分析。采用图像处理软件 Photoshop 对电子探针照片进行析出相面积的测定，确定析出相含量。

2 结果与讨论

优化固溶温度制得不同 z 值 ($z=7.5, 7.8, 8.0, 8.2, 8.4, 8.5$) 下最佳磁性能的磁体，由 NIM-500C 型永磁材料测量系统得到最佳磁性能磁体的退磁曲线 (图 1a)，如图 1 所示 (由于 $z=8.0, 8.2, 8.4, 8.5$ 时的矫顽力超出 NIM-500C 型永磁材料测量系统的测量范围，故由 PPMS 测得图 1b) 其性能平均值如表 1 所示。

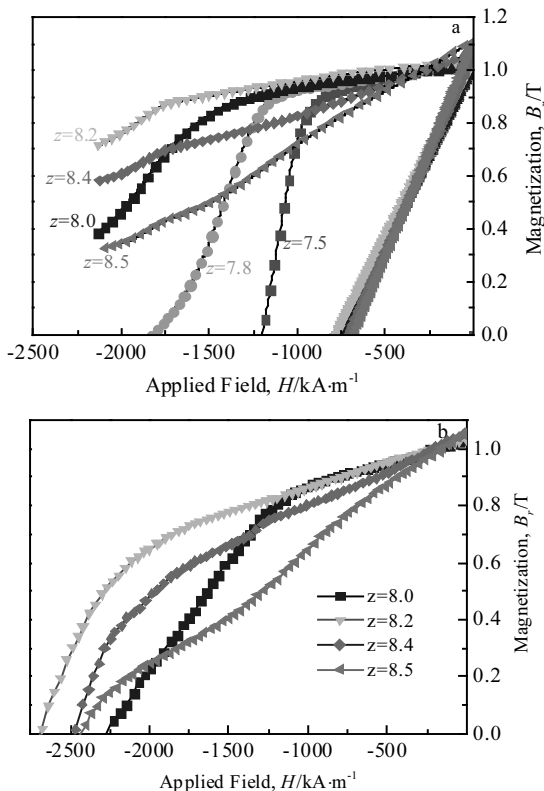


图 1 $\text{Sm}(\text{Co}_{0.98}\text{Fe}_{0.02}\text{Cu}_{0.06}\text{Zr}_{0.03})_z$ ($z=7.5 \sim 8.5$) 磁体的退磁曲线
Fig.1 Demagnetization curves of $\text{Sm}(\text{Co}_{0.98}\text{Fe}_{0.02}\text{Cu}_{0.06}\text{Zr}_{0.03})_z$ ($z=7.5 \sim 8.5$) magnets

表 1 $\text{Sm}(\text{Co}_{0.98}\text{Fe}_{0.02}\text{Cu}_{0.06}\text{Zr}_{0.03})_z$ ($z=7.5, 7.8, 8.0, 8.2, 8.4, 8.5$) 的永磁性能

Table 1 Permanent magnetic properties of $\text{Sm}(\text{Co}_{0.98}\text{Fe}_{0.02}\text{Cu}_{0.06}\text{Zr}_{0.03})_z$ ($z=7.5, 7.8, 8.0, 8.2, 8.4, 8.5$) magnets				
z	B_r/T	$H_{cj}/\text{kA}\cdot\text{m}^{-1}$	$(BH)_{\max}/\text{kJ}\cdot\text{m}^{-3}$	H_k/H_{cj}
7.5	1.03	1106.69	194.14	0.671
7.8	1.03	1827.22	196.13	0.551
8.0	1.03	2273.89	200.99	0.522
8.2	1.04	2675.16	203.06	0.446
8.4	1.06	2464.97	187.94	0.175
8.5	1.06	2396.50	175.92	0.127

为了更加直观的描述随 z 值改变磁性能的变化趋势，绘制了磁性能变化曲线，如图 2 所示。

由表 1 和图 2 可以发现随着 z 值的升高，磁体的剩磁 B_r 由 1.03 T 缓慢增加至 1.04 T，当 $z>8.2$ 时剩磁急剧增大，当 $z=8.5$ 时获得最大 B_r 为 1.06 T；矫顽力 H_{cj} 先升高后降低，由 $z=7.5$ 时的 1106.69 $\text{kA}\cdot\text{m}^{-1}$ 快速增加至 $z=8.2$ 时的 2675.16 $\text{kA}\cdot\text{m}^{-1}$ ，其增幅近 1592.36 $\text{kA}\cdot\text{m}^{-1}$ ，当 $z>8.2$ 时矫顽力缓慢降低，可见在一定范围内减少 Sm 含量可提高矫顽力；最大磁能积 $(BH)_{\max}$ 呈现与矫顽力相同的变化规律，但其变化幅度不大，在 $z=8.2$ 时其值最大，为 203.06 $\text{kJ}\cdot\text{m}^{-3}$ ；方形度 H_k/H_{cj} 随 z 增加而单调下降，由 0.671 ($z=7.5$) 降至 0.127 ($z=8.5$)，

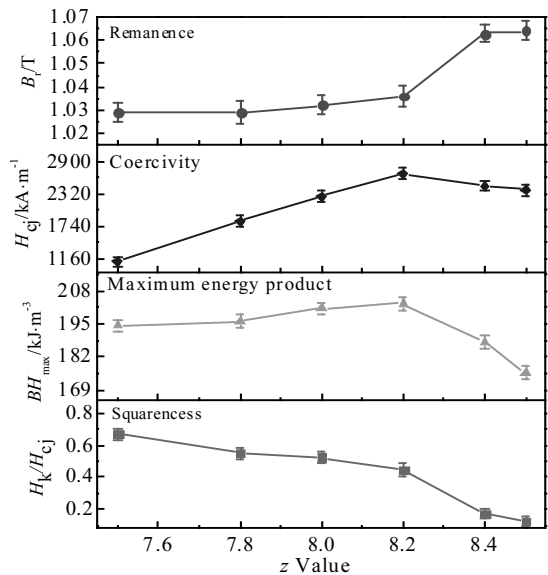


图 2 $\text{Sm}(\text{Co}_{0.98}\text{Fe}_{0.02}\text{Cu}_{0.06}\text{Zr}_{0.03})_z$ ($z=7.5 \sim 8.5$) 磁体磁性能随 z 值变化曲线
Fig.2 Magnetic properties variation curves of $\text{Sm}(\text{Co}_{0.98}\text{Fe}_{0.02}\text{Cu}_{0.06}\text{Zr}_{0.03})_z$ ($z=7.5 \sim 8.5$) magnets with z value

其中 z 值从 8.2 到 8.4 时, 方形度 H_k/H_{cj} 由 0.446 降到 0.175, 变化幅度超过 60%。

为了进一步探究 z 值影响磁性能的作用机理, 选择其中 3 个具有代表性的成分 $\text{Sm}(\text{Co}_{\text{bal}}\text{Fe}_{0.22}\text{Cu}_{0.06}\text{Zr}_{0.03})_z$ ($z=7.5, 8.2, 8.5$) 进一步分析。

由时效后样品的 XRD 图谱图 3 可知, 3 种样品均主要由 2:17R 相($\text{Th}_2\text{Zn}_{17}$)及 1:5H 相 (CaCu_5) 组成, 其中 2:17R 相的最强峰是 (303), 位于 43.5° 附近, 1:5H 相的最强峰为 (111) 位于 42.7° , 但这些样品的最强峰位置均向左偏移大约 0.4° 。取 $41.5^\circ\sim 43.5^\circ$ 区间进行 XRD 慢扫并分峰拟合, 结果如图 4 所示。

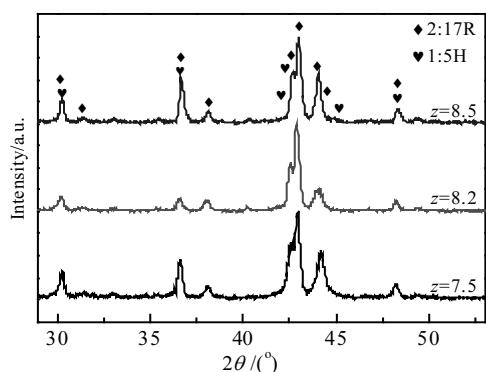


图 3 $\text{Sm}(\text{Co}_{\text{bal}}\text{Fe}_{0.22}\text{Cu}_{0.06}\text{Zr}_{0.03})_z$ ($z=7.5, 8.2, 8.5$) 时效后样品的 XRD 图谱

Fig.3 XRD patterns of $\text{Sm}(\text{Co}_{\text{bal}}\text{Fe}_{0.22}\text{Cu}_{0.06}\text{Zr}_{0.03})_z$ ($z=7.5, 8.2, 8.5$) magnets after aging

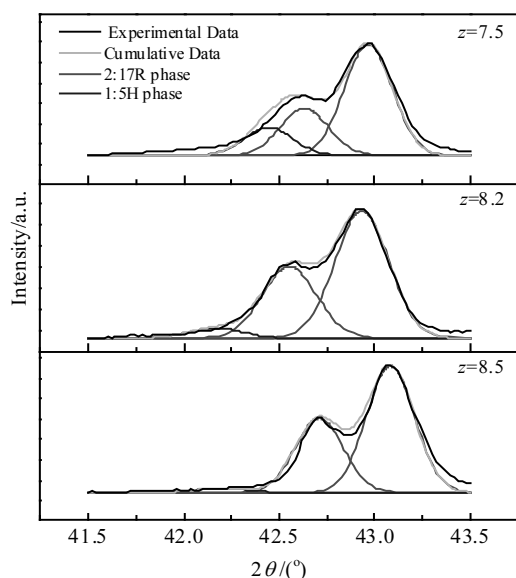


图 4 $\text{Sm}(\text{Co}_{\text{bal}}\text{Fe}_{0.22}\text{Cu}_{0.06}\text{Zr}_{0.03})_z$ ($z=7.5, 8.2, 8.5$) 样品 XRD 分峰拟合图谱

Fig.4 Peak-differentiation-imitating XRD profiles of $\text{Sm}(\text{Co}_{\text{bal}}\text{Fe}_{0.22}\text{Cu}_{0.06}\text{Zr}_{0.03})_z$ ($z=7.5, 8.2, 8.5$) magnets

由两相最强峰积分强度 (I) 可以得到两相所占质量分数 $W^{[19]}$

$$W_{1:5} = I_{1:5} / (I_{1:5} + I_{2:17} r_{1:5} / r_{2:17}) \quad (1)$$

$$W_{2:17} = 1 - W_{1:5} \quad (2)$$

式中, r 是待测样品与刚玉标准样品按质量比 1:1 混合后, 进行 XRD 测试所得二者的最强峰积分强度的比值, 可由 XRD 的 PDF 卡片查得。通过上述公式, 可以分别计算出 1:5H 相和 2:17R 相的质量分数 (W), 如图 5 所示, 可以看出随着 z 值增大, 1:5H 胞壁相逐渐减少, 2:17R 胞内相逐渐增多。由于胞状结构中的胞内相负责提供饱和磁化强度, 其含量增加会导致磁体的饱和磁化强度升高, 从而剩磁增加。

图 6 所示为样品时效后的背散射电子 (EPMA-BSE) 图像, 图中灰白色的相由 WDS 确定为 Sm_2O_3 , 黑色区域为孔洞, 箭头所指矩形中深灰色相为富 Zr 的析出相, 其成分如表 2 所示。计算图像中析出相的面积得出: $z=7.5, 8.2, 8.5$ 时析出相含量 f_A 分别是 1.12%, 2.65%, 5.44%, 随 z 值增大, 即 Sm 含量的减少, 析出相增多。这种析出相也被 Yosuke Horiuchi 等^[20]在 Sm_2O_3 周围观察到。同时, 随 z 值增大, 对应磁体方形度 H_k/H_{cj} (见表 1) 逐渐减小, 分别为 67.1%, 44.6%, 12.7%。磁体样品氧含量均在 0.3% 以下, 因此通过分析析出相含量与方形度二者之间的关系可以认为, 随 z 值增加富 Zr 析出相的增多是导致磁体方形度变差的原因之一。这是由于析出相的 Sm 含量极低, 而 Sm 元素是形成胞状结构的基本元素, 故析出相所在区域不能形成胞状结构, 破坏了畴壁钉扎的均匀性, 从而降低了方形度。

图 7 所示为 $\text{Sm}(\text{Co}_{\text{bal}}\text{Fe}_{0.22}\text{Cu}_{0.06}\text{Zr}_{0.03})_z$ 样品的 TEM 图像及 Cu 元素的面分布, 样品都具有典型的胞状结构。

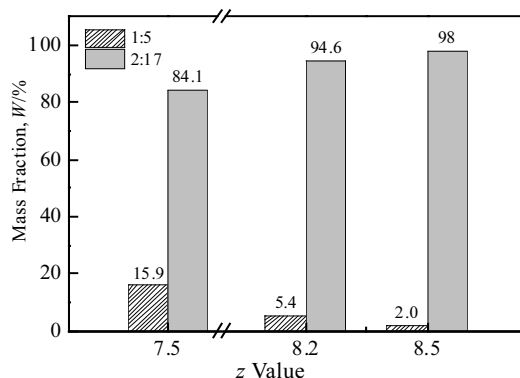


图 5 由 XRD 数据计算所得的样品中两相比比例

Fig.5 Proportion of the two phase in $\text{Sm}(\text{Co}_{\text{bal}}\text{Fe}_{0.22}\text{Cu}_{0.06}\text{Zr}_{0.03})_z$ ($z=7.5, 8.2, 8.5$) magnets from XRD data

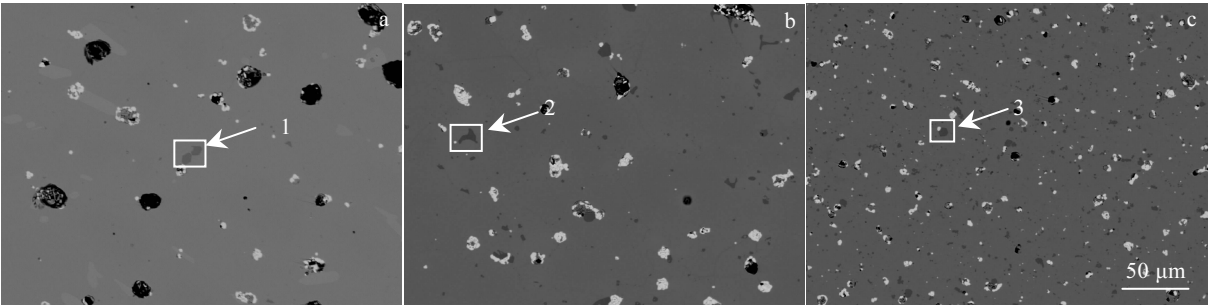


图 6 样品的 EPMA-BSE 图像

Fig.6 EPMA-BEI images of $\text{Sm}(\text{Co}_{\text{bal}}\text{Fe}_{0.22}\text{Cu}_{0.06}\text{Zr}_{0.03})_z$ magnets: (a) $z=7.5$, (b) $z=8.2$, and (c) $z=8.5$

表 2 图 6 中 1, 2, 3 点的成分及所占比例

Table 2 Chemical composition of the points 1, 2, 3 and their area fraction in Fig.6

Point	Sm/ at%	Co/ at%	Fe/ at%	Cu/at%	Zr/ at%	$f_A/\%$
1	2.70	52.61	15.85	0.61	20.58	1.12
2	2.38	51.84	14.93	0.78	19.85	2.65
3	2.64	52.31	14.63	0.91	20.09	5.44

从 TEM 图像的微观结构和 Cu 元素的分布可以发现,随 z 值增加,胞状结构尺寸逐渐增加, $z=7.5$ 时胞结构细小均匀,在 20~30 nm,胞内相与胞壁相分界不明显,Cu 元素无明显富集; $z=8.2$ 时两相分界明显且大小比较均匀,约 100 nm,Cu 元素在胞壁相中出现富集; $z=8.5$ 时胞状结构尺寸超过 200 nm 且不完整,Cu 元素仍然在胞壁相中富集。由此可得,随 z 值增大,胞状结构的均

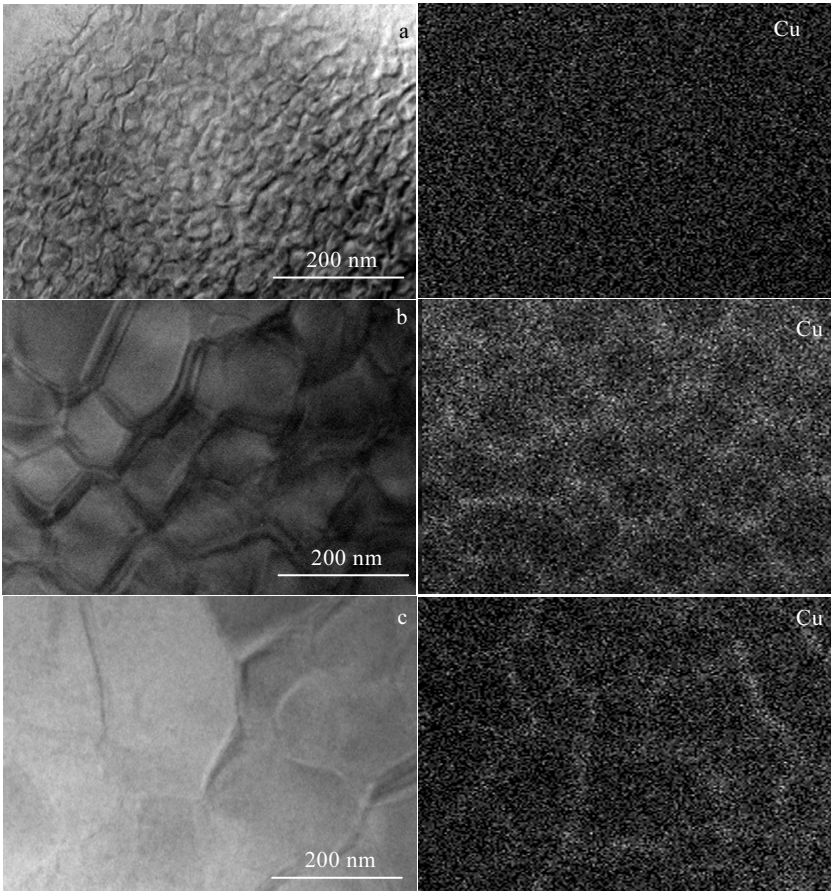


图 7 样品的 TEM 图像及 Cu 元素分布

Fig.7 TEM images of $\text{Sm}(\text{Co}_{\text{bal}}\text{Fe}_{0.22}\text{Cu}_{0.06}\text{Zr}_{0.03})_z$ magnets and the distribution of Cu acquired by TEM-EDS: (a) $z=7.5$, (b) $z=8.2$, and (c) $z=8.5$

匀度降低,胞状结构逐渐不完整,使得畴壁钉扎不均匀,从而导致在加反向磁场时不同磁畴的稳定性不同,最终引起方形度的降低,当 $z=8.5$ 时最为明显。

由 TEM-EDS 得到 2:17R 胞内相和 1:5H 胞壁相的元素含量见表 3。Cu 元素在胞壁中的含量始终高于胞内的含量,这是因为 Cu 元素在时效时在胞壁相中具有更低的自由能,从而易于富集到胞壁^[21]。随着 z 值的升高,Cu 元素在胞壁相中所占比例逐渐升高,两相之间 Cu 浓度差值越来越大。

将研究中所提到的因素综合起来探究 z 值变化和 H_{cj} 的内在关系,分析发现, z 值增大,胞状结构尺寸逐渐增加,当尺寸过大时导致胞状结构不完整;1:5H 相所占比例随 z 值增大逐渐减少;Cu 元素在两相中的浓度差逐渐增大。2:17 型 SmCo 是畴壁钉扎型磁体^[22],经时效缓冷后,Cu 元素在 2:17R 相界面位置的含量高于相中心,形成两相界面处 Cu 元素分布的过渡区,而这个位置 Cu 元素的增加会降低 2:17R 相的磁晶各向异性常数 K_1 ,并且形成能量阱(钉扎点)^[21],如图 8 中 a、b 点所示。当 z 值改变引起 Cu 元素在两相中含量发生变化时,会影响能量阱的深度。当 $z=7.5$ 时,两相中的 Cu 浓度梯度较小,此时在 a、b 位置形成的能量阱比较浅,如图 8 中红线所示,此时对畴壁的钉

扎作用较小,矫顽力较小;随 z 值增加,1:5H 相中的 Cu 含量增加,Cu 在 1:5H 相中富集会 导致 1:5H 相的 K_1 减小^[23],然而,2:17R 相中的边缘位置 Cu 含量也会增加,导致 a、b 位置的能量阱加深,对畴壁钉扎作用增强,矫顽力增大; z 值增大到 8.5 时,虽然 a、b 位置的能量阱继续加深,但由于其胞壁相不完整导致钉扎点减少,造成矫顽力下降。这就解释了矫顽力随 z 值变化的内在机理。

3 结 论

1) 随着 z 增加,饱和磁化强度高的 2:17R 胞内相含量增多导致剩磁增大。

2) z 值提高导致富 Zr 析出相增多,这种析出相不能形成有效的钉扎,故在磁体中形成矫顽力钉扎的不均匀点,是造成磁体方形度降低的原因之一; z 值增加导致胞状结构均匀度下降也是导致方形度下降的原因,尤其在 $z>8.2$ 时,胞状结构不完整导致方形度急剧恶化。

3) $z<8.2$ 时,随 z 值增加,在 2:17R 相界面处由 Cu 元素富集形成的钉扎逐渐增强,有利于矫顽力增加,在 $z=8.2$ 时达到最大值;当 $z>8.2$ 时,虽然在 2:17R 相界面处的钉扎在增强,但其胞状结构的不完整性使总体的钉扎作用降低,从而当 z 值过大时矫顽力减小。

表 3 由 TEM-EDS 所得 2:17R 胞内相和 1:5H 胞壁相的元素组成

Table 3 Chemical composition of 2:17R phase and 1:5H phase determined by TEM-EDS (at%)

z value	Phase	Sm	Co	Fe	Cu	Zr
7.5	2:17R	12.0	48.2	28.5	10.6	0.7
	1:5H	12.4	48.6	25.3	12.7	1.0
8.2	2:17R	11.3	57.9	22.8	6.5	1.4
	1:5H	11.6	55.0	18.3	13.9	1.2
8.5	2:17R	10.7	60.9	21.8	5.0	1.4
	1:5H	12.2	54.8	17.4	14.6	1.0

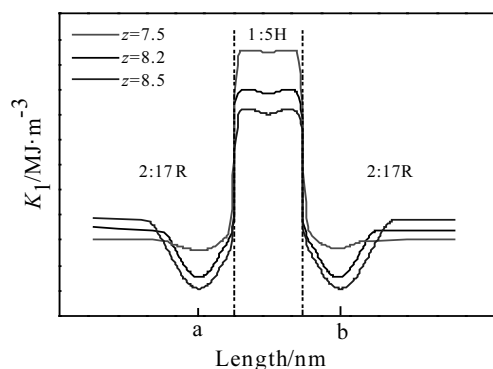


图 8 磁晶各向异性能量剖面示意图

Fig.8 Schematic magnetocrystalline anisotropy energy profile

参考文献 References

- [1] Ojima T, Tomizawa S, Yoneyama T *et al.* *IEEE Transactions on Magnetics*[J], 1977, 13(5): 1317
- [2] Zhou Shouzheng(周寿增). *Rare Earth Permanent Magnetic Materials and Their Application* (稀土永磁材料及其应用)[M]. Beijing: Metallurgy Industry Press, 1995: 281
- [3] Yi Jianhong(易健宏), Peng Yuandong(彭元东). *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2003, 32(4): 337
- [4] Wang Qingyun, Zheng Lei, Jiang Chengbao *et al.* *Journal of Magnetism and Magnetic Materials*[J], 2013, 331: 245
- [5] Zhang Tianli, Liu Hongyuan, Jiang Chengbao *et al.* *Applied Physics Letters*[J], 2015, 106(16): 2403
- [6] Kaplesh Kumar. *Journal of Applied Physics*[J], 1988, 63: R13
- [7] Zhu Minggang(朱明刚), Sun Wei(孙威), Fang Yikun(方以坤) *et al.* *Materials China*(中国材料进展)[J], 2015, 34(11): 789
- [8] Yi Jianhong(易健宏), Du Juan(杜鹃), Peng Yuandong(彭元东) *et al.* *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2003, 32(10): 836
- [9] Zhang Tianli, Liu Hongyuan, Jiang Chengbao *et al.* *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2015, 637: 253

- [10] Horiuchi Yosuke, Hagiwara Masaya, Okamoto Keiko *et al.* *IEEE Transactions on Magnetics*[J], 2013, 49(7): 3221
- [11] Hadjipanayis G C, Tang Wei, Zhang Y *et al.* *IEEE Transactions on Magnetics*[J], 2000, 36(5): 3382
- [12] Su Shuai(苏 帅), Wang Yunqiao(王云桥), Yue Ming(岳 明) *et al.* *Metallic Functional Materials*(金属功能材料)[J], 2015, 22(5): 6
- [13] Wang Qian(王 倩), Wang Yanbo(王燕波), Li Yang(李 扬) *et al.* *Chinese Journal of Rare Metals*(稀有金属)[J], 2013, 37(6): 896
- [14] Liu J F, Ding Y, Zhang Y *et al.* *Journal of Applied Physics*[J], 1999, 85(8): 5660
- [15] Cataldo L, Lefevre A, Ducret F *et al.* *Journal of Alloys and Compounds*[J], 1996, 241(1-2): 216
- [16] Liu J F, Zhang Y, Dimitrov D *et al.* *Journal of Applied Physics*[J], 1999, 85(5): 2800
- [17] Liu S, Potts G, Doyle G *et al.* *IEEE Transactions on Magnetics*[J], 2000, 36(5): 3297
- [18] Gu Zhengfei, Zhang Weihua, Yu Ningsen *et al.* *Material Science and Technology*[J], 1995, 3(2): 9
- [19] Wang Fuchi(王富耻). *Modern Methods for Material Analysis* (材料现代分析测试方法)[M]. Beijing: Beijing Institute of Technology Press, 2006: 74
- [20] Yosuke Horiuchi, Masaya Hagiwara, Masaki Endo *et al.* *Journal of Applied Physics*[J], 2015, 117(17): C704-1
- [21] Xiong X Y, Ohkubo T, Koyama T *et al.* *Acta Materialia*[J], 2004, 52(3): 737
- [22] Kronmüller H, Goll D. *Scripta Materialia*[J], 2002, 47(8): 545
- [23] Lectard E, Allibert C H. *Journal of Applied Physics*[J], 1994, 75(10): 6277

Mechanism Research of z Value Affecting Magnetic Properties of $\text{Sm}(\text{CoFeCuZr})_z$

Zhang Tianli¹, Wang Wenlong¹, Xu Cheng¹, Wang Hui¹, Zhang Wei², Zhang Zhihong², Jiang Chengbao¹

(1. Beihang University, Beijing 100191, China)

(2. State Key Laboratory of Baiyunobo Rare Earth Resource Researches and Comprehensive Utilization,
Baotou Research Institute of Rare Earths, Baotou 014030, China)

Abstract: The $\text{Sm}(\text{CoFeCuZr})_z$ permanent magnets with different z values ($z=7.5\sim 8.5$) were prepared by powder metallurgy. The properties, constituent phase, precipitated-phase content, microstructure and element distribution of the magnet were characterized by magnetic measurement system, X-ray diffraction analysis, electron probe and transmission electron microscope. Magnetic properties changed with z value, and the inherent mechanism was explained. The results show that with the increase of z value the size of cell structure increases and the 2:17R phase with high saturation magnetization also increases in amount, which finally results in the improvement of remanence B_r . The precipitated Zr-riched phase increases when the z value increases, which has a weakening effect on the squareness H_k/H_{cj} . The z value changes the enrichment of Cu element at the edge of 2:17R phase, and thus influences the coercivity H_{cj} . Within the certain range ($z < 8.2$), the higher the content of Cu at that edge, the larger the coercivity.

Key words: $\text{Sm}(\text{CoFeCuZr})_z$; z value; magnetic property; microstructure; distribution of Cu element

Corresponding author: Jiang Chengbao, Ph. D., Professor, School of Materials and Engineering, Beihang University, Beijing 100191, P. R. China, Tel: 0086-10-82338780, E-mail: jiangcb@buaa.edu.cn