

特约专栏

铁磁准同型相界与 Laves 相稀土合金磁致伸缩效应

杨 森¹, 周 超¹, 任晓兵², 宋晓平¹

(1. 西安交通大学理学院 物质非平衡合成与调控教育部重点实验室, 陕西 西安 710049)

(2. 西安交通大学 前沿科学技术研究院, 陕西 西安 710049)

摘 要: 磁致伸缩材料是制造换能器和传感器的重要磁性功能材料。此前, 在铁电材料中, 通过将材料成分控制在准同型相界, 获得了大压电效应。因此根据铁磁与铁电材料表现出的物理效应的相似性, 可以期待在铁磁材料中构建准同型相界, 获得磁场导致的奇异应变特性。本文归纳了已发现的基于准同型相界而构建的 Laves 相稀土合金体系 $\text{Tb}_{1-x}\text{Dy}_x\text{Co}_2$, $\text{Tb}_{1-x}\text{Gd}_x\text{Co}_2$ 和 $\text{Tb}_{1-x}\text{Gd}_x\text{Fe}_2$, 总结了其磁致伸缩效应和其他物理性能与准同型相界的关系, 3 个体系在 MPB 处表现出 3 种不同的磁致伸缩效应: $\text{Tb}_{1-x}\text{Dy}_x\text{Co}_2$ 表现出大磁致伸缩、大磁导率, $\text{Tb}_{1-x}\text{Gd}_x\text{Co}_2$ 表现出弱磁致伸缩、大磁导率, 而 $\text{Tb}_{1-x}\text{Gd}_x\text{Fe}_2$ 在 MPB 并没有发现特殊的效应。在铁电材料中, 在 MPB 处各类场致应变效应都得到显著增强, 因此铁磁材料与铁电材料的准同型相界效应还有显著不同, 还需要更加深入的研究来揭示其作用机理。

关键词: 铁磁; 准同型相界; 磁致伸缩效应; 相变

中图分类号: TG132.2⁺7 **文献标识码:** A **文章编号:** 1674-3962(2016)06-0434-07

Ferromagnetic Morphotropic Phase Boundary and Magnetostrictive Effect of Laves Phase Rare-Earth Alloys

YANG Sen¹, ZHOU Chao¹, REN Xiaobing², SONG Xiaoping¹

(1. School of Science, MOE Key Laboratory for Nonequilibrium Synthesis and Molulation of Condensed Matter, Xi'an Jiaotong University, Xi'an 710049, China)

(2. Frontier Institute of Science and Technology, Xi'an Jiaotong University, Xi'an 710049, China)

Abstract: Magnetostrictive materials are important magnetic functional materials that are widely used in transducers and sensors. Previously, large piezoelectricity was obtained via controlling the composition of ferroelectric materials around morphotropic phase boundary (MPB). Based on the physical parallelism between ferroelectrics and ferromagnetism, it is expected of anomalous field-induced strain effect for magnetic materials at MPB. In this article, three types of recently reported ferromagnetic MPB systems are reviewed, and the relationships between various properties and MPB are summarized, not all three types of ferromagnetic MPB systems show large magnetostriction under magnetic field, like ferroelectric MPB systems process large piezoelectricity. The different structures and mechanisms of ferromagnetic MPB systems need to be further studied.

Key words: ferromagnetism; morphotropic phase boundary; magnetostriction effect; phase transition

1 前 言

磁致伸缩效应是指磁性材料在外加磁场作用下的伸

长或缩短, 该类材料是制造换能器和传感器的重要磁性功能材料, 并在国民经济与国防领域关键部件和核心系统中发挥着重要作用, 如低频大功率水声换能器、微位移移动机器人、高精度对地观察卫星等^[1-2]。因此, 磁致伸缩材料作为一种重要的智能材料, 已列入《国家中长期科学和技术发展规划纲要(2006-2020 年)》中, 成为国家科技发展重点研究内容之一^[3]。

随着现代产业技术和国防技术对微位移控制系统的大行程和高精度的要求日益提高, 迫切需要开发高性能磁致伸缩材料。设计和制备高性能磁致伸缩材料亟须新

收稿日期: 2016-03-31

基金项目: 国家自然科学基金资助项目(51371134, 51471125, 51431007); 国家重点基础研究发展计划(“973”计划)资助项目(2012CB619401)

第一作者: 杨 森, 男, 1974 年生, 教授, 博士生导师, Email: yangsen@mail.xjtu.edu.cn

DOI: 10.7502/j.issn.1674-3962.2016.06.06

的原理, 这成为当前国内外本领域研究人员的共识。

2 研究现状

目前, 磁致伸缩材料的研究主要集中在以下 3 类材料上: (1) 稀土铁磁磁致伸缩材料(如 Terfenol-D 合金), 其室温磁致伸缩量高达 2 000 ppm, 且该材料磁致伸缩响应外磁场频率高, 极大地拓展了磁致伸缩材料的应用领域; 但其脆性和磁致应变滞后大, 难于实现高精度位移控制^[4-5]。(2) 具有形状记忆效应的磁性马氏体合金(如 Ni₂MnX 型 Heusler 合金), 其磁致伸缩量约为 3~10%; 但该材料的磁致应变效应来源于马氏体变体重排, 难以避免大滞后和低能量密度的缺陷, 致使电磁能和机械能之间的高效转化难以实现^[6-7]。(3) Fe-Ga 类合金, 虽然该材料具有低饱和磁化场、优良加工塑性、磁致应变的滞后小等优点, 但该材料磁致伸缩量小(约为 300 ppm), 这限制了其应用控制器件的输出位移和功率^[8]。

准同型相界(Morphotropic Phase Boundary, MPB)是指温度-成分相图上两种具有不同晶体结构相的边界, 且这两种不同晶体结构相具有相同的高温母相, 如图 1 所示相图。在相图上, MPB 是一种特殊的相界, 因其两边相的晶体结构仅有很小的差别, 所以被称之为“准同型”相界。具有 MPB 相界的相图有两个显著特点: ① MPB 相界一端起源于三相点; ② MPB 相界较为竖直。数学上, MPB 体系的 Landau 自由能可表示为序参量 η 、应变 e 和成分 x 的函数^[9]:

$$F(\eta, e, x) = A\eta^2 + B(x)\eta^4 + C\eta^6 + F_{\text{couple}}(\eta, e)$$

在 MPB 处 $B(x)$ 项近似为零, 这样数学求解后 MPB 相界处两边结构相的自由能差别很小, 如图 1 右图自由能曲线所示, 从而导致极小的相变滞后。

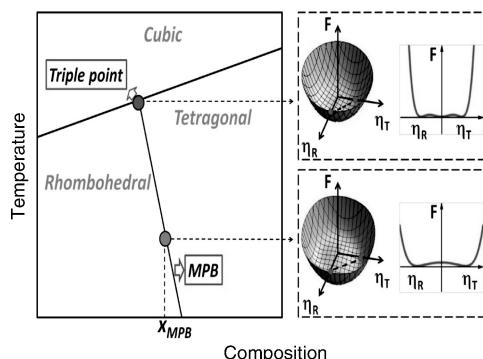


图1 准同型相界(MPB)原理图

Fig. 1 Schematic illustration of MPB principle

调节材料组分使系统处于 MPB 相界处, 此时两个相态的自由能大小近似相同, 体系就处于一种极不稳定的热力学状态(结构失稳), 从而表现出对外场响应最

大、灵敏度最高的特性。因此, 与晶体结构密切相关的物理性质(比如压电效应、磁致伸缩等), 也处于高灵敏的状态^[10]; 也就是说, 施加一个较小的物理场, 即可获得较大的物理响应, 且该物理响应滞后小。最典型的 MPB 发生在铁电体锆钛酸铅系(PbZrO_3 - PbTiO_3 , PZT)相图中, 由于在 MPB 附近能产生显著的压电性能(其压电系数 d_{33} 高达 593 pC/N)^[11], 所以研究准同型相界的物理机制以及构造新的 MPB 已成为开发高性能压电材料极为有效的技术途径之一。最近, 利用 MPB 原理, 作者团队成功开发出巨压电性能的新型无铅压电材料^[12]。

鉴于铁磁与铁电材料的理论模型和实验结果的诸多相似性, 最近几年国内外研究者开始尝试借鉴铁电研究领域中的准同型相界^[13-14]原理来研发高性能磁致伸缩材料, 并取得了突破性进展。

3 三类铁磁 MPB 及对应的磁致伸缩效应

研究基于准同型相界的 Laves 相稀土合金的磁致伸缩效应, 首先需要明确构建 MPB 体系的方法。此前, 通过同步 X 射线衍射已经确认, 对于 Laves 相结构稀土合金, 其自发磁化 M_s 的取向对称性与晶体结构对称性一致^[15]。因此, 可以通过 M_s 取向选择构建 MPB 体系的端点物质, 即选取 M_s 沿 111 方向和 M_s 沿 100 方向的 Laves 相稀土化合物构建磁性 MPB 体系。下面, 将介绍依据此方法构建的 3 个磁性 MPB 体系 $\text{Tb}_{1-x}\text{Dy}_x\text{Co}_2$, $\text{Tb}_{1-x}\text{Gd}_x\text{Co}_2$ 和 $\text{Tb}_{1-x}\text{Gd}_x\text{Fe}_2$, 以及这 3 个体系的成分与性能尤其是磁致伸缩效应的关系(这 3 个体系的实验样品皆通过传统的真空电弧熔炼法制备)。

3.1 $\text{Tb}_{1-x}\text{Dy}_x\text{Co}_2$ 体系的磁致伸缩效应与其他物理效应

图 2a 所示为 $\text{Tb}_{1-x}\text{Dy}_x\text{Co}_2$ 体系的成分-温度相图。其中, 居里温度和 MPB 界温度(菱方相 Rhombohedral 和四方相 Tetragonal 之间的相变温度)由图 2b 和图 2c 所示的同步 X 射线衍射图谱与磁导率温谱曲线确定。从图中可以看到, 该体系在高温区域为立方晶相; 在低温区域, TbCo_2 侧为菱方晶向对称性, 而 DyCo_2 侧为四方晶向对称性。在中间区域, 两相交界处为准同型相界 MPB。

根据相图可以确定不同温度下的 MPB 成分, 比如在 110 K, MPB 成分为 $\text{Tb}_{0.3}\text{Dy}_{0.7}\text{Co}_2$, 后文简称为 0.7 Dy。对该成分测试了不同温度下的晶格结构对称性, 如图 3a 所示: 0.7 Dy 成分 150 K 的 X 射线衍射图谱中, 222 峰发生劈裂, 800 峰没有发生劈裂, 表明晶体结构为菱方 R 相; 在 90 K, 222 峰不发生劈裂, 而 800 峰发生劈裂, 表明晶体结构为四方 T 相; 在 90 K 与 150 K 之间的 110 K, 222 峰与 800 峰可以很好地拟合为菱方 R

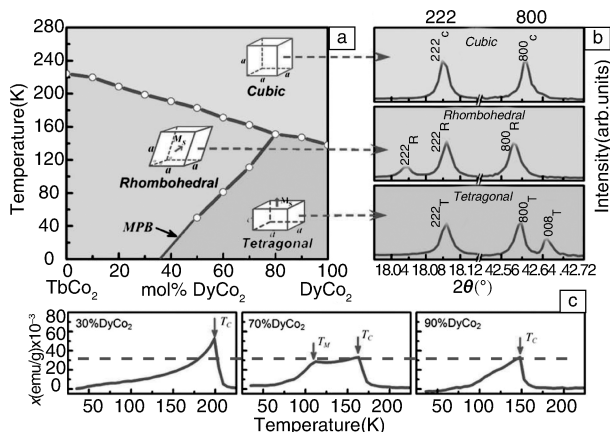


图 2 Tb_{1-x}Dy_xCo₂ 相图 (a)、同步 X 射线衍射谱 (b)、磁导率-温度曲线 (c)

Fig. 2 Phase diagram (a), X-ray diffraction patterns (b) and magnetic susceptibility -T curves (c) of Tb_{1-x}Dy_xCo₂

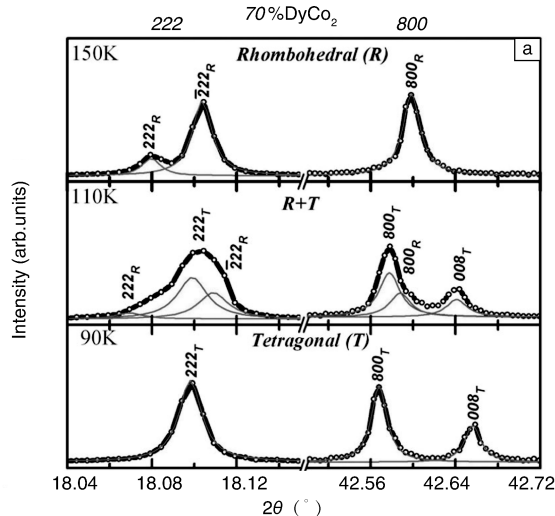


图 3 MPB 成分 Tb_{0.3}Dy_{0.7}Co₂ 不同温度下的原位同步 X 射线衍射图谱 (a) 和晶格常数 (b)

Fig. 3 In-situ synchrotron XRD patterns (a) and lattice parameters (b) of MPB composition Tb_{0.3}Dy_{0.7}Co₂ at different temperature

相与四方 T 相的叠加,说明在 MPB 处于两相共存状态。图 3b 所示为根据 X 射线衍射谱确定的 0.7 Dy 在不同温度下的晶格常数。

进一步测试了 MPB 成分 0.7 Dy 与附近其他成分在

相同温度 (110 K) 下的各种物理性能并进行了比较,如图 4 所示分别为: (a) 磁导率, (b) 磁化强度, (c) 矫顽磁场, (d) 磁致伸缩, (e) 品质因子。可以看到, 0.7 Dy 在 110 K 表现出最大的磁导率、最小的矫顽磁场、最高的品质因子。与附近的两个成分 0.5 Dy 和 0.9 Dy 比较, 0.7 Dy 的磁滞回线表现出最小的滞后效应 (图 4f)。这些数据表明 MPB 成分 0.7Dy 样品, 与远离 MPB 的其他成分样品相比较, 磁畴在外磁场下更容易发生转动。

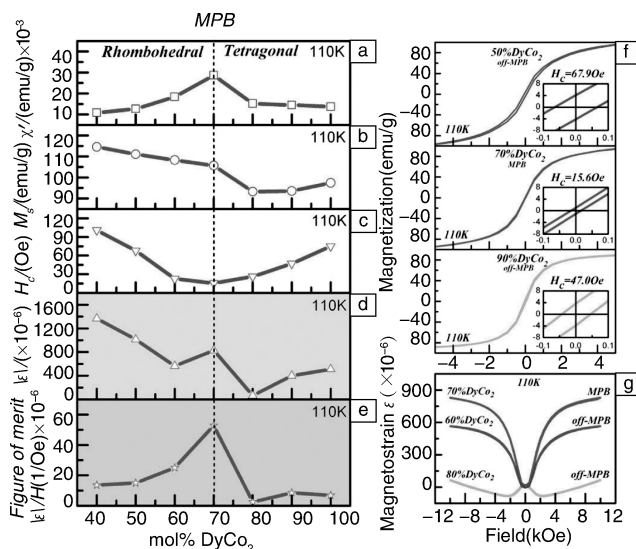


图 4 各种磁性参数随成分变化的趋势 (a-e); 各成分的磁滞回线 (f); 各成分的磁致伸缩效应 (g)

Fig. 4 Composition dependences of various magnetic properties (a-e); M-H hysteresis loops (f) and magnetostriction (g) of different compositions

这里需要特别说明的是, 该体系的磁致伸缩效应, 如图 4g 所示, 在 110 K 温度下, 0.7 Dy 表现出接近 900 ppm 的磁致伸缩, 而远离 MPB 的成分 0.6 Dy 和 0.8 Dy 分别为 600 ppm 和 100 ppm。即在 MPB 处, 磁致伸缩得到了显著的增强。该效应被认为是类似铁电 MPB, 铁磁体系在 MPB 处对应着 R 相和 T 相共存的状态, 而且两相间的能垒较低, 因此外场下容易发生场致应变, 表现出大的磁致伸缩效应^[16]。

3.2 Tb_{1-x}Gd_xCo₂ 体系的磁致伸缩效应与其他物理效应

Tb_{1-x}Gd_xCo₂ 体系是继 Tb_{1-x}Dy_xCo₂ 体系之后第二个报道存在 MPB 的磁性体系, 也表明铁磁体系中 MPB 的存在不是特例, 而是普遍的。Tb_{1-x}Gd_xCo₂ 与 Tb_{1-x}Dy_xCo₂ 体系的化学组成相似, 由 M_s 沿 111 方向的 TbCo₂ 和 M_s 沿 100 方向的 GdCo₂ 组成。该体系相图如图 5a 所示。其中, 顺磁相-铁磁相的相变温度-居里温度点, 由磁化强度-温度曲线 (图 5b) 确定。在居里温度以下的晶体结

构对称性, 通过同步 X 射线衍射谱确定(图 5c)。

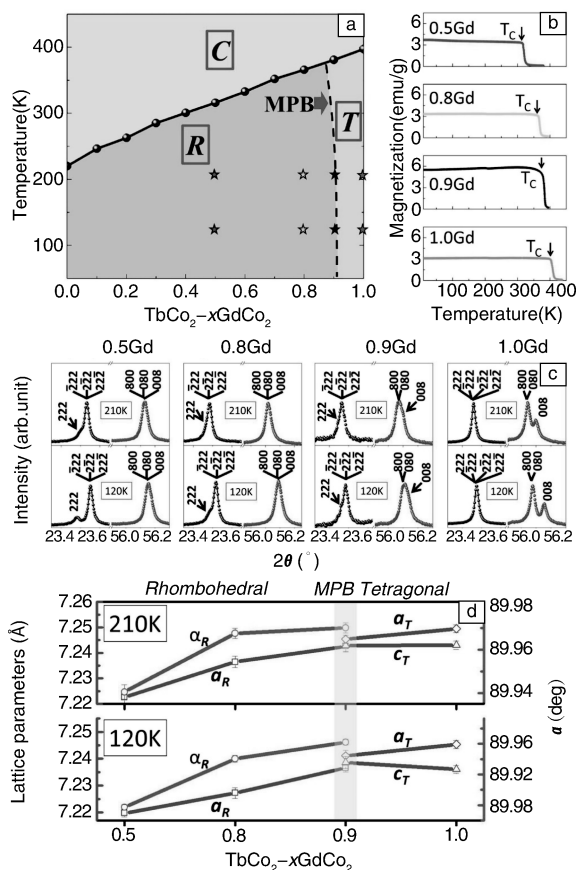


图5 $\text{Tb}_{1-x}\text{Gd}_x\text{Co}_2$ 的成分-温度相图(a), 0.5 Gd, 0.8 Gd, 0.9 Gd, 1.0 Gd 的磁化强度-温度曲线(b)、同步 X 射线衍射谱(c)、晶格常数(d)

Fig. 5 Composition-temperature phase diagram of $\text{Tb}_{1-x}\text{Gd}_x\text{Co}_2$ (a); M - T curves (b), Synchrotron XRD patterns (c), and lattice parameters (d) of 0.5 Gd, 0.8 Gd, 0.9 Gd, 1.0 Gd

从图中可以看出, 随着 Gd 含量的增加, $\text{Tb}_{1-x}\text{Gd}_x\text{Co}_2$ 体系表现出成分诱发的从菱方相至四方相的晶体结构相变。中间成分 0.9 Gd 对应两相共存的状态, 与铁电体系中 MPB 处的结构类似^[17]。在 $\text{Tb}_{1-x}\text{Gd}_x\text{Co}_2$ 体系中所观察到的晶体结构是富 TbCo_2 为菱方相、富 GdCo_2 端为四方相, 该体系的晶体结构与其自发磁化 M_s 的对称性相同, 这与已报道的研究结果是一致的^[13]。

相应成分的磁化强度-温度曲线如图 5b 所示。从图中可以看到, 随着 Gd 含量的增多, $\text{Tb}_{1-x}\text{Gd}_x\text{Co}_2$ 的居里温度点 T_c 单调升高, 由 360 K 升高至 420 K 左右, 而 T_c 下的磁化强度 (100 Oe 磁场下) 在 0.9 Gd 达到极大值——约为 5.5 emu/g, 其他成分的磁化强度均低于 4 emu/g, 这说明在同样的磁场条件下, 0.9 比其他成分的磁畴反转更加容易。

根据 X 射线衍射数据计算出的晶格常数如图 5d 所

示。在 120 K, 从 0.5 Gd 至 0.9 Gd, 菱方相的晶格常数逐渐增大, 从 0.9 Gd 至 1.0 Gd, 四方相的 c/a 比值增大; 210 K 和 120 K 的变化趋势一致, 不同的地方在于 210 K 下晶格常数之间的差距比 120 K 时的要小。

在 120 K 温度下, 几个典型成分-0.5 Gd、0.8 Gd、0.9 Gd、1.0 Gd 在 20 kOe 和 0.5 kOe 的磁滞回线如图 6a 所示。样品从 0.5 Gd 至 0.9 Gd, 磁化强度先是增大, 然后从 0.9 Gd 至 1.0 Gd 磁化强度降低。500 Oe 下的最大磁化强度在 0.9 Gd 达到峰值, 这间接说明 0.9 Gd 的磁畴更容易翻转, 这与图 5b 中显示的 0.9 Gd 小场 (100 Oe) 下具有最大的磁化强度是一致的。

20 000 Oe 磁场下, 就不同成分而言, 其在 120 K 的最大磁化强度随成分的变化情况如图 6b 所示。随着 Gd 含量的增多, 样品的最大磁化强度单调增大。

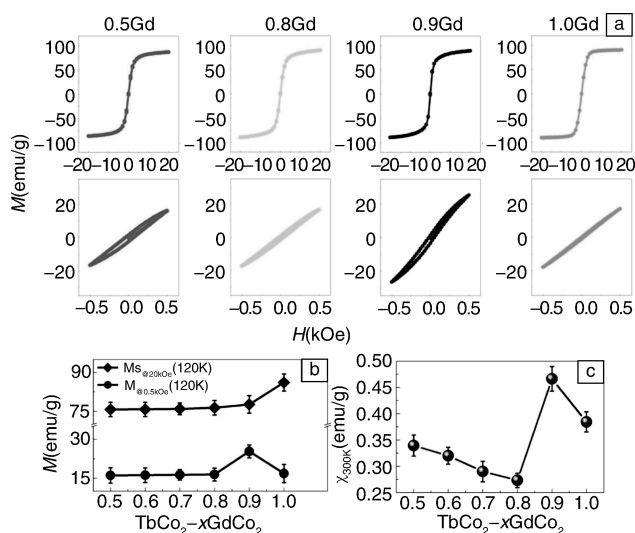


图6 $\text{Tb}_{1-x}\text{Gd}_x\text{Co}_2$ 体系 0.5 Gd, 0.8 Gd, 0.9 Gd, 1.0 Gd 在 20 000 Oe 和 500 Oe 磁场下的磁滞回线(a)、120 K 温度下在 20 000 Oe 和 500 Oe 磁场下的磁化强度(b)、300 K 温度下的磁导率(c)

Fig. 6 M - H hysteresis loops of 0.5 Gd, 0.8 Gd, 0.9 Gd, 1.0 Gd under 20 000 Oe and 500 Oe (a), magnetization under 20 000 Oe and 500 Oe at 120 K (b), magnetic susceptibility under 300 K (c)

在室温下, 0.9 Gd 的磁导率也显示出一个峰值(图 6c)。在过去报道的自旋重取向相变现象中, 0.9 Gd 在 MPB 表现出的大磁导率和易磁化的现象被认为是由于磁各向异性的补偿所致^[18-19]。类似的效应在铁电体系中也观察到, 被认为是在趋向 MPB 时逐渐弱化的电极化(应变)各向异性所致^[9, 12, 20-21]。

图 7a1 中, 场强低于 1 kOe 的磁致伸缩区域在图中已经用灰色标明。从 0.5 Gd 至 1.0 Gd, 随着 Gd 含量的增多, 磁致伸缩曲线的形状从“V”型变成“Λ”型, 而中间的 0.9 Gd 明显处在变化交界附近, 显示出较弱的

“Λ”型磁致伸缩曲线。进一步测试了 0.9 Gd 随温度变化的磁致伸缩,如图 7a2 所示。从室温 299.3 K 至低温 36.4 K, 0.9 Gd 在小场下的磁致伸缩曲线(灰色区域)仍然经过了“Λ”型到“V”型的转变。由于已知铁磁相变也包含结构相变^[15], 因此存在各向异性的 $\text{Tb}_{1-x}\text{Gd}_x\text{Co}_2$ 的磁致伸缩可以通过非立方的铁弹体畴的翻转来描述,并且应变大小与晶格畸变的大小成正比^[16]。图 5d 中的 XRD 晶格参数已经表明有着四方对称性的 GdCo_2 的 c/a 比值小于 1。 GdCo_2 的饱和磁致伸缩为负值,也说明了在外场下材料收缩,这与 c/a 比值小于 1 的具有四方相的铁磁材料显示出的“Λ”型磁致伸缩曲线是一致的,同时也说明在外加磁场下晶体畴的取向与外场相同。具有菱方相对称性的晶体会沿着外场方向伸长并且表现出“V”型磁致伸缩曲线(图 7a1 中的 0.5 Gd、0.8 Gd)。

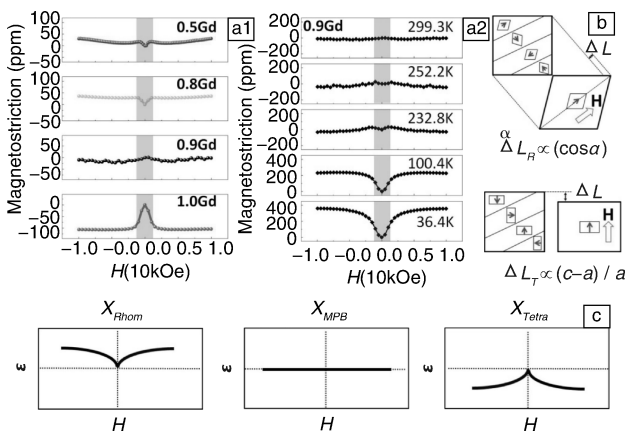


图 7 0.5 Gd, 0.8 Gd, 0.9 Gd, 1.0 Gd 的磁致伸缩效应(a1), 0.9 Gd 在不同温度下的磁致伸缩(a2), 具有不同晶体结构对称性的铁磁材料对应的磁场下伸长或者缩短的示意图(b1~b2), Laves 相稀土合金的菱方相、MPB 处、四方相分别对应的磁致伸缩示意图(c)

Fig. 7 Composition dependence of magnetostriction(a1), temperature dependence of magnetostriction of 0.9 Gd(a2), schematic illustrations of magnetostriction of rhombohedral and tetragonal phase (b1 ~ b2), schematic magnetostriction curves of R phase, MPB, and T phase(c1~c3)

该体系在较小磁场下的磁致伸缩的机理可以表示为图 7c1~c3。当材料处于菱方相状态,在外磁场下会沿着磁场方向拉伸,于是得到正的磁致伸缩效应;当材料处于四方相状态下,由于上面提到的 c/a 比小于 1,因此畴取向与外场相同时会表现为负的磁致伸缩效应。

可以合理地推断出,在四方相和菱方相之间的 MPB 处,磁致伸缩既不会是“V”型也不会是“Λ”型,而是一条水平线,正如图 7c2 的结果所示。据此,从样品的磁致伸缩曲线的形状可以推断出 $\text{Tb}_{1-x}\text{Gd}_x\text{Co}_2$ 体系在室温下准确的 MPB 成分在 0.8 Gd 和 0.9 Gd 之间,本章中

0.9 Gd 近似作为 $\text{Tb}_{1-x}\text{Gd}_x\text{Co}_2$ 体系的 MPB 成分。简言之,磁致伸缩曲线的形状可以直接反映出铁磁材料的结构对称性,并且可以帮助判断 MPB 在相图中的准确位置^[16]。此前报道的 MPB 体系 TbDyCo (图 4g)和 TbHoFe 也有类似结果^[22]。

3.3 $\text{Tb}_{1-x}\text{Gd}_x\text{Fe}_2$ 体系的磁致伸缩效应与其他物理效应

在与 $\text{Tb}_{1-x}\text{Dy}_x\text{Co}_2$ 和 $\text{Tb}_{1-x}\text{Gd}_x\text{Co}_2$ 化学组成相似的另一个体系—— $\text{Tb}_{1-x}\text{Gd}_x\text{Fe}_2$ 体系中,也发现了准同型相界,其相图如图 8a 所示。

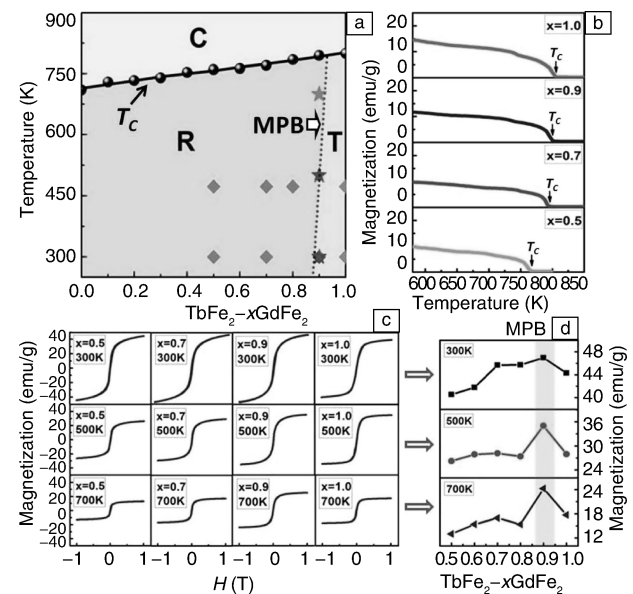


图 8 $\text{Tb}_{1-x}\text{Gd}_x\text{Fe}_2$ 体系的温度-成分相图(a); 0.5 Gd, 0.7 Gd, 0.9 Gd, 1.0 Gd 等成分的磁化强度-温度关系曲线(b); 0.5 Gd, 0.7 Gd, 0.9 Gd, 1.0 Gd 等成分在 300, 500, 700 K 的磁滞回线(c); 磁化强度在不同温度下随成分变化的趋势(d)

Fig. 8 Composition-temperature phase diagram of $\text{Tb}_{1-x}\text{Gd}_x\text{Fe}_2$ (a); $M-T$ curves of 0.5 Gd, 0.7 Gd, 0.9 Gd, 1.0 Gd (b); $M-H$ hysteresis loops of 0.5 Gd, 0.7 Gd, 0.9 Gd, 1.0 Gd under 300, 500, 700 K (c); composition dependence of magnetization under 300, 500, 700 K (d)

从图 8 可以看出,随着 Gd 的量的增多,居里温度单调增高。在居里温度以下,富 TbFe_2 端为菱方相结构,富 GdFe_2 端为四方相结构。磁化强度在准同型相界 MPB 成分 0.9 Gd 表现出显著增强的效应,如图 8d 所示。

相图中的晶体结构对称性仍然是通过同步 X 射线衍射谱得出,如图 9 所示。在室温 300 K 下(图 9a)和 473 K 下(图 9b),随着 Gd 含量的增多,均表现出由菱方相至四方相的结构相变。与 473 K 相比,300 K 温度下的 X 射线衍射谱特征峰的劈裂更加明显。

根据由磁化强度-温度曲线(图 8b)、X 射线衍射谱(图 9)确定的 $\text{Tb}_{1-x}\text{Gd}_x\text{Fe}_2$ 体系相图, 确定了 300 K 温度下的 MPB 成分为 0.9 Gd。对于 $\text{Tb}_{1-x}\text{Dy}_x\text{Co}_2$ 体系和 $\text{Tb}_{1-x}\text{Dy}_x\text{Fe}_2$ 体系^[23-24], 磁致伸缩效应在 MPB 得到增强; 对于 $\text{Tb}_{1-x}\text{Gd}_x\text{Co}_2$ 体系, 磁致伸缩效应在 MPB 得到抑制(被减弱); 而对于 $\text{Tb}_{1-x}\text{Gd}_x\text{Fe}_2$ 体系, 其磁致伸缩效应在 MPB 没有表现出奇异性, 随着 Gd 的增多, 体系的磁致伸缩效应单调减小, 如图 10 所示。

4 结 语

根据准同型相界原理在 Laves 相稀土合金中制备磁致伸缩材料尚是一个比较新的研究方向, 对前期研究结果总结如下: (1) 在 3 个具有 Laves 相结构的稀土合金体系— $\text{Tb}_{1-x}\text{Dy}_x\text{Co}_2$ 、 $\text{Tb}_{1-x}\text{Gd}_x\text{Co}_2$ 、 $\text{Tb}_{1-x}\text{Gd}_x\text{Fe}_2$ 中发现了准同型相界 MPB, 这体现出准同型相界在 Laves 相磁性

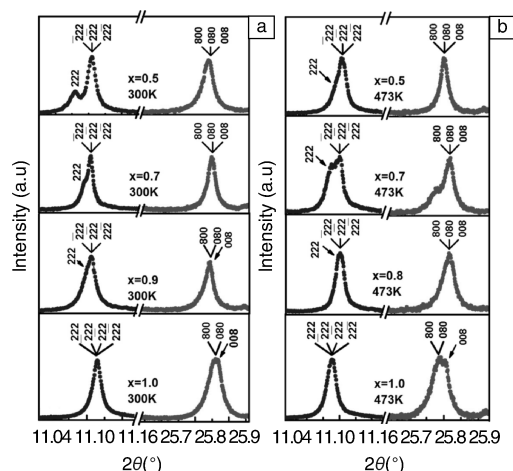


图 9 0.5 Gd, 0.7 Gd, 0.9 Gd, 1.0 Gd 在 300 K 下(a)和在 473 K 下(b)的同步 X 射线衍射谱

Fig. 9 Synchrotron XRD patterns of 0.5 Gd, 0.7 Gd, 0.9 Gd, 1.0 Gd under 300 K(a) and 473 K (b)

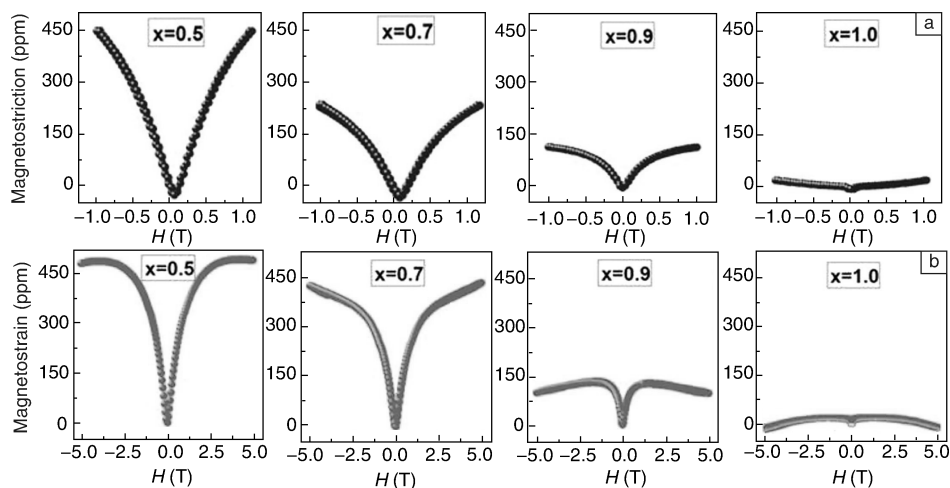


图 10 0.5 Gd, 0.7 Gd, 0.9 Gd, 1.0 Gd 在 300 K 和 10 000 Oe 磁场下的磁致伸缩效应(a), 与在 300 K 和 5 000 Oe 磁场下的磁致伸缩效应(b)

Fig. 10 Magnetostriction curves of 0.5 Gd, 0.7 Gd, 0.9 Gd, 1.0 Gd under 10 000 Oe (a) and 5 000 Oe (b) at 300 K

材料体系中是普遍存在的; (2) 3 个体系在 MPB 处表现出 3 种不同的磁致伸缩效应: $\text{Tb}_{1-x}\text{Dy}_x\text{Co}_2$ 表现出大磁致伸缩、大磁导率, $\text{Tb}_{1-x}\text{Gd}_x\text{Co}_2$ 表现出弱磁致伸缩、大磁导率, 而 $\text{Tb}_{1-x}\text{Gd}_x\text{Fe}_2$ 在 MPB 并没有发现特殊的效应。在铁电材料中, 在 MPB 处各类场致应变效应都得到显著增强, 因此铁磁材料与铁电材料的准同型相界效应还有显著不同, 还需要更加深入的研究来揭示其作用机理。

参考文献 References

[1] Lacheisserie E T de. *Magnetostriction: Theory and Applications of Magnetoelasticity* [M]. Boca Raton: CRC Press, 1993.

[2] Engdahl G. *Handbook of Giant Magnetostrictive Materials* [M]. San Diego: Academic Press, 2000.

[3] 中华人民共和国国务院. 《国家中长期科学和技术发展规划纲要》(2006-2020 年). 2006: 42.

[4] Hathaway K B, Clark A E. *MRS Bulletin* [J], 1993, 18: 34.

[5] Clark A E. Magnetic and Magnetoelastic Properties of Highly Magnetostrictive Rare Earth-Iron Laves Phase Compounds [C]// *AIP Conf. Proc.* 1974.

[6] Ullakko K, Huang J K, Kantner C, et al. *Journal of Applied Physics* [J], 1996, 69: 1 966.

[7] Kainuma R, Imano Y, Ito W, et al. *Nature* [J], 2006, 439 (7079): 957-960.

[8] Clark A E, Restorff J B, Wun-Fogle M, et al. *IEEE Transactions*

- on Magnetics[J], 2000, 36(5): 3 238-3 240.
- [9] Rossetti J G A, Khachaturyan A G, Akcay G, et al. *Journal of Applied Physics*[J], 2008, 103(11): 114 113.
- [10] Jaffe B, Roth R S, Marzullo S. *Journal of Applied Physics*[J], 1954, 25(6): 809-810.
- [11] Dragan D. *Reports on Progress in Physics*[J], 1998, 61(9): 1 267.
- [12] Liu W, Ren X. *Physical Review Letters*[J], 2009, 103(25): 257 602.
- [13] Jaffe B, Cook W R, Jaffe H. *Piezoelectric Ceramics*[M]. New York: Academic Press, 1971.
- [14] Ahart M, Somayazulu M, Cohen R E, et al. *Nature*[J], 2008, 451(7178): 545-548.
- [15] Yang S, Ren X. *Physical Review B*[J], 2008, 77(1): 014 407.
- [16] Yang S, Bao H, Zhou C, et al. *Physical Review Letters*[J], 2010, 104(19): 197 201.
- [17] Spartak Gevorgian. *Ferroelectrics in Microwave Devices, Circuits and Systems*[M]. Springer-Verlag London, 2009: 175-233.
- [18] Clark A E, Wun-Fogle M. *Modern Magnetostrictive Materials: Classical and Nonclassical alloys*[M]// *Proceedings of SPIE*, 2002.
- [19] Clark A E. *Magnetostrictive Rare Earth - Fe₂ Compounds, in Power Sonic and Ultrasonic Transducers Design*[M]. Berlin Heidelberg: Springer, 1988: 43-99.
- [20] Damjanovic D. *Applied Physics Letters*[J], 2010, 97(6): 062 906.
- [21] Newnham R E. *Properties of Materials: Anisotropy, Symmetry, Structure*[M]. Oxford University Press, 2004.
- [22] Busbridge S C, Piercy A R. *Journal of Applied Physics*[J], 1993, 73(10): 5 354-5 356.
- [23] Wang B L, Jin Y M. *Journal of Applied Physics*[J], 2012, 111(10): 103908.
- [24] Bergstrom R, Wuttig M, Cullen J, et al. *Physical Review Letters*[J], 2013, 111(1): 017 203.

(编辑 惠琼)



专栏特约编辑任晓兵

任晓兵:男,1966年生,国家“千人计划”学者、“973”计划铁性智能材料项目首席科学家。现任西安交通大学前沿科学学院院长、教授。主要研究方向为先进智能材料,包括形状记忆合金、无铅压电材料及巨磁致伸缩材料等。在 *Nature*, *Science*, *Nature*



特约撰稿人王宇

Materials, *Physical Review Letters* 等期刊发表学术论文180余篇,论文被引用近8 000篇次(*Google Scholar*统计);单篇最高被引用1 000余篇次,单篇引用率在形状记忆合金领域国际排名第一(*Web of Science*统计)。其2009年报道新型无铅压电材料BZT-BCT的论



特约撰稿人王栋

文已被引用超过500次,单篇论文引用率在近5年压电材料领域国际排名第四。曾获日本金属学会“功勋奖”等多项荣誉。

王宇:男,1981年生,副教授,博士生导师。2012年入选教育部新世纪优秀人才,2014

年入选“陕西省青年科技新星”,并获得“陕西青年科技奖”。目前为陕西省金属学会会员、日本金属学会会员, *Journal of Alloys and Compounds*, *Intermetallics* 等国际期刊审稿人。主要从事智能材料和磁性材料的研究,现已在国际SCI学术期刊发表论文43篇,其中在 *Phys Rev Lett*, *Scientific Reports*, *Phys Rev B* 上发表论文22篇,学术论文被引用668次, *H-index* 为15。主持国家自然科学基金项目2项、陕西省基金项目2项,作为学术骨干参与“973”计划项目、国家自然科

学基金重点项目各1项。

王栋:男,1983年生,副教授,博士生导师。目前主要从事智能材料(形状记忆合金、铁电材料、铁磁材料)和钛合金的实验及理论模拟研究。作为项目负责人主持国家自然科学基金1项、中国博士后科学基金1项;作为课题负责人主持国家重点研发计划1项,作为骨干参与“973”计划项目2项。已在 *Phys Rev Letters*, *Acta Mater*, *Phys Rev B* 等期刊发表学术论文20余篇,获得2013陕西省优秀博士学位论文。