

Tb_{0.3}Dy_{0.7-x}Pr_x(Fe_{0.9}Al_{0.1})_{λ.95} 合金的磁致伸缩、 自旋重取向和穆斯堡尔谱研究*

郑小平^{1)2)†} 张佩峰^{2)‡} 范多旺²⁾ 李发伸³⁾ 郝 远⁴⁾

1) 兰州城市学院电子信息科学与技术研究所, 兰州 730070)

2) 兰州交通大学光电技术与智能控制教育部重点实验室, 兰州 730070)

3) 兰州大学磁学与磁性材料教育部重点实验室, 兰州 730000)

4) 兰州理工大学甘肃省有色金属新材料重点实验室, 兰州 730050)

(2006 年 4 月 21 日收到, 2006 年 6 月 9 日收到修改稿)

系统研究了室温下 Tb_{0.3}Dy_{0.7-x}Pr_x(Fe_{0.9}Al_{0.1})_{λ.95} ($x = 0, 0.1, 0.2, 0.25, 0.3, 0.35$) 合金中稀土元素 Pr 替代 Dy 对晶体结构、磁致伸缩、各向异性和自旋重取向的影响. 结果发现, $x \leq 0.1$ 时, Tb_{0.3}Dy_{0.7-x}Pr_x(Fe_{0.9}Al_{0.1})_{λ.95} 完全保持 MgCl₂ 立方 Laves 相结构, $0.1 < x \leq 0.3$, 有杂相出现并且随 Pr 替代量逐渐增多. 晶格常数 a 随 Pr 含量 x 的增加缓慢增大. 磁致伸缩测量发现, 随着替代量 x 的增多磁致伸缩减小; $x > 0.2$ 时超磁致伸缩效应消失. 然而, $x = 0.1$ 时合金的磁致伸缩略大于没有替代的, 而且磁致伸缩随磁场更易趋于饱和, 说明 Pr 替代有助于降低磁晶各向异性. 内禀磁致伸缩 λ_{111} 随 Pr 替代量 x 的增加接近线性增加. 由相对磁化率随温度的变化关系可以看出, 自旋重取向温度随 Pr 替代量的增多呈先增后降趋势, 在 $x = 0.1$ 处出现极大值. 穆斯堡尔效应表明, 随 Pr 含量的增加 Tb_{0.3}Dy_{0.7-x}Pr_x(Fe_{0.9}Al_{0.1})_{λ.95} 合金中易磁化轴可能在 {110} 面上绕主对称轴作微小转动, 发生自旋重取向. 与 Al 元素替代效应相比, Pr 替代 Dy 对自旋重取向的影响相对较小.

关键词: 磁致伸缩, 立方 Laves 相, 自旋重取向, 穆斯堡尔谱

PACC: 7580

1. 引 言

三元稀土-铁合金 Tb_{0.3}Dy_{0.7}Fe_{1.95} 是一种高性能超磁致伸缩材料, 商业上俗称 Terfenol-D, 具有巨磁致伸缩和低磁晶各向异性^[1], 在超声传感器和微动致动器等领域得到广泛应用. 然而, 这种材料尚存在一些不利特性, 如低拉伸韧性、易碎性、低电阻率和相对高的饱和场, 因此许多研究人员着眼于通过引入其他元素, 如 Mn, Co, Ni, Ga, Al, B 等替代 Fe, 该种替代可以降低材料的磁晶各向异性, 提高材料在低场下的磁致伸缩性能, 增大材料的使用频率, 改善其本征脆性, 提高了材料的宏观应用性能^[2-5]. 其中 Al 是一种理想的替代物, Al 替代量为 0.1 的 Tb_{0.3}Dy_{0.7}(Fe_{0.9}Al_{0.1})_{λ.95} 材料的应用性能十分优

异^[5-8], 但是其饱和磁致伸缩由于 Al 的替代却大大降低. 在保证材料具有良好应用性能的基础上, 我们期望用其他稀土元素替代 Tb, Dy, 达到提高材料饱和磁致伸缩性能的目的.

在众多的稀土元素中, Pr 元素是最为理想的替代物, 这是因为单离子模型理论计算表明^[1,9]: 在 0 K 时, PrFe₂ ($\lambda_{111} = 5600$ ppm) 具有比 TbFe₂ ($\lambda_{111} = 4400$ ppm), DyFe₂ ($\lambda_{111} = 4200$ ppm) 和 SmFe₂ ($\lambda_{111} = -3200$ ppm) 更大的磁致伸缩. 而且 TbFe₂, DyFe₂ 和 PrFe₂ 磁致伸缩符号相同, 但 TbFe₂ 与 DyFe₂, PrFe₂ 磁晶各向异性符号相反. 根据 Clark 等人^[10]对 RFe₂ 系磁晶各向异性的研究表明, 用磁致伸缩符号相同而磁晶各向异性符号相反的 RFe₂ 组成补偿性多元系 (式中 R 为 2—3 种稀土元素), 可以保持 RFe₂ 材

* 国家自然科学基金 (批准号: 10574059), 甘肃省自然科学基金 (批准号: 3ZS042-B25-033), 兰州交通大学“青蓝”人才工程计划、光电技术与智能控制教育部重点实验室开放基金 (编号: K040101) 和中国博士后科学基金资助的课题.

† 通讯联系人. E-mail: zxp@lztu.edu.cn and zpf519@sina.com

料大的磁致伸缩,同时降低其磁晶各向异性. Tang 小组^[11]和 Zhan 小组^[12]研究了 Pr 替代对不同 RFe_2 化合物的各向异性、磁致伸缩、磁性等的影响,结果表明 Pr 降低了磁晶各向异性和 Curie 温度,磁致伸缩的变化较为复杂.

目前,有关对 $Tb_{0.3}Dy_{0.7}Fe_{1.95}$ 合金稀土亚点阵和过渡金属晶位同时替代的研究较少. 我们选用 Al 替代 Fe,同时选择 Pr 替代 Dy,详细研究了 $Tb_{0.3}Dy_{0.7-x}Pr_x(Fe_{0.9}Al_{0.1})_{\lambda_{95}}$ 合金的晶体结构、磁致伸缩 λ_s 与 λ_{111} 、自旋重取向和穆斯堡尔效应随 Pr 替代量的变化关系,由此可研发出一种性能优异、极富应用前景的新型巨磁致伸缩功能材料.

关于三元立方 Laves 相化合物 $R_1^1R_1^{2-x}Fe_2$ (R^1, R^2 为稀土元素)的穆斯堡尔谱结果已有许多报道^[13-15]. 这类化合物具有相同的晶体结构,由于易磁化轴相对于晶胞晶轴的取向不同,它们的穆斯堡尔谱有几种类型^[16]:易磁化轴平行于 $[100]$ 轴时,晶胞中所有铁原子是等价的,谱线是一套简单的六线峰,正如对 $HoFe_2$ 和 $DyFe_2$ 的观察;易磁化轴平行于 $[111]$ 方向时,铁原子具有两个磁不等价位,铁原子数比为 3:1,相应的谱线是强度比为 3:1 的两套六线峰的叠加,正如 $YFe_2, TbFe_2, ErFe_2$ 的情形;易磁化轴沿着第三主轴 $[110]$ 时,两个磁不等价位上的铁原子数比是 2:2,产生由两套强度比为 1:1 的六线重叠谱线,低温下的 $SmFe_2$ 谱就是如此. 另外, Atzmony 和 Dariel 等人^[17]还讨论了 $R_1^1R_1^{2-x}Fe_2$ 合金中非主立方对称轴易磁化方向 $[uw0]$ 和 $[uuw]$ 相应不等价位上的铁原子数比分别是 1:1, 1:1:2, 他们运用唯象理论和单离子模型证实并预言了这些易磁化轴的存在.

$Tb_{0.3}Dy_{0.7}Fe_2$ 合金材料具有相当高的磁晶各向异性和高的磁致伸缩各向异性 $|\lambda_{111}/\lambda_{100}| \gg 1$, 其多晶体中 $\lambda_s = 0.6\lambda_{111} + 0.4\lambda_{100}$, 由此可见,饱和磁致伸缩主要取决于 λ_{111} . 此外,该材料成分比的变化对磁致伸缩、磁晶各向异性、自旋重取向温度等宏观特性及易磁化方向有很大影响. 本文系统研究了稀土金属 Pr 替代 Dy 对材料宏观性能的改善和微观特性的影响.

2. 实验细节

将高纯金属 Tb, Dy, Pr, Fe 和 Al ($Tb, Dy, Pr: \omega_{at}$

$= 99.98\%$, $Fe, Al: \omega_{at} = 99.99\%$) 等原料,按不同配比置于非自耗电弧炉中,在高纯氩气氛下,对样品反复熔炼六次. 熔炼过程中加入过量稀土金属 Dy,可以补偿蒸发损失,同时避免了其他相的出现. 在 $900^\circ\text{C} - 1000^\circ\text{C}$ 退火热处理 50 h,最后制备成 $Tb_{0.3}Dy_{0.7-x}Pr_x(Fe_{0.9}Al_{0.1})_{\lambda_{95}}$ 合金样品.

用 X 射线衍射仪 Rigaku D/max-2400 进行物相结构分析,测量中由单色器得到单一的 $Cu-K\alpha$ 特征辐射. 由应用软件 Powdercell 计算出样品的晶格常数.

利用多功能磁测量系统测量磁致伸缩随磁场的变化和相对磁化率随温度的变化,测试样品被制备成 $5\text{ mm} \times 6\text{ mm} \times 2\text{ mm}$ 的长方体,外加磁场高达 800 kA/m .

穆斯堡尔测量在标准等加速透射谱仪上进行,放射源为 ^{57}Co ,先将样品在丙酮中研磨成细粉末,然后与真空脂混合,放在样品架上进行测量. 使用最小二乘法拟谱程序对实验谱线进行拟合.

3. 测量结果与讨论

$Tb_{0.3}Dy_{0.7-x}Pr_x(Fe_{0.9}Al_{0.1})_{\lambda_{95}}$ 合金样品的 X 射线衍射图样如图 1 所示,从图看到 Pr 替代量 $x \leq 0.1$ 的样品没有其他杂相存在,是十分纯的单相,样品具有 $MgCu_2$ 型 Laves 相结构. $0.1 < x \leq 0.3$,有杂相出现并且随 Pr 替代量逐渐增多, $y > 0.3$ 时样品已含有相当多的杂相. 由于元素 Pr 的原子半径比 Dy 的原子半径大,点阵常数 a 随 Pr 含量的增加迅速增大,如图 2 所示,遵循 Vegard 线性关系.

如图 3 所示是 $Tb_{0.3}Dy_{0.7-x}Pr_x(Fe_{0.9}Al_{0.1})_{\lambda_{95}}$ 合金磁致伸缩随磁场的变化关系. 可以看出, $Tb_{0.3}Dy_{0.7-x}Pr_x(Fe_{0.9}Al_{0.1})_{\lambda_{95}}$ 的磁致伸缩随磁场的增大而增大,在最大磁场 900 kA/m 下,磁致伸缩尚未达到饱和,特别是 $x \geq 0.2$ 的样品. 值得注意的是, $x = 0.1$ 合金的磁致伸缩略大于没有替代的合金,这是因为 $PrFe_2$ 具有比 $TbFe_2$ 和 $DyFe_2$ 更大的磁致伸缩. 正如 Tang 等人^[11]对 $Dy_{0.9-x}Pr_xTb_{0.1}Fe_2$ 的研究,化合物的一级各向异性随 Pr 元素替代量而降低,我们从图 3 也发现, $x = 0.1$ 时合金的磁致伸缩更易趋于饱和,说明磁晶各向异性降低. 因此,该成分点极有希望成为非常有实用价值的大磁致伸缩材料. 材料中沉淀物杂相对磁致伸缩损害极大,随着 Pr 替代量增多,杂相形成并不断增多,磁致伸缩逐渐下降, $x \geq$

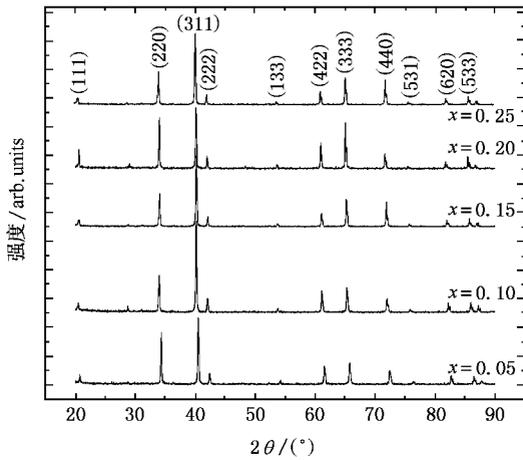


图1 $Tb_{0.3}Dy_{0.7-x}Pr_x(Fe_{0.9}Al_{0.1})_{\lambda_{.95}}$ 合金的 X 射线衍射谱图

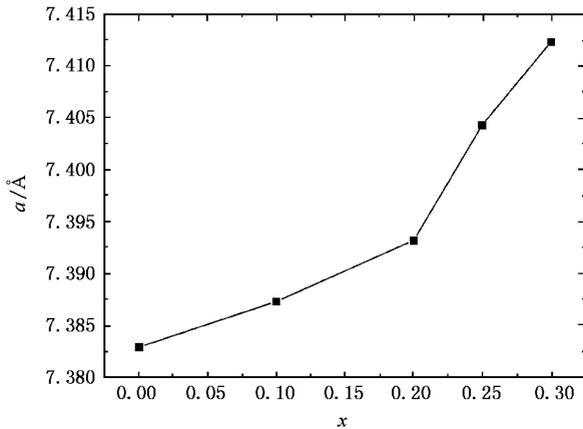


图2 $Tb_{0.3}Dy_{0.7-x}Pr_x(Fe_{0.9}Al_{0.1})_{\lambda_{.95}}$ 合金的晶体常数 a 随 Al 含量 x 的变化关系

0.3 时杂相含量较多,使得磁致伸缩急剧下降,这与 X 射线衍射物相分析的结果相符合。

对多晶样品 $Tb_{0.3}Dy_{0.7-x}Pr_x(Fe_{0.9}Al_{0.1})_{\lambda_{.95}}$ ($x = 0, 0.05, 0.1, 0.15, 0.2$) 进行 X 射线步进扫描,可以看出随 Pr 替代量的增多 (440) 峰位向低角方向移动,这也说明晶格常数随 Pr 替代量增多有所增大。 λ_{111} 是由立方 Laves 相 (440) 衍射峰的劈裂经计算后而求得。由于内禀磁致伸缩的存在,致使立方 Laves 相结构发生晶格畸变 (440) 衍射峰劈裂形成六角 (208) 和 (220) 峰,根据公式

$$\lambda_{111} = \frac{\Delta d}{d} = \frac{\sin\theta_2 - \sin\theta_1}{\sin\theta_1} \quad (1)$$

可求出内禀磁致伸缩 λ_{111} 。

图 4 示出 Pr 替代量对 $Tb_{0.3}Dy_{0.7-x}Pr_x(Fe_{0.9}Al_{0.1})_{\lambda_{.95}}$ 合金内禀磁致伸缩 λ_{111} 的影响。由图可见,

Pr 替代量 $x \leq 0.2$ 时, λ_{111} 随 x 接近线性增加, $x > 0.2$ 时 λ_{111} 迅速增大。显然,内禀磁致伸缩 λ_{111} 随 Pr 含量的增大与单离子模型理论计算结果相一致。磁致伸缩 λ_{111} 由 $x = 0.00$ 的 1028 ppm 增大到 $x = 0.30$ 的 2100 ppm,上涨幅度近 1000 ppm,这预示着能够通过 Pr 替代得到磁致伸缩性能更好的大磁致伸缩材料。

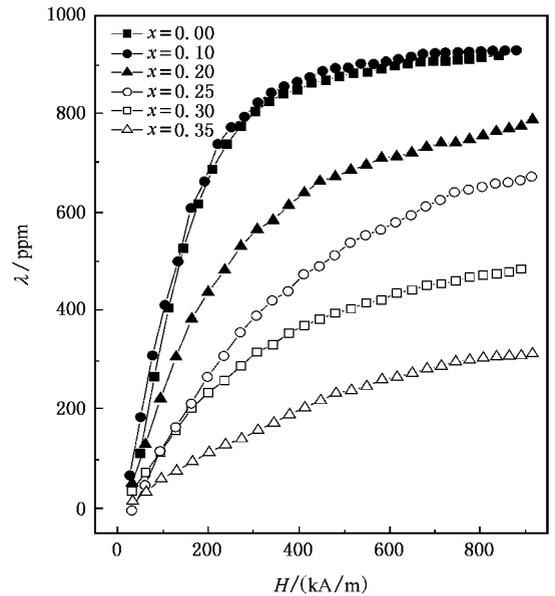


图3 $Tb_{0.3}Dy_{0.7-x}Pr_x(Fe_{0.9}Al_{0.1})_{\lambda_{.95}}$ ($x = 0, 0.1, 0.2, 0.25$ 和 0.3) 合金磁致伸缩 λ 对磁场 H 的依赖关系

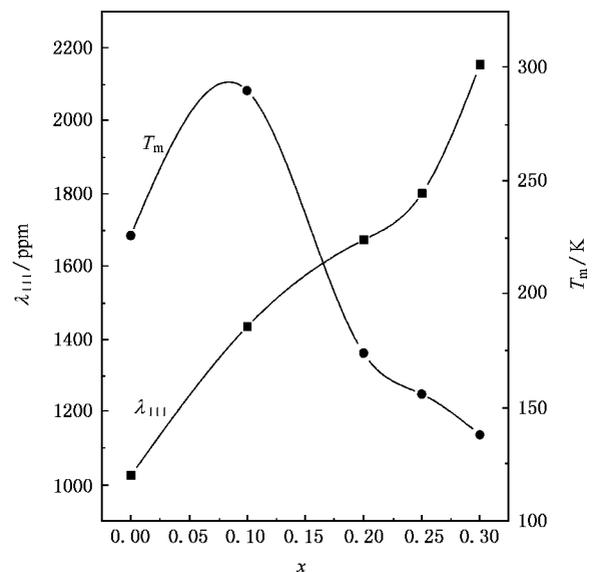


图4 $Tb_{0.3}Dy_{0.7-x}Pr_x(Fe_{0.9}Al_{0.1})_{\lambda_{.95}}$ 合金内禀磁致伸缩 λ_{111} 自旋重取向温度 T_m 与 Pr 替代量 x 的关系

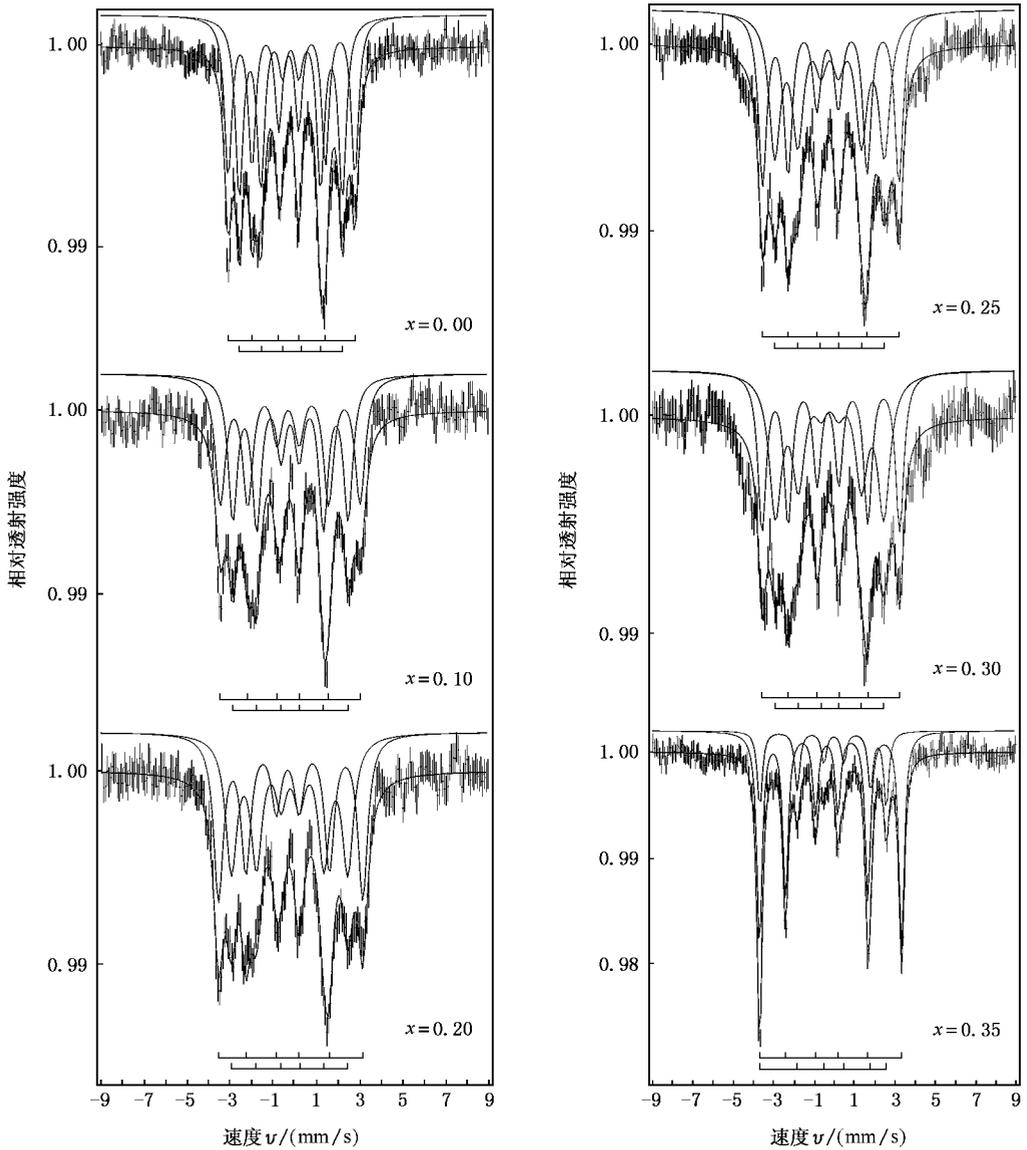


图5 $Tb_{0.3}Dy_{0.7-x}Pr_x(Fe_{0.9}Al_{0.1})_{1.95}$ 系统室温下的穆斯堡尔谱

为了研究 $Tb_{0.3}Dy_{0.7-x}Pr_x(Fe_{0.9}Al_{0.1})_{1.95}$ 合金的自旋重取向,利用多功能磁测量系统-WDCCC 在 100 K—380 K 温度范围内测量样品的相对磁化率随温度的变化关系.升温 and 降温过程中,相对磁化率随温度的变化曲线出现极值点,表明样品的易磁化轴方向发生改变,由于系统误差,升温过程和降温过程的极值点不完全一致,取它们的平均值作为自旋重取向温度,即各向异性补偿温度 T_m .图 4 给出 $Tb_{0.3}Dy_{0.7-x}Pr_x(Fe_{0.9}Al_{0.1})_{1.95}$ 自旋重取向温度与 Pr 替代量之间的关系,可以看到 $x = 0.1$ 时,自旋重取向温度最高.对于 $x > 0.1$,该温度随 Pr 替代量的增多急剧下降,这是因为 Pr 替代 Dy 后,降低了合金磁晶各向异性,自旋重取向发生在逐渐降低的温度点处.

图 5 是 $Tb_{0.3}Dy_{0.7-x}Pr_x(Fe_{0.9}Al_{0.1})_{1.95}$ 合金 ($x = 0, 0.1, 0.2, 0.25, 0.3$ 和 0.35) 室温下的穆斯堡尔谱,图中实线是经最小二乘法拟合后的理论结果,虚线是实验谱,两者符合得很好.拟合结果表明,所有 Pr 替代 Dy 的合金样品谱线均可用相对强度比为 2:2 ($0 \leq x \leq 0.3$) 或 1:3 ($x = 0.35$) 的两套六线亚谱拟合,说明 Pr 替代 Dy,使 $Tb_{0.3}Dy_{0.7-x}Pr_x(Fe_{0.9}Al_{0.1})_{1.95}$ 化合物的易磁化轴可能在 $\{110\}$ 面上绕主对称轴作微小转动,与 Al 元素替代相比,Pr 替代量对自旋重取向的影响相对较小.

综上所述, $Tb_{0.3}Dy_{0.7-x}Pr_x(Fe_{0.9}Al_{0.1})_{1.95}$ 合金的易磁化方向在 $\{110\}$ 面逐渐偏离了立方晶体的主对称轴,发生微小的转动,即自旋重取向,易磁化轴的

转动影响了 $Tb_{0.3}Dy_{0.7-x}Pr_x(Fe_{0.9}Al_{0.1})_{1.95}$ 合金的磁致伸缩及其他宏观物理特性^[5,18]。 $Tb_{0.3}Dy_{0.7-x}Pr_x(Fe_{0.9}Al_{0.1})_{1.95}$ 合金的各向异性主要取决于稀土离子与晶场的相互作用,然而铁晶位离子对各向异性也有较小的贡献,这一贡献影响了晶场相互作用,Al 原子替代 Fe 原子所引起的晶格常数变化也间接对晶场相互作用产生影响^[9]。因此, $Tb_{0.3}Dy_{0.7-x}Pr_x(Fe_{0.9}Al_{0.1})_{1.95}$ 合金中自旋重取向归因于稀土离子与晶场、铁晶位离子与晶场的共同相互作用。

4. 结 论

对于 $Tb_{0.3}Dy_{0.7-x}Pr_x(Fe_{0.9}Al_{0.1})_{1.95}$ ($x = 0, 0.05,$

$0.1, 0.2, 0.25, 0.3$ 和 0.35) 合金,其 X 射线衍射、磁致伸缩、自旋重取向温度和穆斯堡尔谱的研究结果表明:少量金属 Pr 的引入 ($x \leq 0.1$) 对晶体结构没有影响,合金仍然保持 $MgCu_2$ 型的立方 Laves 相结构。磁致伸缩随替代量 x 的增多而降低, $x > 0.2$ 时超磁致伸缩效应消失。但 $x = 0.1$ 时合金的磁致伸缩略大于没有替代的,而且磁致伸缩随磁场更易趋于饱和。内禀磁致伸缩 λ_{111} 随 Pr 替代量 x 的增加接近线性增加,自旋重取向温度随 Pr 替代量的增多先增后降。 $Tb_{0.3}Dy_{0.7-x}Pr_x(Fe_{0.9}Al_{0.1})_{1.95}$ 合金中易磁化轴随 Pr 含量的增加可能在 $\{110\}$ 面上绕主对称轴作微小转动,发生自旋重取向。

- [1] Clark A E 1980 *Ferromagnetic Materials* (Amsterdam : North-Holland) Vol. 1 P531
- [2] Funayama T , Kobayashi T , Sakia I , Sahashi M 1992 *Appl. Phys. Lett.* **61** 114
- [3] Du J , Wang J H , Tang C C , Li Y X , Wu G H , Zhan W S 1998 *Appl. Phys. Lett.* **72** 489
- [4] Prajapati K , Jenner A G , Schulze M P , GreenOugh R D 1993 *Appl. Phys.* **73** 6171
- [5] Zheng X P , Xue D S , Li F S 2001 *J. Lanzhou University* **37**(4) 31 (in Chinese) [郑小平、薛德胜、李发伸等 2001 兰州大学学报 **37**(4) 31]
- [6] Shih J C , Chin T S , Chen C A , Fang J S 1999 *J. Magn. Magn. Mat.* **191** 101
- [7] Dhilsha K R , Rama K V S 1993 *J. Appl. Phys.* **73** 380
- [8] Prajapati K , Jenner A G , GreenOugh R D 1995 *IEEE. Trans. Magn.* **51** 3976
- [9] Stevens K W H 1952 *Proc. Soc.* **65** 209
- [10] Clark A E , Belson H , Tamagawa N 1973 *AIP Conf. Proc.* No. 10 (American Institute of Physics , New York) p749
- [11] Tang Y J , Wu C H , Zhong X P , Luo H L 1993 *Phys. Status Solidi A* **140** 231
- [12] Tang C C , Zhan W S , Li Y X , Jia K C 1997 *J. Phys. : Condens. Matter* **9** 9651
- [13] Dublon G , Atzmony U , Dariel M P , Shaked H 1975 *Phys. Rev. B* **12** 4628
- [14] Atzmony U , Dariel M P 1973 *Phys. Rev. B* **7** 7
- [15] Atzmony U , Dariel M P 1974 *Phys. Rev. B* **10** 2060
- [16] Bowden G J , Bunbury D St P , Synder R E 1968 *J. Phys. C* **2** 1367
- [17] Atzmony U , Dariel M P 1976 *Phys. Rev. B* **13** 4006
- [18] Zheng X P , Zhang P F , Fang D W *et al* 2005 *Acta Phys. Sin.* **54** 944 (in Chinese) [郑小平、张佩峰、范多旺等 2005 物理学报 **54** 944]
- [19] Senthil Kumar M , Reddy K V , Rama K V S 1995 *Phys. Rev. B* **52** 6542

Magnetostriction , spin reorientation and Mössbauer effect studies of $\text{Tb}_{0.3}\text{Dy}_{0.7-x}\text{Pr}_x(\text{Fe}_{0.9}\text{Al}_{0.1})_{1.95}$ alloys^{*}

Zheng Xiao-Ping¹⁾²⁾³⁾ Zhang Pei-Feng^{2)3)†} Fan Duo-Wang²⁾ Li Fa-Shen³⁾ Hao Yuan⁴⁾

¹⁾ Institute of Electronic Information Science and Technology , Lanzhou City University , Lanzhou 730070 ,China)

²⁾ Key Laboratory of Opto-Electronic Technology and Intelligent Control , Ministry of Education , Lanzhou Jiaotong University , Lanzhou 730070 , China)

³⁾ Key Laboratory for Magnetism and Magnetic Materials , Ministry of Education , Lanzhou University , Lanzhou 730000 ,China)

⁴⁾ State Key Laboratory of Advanced Non-Ferrous Materials of Gansu Province , Lanzhou University of Technology , Lanzhou 730050 ,China)

(Received 21 April 2006 ; revised manuscript received 9 June 2006)

Abstract

The effect of Pr substitution for Dy on the structure , magnetostriction , anisotropy and spin reorientation of a series of $\text{Tb}_{0.3}\text{Dy}_{0.7-x}\text{Pr}_x(\text{Fe}_{0.9}\text{Al}_{0.1})_{1.95}$ alloys ($x = 0 , 0.1 , 0.20 , 0.25 , 0.30 , 0.35$) at room temperature has been investigated. It was found that the $\text{Tb}_{0.3}\text{Dy}_{0.7-x}\text{Pr}_x(\text{Fe}_{0.9}\text{Al}_{0.1})_{1.95}$ substantially retained the MgCu_2 -type C-15 cubic Laves phase structure for compositions with $x \leq 0.1$ and the lattice constant increases slowly with increasing x . The magnetostriction of the $\text{Tb}_{0.3}\text{Dy}_{0.7-x}\text{Pr}_x(\text{Fe}_{0.9}\text{Al}_{0.1})_{1.95}$ alloys decreases drastically with increasing x and the magnetostrictive effect disappears for $x > 0.2$. However , the magnetostriction shows a slightly bigger value at $x = 0.1$ than the free alloys and is saturated more easily with the magnetic field H , showing that a small amount of Pr substitution is beneficial to the decrease in the magnetocrystalline anisotropy. The spontaneous magnetostriction λ_{111} increases linearly with increasing x , whereas the spin reorientation temperature increases first and then decreases rapidly. The analysis of the Mössbauer spectra indicated that the easy magnetization direction in the $\{110\}$ plane deviates slightly from the main axis of symmetry with the increase in Pr concentration , namely the spin reorientation. Compared with the Al substitution , the effect of Pr substitution for Dy on the spin reorientation is smaller.

Keywords : magnetostriction , cubic laves phase , spin reorientation , Mössbauer

PACC : 7580

^{*} Project supported by the National Natural Science Foundation of China (Grant No. 10574059) , the Natural Science Foundation of Gansu Province (Grant No. 3ZSO42-B25-033) , ' Qing Lan ' Talent Engineering Funds of Lanzhou Jiaotong University , the opening Foundation of the Key Laboratory of Opto-Electronic Technology and Intelligent Control , Ministry of Education (Grant No. K040101) , and the Science Foundation for Postdoctor of China.

[†] Corresponding author. E-mail : zxp@lztu.edu.cn and zpf519@sina.com