

# $\text{Ho}_2(\text{Co}, \text{Si})_{17}$ 化合物的结构与磁晶各向异性\*

胡社军<sup>1,2)</sup> 特古斯<sup>2,3)</sup> 魏兴钊<sup>1,2)</sup> 张 雷<sup>1,2)</sup>  
曾德长<sup>1,2)</sup> 刘正义<sup>1)</sup> F. R. de Boer<sup>2)</sup> K. H. J. Buschow<sup>2)</sup>

<sup>1)</sup> 华南理工大学 广州 510641

<sup>2)</sup> The University of Amsterdam, Amsterdam, 1018XE The Netherlands

<sup>3)</sup> 内蒙古师范大学 呼和浩特 010022

(1999 年 5 月 27 日收到)

用三弧 Czochralski 法和真空电弧熔炼法制备了  $\text{Ho}_2\text{Co}_{17-x}\text{Si}_x$  化合物. 通过 X 射线衍射和磁性测量手段研究了化合物的结构与内禀磁性. 重点讨论了磁晶各向异性和自旋重取向转变. 实验结果表明,  $\text{Ho}_2\text{Co}_{17}$  为  $\text{Th}_2\text{Ni}_{17}$  型六角结构, 在  $0.5 \leq x \leq 3$  的化合物均为  $\text{Th}_2\text{Zn}_{17}$  型菱方结构, 能够获得单相 2:17 型化合物的最大 Si 含量是  $x = 3$ . 在  $x \leq 2$  的浓度范围, 化合物的易磁化方向垂直于  $c$  轴. 随 Si 含量增加, 化合物的居里温度和  $\text{Co}$  原子平均磁矩单调减少. 根据  $\text{Ho}_2\text{Co}_{17-x}\text{Si}_x$  化合物的居里温度和自旋重取向温度, 获得了磁相图. 根据热磁曲线, 确定了温度补偿点. 在  $\text{Ho}_2\text{Co}_{17}$  化合物中观察到了在 1005 K 发生自旋重取向转变.

PACC: 7550B; 7530G; 6110F

## 1 引 言

2:17 型稀土 ( $R$ ) 钴 ( $\text{Co}$ ) 化合物具有较高的饱和磁化强度和高的居里温度, 但其中只有  $R = \text{Sm}$ ,  $\text{Er}$  和  $\text{Tm}$  的化合物在室温下具有单轴各向异性<sup>[1]</sup>. 近年来的研究表明, 通过加入非磁性原子替代  $\text{Co}$ , 可使  $R_2\text{Co}_{17-x}M_x$  ( $R = \text{Ce}, \text{Gd}, \text{Y}, \text{Er}, \text{Pr}, \text{Ho}$  和  $\text{Dy}$ ;  $M = \text{Ga}, \text{Al}$  和  $\text{Si}$ ) 化合物的室温磁晶各向异性由易面转变为易轴, 也可能使化合物产生自旋重取向转变<sup>[2-7]</sup>. 一般认为, 非磁性原子在  $\text{Co}$  次晶格中的择优占位, 导致  $\text{Co}$  次晶格的各向异性由易面转变为易轴, 而化合物的自旋重取向转变是易面的  $R$  次晶格和易轴的  $\text{Co}$  次晶格 (含非磁性原子) 相互竞争的结果. 然而,  $\text{Ho}_2\text{Co}_{17}$  化合物中观察到的自旋重取向转变表明, 这种两个次晶格的各向异性竞争模型并非产生自旋重取向转变的唯一原因. 本文报道了  $\text{Ho}_2\text{Co}_{17-x}\text{Si}_x$  化合物的结构和内禀磁性能, 重点讨论了非磁性原子 Si 替代  $\text{Co}$  对化合物的磁晶各向异性和自旋重取向转变的影响. 由于  $\text{Co}$  次晶格中四个不同晶位的  $\text{Co}$  原子对磁晶各向异性的贡献有明

显的差别, 而且其磁矩随温度的变化也不一致, 据此解释了  $\text{Ho}_2\text{Co}_{17}$  在 1005 K 发生的自旋重取向转变行为.

## 2 实 验

用三弧 Czochralski 法制备了  $\text{Ho}_2\text{Co}_{15}\text{Si}_2$  单晶体, 用电火花将单晶体加工成直径为 2.9 mm 的球状试样, 用 X 射线劳厄法对单晶体进行晶体学定向. 用高纯 Ar 气保护的真空电弧炉熔炼制备了  $\text{Ho}_2\text{Co}_{17-x}\text{Si}_x$  ( $x = 0, 0.5, 1, 1.5, 2, 3$  和 4) 的多晶试样. 原料的纯度为 99.9%. 每个合金锭至少熔炼五次, 以使成分均匀. 合金铸锭用 Ta 箔包裹后封装在先抽真空 ( $10^{-4}\text{Pa}$ ) 然后充入适量高纯 Ar 气的石英玻璃管中, 在 900℃ 退火三周. 退火后的合金锭被磨成粉末, 颗粒线度小于 20  $\mu\text{m}$ . 在室温下用 X 射线衍射仪分析了粉末样品的单相性和粉末取向样品的易磁化方向 (EMD). 粉末取向样品是粉末和粘合剂在 1 T 的磁场中取向制备的. 用超导量子干涉仪 (SQUID), 交流磁化率测量装置和磁天平测量了样品的磁性能.

\* 国家自然科学基金 (批准号: 59771026) 和荷兰技术科学基金 (STW) 资助的课题.

联系人: 胡社军, 广东工业大学机械系 510643.

### 3 结果与讨论

#### 3.1 晶体结构

图 1 为  $\text{Ho}_2\text{Co}_{17-x}\text{Si}_x$  化合物的室温 X 射线衍射图.  $\text{Ho}_2\text{Co}_{17}$  为  $\text{Th}_2\text{Ni}_{17}$  型六角结构. 当  $0 \leq x \leq 3$

表 1  $\text{Ho}_2\text{Co}_{17-x}\text{Si}_x$  的晶格常数  $a, c$  和晶胞体积  $V$ , 室温下的易磁化方向 EMI(室温), 居里温度  $T_C$ , 自旋重取向温度  $T_{sr}$ , 补偿温度  $T_{comp}$ , 5 K 下的饱和磁化强度  $M_s$  和每个 Co 原子的平均磁矩  $\mu_{Co}$

$x$	$a/\text{nm}$	$c/\text{nm}$	$V/\text{nm}^3$	EMI(室温)	$T_C/\text{K}$	$T_{sr}/\text{K}$	$T_{comp}/\text{K}$	$M_s(\mu_B/\text{f.u.})$	$\mu_{Co}(\mu_B)$
0	0.8340	0.8133	0.4899	易面	1195	1008		8.91	1.70
0.5	0.8339	1.2176	0.7333	易面	1106	786		5.17	1.53
1	0.8330	1.2176	0.7317	易面	1027	576		3.88	1.49
1.5	0.8322	1.2176	0.7303	易面	938	421		1.43	1.38
2	0.8318	1.2169	0.7292	易面	829	323	50	0.79	1.28
3	0.8326	1.2114	0.7273	易轴	585	255	80	4.53	1.11

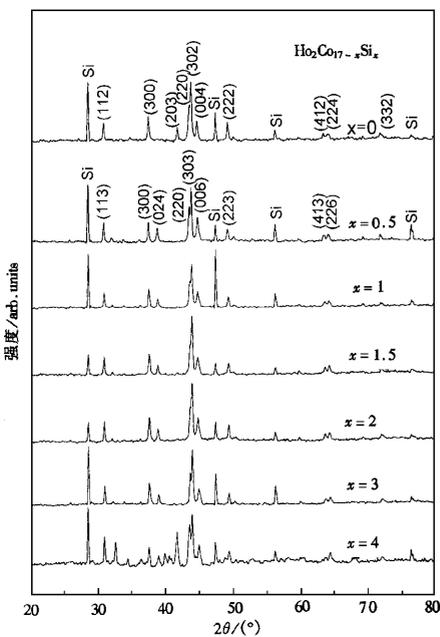


图 1  $\text{Ho}_2\text{Co}_{17-x}\text{Si}_x$  化合物的室温 X 射线衍射图

#### 3.2 居里温度 $T_C$ 和饱和磁化强度 $M_s$

图 2 为  $\text{Ho}_2\text{Co}_{17-x}\text{Si}_x$  化合物的热磁曲线. 由图 2 得到的居里温度  $T_C$  列于表 1. 可以看出, 成分为  $0 \leq x \leq 3$  化合物的  $T_C$  均高于室温. 当  $x$  增加时,  $T_C$  单调下降, 这与其他  $\text{R}_2\text{Co}_{17-x}\text{Si}_x$  ( $R = \text{Pr}, \text{Gd}$  和  $\text{Y}$ )

时, 化合物为  $\text{Th}_2\text{Zn}_{17}$  型菱方结构. 化合物能够保持单相 2:17 型结构的最大 Si 浓度为  $x = 3$ . 采用 GUF I 4.0 程序软件对 X 射线衍射结果进行拟合, 得到的晶格常数  $a, c$  和晶胞体积  $V$  列于表 1. 由于 Si 原子半径小于 Co 原子半径, 随 Si 含量增加, 晶胞体积单调减少.

化合物的结果类似文献 [3, 4], 但与  $\text{R}_2\text{Fe}_{17-x}\text{M}_x$  ( $M$  为非磁性元素) 的结果不同于文献 [8]. 通常,  $\text{R}_2\text{Fe}_{17-x}\text{M}_x$  化合物的  $T_C$  先随非磁性原子的加入而增加, 在一定浓度下  $T_C$  达到最大值, 然后下降. 在稀土 ( $R$ ) 过渡金属 ( $T$ ) 化合物中, 居里温度来源于  $R-R$ ,  $R-T$  和  $T-T$  之间的交换作用. 根据 RKKY 模型,  $R-R$  交换作用很弱, 通常可忽略.  $R-T$  交换作用比  $T-T$  交换作用小得多, 通常  $R-\text{Co}$  交换耦合常数比  $\text{Co}-\text{Co}$  交换耦合常数小一个数量级<sup>[3]</sup>. 因此,

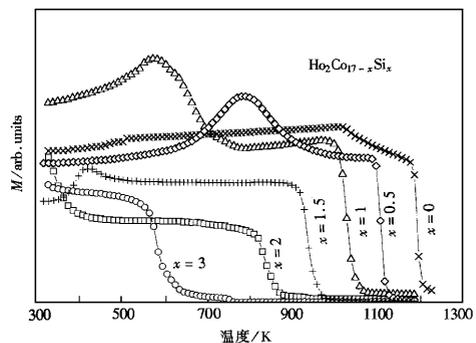


图 2  $\text{Ho}_2\text{Co}_{17-x}\text{Si}_x$  化合物的磁化强度  $M$  与温度  $T$  的关系 (室温以上)

$T-T$  交换作用对  $T_C$  的贡献是主要的. 一般认为, 在  $\text{R}_2\text{Fe}_{17}$  化合物中, 位于 Fe 次晶格中  $6c$  “哑铃对”位置的 Fe 原子存在反铁磁耦合. 非磁性原子替代 Fe, 改变了 Fe-Fe 原子间距, 从而破坏或弱化了这种反

铁磁耦合作用,引起  $T_C$  升高<sup>[3]</sup>. 然而在 2:17 型结构的 Co 基化合物中,不存在这种反铁磁耦合的原子对,非磁性原子替代 Co 总是减弱 Co-Co 原子间交换作用,因而引起  $T_C$  单调下降.

用 SQUID 测量了  $\text{Ho}_2\text{Co}_{17-x}\text{Si}_x$  化合物在 5 K 时的磁化曲线,由趋近饱和和定律得到的磁化强度  $M_s$  列于表 1. 假设在 5 K 时化合物中 Ho 原子的平均磁矩等于 Ho 的自由离子磁矩值( $\mu_{\text{Ho}} = 10 \mu_B$ ),利用公式  $\mu_s = (17-x)\mu_{\text{Co}} - 2\mu_{\text{Ho}}$ ,可以计算不同 Si 含量时的每个 Co 原子的平均磁矩,式中  $\mu_{\text{Co}}$  和  $\mu_{\text{Ho}}$  分别为 Co 和 Ho 原子平均磁矩. 当  $x=0$  和 3 时 Co 原子平均磁矩分别为  $1.70 \mu_B$  和  $1.11 \mu_B$ . 不同 Si 浓度下的 Co 原子平均磁矩值列于表 1. 由于 2:17 型 R-Co 化合物中 Ho 和 Co 磁矩反平行排列,化合物磁矩  $M_s$  与 Si 含量的关系示于图 3. 从图 3 中可见,随 Si 含量增加,  $M_s$  下降的幅度大于由 Si 原子

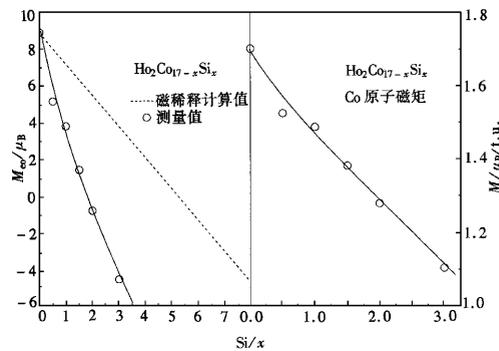


图 3  $\text{Ho}_2\text{Co}_{17-x}\text{Si}_x$  化合物的饱和磁矩  $M_s$ , Co 原子磁矩  $\mu_{\text{Co}}$  与 Si 浓度  $x$  的关系

引起的简单磁稀释效应(图 3 中虚线所示),这是由于非磁性原子替代 Co 还引起化合物中 Co 原子的平均磁矩下降所致<sup>[4]</sup>. 这种 Co 原子平均磁矩单调下降趋势是与居里温度单调下降趋势相一致的. 由图 3 还可见,在 5 K 时,当  $x < 1.8$  时,化合物中 Co 次晶格磁矩大于 Ho 次晶格磁矩;反之,当  $x > 1.8$  时, Ho 次晶格磁矩大于 Co 次晶格磁矩. 对于后者,由于温度升高时 Ho 原子磁矩下降比 Co 快得多,二者磁矩在某一温度下相等,此时化合物的磁化强度为零,其相应的温度即为补偿温度  $T_{\text{comp}}$ . 对于  $\text{Ho}_2\text{Co}_{15}\text{Si}_2$  和  $\text{Ho}_2\text{Co}_{14}\text{Si}_3$ ,  $T_{\text{comp}}$  分别为 50 K 和 80 K,见图 4.

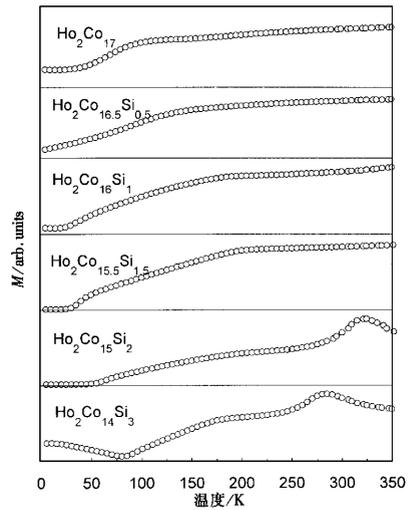


图 4  $\text{Ho}_2\text{Co}_{17-x}\text{Si}_x$  化合物的磁化强度  $M$  与温度  $T$  的关系 (室温以下)

### 3.3 磁晶各向异性和自旋重取向转变

图 5 为  $\text{Ho}_2\text{Co}_{17-x}\text{Si}_x$  化合物室温下粉末取向样品的 X 射线衍射结果. 试验结果表明,当  $0 \leq x \leq 2$  时,取向样品的 ( $hk0$ ) 衍射峰显著增强,其余峰基本消失. 这表明样品在室温下的 EMD 垂直于  $c$  轴;  $x=3$  时 ( $001$ ) 衍射峰显著增强,表明样品在室温下的 EMD 为易  $c$  轴. 这些测量结果(列入表 1)说明,  $x=2$  和  $x=3$  之间  $\text{Ho}_2\text{Co}_{17-x}\text{Si}_x$  化合物的室温易磁化方向由易面转变为易轴.

从图 2 的磁天平和图 4 的 SQUID 测量(块状样品,测量磁场为 0.05 T)可看出,  $\text{Ho}_2\text{Co}_{17-x}\text{Si}_x$  化合物的热磁曲线 ( $M-T$ ) 在居里温度以下有明显的“极大值”. 对  $x=3$  的样品进行了交流磁化率测量,得到交流磁化率实部 ( $\chi'$ ) 和温度 ( $T$ ) 关系,见图 6. 上述这些测量说明,在  $0 \leq x \leq 3$  范围  $\text{Ho}_2\text{Co}_{17-x}\text{Si}_x$  化合物存在自旋重取向转变. 通常认为,  $M-T$  曲线上“极大值”对应的温度或  $\chi'-T$  曲线上由  $d\chi'/dT$  所确定的温度即为自旋重取向温度  $T_{\text{sr}}$ <sup>[4,7,9]</sup>. 为更精确确定  $T_{\text{sr}}$ ,用 SQUID 对  $\text{Ho}_2\text{Co}_{15}\text{Si}_2$  (球状单晶样品) 和  $\text{Ho}_2\text{Co}_{14}\text{Si}_3$  (块状多晶样品) 进行了磁矩 ( $M$ ) 和转角 ( $\theta$ ) 关系测量(测量磁场为 0.05 T),其结果见图 7.  $\theta=0$  表示测量磁场平行于样品的  $c$  轴. 当

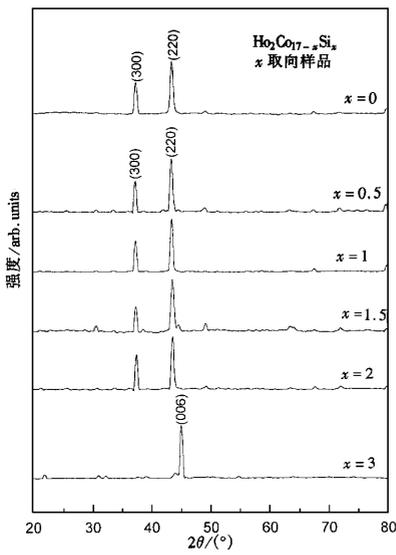
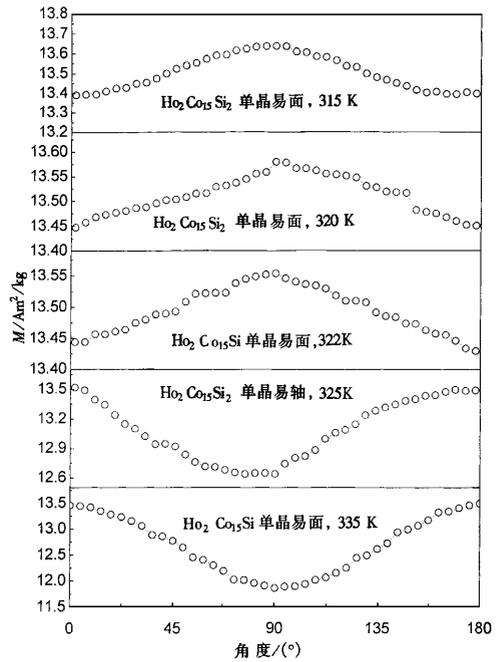


图 5  $\text{Ho}_2\text{Co}_{17-x}\text{Si}_x$  化合物室温下粉末取向样品的 X 射线衍射图



(a)  $\text{Ho}_2\text{Co}_{15}\text{Si}_2$  单晶

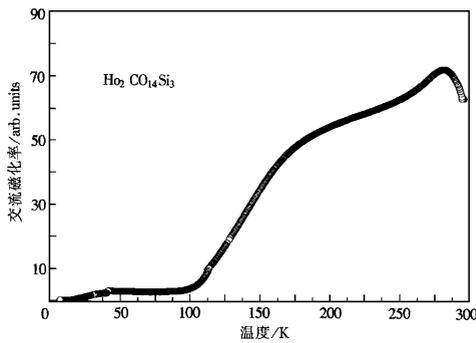
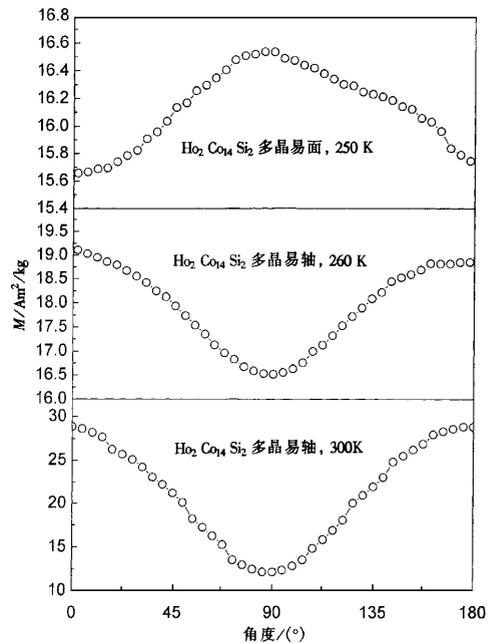


图 6  $\text{Ho}_2\text{Co}_{17-x}\text{Si}_x$  化合物的交流磁率与温度  $T$  的关系



(b)  $\text{Ho}_2\text{Co}_{14}\text{Si}_3$  多晶

样品在测量温度下为易面时,随着测量磁场偏离与  $c$  轴平行位置,样品的磁矩逐渐增大,并在测量磁场垂直于  $c$  轴时( $\theta = 90^\circ$ )样品磁矩达最大值,  $M-\theta$  曲线为上凸;反之,当样品在测量温度下为易轴时,随着测量磁场偏离与  $c$  轴平行位置,样品磁矩逐步减少,并在测量磁场垂直于  $c$  轴时( $\theta = 90^\circ$ )磁矩达到最小值,  $M-\theta$  曲线为下凹. 对  $\text{Ho}_2\text{Co}_{15}\text{Si}_2$  单晶样品,由  $M-\theta$  关系确定的  $T_{\text{sr}} = 323.5 \pm 1.5 \text{ K}$ , 这个值与由  $M-T$  曲线上的“极大值”对应的温度 325 K

图 7  $\text{Ho}_2\text{Co}_{17-x}\text{Si}_x$  化合物的  $M-\theta$  关系

(见图 4) 相当接近, 对  $\text{Ho}_2\text{Co}_{14}\text{Si}_3$  多晶样品, 由  $M-\theta$  关系确定的  $T_{\text{sr}} = 255 \pm 5 \text{ K}$ , 这个值与  $M-T$  曲线上“极大值”对应的温度和  $\chi'-T$  曲线上由  $d\chi'/dT$  所确定的温度 282 K (见图 4 和图 6) 有较大的差异. 应当指出, 由  $M-\theta$  关系确定的  $T_{\text{sr}}$  更精确, 因此, 在表 1 中给出的  $\text{Ho}_2\text{Co}_{17-x}\text{Si}_x$  化合物的  $T_{\text{sr}}$  值中,  $0 \leq x \leq 1.5$  的  $T_{\text{sr}}$  是由  $M-T$  曲线得到的,  $x=2$  和 3 的  $T_{\text{sr}}$  是由  $M-\theta$  曲线得到的.

根据居里温度和自旋重取向温度, 可以给出  $\text{Ho}_2\text{Co}_{17-x}\text{Si}_x$  化合物的磁相图 (见图 8). 可以看出, 在居里温度之下的较高温度范围化合物的易磁化方向平行于  $c$  轴, 随着温度降低, 由于发生自旋重取向转变, 化合物由易轴转变为易面. 这是与图 5 所示的化合物粉末取向样品的 X 射线衍射结果一致的.

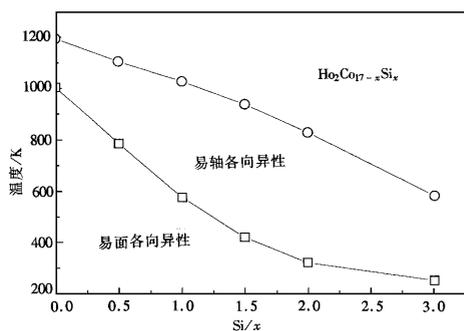


图 8  $\text{Ho}_2\text{Co}_{17-x}\text{Si}_x$  化合物的磁相图

2:17 型结构  $R\text{-Co}$  化合物的磁晶各向异性主要来自  $R$  次晶格和  $\text{Co}$  次晶格各向异性的共同贡献. 在一级近似下, 化合物的各向异性常数可表示为  $K_1 = K_1^R + K_1^{\text{Co}}$ . 利用单离子模型, 可以计算 2:17 型化合物中稀土离子的磁晶各向异性<sup>[10]</sup>,  $K_1^{\text{Ho}}$  可表示为

$$K_1^{\text{Ho}} = -\frac{2}{3} \alpha_j \langle r^2 \rangle \langle O_2^0 \rangle A_2^0$$

稀土离子的磁晶各向异性主要由二阶项决定, 通过  $\alpha_j$  和  $A_2^0$  乘积的符号可以判断稀土离子磁晶各向异性的性质. 其中,  $\alpha_j$  为二阶 Stevens 因子, 反映了稀土离子 4f 电子云的形状, 对于每个稀土元素,  $\alpha_j$  有确定的值,  $\text{Ho}$  离子的 4f 电子云呈扁球状分布,  $\alpha_j < 0$ .  $A_2^0$  为二阶晶场系数, 反映了稀土离子 4f 电子云处静电场的性质, 与晶格点阵类型有关, 受周围化学环境影响, 恒为负值. 由于在  $R_2\text{Co}_{17}$  型化合物中,  $K_1^{\text{Ho}} < 0$ <sup>[6]</sup>,  $K_1^{\text{Co}} < 0$ <sup>[11]</sup>,  $\text{Ho}$  次晶格和  $\text{Co}$  次晶格的易磁化方向都垂直于  $c$  轴. 然而, 对  $R_2\text{Co}_{17-x}\text{Si}_x$  化合

物的研究表明<sup>[4]</sup>, 当 Si 原子替代  $\text{Co}$  原子时, 可以使  $\text{Co}$  次晶格由易面各向异性转变为易轴各向异性, 即  $K_1^{\text{Co}} > 0$ . 因而, 对于给定成分的  $R_2\text{Co}_{17-x}\text{Si}_x$  化合物, 在某个温度下, 当  $R$  次晶格的面各向异性和  $\text{Co}$  次晶格的轴各向异性大小相等时, 会出现自旋重取向转变, 这时对应的温度即为自旋重取向温度  $T_{\text{sr}}$ .

从图 8 可见, 随 Si 含量增加, 化合物的  $T_{\text{sr}}$  降低.  $O_2^0$  是 Stevens 算符, 与  $\text{Ho-Co}$  磁矩耦合有关, Si 替代  $\text{Co}$  使这种耦合作用减弱, 而且随温度升高,  $O_2^0$  值显著降低<sup>[8]</sup>. 此外, 非磁性原子替代  $\text{Co}$  时, 由于稀土离子 5d 和 6p 价电子与相邻原子杂化会降低晶场系数  $A_2^0$  值<sup>[12]</sup>, 甚至有可能导致  $A_2^0$  由负值变为正值<sup>[13]</sup>. 总之, 随 Si 含量增加和温度的升高,  $\text{Ho}$  次晶格的面各向异性减弱,  $\text{Co}$  次晶格的轴各向异性增强, 其综合作用的结果使  $T_{\text{sr}}$  下降.

令人感兴趣的是, 我们在  $\text{Ho}_2\text{Co}_{17}$  化合物中也观察到了自旋重取向转变, 其  $T_{\text{sr}} = 1005 \text{ K}$ . 就我们所知, 尽管  $\text{Ho}_2\text{Co}_{17}$  化合物的磁性能曾受到过广泛的研究<sup>[9]</sup>, 但以往未曾有过这种报道. 在这样高的温度下, 晶场对各向异性的影响很微弱, 化合物的各向异性主要来自  $\text{Co}$  次晶格的贡献. 最近, 我们在  $\text{Gd}_2\text{Co}_{17}$  和  $\text{Y}_2\text{Co}_{17}$  化合物中也观察到了自旋重取向转变, 其  $T_{\text{sr}}$  分别为 940 K 和 939 K<sup>[14]</sup>. 这两种化合物在室温下都为易面各向异性<sup>[3, 4]</sup>. 由于  $\text{Gd}^{3+}$  离子没有轨道磁矩, Y 为非磁元素, 二者均对磁晶各向异性无贡献, 因此化合物的自旋重取向转变只能来自  $\text{Co}$  次晶格. 上述实验结果表明, 在没有非磁原子替代情况下, 仅仅由于温度的变化也可以使  $\text{Co}$  次晶格由室温时的易面各向异性转变为高温时的易轴各向异性. 目前尚不清楚这种由于温度变化引起  $\text{Co}$  次晶格自旋重取向转变的机理. 一个可能的解释是,  $\text{Co}$  次晶格中四个不同晶位 18f, 6c, 9d 和 18h 的  $\text{Co}$  原子对各向异性的贡献随温度的变化有差异. 对  $\text{Y}_2\text{Co}_{17}$  化合物的核磁共振研究表明<sup>[15]</sup>, 在  $\text{Co}$  次晶格中 18f 位的  $\text{Co}$  原子对各向异性的贡献是正的, 6c, 9d 和 18h 位的贡献是负的. 对  $\text{Ce}_2\text{Co}_{17-x}\text{M}_x$  ( $M = \text{Ga}, \text{Al}$  和  $\text{Si}$ ) 研究表明<sup>[14]</sup>, 当  $x \leq 3$  时, 非磁性替代原子均优先占据  $\text{Co}$  次晶格的 18h 位, 并导致化合物在室温下的各向异性由易面转变为易轴. 这说明 18h 位的  $\text{Co}$  原子对  $\text{Co}$  次晶格的各向异性的性质起很大作用. 对  $\text{Tb}_2\text{Co}_{12}\text{Ga}_5$  化合物的中子衍射结果表明, 当温度从 5 K 增加到 300 K 时, 在  $\text{Co}$  次晶格的四个晶位中, 18h 位的  $\text{Co}$  原子磁矩下降幅度最大<sup>[16]</sup>. 因此, 一个合理的推断是, 在高温下,  $\text{Co}$  次

晶格中对各向异性有负贡献的那些晶位上的 Co 原子磁矩的下降幅度大于有正贡献的晶位上的 Co 原子磁矩的下降幅度,结果导致对各向异性有正贡献的 Co 原子在高温下支配了整个 Co 次晶格的各向异性的性质.我们注意到  $Gd_2Co_{17}$  和  $Y_2Co_{17}$  的  $T_{sr}$  值基本相等(940 K 和 939 K),  $Ho_2Co_{17}$  的  $T_{sr}$  值(1005 K)略高些,考虑到  $Ho$  次晶格易面各向异性在高温下或多或少的作用,这些  $T_{sr}$  值是相当合理的.有关  $Ho_2Co_{17}$ ,  $Gd_2Co_{17}$  和  $Y_2Co_{17}$  化合物中 Co 次晶格不同晶位上的 Co 原子磁矩与温度关系的中子衍射实验正在进行,其结果将另文报道.

- [1] K. J. Strnat, *Ferromagnetic materials* (Elsevier Science Publishers B. V., North-Holland, Amsterdam, eds. E. P. Wohlfarth and K. H. J. Buschow, 1988), Vol. 4, p. 131.
- [2] X. Z. Wei, S. J. Hu, D. C. Zeng, X. C. Kou, Z. Y. Liu, E. Brück, J. C. P. Klaasse, F. R. de Boer, K. H. J. Buschow, *J. Alloys Comps.* **279**(1998), 301.
- [3] B. G. Shen, B. Liang, Z. H. Cheng, S. Y. Zhang, H. W. Zhang, W. S. Zhan, *Chin. Phys. Lett.* **15**(1998), 223.
- [4] S. Y. Zhang, B. G. Shen, B. Liang, R. W. Li, X. F. Ruan, B. Liang, H. W. Zhang, F. W. Wang, W. S. Zhan, L. G. Zhang, *J. Phys.: Condens. Matter* **10**(1998), 2445.
- [5] B. Liang, B. G. Shen, F. W. Wang, S. Y. Zhang, Z. H. Cheng, T. Y. Zhao, W. S. Zhan, *J. Phys.: Condens. Matter* **10**(1998), 4477.
- [6] D. Zhang, D. P. Middleton, E. Brück, F. R. de Boer, Z. D. Zhang, K. H. J. Buschow, *J. Alloys Comps.* **259**(1997), 65.
- [7] C. H. de Groot, K. H. J. Buschow, F. R. de Boer, *Physica* **B229**(1997), 213.
- [8] D. Zhang, Z. D. Zhang, K. H. J. Buschow, E. Brück, F. R. de Boer, *J. Appl. Phys.* **31**(1997), 5115.
- [9] X. C. Kou, T. S. Zhao, R. Grossinger, F. R. de Boer, *Phys. Rev.* **B46**(1992), 6225.
- [10] J. E. Greedan, V. U. S. Rao, *J. Solid State Chem.* **6**(1973), 387.
- [11] K. H. J. Buschow, *Rep. Prog. Phys.* **54**(1991), 1123.
- [12] Z. Hu, W. B. Yelon, S. Mishra, G. J. Long, O. A. Pringle, D. P. Middleton, K. H. J. Buschow, F. Grandjean, *J. Appl. Phys.* **76**(1994), 443.
- [13] B. G. Shen, Z. H. Cheng, B. Liang, J. X. Zhang, H. Y. Gong, F. W. Wang, Q. W. Yan, W. S. Zhan, *Appl. Phys. Lett.* **67**(1995), 1621.
- [14] Hu Shejun, The structure and magnetic properties of  $R_2(R = Ce, Ho, Gd \text{ and } Y; M = Ga, Al \text{ and } Si)$  compounds, Ph. D. thesis, South China University of Technology—The University of Amsterdam, 1999.
- [15] R. L. Streever, *Phys. Rev.* **B19**(1979), 2704.
- [16] O. Moze, L. Giovannelli, W. Kockelmann, C. H. de Groot, F. R. de Boer, K. H. J. Buschow, *J. Alloys Comp.* **264**(1998), 76.

## STRUCTURE AND MAGNETOCRYSTALLINE ANISOTROPY OF $Ho_2(Co, Si)_{17}$ COMPOUNDS

HU SHE-JUN<sup>1,2)</sup> O. TEGUS<sup>2,3)</sup> WEI XING-ZHAO<sup>1,2)</sup> ZHANG LEI<sup>1,2)</sup> ZENG DE-CHANG<sup>1,2)</sup>  
LIU ZHENG-YI<sup>1)</sup> F. R. DE BOER<sup>2)</sup> K. H. J. BUSCHOW<sup>2)</sup>

<sup>1)</sup> South China University of Technology, Guangzhou 510641)

<sup>2)</sup> The University of Amsterdam, Amsterdam, 1018XE The Netherlands)

<sup>3)</sup> Inner Mongolia Normal University, Huhhot 010022)

(Received 27 May 1999)

### ABSTRACT

All single crystals and polycrystals of  $Ho_2Co_{17-x}Si_x$  compounds with Si concentration up to  $x = 4$  were prepared by three-arc Czochralski and vacuum arc melting. The structure and magnetic properties of these compounds were studied by means of X-ray diffraction and magnetic measurements. The crystal structure corresponds to the hexagonal  $Th_2Ni_{17}$  type for  $x = 0$  and to the rhombohedral  $Th_2Zn_{17}$  type for  $0.5 \leq x \leq 3$ . The sample with  $x = 4$  could not be prepared in single-phase form. The compounds with  $x \leq 2$  have their easy magnetization direction perpendicular to the  $c$ -axis at room temperature. The Curie temperature and the Co moment are strongly decreased with increasing Si concentration. The magnetic phase diagram has been constructed from the spin-reorientation transition temperature and the Curie temperature. Based on the temperature dependence of the magnetization, the compensation temperatures have been determined. In the  $Ho_2Co_{17}$  compound, the spin-reorientation transition occurs at 1005 K, which was never reported before.

PACC: 7550B; 7530G; 6110F