

Nd-Fe(Co,Al,Ga)-B 合金的磁性及 Al,Co,Ga 原子的晶位占据研究

潘 树 明

(北京有色金属研究总院, 北京 100088)

马如璋 平爵云 李正文 李国保

(北京科技大学材料物理系, 北京 100083)

摘 要

本文研究了 Nd-Fe(Co, Al, Ga)-B 永磁合金的磁性能并且用 Mössbauer 谱仪等手段研究了 Al, Co, Ga 诸原子在上述合金中的晶位占据。选用粉末冶金方法研制出上述实用磁体, 其磁性能是: $B_r = 1.19\text{T}$, $jH_c = 1130\text{kA/m}$, $(BH)_{\max} = 262\text{kJ/m}^3$, $\alpha(B_r) = 0.04\%/^{\circ}\text{C}$, $T_c = 450\text{—}550^{\circ}\text{C}$ 。研究结果发现 Al 原子主要占据 j_2 晶位; Ga 原子优先占据 j_2 和 k_2 晶位; Co 原子优先占据 $8j_2$, $16k_2$ 晶位。Co 在四方相中占据上述晶位是造成永磁合金居里温度上升的原因。

关键词: 矫顽力, Mössbauer 谱, 粉末冶金, 居里温度, 磁性

Nd-Fe-B 永磁合金具有优异的磁性能, 但其居里温度偏低, 仅有 312°C 。因而热稳定性较 Sm-Co 合金差, 影响了此材料在一些领域中的应用。为了改善热稳定性, 必须提高该材料的居里温度。人们在研制出 Nd-Fe-B 永磁合金后很快认识到 Co 取代部分铁可以大大提高合金的居里温度^[1,2]。但是 Co 取代部分 Fe, 提高居里温度的同时又降低了合金的矫顽力, 因而必须找出一种既使居里温度提高又使其矫顽力不降低的途径。我们探讨了在 Nd-Fe-Co-B 中用少量 Al, Ga 替代部分 Fe, 取得了很好的效果, 达到了上述目的, 形成两种新的永磁合金品种, 制得了实用磁体。又用 Mössbauer 谱仪等手段研究了 Al, Co, Ga 替代部分 Fe 后原子晶位占据和宏观磁性、居里温度的关系。本文将详尽报告这一研究结果。

一、实验方法

实验样品由高纯度的 Nd, Fe, Co, Al, Ga, B 在氩气保护下经非自耗电弧熔炼而得到铸态合金, 其标称成分为 $\text{Nd}_{16}(\text{Fe}_{1-x}\text{Co}_x)_7\text{B}_7$ ($x = 0, 0.05, 0.1, 0.2, 0.3$), $\text{Nd}_{16}\text{Co}_{16}\text{Fe}_{61-x}\text{Ga}_x\text{B}_7$ ($x = 0, 1, 2, 4$ 和 7), $\text{Nd}_{16}\text{Co}_{10}\text{Fe}_{67-x}\text{Al}_x\text{B}_7$ 和 $\text{Nd}_{16}\text{Co}_{16}\text{Fe}_{61-x}\text{Al}_x\text{B}_7$ ($x = 0, 1, 2, 4, 7$)。再将熔炼好

的合金块置入粉碎机中粗碎,再置入球磨机中细磨(在有机介质保护下)到 $3.5\ \mu\text{m}$ 左右,粉末在磁场中成型(压力 $2000\ \text{kgf/cm}^2$, 磁场强度 $1.5\ \text{T}$)。成型的毛坯在炉内以 1100°C 高温烧结 $1\ \text{h}$, 后在 $500\text{--}630^\circ\text{C}$ 时效。急冷至室温。烧结、时效好的样品在脉冲强磁场中磁化,用 CL 6-1 型直流磁特性测量仪测量磁参数,用磁秤测量居里温度。

X 光衍射实验是在 APD-10X 光衍射仪上完成的。Mössbauer 谱是在室温下用 $\text{Co}^{57}(\text{Rh})$ 为源,在等加速 Mössbauer 谱仪上测得的。用 $\alpha\text{-Fe}$ 进行速度定标,并以其中心道为速度零点^[3]。所有 Mössbauer 谱实验样品均为粉末状。所得 Mössbauer 谱都是一组单线谱、一组双线谱加 6 组六线谱进行最小二乘法拟合,并对应于合金的富 Nd 相,富 B 相和四方相中的 6 个不等价的 Fe 晶位。

铁原子在 $\text{Nd}_2\text{Fe}_{14}\text{B}$ 四方相中的 6 个位置上的占据分数应该是: $N_1 = 2/4$, $N_2 = 2/14$, $N_3 = 2/14$, $N_4 = 4/14$, $N_5 = 1/14$ 和 $N_6 = 1/14$ 。这里 $N_i (i = 1\text{--}6)$ 分别代表 j_2, k_2, j_1, k_1, c 和 c 位置,假如 6 个位置上的无反冲因数的差异可以忽略,则 Mössbauer 谱的面积大小正比于原子的数目。所以 Fe, Co, Al 原子在位置上的占据分数 $N_i(\text{Fe})$, $N_i(\text{Co})$, $N_i(\text{Al})$ 能用下面公式估计出来,对 Nd-Fe-Co-B 合金

$$\begin{cases} N_i(\text{Fe}) = c_1/(c_1 + c_2) \times \left(S_i / \sum_{i=1}^6 S_i \right) \times (1/N_i) \times 100\%, \\ N_i(\text{Co}) = 100\% - N_i(\text{Fe}). \end{cases} \quad (1)$$

对 Nd-Fe-Co-Al-B 合金则

$$\begin{cases} N_i(\text{Fe}) = (c_1/(c_1 + c_2 + c_3)) \times \left(S_i / \sum_{i=1}^6 S_i \right) \times (1/N_i) \times 100\%, \\ N_i(\text{Co}) = N_i, \quad N_i(\text{Al}) = 100\% - N_i(\text{Fe}) - N_i(\text{Co}). \end{cases} \quad (2)$$

上面公式中 c_1, c_2, c_3 分别代表合金中 Fe, Co, Al 的化学比例^[4]。 S_i 代表第 i 位置的 Mössbauer 谱面积 $N_i, N_i(\text{Fe})$ 和 $N_i, N_i(\text{Co})$ 代表无 Al 合金中的占据分数。

二、实验结果与讨论

1. $\text{Nd}_{16}\text{B}_7(\text{Fe}_{1-x}\text{Co}_x)_{77}$ 合金

$\text{Nd}_{16}\text{B}_7(\text{Fe}_{1-x}\text{Co}_x)_{77}$ 的磁性能和 T_c 如表 1 所示。

表 1 $\text{Nd}_{16}\text{B}_7(\text{Fe}_{1-x}\text{Co}_x)_{77}$ 的磁性能和 T_c

参数 Co 含量 x	B_r (T)	H_c (kA/m)	$(BH)_{\text{max}}$ (kJ/m ³)	T_c ($^\circ\text{C}$)
0	1.26	811.72	295.24	318
0.05	1.23	987.84	280.12	374
0.1	1.22	373.23	275.35	433
0.2	1.11	344.58	227.60	490
0.3	1.08	289.67	215.66	553

从表 1 看出随着钴含量增加,居里温度显著提高。然而合金的矫顽力,剩余磁感应强度和

最大磁能积均下降。这是因为 $\text{Nd}_2\text{Fe}_{14}\text{B}$ 中有 6 个不等价的 Fe 晶位, 居里温度随 Fe-Fe 原子间距的增加而上升。6 个晶位中 j_2, j_1 两个晶位对居里温度的作用最重要, 首先 j_2 近邻原子数最多(12 个), 而且与近邻原子间的平均距离最大(2.68 Å), 其交换作用最强; 其次 j_1 晶位与 k_2, j_1 晶位的原子间距分别是 2.396 Å 和 2.433 Å, 小于正负交换积分的临界间距 2.45 Å。当 Co 含量 $x > 0.2$ 时, Co 原子优先占据 k_2 晶位(3), 由于交换积分 $J_{\text{Co-Co}} > J_{\text{Co-Fe}} > J_{\text{Fe-Fe}}$, 负交换作用得到了改善。同时, 由于 Co 含量 $x < 0.2$ 时, Co 优先占据 j_2 晶位将使正交换作用进一步增大, 其结果将导致居里温度 T_c 随 Co 含量增加而上升。 j_2 晶位具有很强的平面磁各向异性, Co 原子的优先取代使平面各向异性得到加强, 但由于 Nd 亚晶格的磁各向异性大于 3d 过渡金属的亚晶格各向异性, 所以虽然随 Co 含量增加四方相 $\text{Nd}_2(\text{Fe}_{1-x}\text{Co}_x)_{14}\text{B}$ 的单轴各向异性减弱, 但在整个 Co 取代范围内, 四方相仍是轴各向异性^[5-7]。另外, 随着 Co 含量的增加, 出现了软磁相 $\text{Nd}(\text{CoFe})_2$, 它在反磁化过程中可以成为形核点^[8]。因此, 随 Co 含量增加, 合金的矫顽力下降。因此, 欲提高合金的矫顽力, 必须控制 Co 含量, 避免 $\text{Nd}(\text{Fe, Co})_2$ 相的出现。

2. $\text{Nd}_{16}\text{B}_7\text{Co}_{10}\text{Fe}_{67-y}\text{Al}_y$ 和 $\text{Nd}_{16}\text{B}_7\text{Co}_{16}\text{Fe}_{61-x}\text{Al}_x$ 合金

在 Nd-Fe-B 中加入适量 Al, 即用 Al 对 Fe 进行部分取代可以提高矫顽力; Co, Al 同时加入, 既可以提高居里温度又可提高矫顽力, 为控制合金中不出现 $\text{Nd}(\text{Co, Fe})_2$ 软磁性相, 选取 Co 含量为 10%。

表 2 $\text{Nd}_{16}\text{B}_7\text{Co}_{10}\text{Fe}_{67-y}\text{Al}_y$ 合金磁性能和 T_c

y	0	2	3	4	6	8	10
$B_r(\text{T})$	1.28	1.19	1.13	1.07	0.99	0.94	0.62
$H_c(\text{kA/m})$	572	796	1050	1130	726	432	427
$(BH)_{\text{max}}(\text{kJ/m}^3)$	302	271	242.7	215	196	143	58
$T_c(^{\circ}\text{C})$	417	431	437	400.5			

从表 2 看出, 在 Nd-Fe-Co-B 中加入 Al 使 B_r 下降, 而矫顽力却出现了峰值, 即在 $y=4$, 矫顽力达 1130 kA/m, 居里温度也相应出现峰值, 为 710 K。

从表 2 看出, 合金的 T_c 值还不算高, 为此, 提高 Co 的含量到 16%, 配方按 $\text{Nd}_{16}\text{Fe}_{61-x}\text{Co}_{16}\text{Al}_x\text{B}_7$ 体系, 其中 $x=0, 1, 2, 4, 7$, 其合金磁性能如表 3 所示。

从表 3 和图 1 看出 $\text{Nd}_{16}\text{Fe}_{61-x}\text{Co}_{16}\text{Al}_x\text{B}_7$, $x=2$ 时合金的矫顽力出现峰值, 当 Al 含量超过 2, 则矫顽力下降, 随着 Al 含量增加剩余磁感应强度单调下降, 因而磁能积也随之下降, 加入 Co, Al 的退磁曲线和不加 Al 时无明显变化, 实验结果表明, 在 Nd-Fe-Co-Al-B 系中, Co 的含量从 10% 上升到 16%, 居里温度也相应地提高了。

表 3 $\text{Nd}_{16}\text{Fe}_{61-x}\text{Co}_{16}\text{Al}_x\text{B}_7$ 合金磁性能和 T_c 值

X	0	1	2	4	7
$B_r(\text{T})$	1.22	1.17	1.11	1.04	0.98
$H_c(\text{kA/m})$	565.0	764.0	988.0	923.1	350.2
$(BH)_{\text{max}}(\text{kJ/m}^3)$	270.1	246.7	238.7	198.9	127.3
$T_c(^{\circ}\text{C})$	501	478	481	451	

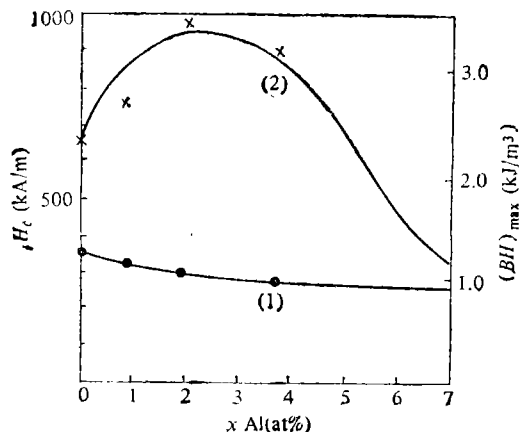


图 1 Nd₁₆Fe_{64-2x}Al_xCo₈B₇ 合金 ($x = 0, 1, 2, 4, 7$) Al 含量 x 和剩余磁感应强度 B_r , 内禀矫顽力 H_c 关系曲线 ((1) B_r 值随 Al 含量变化曲线, (2) H_c 值随 Al 含量变化曲线)

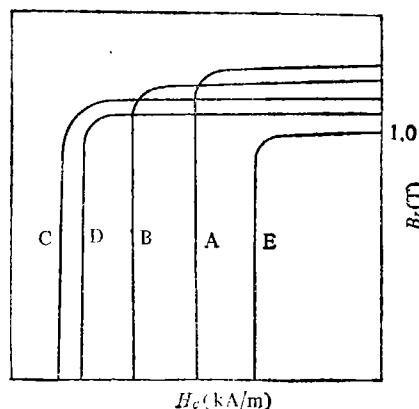


图 2 Nd₁₆Fe_{64-2x}Co₈Al_xB₇ 的退磁曲线

(A—— $x = 0$, B—— $x = 1$, C—— $x = 2$, D—— $x = 4$, E—— $x = 7$)

三、Mössbauer 效应实验

Nd-Fe-Co-B 和 Nd-Fe-Co-Al-B 合金的 Mössbauer 谱见图 3。根据拟合的 Mössbauer 谱的亚谱面积, Nd-Fe-Co-B 及 Nd-Fe-Co-Al-B 合金中四方相中 Co 原子的占据分数分别用公式 (1) 和 (2) 估计, 显示于图 4。结果表明: Nd-Fe-Co-B 合金中, Co 原子从优占据四方相中的 k_2, j_2 位置, 在 Nd-Fe-Co-Al-B 合金中, 在 $y \leq 4$, Al 原子主要占据 j_2 位置, 在 $y = 8$ 时, 也占据 k_1 位置。Co, Al 原子的不同分布将大大影响合金的磁性, 在 Nd₂Fe₁₄B 化合物中, j_2, k_2 和 j_2 位置似乎在决定居里温度时比其他位置更重要。当 Co 原子取代 Fe 原子时, 从优占据 k_2 和 j_2 位置, 改善 k_1 位置相当弱的交换作用, 进一步加强 j_2 位置的交换作用, 这样提高了居里温度, 在 $x \leq 8$, 在 j_2 和 k_2 位置的占据分数比 $x > 8$ 时上升得更快, 这样在 $x \leq 8$ 时, 居里温度的上升也快得多。

同样的结果是当 Co 的含量从 8 到 15 及 15 到 23 时, 居里温度仅分别增加 57°C 和 67°C (见表 1), 另一方面在 Nd-Fe-Co-B 中合金中因为 Al 原子是非磁性的和主要的占据 j_2 位置, Al 原子替代 Fe 原子引起居里温度急剧下降。

在 Nd₂Fe₁₄B 化合物中, j_2 位置被认为是强的平面磁各向异性 (f), 当 Co 原子替代 Fe 原子从优占据 j_2 位置, 虽然能增加平面磁各向异性, 这是因为 Co-Co 和 Co-Fe 之间的耦合比 Fe-Fe 原子之间的耦合强, 这样减少了四方相的总的轴磁各向异性, 而不利于矫顽力的提高, 与 Co 原子相反, Al 原子的替代则减小平面磁各向异性, 增加总的轴磁各向异性, 成为矫顽力从 572 kA/m 上升到 1130 kA/m (表 2) 的重要原因^[9]。

Nd-Fe-Co-B 合金中的正四方相中各位置的超精细场(见图 5(a)) 随着 Co 含量的增加稍有下降, 从最近我们对 Mössbauer 谱研究说明四方相的分子磁矩从 $32\mu_B$ ($x=0$) 减小到 $28\mu_B$ ($x=23$)。换句话说, 在 Nd₂Fe₁₄B 中, 一个 Co 原子替代一个 Fe 原子减少磁矩约 $1\mu_B$ ^[10-13]。

与 Co 原子的取代不同, Al 原子的取代引起超精细场的迅速下降, 但斜率不一样, j_1 晶

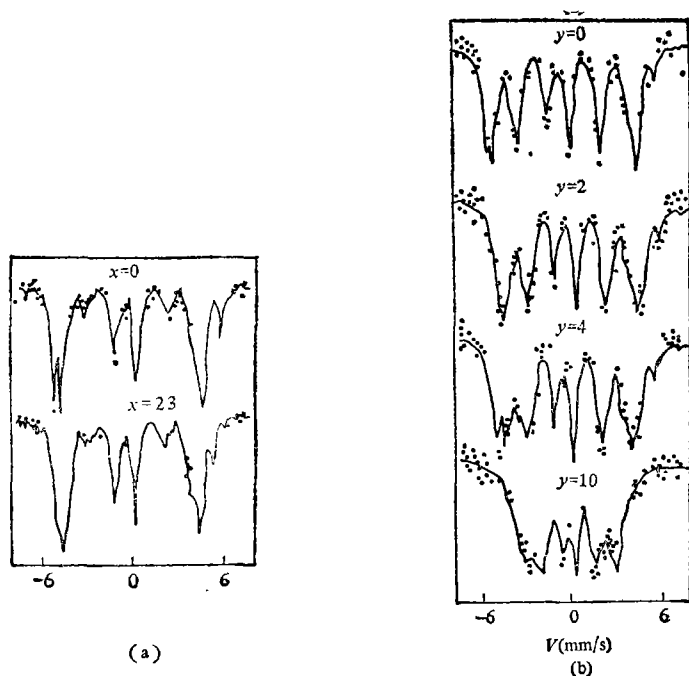


图3 Mössbauer 谱图

((a) Nd-Fe-Co-B 的 Mössbauer 谱, (b) Nd-Fe-Co-Al-B 的 Mössbauer 谱)

位的斜率最大, j_2 和 c 晶位的斜率最小, 这是因为 Al 是非磁性, 原子主要占据 j_2 晶位, 而且 i_1 位置有 4 个 j_2 近邻晶位, j_2 和 c 晶位的近邻位置没有 j_2 晶位^[14]. 超精细场与 Al 含量的关系在 $y=10$ 时偏离直线, 这与 Al 原子占据 k_1 晶位有关.

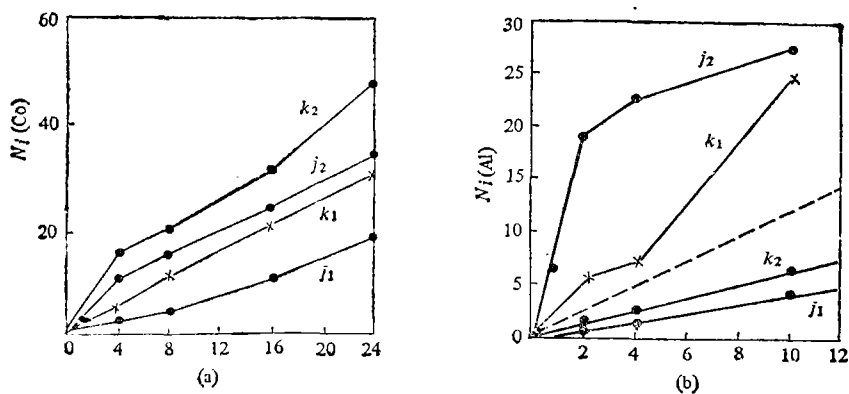


图4 原子占据百分率

((a) Nd-Fe-Co-B 中 Co 原子的占据百分率, (b) Nd-Fe-Co-Al-B 中 Al 原子的占据百分率)

3. Co, Ga 取代部分 Fe

由于 Al, Ga 位于同一族, 用 Ga 取代 Nd-Fe-Co-Al-B 中 Al 的位置对 Nd-Fe-B 合金的性能和结构产生怎样的影响?

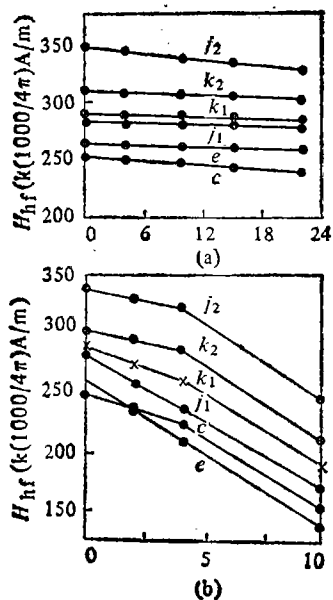
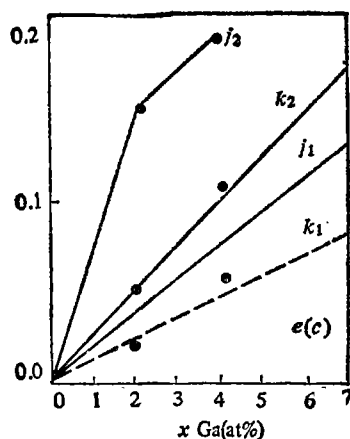


图 5 超精细场图

((a) Nd-Fe-Co-B 合金中的正四方相中各位置的超精细场,
(b) Nd-Fe-Co-Al-B 合金中的正四方相中各位置的超精细场)

图 6 Ga 原子占位几率随 Ga 含量 x 变化曲线

用 Ga 取代 Nd-Fe-Co-B 中部分 Fe 后磁测量和居里温度测量结果如表 4 所示。

表 4 Nd₁₆Co₁₆Fe_{64-x}Ga_xB₇ 合金中 Ga 含量与磁性与 T_c 值

M	0	1	2	4	7
$B_r(T)$	1.22	1.19	1.10	1.10	0.99
$jH_c(kA/m)$	680.2	708.9	938.8	766.4	718.5
$(BH)_{max}(kJ/m^3)$	270.6	262.6	230.8	214.8	175.1
$T_c(^{\circ}C)$	501	475	478	465	455

从表 4 看出,随着 Ga 含量增加,内禀矫顽力增大,当 $x = 2$ 时,达到峰值, $jH_c = 938.8$ kA/m, 当 Ga 含量再增加,内禀矫顽力开始下降。而剩余磁感应强度 B_r 则随 Ga 含量增加而稍有下降。

从 $x = 0$ 到 $x = 1$ 居里温度下降最快(从 501℃降到 475℃),在 $x > 2$ 的成分范围内,居里温度下降较缓慢。总的来说,随 Ga 的含量提高,居里温度(T_c)下降较缓慢,和 Co-Al 联合取代部分 Fe 的样品 T_c 测量结果相比较,明显地看出,Co-Al 取代 Fe 合金居里温度随 Al 含量的增加下降很快,所以用 Ga 取代部分 Fe 元素能提供一条在提高磁体矫顽力的同时,又不致使居里温度下降很快的途径。

X 射线衍射实验结果发现:在整个 Ga 取代范围内都有 Laves 相存在。这种 Laves 相属软磁相。在反磁化过程中将成为反磁化形核中心,从而限制了矫顽力的提高。利用最小二乘法原理计算了四方相 Nd₂(Fe, Co, Ga)₁₄B, Laves 相和富 Nd 相的晶格常数如表 5 所示。

从表 5 看出:Ga 取代 Nd₂(Fe, Co)₁₄B 的部分 Fe 对其晶格常数的影响较小, a 值开

表 5 $\text{Nd}_{16}\text{Fe}_{61-x}\text{Co}_{16}\text{Ga}_x\text{B}_7$ 合金中主相、富 Nd 相、Laves 相的晶格常数

Ga 含量 x	$\text{Nd}_2(\text{Fe, Co, Ga})$		14B	富 Nd 相	Laves 相
	$a(\text{\AA})$	$c(\text{\AA})$	c/a	$a(\text{\AA})$	$a(\text{\AA})$
0	8.762	12.13	1.384	5.10	7.40
1	8.766	12.16	1.387	5.10	7.40
2	8.772	12.18	1.389	5.10	7.40
4	8.766	12.20	1.392	5.10	7.40
7	8.757	12.22	1.396	5.10	7.40

始随 Ga 含量的增加而增加,在 $x = 2$ 时 a 达到最大值 (8.772 $\text{\AA}$), 然后随 x 增大而减小; c 值和 c/a 的值随 x 增加线性增加. 这种现象与用 Al 替代合金 Nd-Fe-Co-B 中的部分 Fe 时 X 射线实验结果非常相似^[3]. Ga 含量对富 Nd 相和 Laves 相的晶格常数影响非常小. 计算出富 B 相的晶格常数如下: $a = 7.14 \text{\AA}$, $c_{\text{Fe}} = 3.91 \text{\AA}$, $c_{\text{Nd}} = 3.52 \text{\AA}$.

用 Ga 取代部分 Fe 的 Mössbauer 实验结果: 利用 Mössbauer 谱拟合所得的面积参数 S_i , 我们计算出了 $\text{Nd}_{16}\text{Fe}_{61-x}\text{Ga}_x\text{Co}_{16}\text{B}_7$ 合金中 Ga 原子在四方相各晶位上的占位几率, 如图 6 所示. 计算得的 e 和 c 两晶位的占据几率为近似等于零的负数, 说明 Ga 原子不占据这两个晶位. 图 6 中虚线表示 Ga 在各晶位上随机分布的情况.

从图 6 可以看出, j_2, k_2, j_1 3 个晶位的 Ga 原子占据几率始终在随机分布线(虚线)的上方, 且 j_2 曲线的斜率始终大于 k_2 和 j_1 的, 所以 Ga 优先占据 j_2 晶位. 当 $x \leq 2$ 时, j_2 晶位 Ga 占据几率随 Ga 含量的增加增大得很快, k_2 和 j_1 的相比之下要小得多, 由于 Ga 是非磁性原子, 它与 Fe 和 Co 的交换作用接近零, 因而 Ga 占 j_2 晶位会导致居里温度迅速下降. 当 $x > 2$ 时, 首先 Ga 在 j_2 晶位的占据几率的增长速度比 $x \leq 2$ 时小 60% 左右; 其次, 随着 Ga 在 k_2, j_1 晶位上占据几率的增加, $j_1 - j_2$ 和 $j_1 - k_2$ 晶位上 Fe 和 Co 与 Ga 的交换作用接近于零而改善了原来 Fe 和 Co 的负交换作用. 这两点使 $x > 2$ 时居里温度的减小要比 $x \leq 2$ 时缓慢, 从实验看出: x 由零增加到 2 居里温度减小了 23°C. 当加入 Ga 后, Ga 原子主要占据 j_2 晶位, 使平面磁各向异性减小, 有利于提高矫顽力.

研究各晶位超精细场与 Ga 含量 x 的变化关系曲线发现各晶位超精细场随 Ga 含量 x 的变化是线性下降, j_2 晶位的超精细场下降最缓慢, 其它晶位的下降速度几乎相等, 随 Ga 含量的增加 $\langle H_{\text{hf}} \rangle$ 和 $\langle \mu_{\text{Fe}} \rangle$ 都减小, 这将导致四方相中的铁原子磁矩减少, 从而限制了剩余磁感强度和饱和磁化强度的提高.

四、结 论

1. 用粉末冶金方法制得的高居里温度、高矫顽力、较低温度系数的 Nd-Fe(M)-B 永磁合金 ($M = \text{Co, Al, Ga}$), 内禀矫顽力达 1130 kA/m, 最大磁能积达 262 kJ/m³, 可逆温度系数 $\alpha(B_r) = -0.04\%/^\circ\text{C}$, 居里温度 $T_c = 450-550^\circ\text{C}$ 的实用磁体.

2. Al, Co 配合使用, 取代 Nd-Fe-B 中部分 Fe, 可使 Nd-Fe-B 的居里温度从 312°C 提高到 450°C 到 500°C, 以 4—10% Co 替代部分 Fe 可使其居里温度提高到 400°C, 以 16% Co 替代部分 Fe, 再配以 1—2% Al, 可得到居里温度大于 480°C, 内禀矫顽力 988 kA/m,

$(BH)_{\max} = 239 \text{ kJ/m}^3$, Al, Co 配合使用加入 Nd-Fe-B 中调整好诸元素的比例是使合金具有优异性能的关键。如 10% Co 加入其矫顽力峰值在 4% Al 处。如果 16% Co 加入,矫顽力峰值在 2% Al 处。可逆温度系数 $\alpha(B_r) = 0.04\% / ^\circ\text{C}$ 。实验表明: 适当的热处理制度是获得高矫顽力、高居里温度的重要因素。

3. Mössbauer 效应实验发现: 在 $\text{Nd}_{16}\text{Fe}_{61-x}\text{Co}_{16}\text{Ga}_x\text{B}_7$ ($x = 0, 1, 2, 4, 7$) 合金中, Ga 原子取代 Fe 优先占据 j_1 和 k_2 晶位。Ga 原子在 j_2 晶位的占据几率随 Ga 含量的增加在 $x \leq 2$ 时明显快于 $x > 2$ 的情况, 这是合金在 $x > 2$ 时居里温度随 x 增加而下降的速度明显比 $x \leq 2$ 的情况慢的原因。Ga 在 k_2 晶位上的占据几率随 x 增加几乎线性增加。Ga 在 k_2 晶位的占据是 Ga 取代合金的居里温度降低在 $x > 2$ 时要远小于 Al 取代的合金的原因之一。Ga 原子替代部分 Fe 的合金优于 Al 原子替代部分 Fe 的合金。在 $x = 2$ 时, Ga 原子主要占据 j_2 晶位, $x > 2$ 时, 除 j_2 外, k_2, j_1, k_1 3 个晶位均有一定的占据几率。

4. 在 Nd-Fe-B 中 Al 原子取代一部分 Fe 引起超精细场的迅速下降, 但斜率不一样, j_1 晶位的斜率最大, j_2 和 c 晶位的斜率最小, 这是因为 Al 是非磁性原子且主要占据 j_2 晶位; 而且 j_1 位置有 4 个 j_2 近邻晶位, 超精细场与 Al 含量的关系在 Al 为 10 偏离直线, 这与 Al 原子占据 k_1 晶位有关。

5. $\text{Nd}_{16}\text{Co}_{16}\text{Fe}_{61-x}\text{Ga}_x\text{B}_7$ 合金的 X 射线衍射实验发现: 所研究的 $x = 0, 1, 2, 4, 7$ 五种不同成分样品中均有 Laves 相存在, 它限制了进一步提高矫顽力。四方相的点阵常数 a 开始随 Ga 含量增加而增加, 然后减小, 在 $x = 2$ 处取最大值, 点阵常数 c 和 c/a 随 x 增加而增大。

6. 在 $\text{Nd}_{16}\text{Co}_{16}\text{Fe}_{61-x}\text{Ga}_x\text{B}_7$ 合金中, 随 Ga 含量的增加, 6 个晶位的超精细场基本上是线性下降的, j_2 晶位的下降最缓慢。Ga 增加会导致平均超精细场减小。平均 Fe 原子磁矩减小, 由此可对磁性能中剩余磁感 (B_r) 和最大磁能积 $(BH)_{\max}$ 的变化作定性解释。

7. $\text{Nd}_{16}\text{Co}_{16}\text{Fe}_{61-x}\text{Ga}_x\text{B}_7$ 合金, 从磁测量结果发现在 $x = 2$ 处, 合金的内禀矫顽力出现峰值。

许应凡、任世宽、李东培、冯永荣、耿鸣明、应启明等同志在实验和总结成文时予以帮助, 在此一并致谢。

参 考 文 献

- [1] Sagawa, M. et al., *J. Appl. Phys.*, **55**(1984), 2083.
- [2] Pan Shuming (潘树明) et al., *Proc. 9th REPM Workshop* 1987 519.
- [3] 许应凡等, 稀土, 1986, 5: 17.
- [4] Croat, J. J. et al., *Appl. Phys. Lett.*, **44**(1984), 148.
- [5] Ma Ruzhang (马如璋) et al., *Proc. 9th REPM Workshop*, 1987, 542.
- [6] ToRunoga, M. et al., *IEEE Trans. Mag.*, **MAG-22**, 1986, 904.
- [7] Szatranka-Miller, B. et al., *Solid State Commun.*, **61**(1987), 10:649.
- [8] Mizoguchi, T. et al., *IEEE Trans. Mag.*, **MAG-22**, 1986, 919.
- [9] 平爵云等, 金属学报, **22**(1986), 6.
- [10] 潘树明, 稀有金属(国外版), **5**(1986), 1: 73.
- [11] 李正文等, 应用科学学报, **6**(1988), 323.
- [12] 杨应昌等, 中国稀土学报, **3**(1985), 2: 34.
- [13] Yang Fuming (杨伏明) et al., *Proc. 10th REPM Workshop* 1989 134.
- [14] 潘树明等, 北京钢铁学院学报, **10**(1988), 4: 476.