

2:17 型快淬 Sm-Fe-Cu-Si-C 的硬磁性*

张宏伟 张绍英 沈保根

(中国科学院物理研究所磁学国家重点实验室和凝聚态物理中心, 北京 100080)

(1998 年 3 月 31 日收到; 1998 年 5 月 6 日收到修改稿)

研究了 $\text{Sm}_2\text{Fe}_{15}\text{Si}_2\text{C}$ 和 $\text{Sm}_2\text{Fe}_{14}\text{CuSi}_2\text{C}$ 化合物的结构与磁性, 测量了化合物的居里温度 T_c 和饱和磁化强度 M_s . 通过对取向样品在磁场平行和垂直取向方向测量的磁化曲线的拟合得到了不同温度下化合物的磁晶各向异性场 H_A 和各向异性常数 K_1 和 K_2 . 实验结果表明, Cu 的替代基本未进入 2:17 型单胞, 而聚集于晶粒间界处形成了非磁性层, 引起矫顽力的显著增加. 最佳淬火条件下获得的 $\text{Sm}_2\text{Fe}_{14}\text{CuSi}_2\text{C}$ 样品的室温矫顽力为 1.24 T, 矫顽力受成核机制控制.

PACC: 7530G; 7560G

1 引 言

具有优异永磁性能的 $\text{Sm}_2\text{Fe}_{17}\text{N}_x$, $\text{Sm}_2\text{Fe}_{17}\text{C}_x$ 和 $\text{Nd}(\text{FeTi})_{12}\text{N}_x$ 被发现以来^[1-3], 国际上掀起了研究稀土永磁氮化物和碳化物的高潮. 然而, 这些氮化物和碳化物的高温不稳定限制了其广泛的应用. 实验研究发现: 用少量的 Ga, Al, Si 或 Cr 等替代 $\text{Sm}_2\text{Fe}_{17}$ 中部分 Fe 可以合成高碳高温稳定的 2:17 型稀土永磁碳化物^[4-7]. 通过快淬、非晶晶化、机械合金化等方法制备出高矫顽力的 $\text{Sm}_2(\text{Fe, Ga})_{17}\text{C}_x$, $\text{Sm}_2(\text{Fe, Al})_{17}\text{C}_x$ 和 $\text{Sm}_2(\text{Fe, Cr})_{17}\text{C}_x$ 等化合物^[7-11]. 最近, 我们通过快淬方法合成了室温矫顽力 $\mu_0 H_c = 0.84 \text{ T}$ 的 $\text{Sm}_2\text{Fe}_{15}\text{Si}_2\text{C}$ 化合物^[12], 并进一步研究了添加 Cu, Nb, Zr 等元素对矫顽力的影响, 发现 Cu 的加入能明显提高矫顽力. $\text{Sm}_2(\text{Fe, Si})_{17}\text{C}_x$ 的晶化及相结构已有报道^[13], 本文将报道 $\text{Sm}_2\text{Fe}_{15}\text{Si}_2\text{C}$ 和 $\text{Sm}_2\text{Fe}_{14}\text{CuSi}_2\text{C}$ 的磁晶各向异性及矫顽力、各向异性常数 K_1 和 K_2 随温度的变化规律以及添加 Cu 引起矫顽力提高的微观机制.

2 实验方法

采用电弧炉熔炼制备了成分均匀的 $\text{Sm}_2\text{Fe}_{15}\text{Si}_2\text{C}$ 和 $\text{Sm}_2\text{Fe}_{14}\text{CuSi}_2\text{C}$ 铸锭, 所用原料 Sm, Fe, Cu 和 Si 的纯度不低于 99.9%, Fe-C 合金由纯度分别为 99.9% 和 99.99% 的 Fe 和 C 感应熔炼制备. 将铸锭于 1323 K 热处理 50 h 后, 破碎成粒度约为 $1 \mu\text{m}$ 的粉, 再按一定比例与环氧树脂混匀, 于外磁场 ($\mu_0 H = 1.0 \text{ T}$) 中取向固化成型. 高矫顽力的

* 国家自然科学基金(批准号: 59525101; 59771024; 59831010)资助的课题.

$\text{Sm}_2\text{Fe}_{15}\text{Si}_2\text{C}$ 和 $\text{Sm}_2\text{Fe}_{14}\text{CuSi}_2\text{C}$ 快淬带是在 Cu 辊转速 v 为 6.25—40m/s 得到的,带子宽约为 1 mm,厚约为 30 μm ,部分于 30 m/s 得到的快淬带经 873—1173 K 热处理 10 min.

利用 X 射线衍射 (Cu $K\alpha$ 靶) 检测了样品的相结构和晶格参数. 用提拉样品磁强计 (ESM) 和 SQUID 测量了 1.5 K 到室温的取向样品, 在难、易磁化方向的起始磁化曲线、难磁化方向的回复曲线以及快淬带的磁滞回线 (室温下于最大磁场磁化后, 带场降温测量), 最大磁化场分别为 ($\mu_0 H =$) 6.5 和 7.0 T. 用脉冲强磁场采用歧点检测法 (SPD) 测量了室温下样品的各向异性场. 用振动样品磁强计 (VSM) 测量了快淬带在室温下的磁滞回线. 最大磁化场为 ($\mu_0 H =$) 2.0 T. 用趋近饱和定律 $M(H) = M_s(1 - a/H - b/H^2)$ 拟合了样品的饱和磁化强度 M_s . 在 $\mu_0 H_{\text{max}} = 0.1$ T 的外磁场下, 用 VSM 测量了样品的居里温度.

3 结果与讨论

3.1 晶体结构和内禀磁性

图 1 给出了 $\text{Sm}_2\text{Fe}_{15}\text{Si}_2\text{C}$ 和 $\text{Sm}_2\text{Fe}_{14}\text{CuSi}_2\text{C}$ 化合物的 X 射线衍射图. 可以看出合金铸锭均为 $\text{Th}_2\text{Zn}_{17}$ 型单相结构. 通过对 X 射线衍射结果的拟合, 获得了 $\text{Sm}_2\text{Fe}_{15}\text{Si}_2\text{C}$ 和 $\text{Sm}_2\text{Fe}_{14}\text{CuSi}_2\text{C}$ 化合物的晶格参数 a , c 和晶胞体积 V , 数值列于表 1. Cu 原子的添加不改变化合物的晶体结构和晶格参数.

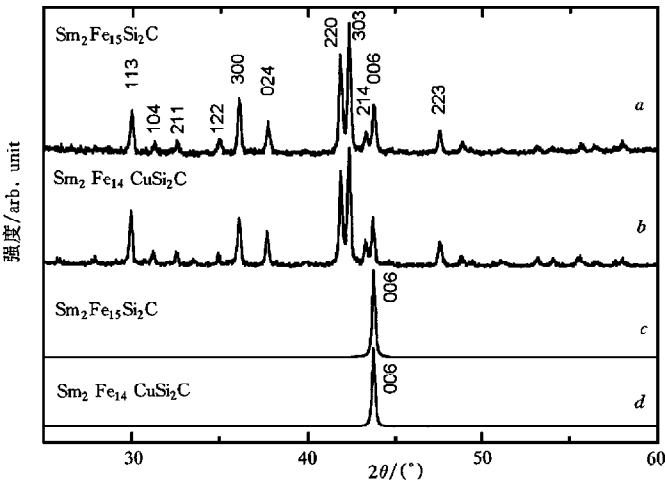


图 1 $\text{Sm}_2\text{Fe}_{15}\text{Si}_2\text{C}$ 和 $\text{Sm}_2\text{Fe}_{14}\text{CuSi}_2\text{C}$ 化合物自由粉末曲线 a , b 和取向样品曲线 c , d 的 X 射线衍射图

表 1 $\text{Sm}_2\text{Fe}_{15-x}\text{Cu}_x\text{Si}_2\text{C}$ ($x = 0, 1$) 化合物的晶格参数和居里温度

Compound	a/nm	c/nm	V/nm^3	T_C/K
$\text{Sm}_2\text{Fe}_{15}\text{Si}_2\text{C}$	0.8596	1.2401	0.7936	571
$\text{Sm}_2\text{Fe}_{14}\text{CuSi}_2\text{C}$	0.8590	1.2403	0.7926	570

表 1 还给出了 $\text{Sm}_2\text{Fe}_{15}\text{Si}_2\text{C}$ 和 $\text{Sm}_2\text{Fe}_{14}\text{CuSi}_2\text{C}$ 化合物的居里温度. 可以看出 Cu 的加入不改变化合物的居里温度. 由趋近饱和定律得到了不同温度下的饱和磁化强度, 数值见表 2. Cu 的加入使样品的饱和磁化强度下降约 45 kA/m.

图 1 中曲线 c 和 d 分别给出了 $\text{Sm}_2\text{Fe}_{15}\text{Si}_2\text{C}$ 和 $\text{Sm}_2\text{Fe}_{14}\text{CuSi}_2\text{C}$ 取向样品的 X 射线衍射图. 从 (006) 衍射峰增强、其他衍射峰消失可以得出, 样品的易磁化方向均为 c 轴. 通过测量取向样品的难、易磁化方向的磁化曲线, 取两条曲线的相交点得到了化合物的磁晶各向异性场. 在 1.5—300 K 温度范围不同温度下的各向异性场的数值列于表 2.

表 2 $\text{Sm}_2\text{Fe}_{15-x}\text{Cu}_x\text{Si}_2\text{C}$ ($x=0,1$) 化合物的饱和磁化强度及由相交法和拟合计算分别得到的各向异性场									
T/K			1.5	50	100	150	200	250	293
$x=0$	$M_s/\text{kA}\cdot\text{m}^{-1}$		933.3	915.0	895.0	873.5	850.6	828.6	809.3
	$M_r^H/\text{kA}\cdot\text{m}^{-1}$		—	163.5	154.1	140.8	133.8	122.4	112.7
	$\mu_0 H_A/\text{T}$	拟合值	16.1	14.9	13.6	12.1	9.9	8.4	7.6
		相交法	17.8	16.4	15.3	13.7	11.8	10.6	8.5
$x=1$	$M_s/\text{kA}\cdot\text{m}^{-1}$		890.4	868.5	850.1	825.0	803.5	782.2	769.9
	$M_r^H/\text{kA}\cdot\text{m}^{-1}$		—	159.3	144.4	135.2	122.1	113.5	99.1
	$\mu_0 H_A/\text{T}$	拟合值	16.1	14.6	13.2	11.5	10.3	8.4	7.5
		相交法	17.8	16.5	15.5	13.7	11.7	10.4	8.5

图 2 为室温下 $\text{Sm}_2\text{Fe}_{15}\text{Si}_2\text{C}$ 和 $\text{Sm}_2\text{Fe}_{14}\text{CuSi}_2\text{C}$ 化合物的 $\text{d}^2 M/\text{d} t^2$ 与外磁场 H 的关系, 即 SPD 图. 图中的尖峰所对应的磁场值即为各向异性场, 我们获得 $\text{Sm}_2\text{Fe}_{15}\text{Si}_2\text{C}$ 和 $\text{Sm}_2\text{Fe}_{14}\text{CuSi}_2\text{C}$ 的室温各向异性场 ($\mu_0 H_A$) 数值分别为 7.5 和 7.4 T, 略低于磁化曲线相交法得到的数值 (见表 2), 这可能与样品不完全取向有关. 理想取向的多晶样品的难磁化方向剩磁 $M_r^H=0$. 对于非理想取向的多晶样品, M_r^H 的大小能够很好地反应出多晶样品的取向度. 表 2 中给出了 $\text{Sm}_2\text{Fe}_{15}\text{Si}_2\text{C}$ 和 $\text{Sm}_2\text{Fe}_{14}\text{CuSi}_2\text{C}$ 样品在难磁化方向的剩磁 M_r^H . 假定样品中晶粒 c 轴方向相对于取向方向的分布符合高斯分布:

$$P(\xi) = P_0 \cdot \exp(-2\xi^2/w^2). \quad (1)$$

这里 ξ 代表晶粒 c 轴与取向方向的夹角, w 代表取向的偏离度, P_0 为归一化因子. 我们用取向磁场方向所在的某一平面内的高斯分布 $P(\theta^H)$ 近似代替 $P(\xi)^{[14]}$. 由 M_r^H 的大小确定高斯分布函数 $P(\theta^H)$ 中的参数, 得到 $w \approx 20.0^\circ$. 将这一高斯分布函数代入 Durst 和 Kromüller 等人得到的公式中^[14]:

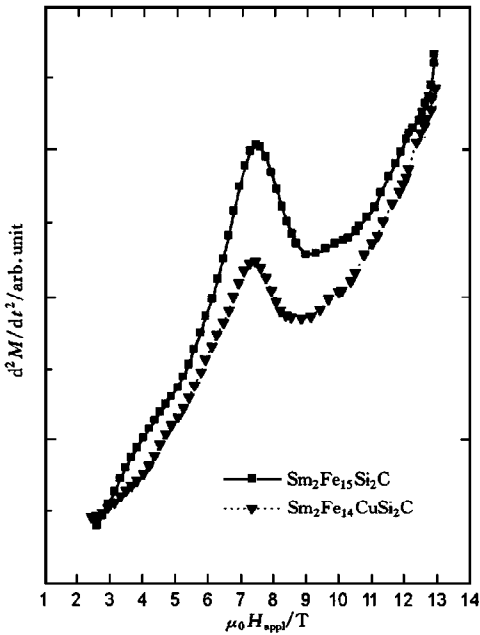


图 2 化合物 $\text{Sm}_2\text{Fe}_{15}\text{Si}_2\text{C}$ 和 $\text{Sm}_2\text{Fe}_{14}\text{CuSi}_2\text{C}$ 的 SPD 图

$$H = (2 K_1 \sin \theta \cos \theta + 4 K_2 \sin^3 \theta \cos \theta) / [\mu_0 M_s \sum P \sin(\varphi^i - \theta)], \quad (2)$$

$$M = M_s \sum P \cos(\varphi^i - \theta). \quad (3)$$

这里 θ 代表自发磁化强度 M_s 方向与晶粒 c 轴的夹角, φ^i 表示第 i 个晶粒 c 轴与外加磁场的夹角, 根据(2)和(3)式拟合难磁化方向的回复磁化曲线, 可以确定各向异性常数 K_1 和 K_2 . 实验和拟合结果见图 3.

图 4 给出了 $\text{Sm}_2\text{Fe}_{15}\text{Si}_2\text{C}$ 和 $\text{Sm}_2\text{Fe}_{14}\text{CuSi}_2\text{C}$ 化合物各向异性常数 K_1 和 K_2 与温度的

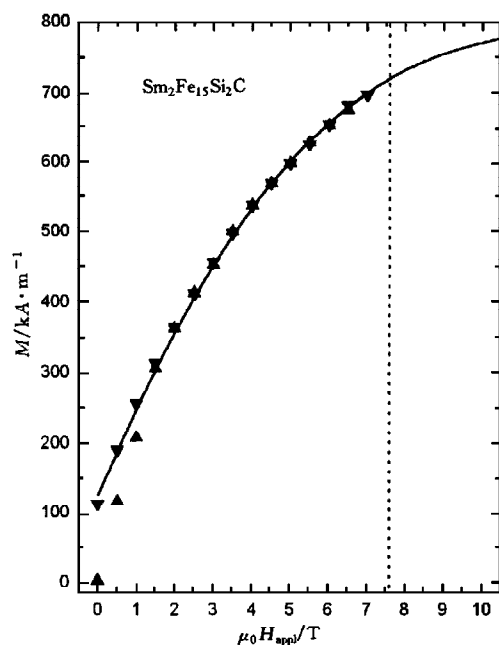


图 3 $\text{Sm}_2\text{Fe}_{15}\text{Si}_2\text{C}$ 化合物在室温下的难磁化方向磁化曲线和拟合结果

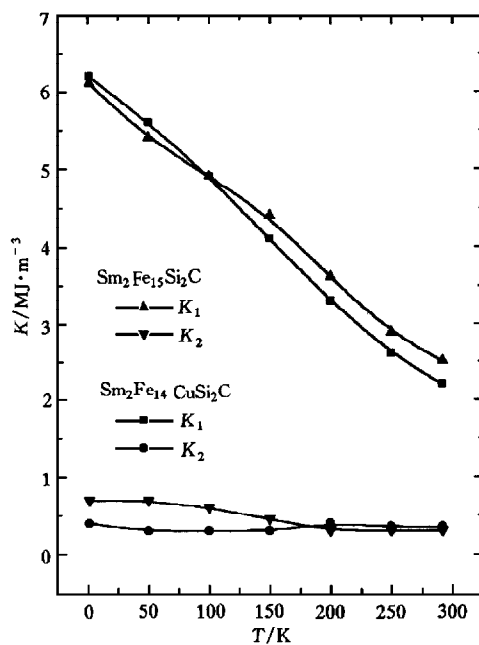


图 4 化合物 $\text{Sm}_2\text{Fe}_{15}\text{Si}_2\text{C}$ 和 $\text{Sm}_2\text{Fe}_{14}\text{CuSi}_2\text{C}$ 的各向异性常数 K_1 和 K_2 与温度的关系

关系. K_1 随温度的增加显著下降, 尤其在较高温度段下降得更为迅速, 而 K_2 随温度变化不明显. Cu 的加入基本不改变化合物的各向异性常数和各向异性场. 由 K_1 和 K_2 的拟合结果, 根据

$$H_A = (2 K_1 + 4 K_2) / \mu_0 M_s \quad (4)$$

可以计算出化合物的各向异性场. 对 $\text{Sm}_2\text{Fe}_{15}\text{Si}_2\text{C}$ 和 $\text{Sm}_2\text{Fe}_{14}\text{CuSi}_2\text{C}$ 化合物, 按(4)式计算的 H_A 的数值列于表 2 中, 其室温值分别为 7.6 和 7.5 T, 与 SPD 结果吻合得较好, 而由磁化曲线相交法得到的数值略偏高. 这主要是由于样品的非理想取向导致了难磁化方向的磁化曲线的弯曲引起的.

3.2 矫顽力和剩磁

图 5 给出了 $\text{Sm}_2\text{Fe}_{15}\text{Si}_2\text{C}$ 和 $\text{Sm}_2\text{Fe}_{14}\text{CuSi}_2\text{C}$ 快淬带的平均晶粒尺寸与淬火速度 v 的

关系.快淬带的晶粒尺寸在 25—45 nm 之间,并随 v 的减小而增加.从图 5 可以看出,Cu 的加入明显抑制了材料晶粒的长大,这与快淬铁基纳米晶软磁材料的结果一致^[15].

图 6(a) 给出了快淬 $\text{Sm}_2\text{Fe}_{15}\text{Si}_2\text{C}$ 和 $\text{Sm}_2\text{Fe}_{14}\text{CuSi}_2\text{C}$ 的室温矫顽力与淬火速度 v 的关系,图 6(b)给出了于 30m/s 得到的快淬带经热处理后矫顽力与热处理温度 T_a 的关系,矫顽力由振动样品磁强计测出,最大磁场为 2 T.由图 6(a)可以看出, $\text{Sm}_2\text{Fe}_{15}\text{Si}_2\text{C}$ 和 $\text{Sm}_2\text{Fe}_{14}\text{CuSi}_2\text{C}$ 的矫顽力随 v 的增加而增加,并分别在 $v=20$ 和 15 m/s 时达到最大,其数值分别为 $(\mu_0 i H_c)=0.83$ 和 1.14 T,此时快淬带的晶粒尺寸均约为 38 nm(见图 5),当 v 进一步增加时,矫顽力迅速下降.由图 6(b)可以看出,快淬带的矫顽力先是随 T_a 的增加而增加,最大矫顽力分别为 0.93 和 1.21 T,然后随 T_a 的进一步增加而下降.较低的淬火速度或较高的热处理温度会使材料的晶粒较大,而过高的淬火速度或过低的热

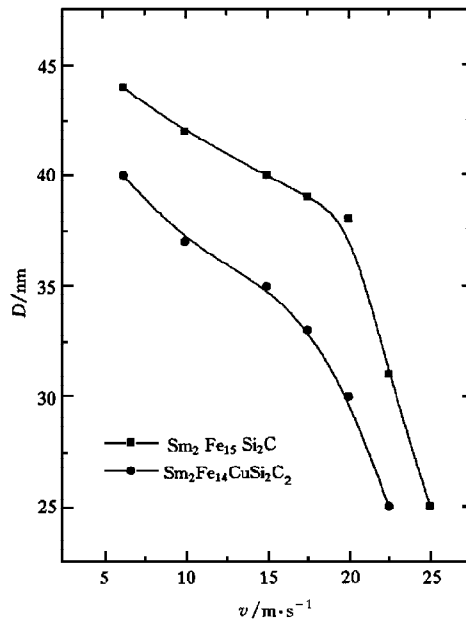


图 5 快淬 $\text{Sm}_2\text{Fe}_{15}\text{Si}_2\text{C}$ 和 $\text{Sm}_2\text{Fe}_{14}\text{CuSi}_2\text{C}$ 的晶粒大小与淬火速度 v 的关系曲线

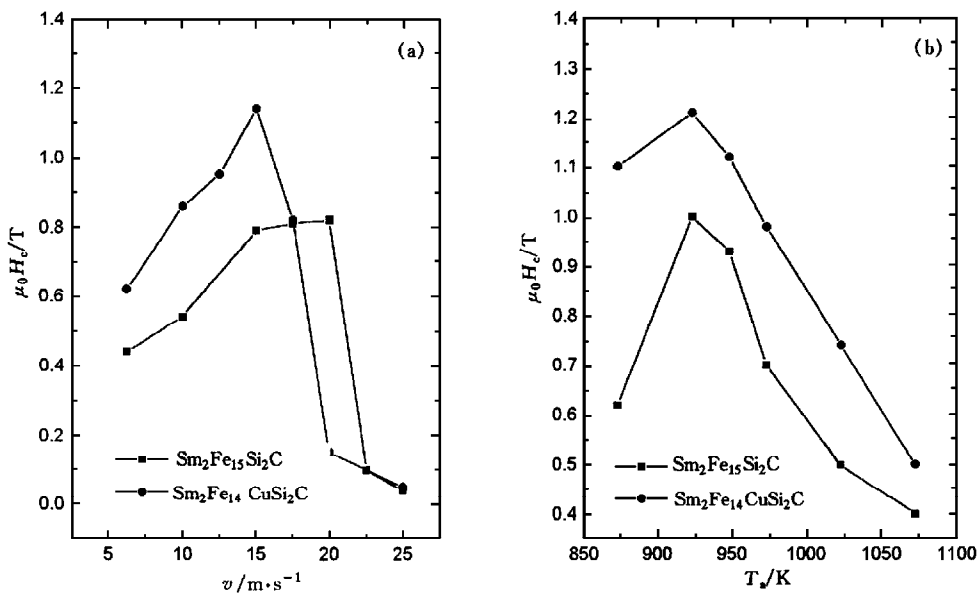


图 6 $\text{Sm}_2\text{Fe}_{15}\text{Si}_2\text{C}$ 和 $\text{Sm}_2\text{Fe}_{14}\text{CuSi}_2\text{C}$ 快淬带的矫顽力与淬火速度 v (a)及 30 m/s 下得到的快淬带经热处理后的矫顽力与热处理温度(b)的关系

处理温度又会使材料非晶化.这两种情况均不利于得到高矫顽力.在较佳的淬火速度或热处理温度下能够获得高矫顽力所必需的较佳晶化程度和晶粒尺寸. Cu 的加入有利于实现这个条件,可使这些样品的矫顽力明显增加.

图 7 分别给出了 $\text{Sm}_2\text{Fe}_{15}\text{Si}_2\text{C}$ 和 $\text{Sm}_2\text{Fe}_{14}\text{CuSi}_2\text{C}$ 快淬带的矫顽力和剩磁随温度的变

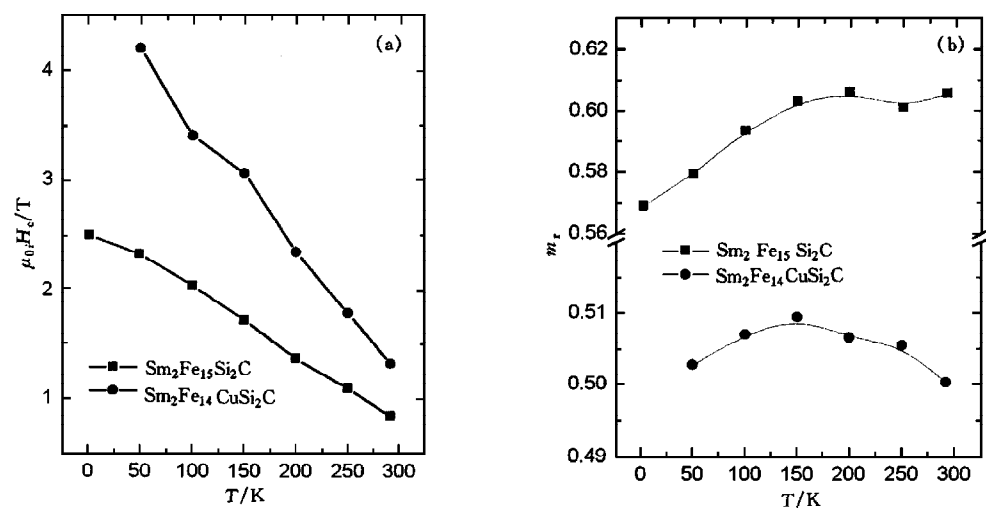


图 7 $\text{Sm}_2\text{Fe}_{15}\text{Si}_2\text{C}$ 和 $\text{Sm}_2\text{Fe}_{14}\text{CuSi}_2\text{C}$ 快淬带的矫顽力(a)和剩磁(b)随温度变化的关系

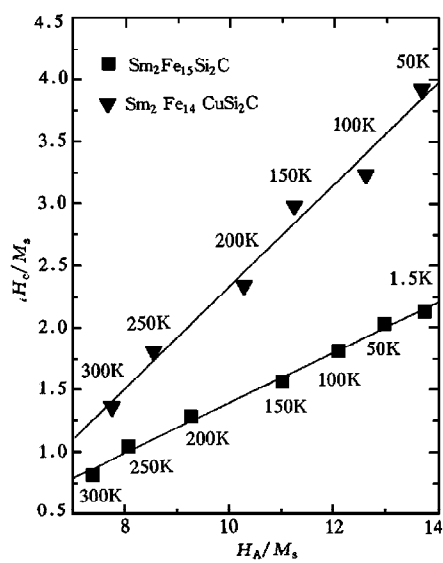


图 8 快淬 $\text{Sm}_2\text{Fe}_{15}\text{Si}_2\text{C}$ 和 $\text{Sm}_2\text{Fe}_{14}\text{CuSi}_2\text{C}$ 的 H_c/M_s 对 H_A/M_s 的曲线

化关系.可以看出,随着温度的降低,矫顽力迅速提高.这主要是由于各向异性场随温度降低而显著增加所致.

室温下, $\text{Sm}_2\text{Fe}_{15}\text{Si}_2\text{C}$ 和 $\text{Sm}_2\text{Fe}_{14}\text{CuSi}_2\text{C}$ 快淬带的剩磁比 $m_r (= M_r/M_s)$ 分别约为 0.61 和 0.50; 50 K 时, 分别为 0.58 和 0.50. m_r 值均不低于 Stoner-Wohlfarth 所给出的各向同性磁体的理论剩磁极限 0.5^[16]. 在纳米晶材料中, 剩磁增强现象是由晶粒间的交换耦合作用显著增强所致^[17,18]. 我们知道在纳米晶磁性材料中, 体系的吉布斯能可表示为

$$G = F_K + F_{ex} + \cdots \tag{5}$$

这里 F_K 和 F_{ex} 分别代表各向异性能和晶粒间交换作用能, 其中 $F_K \propto K$ 和 $F_{ex} \propto M_s^2$. Cu 的添加使快淬带的 m_r 值降低. 这可能是 Cu 位于晶粒间, 从而导致晶粒间交换耦合作用减弱. 随着温度的降低, m_r 值有所下降, 这可能是

是由于各向异性常数 K 随温度降低而增加的幅度高于 M_s^2 的增加幅度, 从而使晶粒间交

换耦合作用随温度降低而相对减弱,如(5)式所示。

根据矫顽力的形核模型,对矫顽力随温度变化规律进一步按上式分析:

$$iH_c/M_s = \alpha H_A/M_s - N_{\text{eff}} \quad (6)$$

这里 α 为微结构参数,可以进一步表示为 $\alpha = \alpha_k \cdot \alpha_\varphi$, 其中 α_k 反映晶粒内部及边界处缺陷的大小和性质,而 α_φ 表示晶粒在空间的杂散分布; N_{eff} 代表等效退磁因子,其大小能反映出晶粒形貌的规则度或样品中是否存在非磁性团簇.对于快淬带, α_φ 可以近似取 $\varphi = 45^\circ$,即 $\alpha_\varphi \approx 1/(\cos^{2/3} \varphi + \sin^{2/3} \varphi)^{3/2} = 0.5^{[16]}$.

图8给出了 $\text{Sm}_2\text{Fe}_{15}\text{Si}_2\text{C}$ 和 $\text{Sm}_2\text{Fe}_{14}\text{CuSi}_2\text{C}$ 快淬带的 iH_c/M_s 对 H_A/M_s 的曲线.如图所示,在本实验的温度范围内实验值较好地满足线性关系.对于 $\text{Sm}_2\text{Fe}_{15}\text{Si}_2\text{C}$ 和 $\text{Sm}_2\text{Fe}_{14}\text{CuSi}_2\text{C}$, α_k 分别为 0.40 和 0.82, N_{eff} 分别为 0.60 和 1.80. Cu 的添加使 α_k 值增加一倍,这说明 Cu 的加入使晶粒的缺陷减弱,起到了改善晶粒的作用,显著地提高了反磁化形核场.同时, Cu 的加入又使得 N_{eff} 值大幅增加,这可能是 Cu 聚集于晶粒间界处并形成了非磁性层.尽管这会使矫顽力有所降低,但与反磁化形核场提高所引起的矫顽力增加相比则是较小的.

- [1] J. M. D. Coey and H. Sun, *J. Magn. Magn. Mater.*, **87**(1990), L251.
- [2] X. P. Zhong, R. J. Radwanski, F. R. de Boer, T. H. Jacobs and K. H. J. Buschow, *J. Magn. Magn. Mater.*, **86**(1990), 333.
- [3] Y. C. Yang, X. D. Zhang, L. S. Kong, Q. Pan and S. L. Ge, *J. Appl. Phys.*, **70**(1991), 6001.
- [4] B. G. Shen, L. S. Kong, F. W. Wang and L. Cao, *Appl. Phys. Lett.*, **63**(1993), 2288.
- [5] B. G. Shen, F. W. Wang, L. S. Kong, L. Cao and W. S. Zhan, *J. Appl. Phys.*, **75**(1994), 6253.
- [6] Z. H. Cheng, B. G. Shen, F. W. Wang, J. X. Zhang, H. Y. Gong and J. G. Zhao, *J. Phys. Condens. Matter*, **6**(1994), L185.
- [7] Zhongmin Chen, G. C. Hadjipanayis, *J. Magn. Magn. Mater.*, **171**(1997), 261.
- [8] J. van Lier, M. Seeger and H. Kronmüller, *J. Magn. Magn. Mater.*, **167**(1997), 43.
- [9] L. Cao, A. Handstein, W. Grunberger, J. Edelman, L. Schultz and K.-H. Müller, *Appl. Phys. Lett.*, **68**(1996), 129.
- [10] L. S. Kong, B. G. Shen, F. W. Wang, L. Cao, H. Q. Guo and T. S. Ning, *J. Appl. Phys.*, **75**(1994), 6250.
- [11] J. X. Zhang, Z. H. Cheng and B. G. Shen, *J. Appl. Phys.*, **79**(1996), 5528.
- [12] H. W. Zhang, S. Y. Zhang, B. G. Shen and L. G. Zhang, *J. Phys. D: Applied Physics*, **30**(1997), 3085.
- [13] W. Tang, Z. Q. Jin, J. R. Zhang, S. Y. Zhang, Y. W. Du, *J. Appl. Phys.*, **82**(1997), 5054.
- [14] K. D. Durst and H. Kronmüller, *J. Magn. Magn. Mater.*, **59**(1986), 86.
- [15] M. Kopcewicz, A. Grabias, P. Nowicki, D. L. Williamson, *J. Appl. Phys.*, **79**(1996), 993.
- [16] E. C. Stoner and E. P. Wohlfarth, *Philos. Trans. R. Soc.*, **240**(1948), 599.
- [17] G. B. Clemente, J. E. Keem, and J. P. Bradley, *J. Appl. Phys.*, **64**(1988), 5299.
- [18] T. Schrefl, J. Fidler and H. Kronmüller, *Phys. Rev.*, **B49**(1994), 6100.

HARD MAGNETIC PROPERTIES OF Sm-Fe-Cu-Si-C WITH THE 2:17-TYPE STRUCTURE

ZHANG HONG-WEI ZHANG SHAO-YING SHEN BAO-GEN

(*State Key Laboratory of Magnetism, Institute of Physics and*

Center for Condensed Matter Physics, Chinese Academy of Sciences, Beijing 100080)

(Received 31 March 1998; revised manuscript received 6 May 1998)

ABSTRACT

The structural and magnetic properties of $\text{Sm}_2\text{Fe}_{15}\text{Si}_2\text{C}$ and $\text{Sm}_2\text{Fe}_{14}\text{CuSi}_2\text{C}$ were analyzed. The Curie temperature T_C and saturation magnetization M_s were measured. The magnetocrystalline anisotropy field H_A and anisotropy constant K_1 and K_2 at temperatures ranging from 1.5 K to room temperature were obtained by analyzing the magnetic curve. We can conclude that Cu does not come into the $\text{Th}_2\text{Zn}_{17}$ -type structure, while Cu doping modifies the micro-structure and enhances the coercivity of $\text{Sm}_2\text{Fe}_{14}\text{CuSi}_2\text{C}$ ribbons. The maximum intrinsic coercivity ($\mu_0 H_c$) around 1.0 and 1.2 T at room temperature for $\text{Sm}_2\text{Fe}_{15}\text{Si}_2\text{C}$ and $\text{Sm}_2\text{Fe}_{14}\text{CuSi}_2\text{C}$ ribbons were achieved, respectively. The microstructural parameter α_k and the averaged local effective demagnetization factor N_{eff} were derived from the temperature dependence of coercivity.

PACC: 7530G; 7560G

* Project supported by the National Natural Science Foundation of China (Grant No. 59525101; 59771024; 59831010).