

特约专栏

稀土超磁致伸缩材料的磁场热处理研究

马天宇, 张昌盛, 潘杏雯, 严 密

(浙江大学材料科学与工程学系 唐仲英传感材料及应用研究中心 硅材料国家重点实验室, 浙江 杭州 310027)

摘 要: 超磁致伸缩材料是一种先进的能量转换材料, 在高新技术和国防军工领域具有重要的应用价值。在概述 TbDyFe 超磁致伸缩材料的特点及发展现状基础上, 重点介绍了 $\langle 110 \rangle$ 取向材料的磁场热处理研究。在实验方面, 采用区熔定向凝固技术制备了 $\langle 110 \rangle$ 取向 TbDyFe 多晶材料, 在略高于居里点温度退火时施加磁场, 不改变晶体学择优取向和凝固组织, 但能调控初始磁畴分布状态, 改变服役时的磁矩运动过程, 从而改善材料磁致伸缩和力学性能。在模拟研究方面, 建立了基于能量最低原理的磁畴旋转模型, 模拟了磁热感生各向异性诱导的初始磁矩再取向过程, 得到了形成单轴各向异性的临界值; 模拟了感生各向异性强弱对磁致伸缩“Jump”效应的影响规律, 探讨了磁场热处理对 $\langle 110 \rangle$ 取向晶体磁致伸缩的作用机理。

关键词: 磁致伸缩; TbDyFe; 磁场热处理; 感生各向异性

中图分类号: O482.54; TB34 **文献标识码:** A **文章编号:** 1674-3962(2012)07-0026-11

Magnetic Annealing of Giant Magnetostrictive Materials

MA Tianyu, ZHANG Changsheng, PAN Xingwen, YAN Mi

(State Key Laboratory of Silicon Materials, Cyrus Tang Center for Sensor Materials and Applications, Department of Materials Science and Engineering, Zhejiang University, Hangzhou 310027, China)

Abstract: Giant magnetostrictive material (GMM) is a kind of advanced energy transfer material, which is of importance for applications in high-technical devices. We firstly present in this work the characteristics and developments of TbDyFe GMMs. A review is then given on our recent activities in magnetically annealed TbDyFe GMMs with $\langle 110 \rangle$ crystal orientation. Both experimental and theoretical studies demonstrate that magnetic annealing is capable of tuning the initial magnetic moment orientation and hence improving the magnetomechanical performance through changing the moment movement processes. Evidences including magnetic force microscopy (MFM) images, magnetostriction, magnetic induction, stress-strain curves and domain rotation simulation are provided.

Key words: magnetostriction; TbDyFe; magnetic annealing; induced anisotropy

1 前 言

TbDyFe 合金是一种特种功能材料, 在直流磁场作用下可伸长或缩短, 交变磁场作用下可往复运动, 具有磁致伸缩系数大, 能量转换效率高和响应速度快等优点, 在精密驱动、微定位、微位移等领域具有重要的应用前景, 被视为 21 世纪的战略性功能材料^[1-6]。其饱和磁致伸缩系数较传统的镍基磁致伸缩材料和铁基磁致伸缩材料高 50 倍以上, 比压电陶瓷的电致伸缩应变大 5 倍, 因此被称为超磁致伸缩材料 (Giant Magnetostrictive Material, 简称 GMM)。国外在 TbDyFe 超磁致伸缩材料诞生之初就开始从制备工艺、材料特性和器件设计等方

面进行研究, 目前已有商品化的 Terfenol-D 材料出现, 并开发出了近千种应用产品^[7]。我国也已掌握 TbDyFe 材料的主要制备技术, 材料性能与国外产品相当, 并尝试在多种应用领域进行开发。目前, TbDyFe 材料正向大尺寸、宽温域、宽频段、抗腐蚀和高性能等方向发展。

该材料的超磁致伸缩效应来源于 MgCu_2 型 Laves 相。典型成分为 $\text{Tb}_{0.3}\text{Dy}_{0.7}\text{Fe}_2$ 的 Terfenol-D 在常温的易磁化方向为 $\langle 111 \rangle$, 单晶材料沿此方向的磁致伸缩理论值超过 $2\,400 \times 10^{-6}$ ^[8]。但是, 受合金择优生长方向影响, 难以制备大尺寸的 $\langle 111 \rangle$ 取向单晶材料^[9]。我国研究单位用区熔定向凝固技术或“一步法”制备的多为 $\langle 110 \rangle$ 取向多晶材料, 不仅工艺易于控制, 而且磁致伸缩性能优异^[10-11]。

从实用化角度, 对 TbDyFe 材料的研究焦点之一是在较低的驱动磁场下产生高磁致伸缩系数。已经发现, 通过在 $\langle 112 \rangle$ 或 $\langle 110 \rangle$ 取向圆棒材料轴向施加预压应

收稿日期: 2012-03-25

基金项目: 全国优秀博士学位论文作者专项资金资助(201037);
中央高校基本科研业务费专项资金资助(2012QNA4007)

第一作者及通讯作者: 马天宇, 男, 1978 年生, 副教授

力(σ_{pre}), 可以使磁畴磁矩沿垂直轴向排列, 从而显著提高磁致伸缩性能(即“Jump”效应)。图1给出了这2种取向晶体产生“Jump”效应的示意过程^[12]。假设轴向的预压应力足够大, 可使所有磁矩排列在垂直轴向的 $\langle 111 \rangle$ 易磁化方向(图1a)。在磁化初始阶段, 磁矩仍保持在垂直轴向的方向附近, 磁致伸缩增长较小。当外磁场增强至足够克服各向异性能(包括磁晶各向异性及压应力能)时, 在一个临界磁场(H_{CR})下, 其中一个孪晶内的磁矩“跳转”到与轴向最近邻的 $\langle 111 \rangle$ 方向(图1b)。对 $\langle 112 \rangle$ 取向晶体, 夹角为 19.5° ; 对 $\langle 110 \rangle$ 取向晶体, 夹角约为 35.2° 。磁矩在不同易轴间的“跳转”使磁致伸缩快速增大。当 $H > H_{\text{CR}}$, 所有磁矩逐渐驱向轴向(图1c), 磁致伸缩趋于饱和。利用该效应, 可在 $\langle 110 \rangle$ 取向 TbDyFe 材料中获得超过 $1\,900 \times 10^{-6}$ 的饱和磁致伸缩^[13]。然而, 这种施加压应力感生面内各向异性提高磁致伸缩的方法往往使驱动场增大而不是降低。

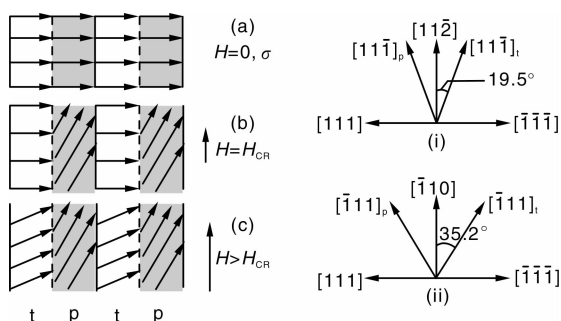


图1 TbDyFe 取向晶体的“Jump”效应产生示意图

Fig. 1 Model of the magnetization process for $\langle 112 \rangle$ and $\langle 110 \rangle$ oriented TbDyFe. The cross section of two dendrites is depicted. Twin segments are denoted by p and t

与施加预压应力类似, 磁场热处理也可以有效调控初始磁畴分布状态, 从而在较低磁场下获得高磁致伸缩性能。Verhoeven 等^[14]发现, $\langle 112 \rangle$ 取向晶体经 950°C 温度下保温1h后, 冷却过程中沿垂直轴向施加 736.3 kA/m 外磁场, 在 1.72 MPa 预压应力下即可获得 $1\,990 \times 10^{-6}$ 的磁致伸缩。Galloway 等^[15-16]的进一步研究表明, 当退火磁场方向平行于易磁化轴时, 磁致伸缩应变率(d_{33})明显增加; 而退火磁场施加方向平行于 $\langle 110 \rangle$ 方向时, 在较高压应力下的 d_{33} 有所降低。江丽萍等在居里点以下温度对 $\langle 110 \rangle$ 取向 TbDyFe 材料进行磁场退火, 也发现其磁致伸缩性能得以改善^[17-18]。因此, 磁场热处理是一种提高 TbDyFe 材料性能的有效途径。

但是, 目前对磁场热处理的作用机制仅有唯象的认识, 即认为其改变了体系自由能量表面形状, 引入了感生各向异性。关于磁场热处理改变初始磁畴形貌的直接证据, 磁场热处理诱导的感生各向异性对磁畴旋转路径

及对磁致伸缩效应的作用机制还有待研究。近年来, 我们从实验和理论模拟2个方面开展了研究, 加深认识了磁场热处理对提升 TbDyFe 材料磁致伸缩性能的作用机理, 并以此为基础开发出满足不同服役条件使用需求的材料。本文以2个典型成分的 TbDyFe 合金 $\langle 110 \rangle$ 取向材料为例, 就浙江大学材料系近年来超磁致伸缩材料的研究情况作一介绍。

2 实验方法

采用区熔定向凝固技术制备了 $\text{Tb}_{0.36}\text{Dy}_{0.64}(\text{Fe}_{0.85}\text{Co}_{0.15})_2$ 和 $\text{Tb}_{0.3}\text{Dy}_{0.7}\text{Fe}_{1.95}$ $\langle 110 \rangle$ 取向多晶材料。与 $\text{Tb}_{0.3}\text{Dy}_{0.7}\text{Fe}_2$ 相比, $\text{Tb}_{0.36}\text{Dy}_{0.64}(\text{Fe}_{0.85}\text{Co}_{0.15})_2$ 虽然具有相同的晶体结构, 但在更宽的温度范围具有超磁致伸缩特性^[19]。2个材料的晶格常数和磁性参数见表1^[1,19-22]。通过测量样品在 1.5 kA/m 磁场中的热重曲线, 居里温度 T_c 分别确定为 421°C ^[20]和 385°C ^[21]。将直径为 7 mm 的圆棒样品真空封装在石英管内, 加热至 $500 \sim 530^\circ\text{C}$ (比 T_c 高 100°C 左右, 比共晶温度低 390°C 左右), 保温 $10 \sim 30\text{ min}$ 使样品均匀受热, 然后在 240 kA/m 磁场中炉冷至室温。磁场方向分别与样品轴向垂直、平行或成 35° 夹角。

采用标准应变片法测量试棒的磁致伸缩或应力应变。同时, 在试样中部绕20匝拾取线圈, 探测其磁感应强度 B 。外磁场和压应力均沿着试棒的轴向施加。为了保证每次测量的初始条件一致, 每次测量之前都将试样磁化至饱和, 然后缓慢退磁至零磁场。用金刚石喷雾抛光剂在绒布上对试样的横截面进行抛光处理, 用日本理学D/Max-2500PC X射线衍射仪, 测定均匀化处理和磁场退火处理前后合金棒横截面X射线衍射图谱, 确定样品的轴向择优取向。分别采用光学显微镜和扫描电子显微镜(SEM)观察凝固组织形态。采用扫描探针显微镜(Veeco-NanoScope 3D)进行室温下的磁畴观察。显微镜的工作模式为磁力模式(即轻敲-抬举模式), 使用表面镀有Co/Cr薄膜的磁性探针(型号MESP), 抬举高度选取为 $30 \sim 50\text{ nm}$ 。

表1 本文研究对象材料特性比较

Table 1 Lattice constants and magnetic parameters for the two alloys

	$\text{Tb}_{0.3}\text{Dy}_{0.7}\text{Fe}_2$	$\text{Tb}_{0.36}\text{Dy}_{0.64}(\text{Fe}_{0.85}\text{Co}_{0.15})_2$
a/nm	0.733 3	0.732 7
$K_1/\text{J} \cdot \text{m}^{-3}$	1.67×10^5	2.14×10^5
$M_s/\text{Am}^2 \cdot \text{kg}^{-1}$	84.3	77.5
$T_c/^\circ\text{C}$	385	421
$T_r/^\circ\text{C}$	-18	-84
$\lambda_{111}/\times 10^{-6}$	1 640	1 530

3 结果与讨论

3.1 磁畴形貌演变

在居里温度附近,铁磁性合金的磁晶各向异性很低,内部磁矩很容易沿外磁场方向排列;降温过程中施加磁场,能够使合金样品中的磁矩取向保持到室温^[23]。从图 2 的 XRD 图谱可以看出,由于磁场热处理的温度远低于共晶温度($\sim 896\text{ }^{\circ}\text{C}$)和熔点($\sim 1\,240\text{ }^{\circ}\text{C}$)^[24],高温梯度定向凝固过程形成的轴向 $\langle 110 \rangle$ 择优取向在磁场热处理后保持不变^[25-26]。另外,从图 3 的 SEM 照片可以看出^[27],磁场热处理对显微组织也没有显著影响:仍保持富稀土相和 Laves 相的双相组织。但是,从 MFM 图像(图 4)可以看出磁场热处理前后磁畴形貌发生了明显变化^[27-28],表明 TbDyFe 合金内部磁矩重排。

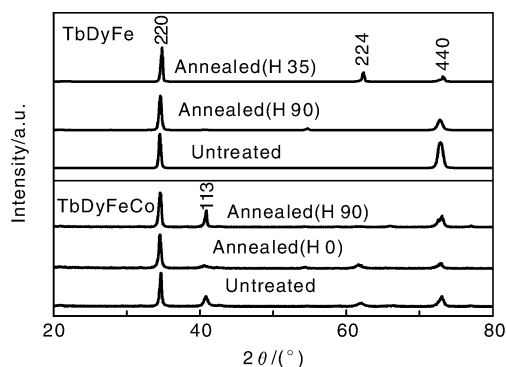


图 2 磁场热处理前后样品横截面 XRD 图谱

Fig. 2 XRD patterns for the transverse sections of $\text{Tb}_{0.3}\text{Dy}_{0.7}\text{Fe}_{1.95}$ and $\text{Tb}_{0.36}\text{Dy}_{0.64}(\text{Fe}_{0.85}\text{Co}_{0.15})_2$ rods. (H 90), (H 0) and (H 35) denote that angle between the rod axis and the annealing field is 90° , 0° and 35° , respectively

图 4 是图 3 中 Laves 相区域观察到的磁力显微图像。图 4a 反映了未处理状态横截面的磁力分布情况,这些无规则条纹状及直条状畴表明各畴的磁矩分别沿不同的易轴取向。从图 4c 可以看出,未处理状态纵截面主要包含相互平行的直条状以及点状 2 类磁畴,直条状磁畴磁矩沿与 $\langle 110 \rangle$ 轴向最近邻的易轴方向排列,而点状磁畴的磁矩则沿与轴向垂直的易轴分布。而在磁场退火后,磁畴形貌发生了显著变化:垂直轴向的磁场热处理后,横截面内的条纹状磁畴倾向于连成长的直条状畴(图 4b),表明磁畴磁矩可能沿着某个特定的易轴排列;平行磁场退火后,由多个易轴方向分布演变为沿特定方向排列(图 4d)。

$\text{Tb}_{0.36}\text{Dy}_{0.64}(\text{Fe}_{0.85}\text{Co}_{0.15})_2$ 和 $\text{Tb}_{0.3}\text{Dy}_{0.7}\text{Fe}_{1.95}$ 2 个合金的 $\langle 110 \rangle$ 取向多晶材料处理前的磁力显微图像均反映了热退磁状态的磁矩分别指向 8 个 $\langle 111 \rangle$ 易磁化方向。

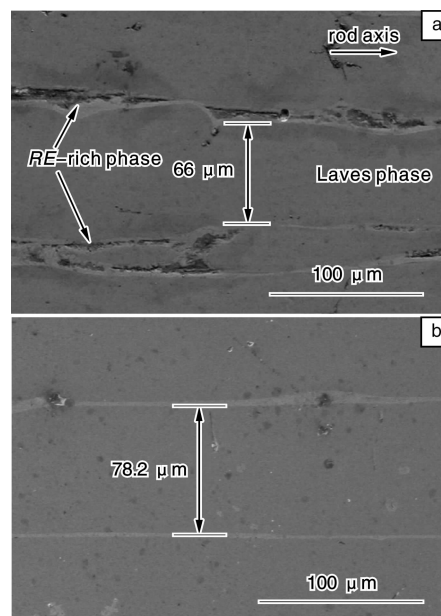


图 3 磁场热处理前后样品纵截面 SEM 图

Fig. 3 SEM micrographs for the longitudinal sections of the $\langle 110 \rangle$ oriented $\text{Tb}_{0.36}\text{Dy}_{0.64}(\text{Fe}_{0.85}\text{Co}_{0.15})_2$ rod. (a) untreated and (b) annealed in a transverse magnetic field

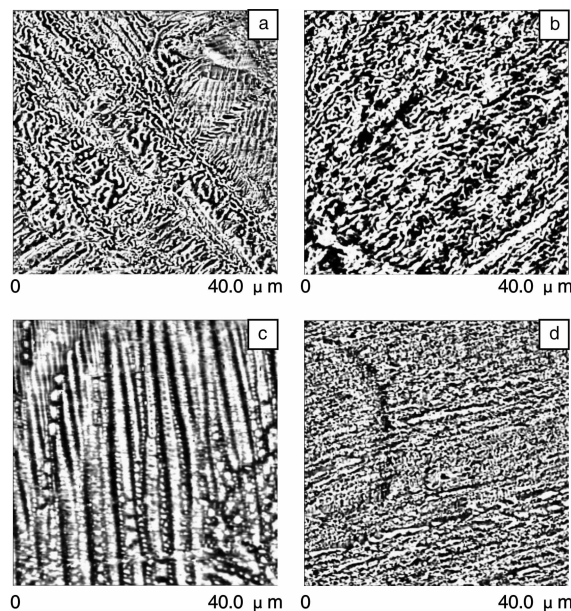


图 4 TbDyFeCo 样品磁场热处理前后 MFM 图像

Fig. 4 MFM images for $\langle 110 \rangle$ oriented $\text{Tb}_{0.36}\text{Dy}_{0.64}(\text{Fe}_{0.85}\text{Co}_{0.15})_2$ rod: (a) transverse section, untreated, (b) transverse section, annealed in a transverse field, (c) longitudinal section, untreated, (d) longitudinal section, annealed in a parallel field

磁场热处理明显改变了初始磁畴分布状态,使磁矩沿某些特定的方向排列^[26-30]。新的磁畴分布状态,改变了 TbDyFe 材料服役时的磁畴旋转路径,因而造成磁致伸

缩和力学性能的显著变化。据此, 我们观察到了一些与热处理的磁场方向和合金成分都密切相关的新现象。

3.2 磁致伸缩

当退火磁场方向不同时, $\text{Tb}_{0.36}\text{Dy}_{0.64}(\text{Fe}_{0.85}\text{Co}_{0.15})_2$ $\langle 110 \rangle$ 取向材料的磁致伸缩差异显著^[25]。图5为不施加预压应力($\sigma_{\text{pre}} = 0$)条件下, 未处理, 垂直及平行轴向磁场退火后的磁致伸缩曲线^[25]。图5a中, 未处理样在960 kA/m的纵向磁致伸缩 λ_{\parallel} 达到 $1\,103 \times 10^{-6}$, 横向磁致伸缩 λ_{\perp} 为 -547×10^{-6} 。垂直磁场热处理后, λ_{\parallel} 和 λ_{\perp} 均比热处理前有显著提高, 在960 kA/m时分别达到 $1\,713 \times 10^{-6}$ 和 $-1\,254 \times 10^{-6}$ 。平行磁场热处理后, 磁致伸缩与以上2种状态都大不相同。低场时, λ_{\parallel} 为负值而 λ_{\perp} 为正值, 即随磁场增大, 长度方向缩短, 而垂直方向伸长。在几乎相同的磁场时, λ_{\parallel} 和 λ_{\perp} 达到极值(λ_{\parallel} 在85 kA/m达到 -62×10^{-6} ; λ_{\perp} 在87 kA/m达

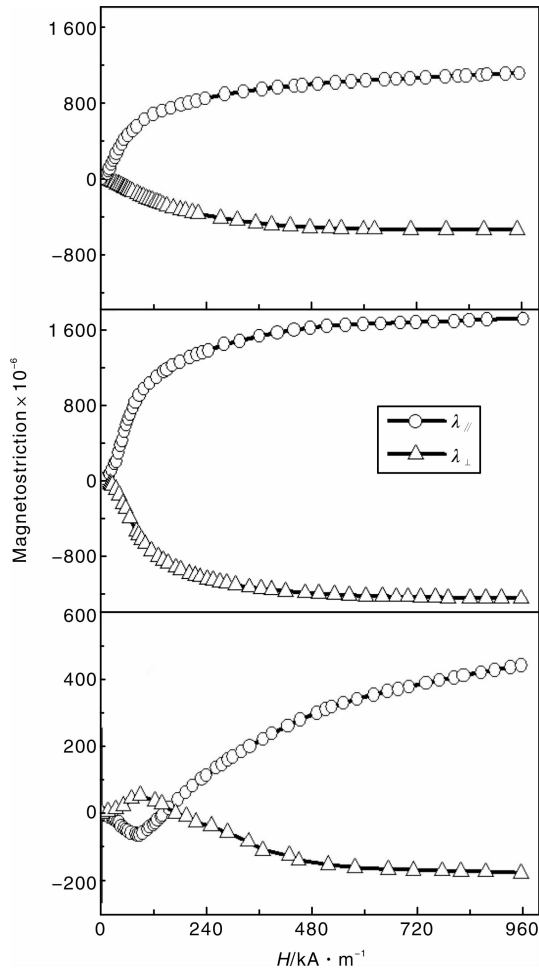


图5 TbDyFeCo样品磁场热处理前后磁致伸缩

Fig. 5 Magnetostrictions of $\langle 110 \rangle$ oriented $\text{Tb}_{0.36}\text{Dy}_{0.64}(\text{Fe}_{0.85}\text{Co}_{0.15})_2$ rod without pre-stress: (a) untreated, (b) annealed in a transverse field and (c) annealed in a parallel field

到 54×10^{-6})。随磁场进一步增大, λ_{\parallel} 逐渐增大, 重新由负值变为正值, 在960 kA/m时达 440×10^{-6} ; 而 λ_{\perp} 逐渐减小, 重新由正值变为负值, 在960 kA/m时达 -175×10^{-6} 。

根据几种排列方式的磁矩在外磁场中的转动过程, 计算出相应的磁致伸缩系数, 与实验测量数据相当吻合, 很好地解释了TbDyFe $\langle 110 \rangle$ 取向材料的磁化机制。从实际应用角度, 垂直磁场热处理可以显著提高无预压应力时的磁致伸缩, 这对设计无预压应力装置的器件具有重要意义; 而平行磁场热处理可以改变磁化过程中的磁致伸缩符号, 可用于开发特殊功能的器件, 有利于进一步拓宽超磁致伸缩材料的应用范围。

对 $\text{Tb}_{0.36}\text{Dy}_{0.64}(\text{Fe}_{0.85}\text{Co}_{0.15})_2$ 和 $\text{Tb}_{0.3}\text{Dy}_{0.7}\text{Fe}_{1.95}$ 2个合金的 $\langle 110 \rangle$ 取向材料在相同工艺条件下磁场热处理后, 表现出完全不同的磁致伸缩“Jump”效应^[28-29]。图6为240 kA/m的垂直磁场热处理后, 2个材料在不同预压应力(σ_{pre})下的磁致伸缩曲线。对于磁晶各向异性常数 K_1 较大的 $\text{Tb}_{0.36}\text{Dy}_{0.64}(\text{Fe}_{0.85}\text{Co}_{0.15})_2$ $\langle 110 \rangle$ 取向材料, “Jump”效应变得不明显: 在10~30 MPa预压应力下, 饱和磁致伸缩几乎不再增大; 而 K_1 较小的 $\langle 110 \rangle$ 取向 $\text{Tb}_{0.3}\text{Dy}_{0.7}\text{Fe}_{1.95}$ 多晶材料仍具有明显的

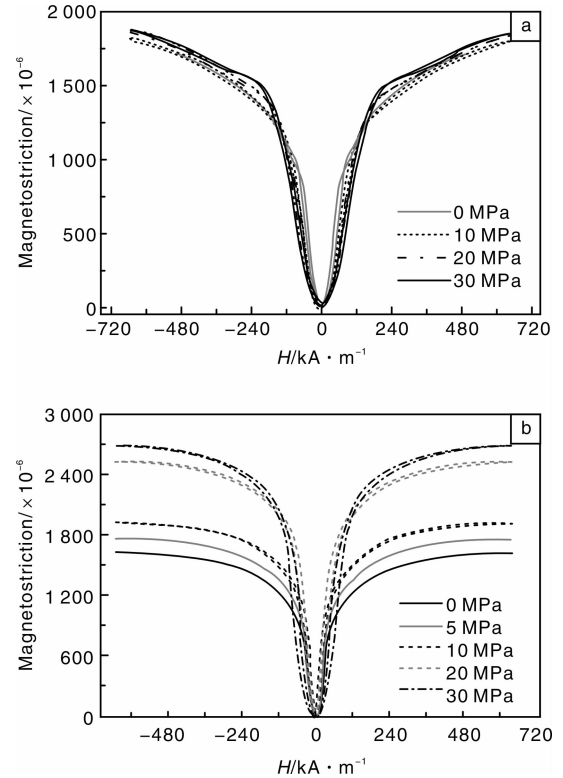


图6 垂直磁场热处理后不同的磁致伸缩压力效应

Fig. 6 Magnetostrictions of transverse magnetically annealed samples under a series of pre-stresses for (a) $\text{Tb}_{0.36}\text{Dy}_{0.64}(\text{Fe}_{0.85}\text{Co}_{0.15})_2$ and (b) $\text{Tb}_{0.3}\text{Dy}_{0.7}\text{Fe}_{1.95}$, exhibiting different “Jump” effect

“Jump”效应：在 5 ~ 30 MPa 的范围内施加预压应力均可使饱和磁致伸缩进一步增大，如 30 MPa 下饱和磁致伸缩系数可达 $2\,680 \times 10^{-6}$ 。与未处理样品相比，除饱和磁致伸缩显著提高外，2 种材料的磁致伸缩线性段都大大增加，一定程度上对提高器件的控制精度具有积极作用。

我们尝试从感生的附加各向异性性能的强弱来解释“Jump”效应的差别。采用文献[15]的方法，大致估算了不同预压应力下的感生各向异性性能 E_{ani} ，可用膝点磁场 H_k 下的磁致伸缩值 λ_k 和预压应力 σ_{pre} 来表述，即 $(3/2)\lambda_k\sigma_{\text{pre}}$ 。也就是说， λ_k 体现了相同 σ_{pre} 条件下各向异性性能的强弱。图 7a 示意地给出了 λ_k 的取法。图 7b 和图 7c 给出了 $\text{Tb}_{0.3}\text{Dy}_{0.7}\text{Fe}_{1.95}$ 和 $\text{Tb}_{0.36}\text{Dy}_{0.64}(\text{Fe}_{0.85}\text{Co}_{0.15})_2$ 取向材料在磁场退火前后 λ_k 值随 σ_{pre} 的变化^[29]。与未处理试样相比，各预应力下磁场退火样品的 λ_k 值均明显增加，即表明有附加的感生各向异性性能产生。 $\sigma_{\text{pre}} = 0$ 时，磁场退火态 $\text{Tb}_{0.36}\text{Dy}_{0.64}(\text{Fe}_{0.85}\text{Co}_{0.15})_2$ 样品的 λ_k 值比 $\text{Tb}_{0.3}\text{Dy}_{0.7}\text{Fe}_{1.95}$ 高，说明在前者中感生的附加各向异性更大。另外，对于未处理态样品， λ_k 与 σ_{pre} 的关系均呈非线性。这种非线性主要与力磁耦合场中弹性能和磁弹能有关^[31]。所不同的是，磁场退火后， $\text{Tb}_{0.3}\text{Dy}_{0.7}\text{Fe}_{1.95}$ 的 λ_k 与 σ_{pre} 仍然呈非线性关系。但是， $\text{Tb}_{0.36}\text{Dy}_{0.64}(\text{Fe}_{0.85}\text{Co}_{0.15})_2$ 的 λ_k 与 σ_{pre} 却变为线性关系。这表明，此时弹性能占主导作用，即轴向预压应力并没有造成最近邻 $\langle 111 \rangle$ 方向的磁矩向横截面内旋转（亦即磁矩已基本分布在横截面内）。因此，磁致伸缩“Jump”效应并不明显。对 $\text{Tb}_{0.3}\text{Dy}_{0.7}\text{Fe}_{1.95}$ 而言， λ_k 与 σ_{pre} 的非线性关系说明磁弹耦合能量仍然存在。这表明，感生各向异性的强弱与 K_1 等合金内禀磁性密切相关。除了磁晶各向异性常数之外，饱和磁化强度和矫顽力等也是可能的因素，其具体影响机制仍需深入的研究。

还可以从初始磁化阶段的畴变过程来解释磁场热处理的影响。众所周知，磁致伸缩主要来源于磁化过程中的非 180° 畴变过程，而 180° 畴变过程仅能提高磁感应强度 B ，并不产生磁致伸缩。 λ - B 曲线较直观地反映了上述 2 类畴变过程。图 8 给出了磁场退火前后 $\text{Tb}_{0.3}\text{Dy}_{0.7}\text{Fe}_{1.95}$ $\langle 110 \rangle$ 取向晶体的 λ - B 曲线^[29]。图 8a 中，未处理样品在无预压应力时的 λ - B 曲线出现了初始“平台”阶段。该阶段中，磁感应强度随外磁场增加，而磁致伸缩几乎为零，这主要是 180° 畴变的结果^[32]。图 8b 中，磁场退火态样品的 λ - B 曲线中初始“平台”阶段较未处理试样有所缩短，说明低磁化场中非 180° 畴变数量增多，这是低场性能得以提高的原因。当预压应力 σ_{pre} 不

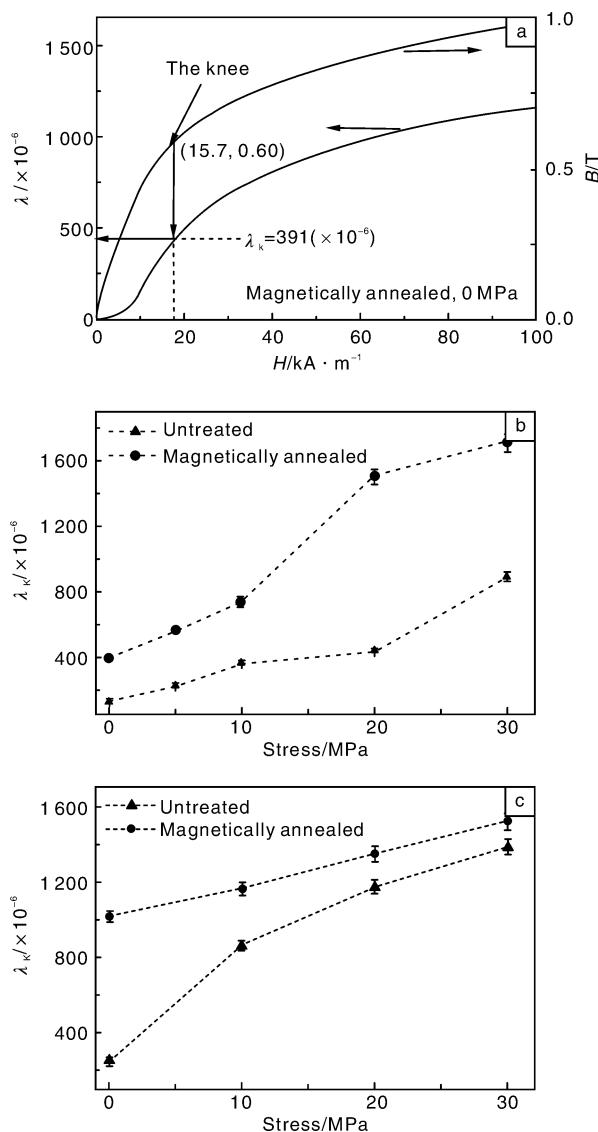


图 7 垂直磁场热处理感生各向异性的差异

Fig. 7 Schematic diagram for λ_k determined for the magnetically annealed $\text{Tb}_{0.3}\text{Dy}_{0.7}\text{Fe}_{1.95}$ without pre-stress (a), λ_k - σ relation for both untreated and transverse magnetically annealed $\langle 110 \rangle$ oriented crystals $\text{Tb}_{0.3}\text{Dy}_{0.7}\text{Fe}_{1.95}$ (b), and $\text{Tb}_{0.36}\text{Dy}_{0.64}(\text{Fe}_{0.85}\text{Co}_{0.15})_2$ (c)

断增大时，初始“平台”区逐渐变窄并消失，说明非 180° 畴变过程逐渐增多，因而磁致伸缩性能进一步提高。

虽然垂直轴向进行的磁场退火处理使 TbDyFe 的磁致伸缩显著提高，但是磁致伸缩应变率达到最大值 d_{33} 的磁场 H_{33} 也相应增大。因此，我们后来对 $\text{Tb}_{0.3}\text{Dy}_{0.7}\text{Fe}_{1.95}$ $\langle 110 \rangle$ 取向材料进行离轴磁场退火，即磁场与轴向保持约 35° 夹角（目的是使磁矩保持在与轴向最近邻的 $\langle 111 \rangle$ 易磁化方向附近），成功降低了 H_{33} ^[26, 30]。材料仍保持明显的磁致伸缩“Jump”效应， $\sigma_{\text{pre}} = 30$ MPa 时

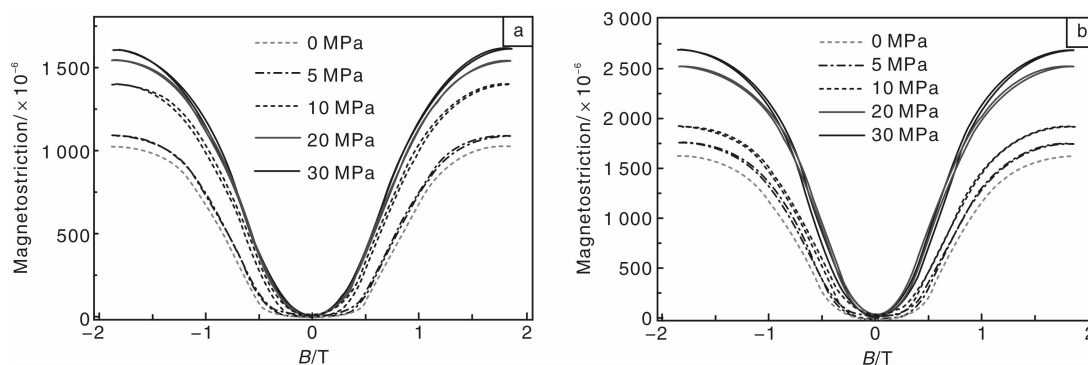
图8 垂直磁场热处理前后的 λ - B 曲线

Fig. 8 Magnetostriction vs. magnetic induction for $\langle 110 \rangle$ oriented $\text{Tb}_{0.3}\text{Dy}_{0.7}\text{Fe}_{1.95}$ rod: (a) untreated and (b) annealed in a transverse field

的饱和磁致伸缩可达 $2\,357 \times 10^{-6}$; $\sigma_{\text{pre}} = 0$ 时, d_{33} 由处理前的 15.3 提高到 19.8 nm/A , H_{33} 则由处理前的 15.6 降低为 14.3 kA/m 。表明这种离轴磁场退火有利于降低驱动磁场。

表2总结了我们在 $\text{Tb}_{0.3}\text{Dy}_{0.7}\text{Fe}_{1.95}$ $\langle 110 \rangle$ 取向材料

离轴(NFA)、垂直轴向磁场热处理(TFA)和未处理状态(TD)的磁致伸缩性能^[15-16,26,30]。此外,还与国外 $\langle 112 \rangle$ 取向材料的研究结果做了比较。虽然在制备方法和晶体取向上与国外有差别,但我们制备的 $\langle 110 \rangle$ 取向材料具有相当,甚至更优越的性能。

表2 不同方式磁场热处理效果比较

Table 2 Magnetostrictions of magnetically annealed TbDyFe crystals

Sample $\text{Tb}_x\text{Dy}_{1-x}\text{Fe}_y$	Status	$\lambda (\times 10^{-6}) @ H/\text{kA} \cdot \text{m}^{-1}$			$d_{33}/\text{nm} \cdot \text{A}^{-1}$	$H_{33}/\text{kA} \cdot \text{m}^{-1}$
		120	200	640		
$\langle 110 \rangle$ oriented $x=0.3, y=1.95$ Ref. [26, 30]	TD	706 (1 074)	856 (1 307)	1 023 (1 607)	15.3	15.6
	NFA	1 144	1 395	1 650	19.8	14.3
	@ 0.3 T	(1 501)	(1 885)	(2 330)		
	TFA	1221	1400	1622	41.7	16.7
	@ 0.3 T	(2075)	(2357)	(2680)		
$\langle 112 \rangle$ oriented $x=0.3, y=1.95$ Ref. [15]	TD	550	—	—	25	—
	TFA	800	—	—	50	—
	@ 1.3 T	800	—	—	50	—
$\langle 112 \rangle$ oriented $x=0.3, y=1.92$ Ref. [16]	TD	800	—	—	55	—
	TFA	~1 100	—	—	65	—
	@ 1.3 T	~1 100	—	—	65	—

注: 括号中的数据为预压应力 30 MPa 时的磁致伸缩, 其余为无预应力状态

3.3 其他特性

$\langle 110 \rangle$ 取向晶体的磁致伸缩正负信号及饱和磁致伸缩值可随磁化场施加方向进行调控。磁化场偏离晶体轴向特定角度 θ 时, 磁致伸缩表现出“回落”行为(即磁致伸缩随磁场增强逐渐增加至最大值, 超过临界磁场却缓慢降低)。我们通过考虑磁畴旋转路径及磁畴体积分数演变, 建立了包含退磁场效应的磁畴旋转模型, 较好地预测了不同磁化方向时的磁致伸缩^[33]。垂直轴向的磁场退火处理可以有效调节 $\text{Tb}_{0.36}\text{Dy}_{0.64}(\text{Fe}_{0.85}\text{Co}_{0.15})_2$ $\langle 110 \rangle$ 取向材料的磁致伸缩“回落”现象: 不仅增大了磁致伸缩“回落”现象发生的临界角度 θ , 也降低了“回落”的绝对值^[34]。平行轴向的磁场退火处理, 可增大 $\text{Tb}_{0.36}\text{Dy}_{0.64}(\text{Fe}_{0.85}\text{Co}_{0.15})_2$ $\langle 110 \rangle$ 取向材料沿某些特定方向磁

化时的磁致伸缩, 我们得到了高达 $-1\,669 \times 10^{-6}$ 的横向磁致伸缩^[35]。

在力学性能方面, 我们发现垂直磁场热处理使 $\langle 110 \rangle$ 取向 $\text{Tb}_{0.36}\text{Dy}_{0.64}(\text{Fe}_{0.85}\text{Co}_{0.15})_2$ 材料显著“硬化”^[36]。图9给出了磁场热处理前后的压缩应力-应变曲线, 可以看出2个明显的差别: 一是磁场热处理态样品的应变值明显降低(弹性模量显著升高); 二是磁场热处理态样品的应力-应变非线性特征不明显。此外, 加载-卸载过程中的阻尼系数也有所提高。 $\text{Tb}_{0.3}\text{Dy}_{0.7}\text{Fe}_{1.95}$ $\langle 110 \rangle$ 取向材料在垂直磁场中热处理后, 也产生了一定程度的“硬化”^[37]。

3.4 理论模拟

正如实验中观察到的那样, TbDyFe $\langle 110 \rangle$ 取向材

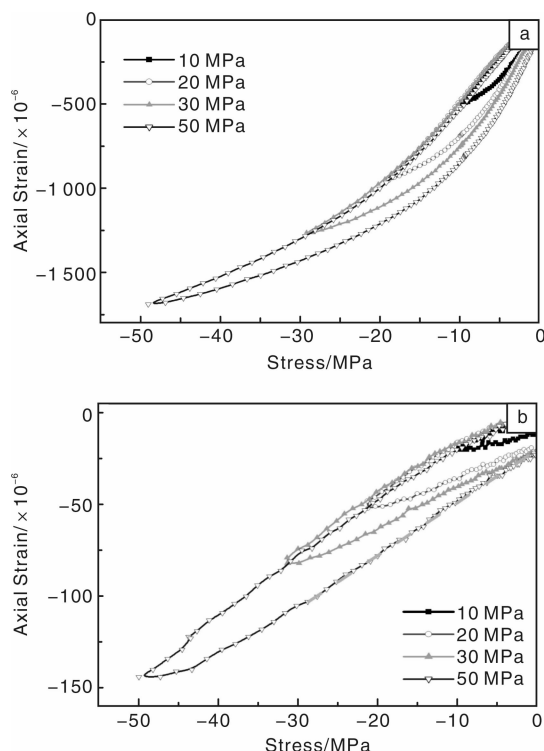


图9 垂直磁场热处理前后的应力-应变曲线

Fig. 9 Strain-stress relation for $\text{Tb}_{0.36}\text{Dy}_{0.64}(\text{Fe}_{0.85}\text{Co}_{0.15})_2$ $\langle 110 \rangle$ oriented rod: (a) untreated, (b) annealed in a transverse field

料磁致伸缩“跳跃”效应强烈依赖于由磁场热处理诱导的额外各向异性强弱。为此,我们基于磁畴旋转理论模型对感生各向异性作用进行了定量分析,根据能量最低原理模拟了感生各向异性对初始磁矩重排的作用,并计算了相应的磁致伸缩,掌握了感生各向异性对磁化过程及磁致伸缩效应的作用规律^[38-39],为进一步提高饱和磁致伸缩提供了依据。

假定 TbDyFe 取向晶体的择优方向为 $\langle 110 \rangle$ 。在热退磁状态,磁矩沿易磁化方向平均排布。根据图 10 所示的立方主轴空间中轴向与 $\langle 111 \rangle$ 易磁化方向的晶体学关系,把所有磁畴分为 35° 畴(磁矩沿 $[\bar{1}11]$ 及 $[\bar{1}\bar{1}\bar{1}]$), 145° 畴(磁矩沿 $[1\bar{1}\bar{1}]$ 及 $[\bar{1}11]$), 和 90° 畴(磁矩沿 $[111]$, $[\bar{1}\bar{1}\bar{1}]$, $[1\bar{1}\bar{1}]$ 及 $[\bar{1}11]$)^[10]。前 4 个易磁化轴位于 (110) 面(这里称为平行平面),后 4 个易轴则位于 $(\bar{1}\bar{1}0)$ 面(这里称为垂直平面)。将磁场退火处理诱导的感生各向异性考虑为单轴型的各向异性。同时,假设退火磁场施加方向与轴向垂直,即平行于垂直平面。基于单 $\{111\}$ 孪晶生长模型^[10],可假定垂直磁场退火诱导的感生各向异性主轴是沿垂直轴向平面内的 $\langle 111 \rangle$ 易轴之一。

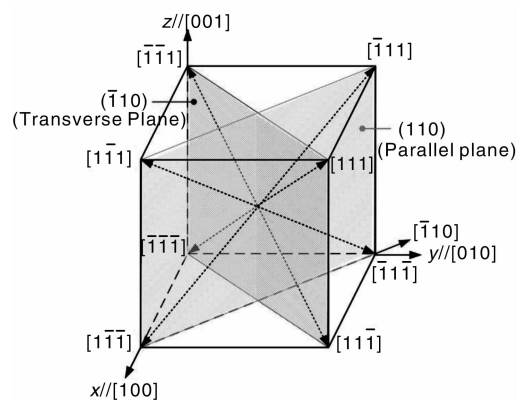


图 10 立方晶格晶面与择优取向示意图

Fig. 10 Sketch of $\langle 111 \rangle$ easy axes and crystal orientation in the TbDyFe cubic principal axes space

在引入的感生各向异性与磁晶各向异性的耦合作用下,磁矩将偏离热退磁态的易磁化方向,新的平衡位置由体系总自由能的局域极小值决定。体系总自由能 E_{total} 可用下式表示:

$$E_{\text{total}} = E_{\text{ani}} + E_{\text{u}} + E_{\sigma} + E_{\text{field}} \quad (1)$$

式中, E_{ani} , E_{u} , E_{σ} 及 E_{field} 分别表示磁晶各向异性能、感生各向异性能、外应力能以及磁场能。为简便起见,本文未考虑交换作用能和磁弹性能等,而主要考虑外应力和外磁场对磁畴运动及磁致伸缩的贡献。

模拟时,外磁场及压应力均沿着晶体轴向施加,同时只计算纵向磁致伸缩。在球坐标系 (θ, φ) 中,式(1)可重新表示为:

$$E_{\text{total}}(\theta, \varphi) = \left\{ K_0 + \frac{K_1}{4} [\sin^2(2\theta) + \sin^4\theta \sin^2(2\varphi)] + \frac{K_2}{16} [\sin^2\theta \sin^2(2\theta) \sin^2(2\varphi)] \right\} + \left\{ -\frac{K_u}{12} [\sin(2\theta) \cos\varphi + \sin(2\theta) \sin\varphi + \sin^2\theta \sin(2\varphi)] \right\} + \left\{ -\frac{3}{4} \sigma \lambda_{100} \sin^2\theta + \frac{3}{4} \sigma \lambda_{111} \sin^2\theta \sin(2\varphi) \right\} + \left\{ \mu_0 M_s H \sin\theta \cos(\varphi + \frac{\pi}{4}) \right\} \quad (2)$$

式中, θ 为考查方向与 $[001]$ 主轴之间的夹角; φ 为考查方向投影在 (001) 平面内时与 $[100]$ 主轴之间的方位角; K_0 , K_1 及 K_2 依次为二阶、一阶及三阶磁晶各向异性常数; K_u 为感生各向异性常数; σ 表示单轴压应力大小; λ_{100} 及 λ_{111} 分别为沿 $[100]$ 及 $[111]$ 方向的磁致伸缩; M_s 表示饱和磁化强度。

采用可信域方法对总自由能量的局域极小值进行

搜索。每一个磁场值下的极小值位置(θ_m , φ_m)即代表此时磁矩排列的平衡位置。于是, 该磁化状态的磁致伸缩可表示为:

$$\lambda = \frac{1}{4}\lambda_{100}(3\sin^2\theta_m - 2) - \frac{3}{4}\lambda_{111}\sin^2\theta_m\sin(2\varphi_m) \quad (3)$$

整个磁化过程中的磁致伸缩为:

$$\lambda_{\text{total}} = \Delta\lambda = \lambda_f - \lambda_0 \quad (4)$$

式中, λ_f 及 λ_0 分别表示终态及初始态的磁致伸缩。模拟用到的参数如表3所示。

表3 Tb_{0.3}Dy_{0.7}Fe_{1.95} <110>取向材料模拟用到的参数

Table 3 Model parameters for Tb_{0.3}Dy_{0.7}Fe_{1.95} <110> oriented crystals

K_0 , zero-order magnetocrystalline anisotropy constant	$3 \times 10^5 \text{ J/m}^3$
K_1 , first-order magnetocrystalline anisotropy constant	$-6 \times 10^4 \text{ J/m}^3$
K_2 , second-order magnetocrystalline anisotropy constant	$-2 \times 10^5 \text{ J/m}^3$
M_s , saturation magnetization	$8 \times 10^5 \text{ A/m}$
λ_{100} , tetragonal distortion	100×10^{-6}
λ_{111} , rhombohedral distortion	1640×10^{-6}

我们得到了各向异性性能三维分布图(图11)^[39], 并

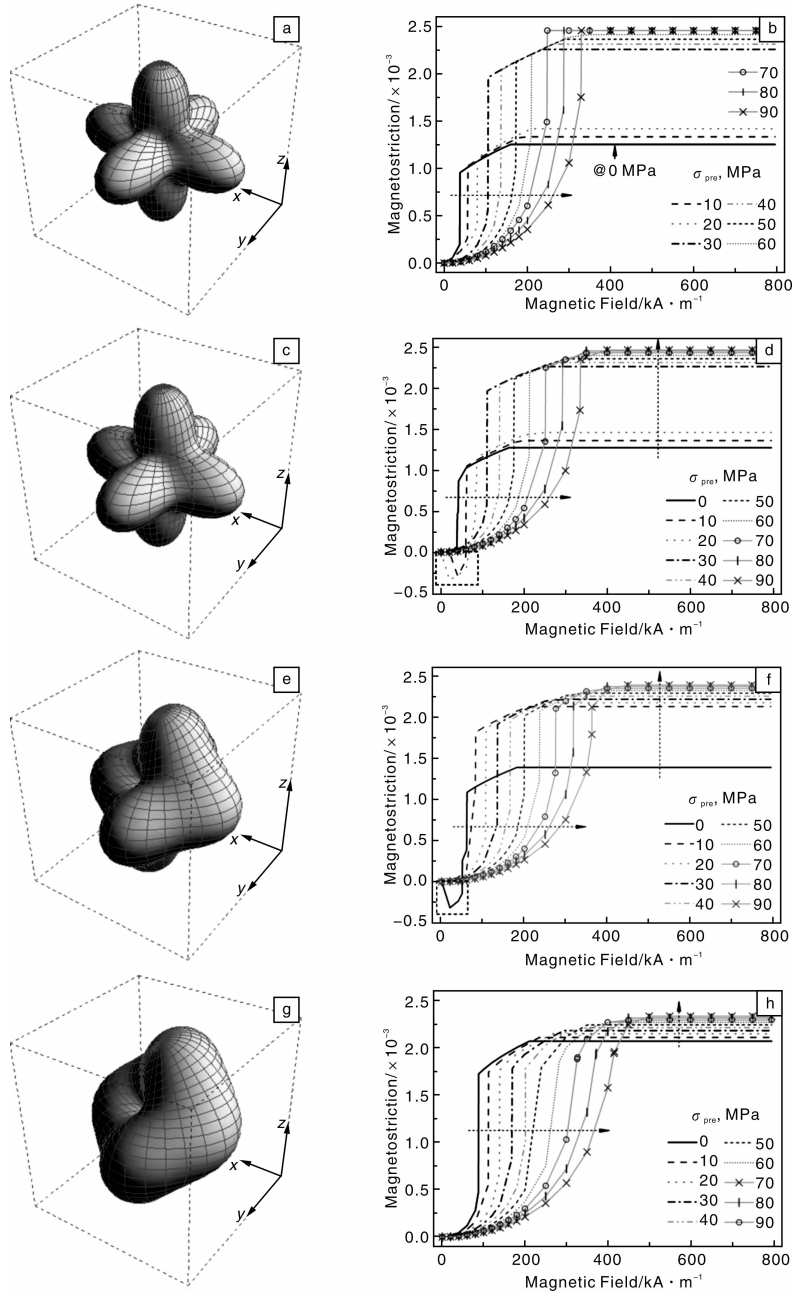


图11 各向异性性能的三维表面图及模拟的磁致伸缩

Fig. 11 Three-dimensional surface for anisotropy energy and the corresponding simulated magnetostriction curves with $K_u = 0$ (a, b), 6 (c, d), 30 (e, f), and 60 kJ/m³ (g, h), respectively

据此揭示了感生各向异性 K_u 诱导的磁化矢量重排过程, 发现在临界值 $K_u = 36 \text{ kJ/m}^3$ 时产生单轴各向异性, 即磁矩仅沿某一个易轴排列。图 11 还给出了不同预应力时磁致伸缩的模拟结果: 无感生各向异性时, 表现出典型的磁致伸缩“Jump”效应(图 11b); 当引入较小的感生各向异性时($K_u = 6 \text{ kJ/m}^3$), 各向异性能分布表面不再具有完美的立方对称性(图 11c), 也表现出明显的“Jump”效应; 当感生各向异性接近临界值时($K_u = 30 \text{ kJ/m}^3$), 各向异性能量表明没有明显的立方对称性(图 11e), 较低的压应力即可使磁致伸缩大幅提高, 对应力幅值的依赖性已不明显; 当 K_u 大于临界值时, 各向异性能量表面仅存在 2 个局域极小点, 即形成单轴各向异性(图 11g), “Jump”效应消失, 与前述实验结果非常吻合。

图 12 示意了施加预压应力以及感生各向异性对饱和磁致伸缩的综合作用。①当 $K_u = 0$ 时, 可看到 2 个临界应力, 意味着提高饱和磁致伸缩的 2 种方式, 可通过施加一个较小的预压应力($< 30 \text{ MPa}$)使磁矩向垂直平面内旋转, 或者施加较大的预压应力($< 70 \text{ MPa}$)使磁矩进一步接近垂直平面内的 $[110]$ 轴。② $0 < K_u < 36 \text{ kJ/m}^3$ 时, 仅有一个临界压应力值, 即表明可在一个更低的预压应力下使 35° 畴和 145° 畴的磁矩向垂直平面内旋转, 从而提高饱和磁致伸缩。③ $K_u \geq 36 \text{ kJ/m}^3$ 时, 并无磁致伸缩“跳跃”效应, 即意味着可通过诱导磁矩在垂直平面内的单轴排列来获得无预应力时的高磁致伸缩。

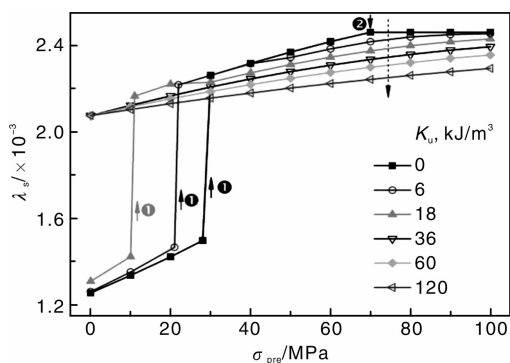


图 12 感生各向异性对饱和磁致伸缩压力效应的调节作用

Fig. 12 Saturation magnetostriction under different compressive pre-stresses for a series of induced anisotropy constants K_u

无论是施加预压应力还是磁场热处理感生各向异性, 都是想获得理想的初始磁化状态——所有磁矩均分布于垂直平面内。图 13 给出了达到这种理想初始磁化状态所需引入的感生各向异性或施加的临界预压应力(σ_{ci})。当二者共同作用时, 临界应力 σ_{ci} 随感生各向异性的增大而逐渐减小^[39], 如图 13 中区域 I 所示。这与

实验结果相一致, 即横向磁场热处理有助于降低达到最佳磁致伸缩的预应力。感生各向异性足够强时, 不施加压应力即可达到理想的初始磁化状态, 如图中区域 II 所示。TbDyFeCo $< 110 >$ 取向晶体在垂直磁场退火后“Jump”效应减弱和弹性模量剧增等现象均与此一致。

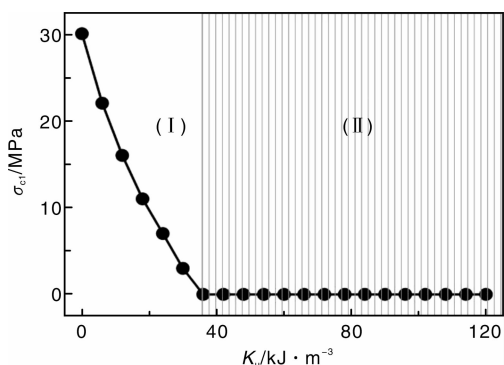


图 13 感生各向异性和预压应力对获得理想 90° 初始磁畴状态的协同作用

Fig. 13 A diagram for achieving ideal initiate containing only 90° domains by considering both compressive pre-stress magnitude and the induced anisotropy constant

4 结 语

对 TbDyFe 超磁致伸缩材料进行磁场热处理, 可以调控 $< 110 >$ 取向材料的初始磁畴分布状态, 从而改善材料的服役性能。通过改变磁场热处理的方向, 不仅可以显著提高无预压应力下的磁致伸缩, 调节磁致伸缩对预压应力的依赖性, 改变磁致伸缩符号, 降低驱动磁场, 还可以使材料硬化并提高阻尼系数, 这些结果对简化器件系统设计, 提升器件控制精度, 开发新功能和扩大材料应用范围都具有积极作用。基于唯象理论和能量最低原理, 模拟了感生各向异性造成的初始磁矩分布状态变化, 揭示了感生单轴各向异性形成的机制及其对磁致伸缩的作用, 很好地解释了磁场热处理对“Jump”效应的影响等现象, 为提高超磁致伸缩材料的服役性能提供了重要参考。

参考文献 References

- [1] Clark A E, *Ferromagnetic Materials* [M]. Amsterdam: North-Holland Publishing Co., 1980: v1 531–589.
- [2] Jiles D C. The Development of Highly Magnetostrictive Rare Earth-Iron Alloys [J]. *Journal of Physics D: Applied Physics*, 1994, 27 (1): 1–11.
- [3] Söderberg O, Sozinov A, Ge Y, et al. Giant Magnetostrictive Materials [J]. *Handbook of Magnetic Materials*, 2006, 16: 1–39.
- [4] Liu J J, Ren W J, Li D, et al. Magnetic Transitions and Magne-

- tostrictive Properties of $\text{Tb}_x\text{Dy}_{1-x}(\text{Fe}_{0.8}\text{Co}_{0.2})_2$ [J]. *Physical Review B*, 2007, 75(064 429): 1–5.
- [5] Pei Y M, Fang D N, Feng X. Magnetoelasticity of $\text{Tb}_{0.3}\text{Dy}_{0.7}\text{Fe}_{1.95}$ Alloys in a Multiaxial Stress-Magnetic Field Space [J]. *Applied Physics Letters*, 2007, 90(182 505): 1–3.
- [6] Shi Y G, Tang S L, Wang R L, et al. High-Pressure Synthesis of Giant Magnetostrictive $\text{Pr}_x\text{Tb}_{1-x}\text{Fe}_{1.9}$ Alloys [J]. *Applied Physics Letters*, 2006, 89(202 503): 1–3.
- [7] Xuan Zhenxing (宣振兴), Wu Yijie (邬义杰), Wang Huizhong (王慧忠), et al. 超磁致伸缩材料发展动态与工程应用研究现状 [J]. *Light Industry Machinery* (轻工机械), 2011, 29 (1): 116–121.
- [8] Wu G H, Zhao X G, Wang J H, et al. $\langle 111 \rangle$ Oriented and Twin-Free Single Crystals of Terfenol-D Grown by Czochralski Method with Cold Crucible [J]. *Applied Physics Letters*, 1995, 67 (14): 2 005–2 007.
- [9] Zhang M C, Gao X X, Zhou S Z, et al. Magnetostrictive Properties and Microstructure of Tb-Dy-Fe Alloy with $\langle 113 \rangle$ Crystal Orientation [J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2004, 385 (1): 309–311.
- [10] Zhao Y, Jiang C B, Zhang H, et al. Magnetostriction of $\langle 110 \rangle$ oriented crystals in the TbDyFe alloy [J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2003, 354 (1–2): 263–268.
- [11] Li K S, Yang H C, Yan Y Q, et al. Effect of Directional Solidification Rate on Preferred Orientation, Microstructure and Magnetostriction of $(\text{Tb}_{0.3}\text{Dy}_{0.7})\text{Fe}_{1.95}$ Alloys [J]. *Japan Journal of Applied Physics*, 2004, 43 (12): 8 032–8 035.
- [12] Clark A E, Teter J P, McMasters O D. Magnetostriction “Jump” in Twinned $\text{Tb}_{0.3}\text{Dy}_{0.7}\text{Fe}_{1.9}$ [J]. *Journal of Applied Physics*, 1988, 63 (8): 3 910–3 912.
- [13] Wang Z B, Liu J H, Jiang C B, et al. The Stress Dependence of Magnetostriction Hysteresis in TbDyFe $[110]$ Oriented Crystal [J]. *Journal of Applied Physics*, 2011, 109: 123 923–1–4.
- [14] Verhoeven J D, Ostenson J E, Gibson E D, et al. The Effect of Composition and Magnetic Heat Treatment on the Magnetostriction of $\text{Tb}_x\text{Dy}_{1-x}\text{Fe}_y$ Twinned Single Crystals [J]. *Journal of Applied Physics*, 1989, 66 (2): 772–779.
- [15] Galloway N, Greenough R D, Schulze M P, et al. The Effects of Magnetic Annealing and Compressive Stress on the Magnetic Properties of the Rare Earth-Iron Compound Terfenol-D [J]. *Journal of Magnetism and Magnetic Materials*, 1993, 119 (1–2): 107–114.
- [16] Galloway N, Greenough R D, Jenner A G I, et al. Pressure Dependencies of Magnetostrictive Strain and d Coefficient in Terfenol-D after Thermal or Magnetic Annealing [J]. *Journal of Applied Physics*, 1994, 76 (10): 7 163–7 165.
- [17] Jiang Liping (江丽萍), Wu Shuangxia (吴双霞), Sha Yuhui (沙玉辉), et al. 退火磁场施加方式对 $\text{Tb}_{0.3}\text{Dy}_{0.7}\text{Fe}_{1.95}$ 合金磁致伸缩性能的影响 [J]. *Transaction of Materials and Heat Treatment* (材料热处理学报), 2007, 28 (3): 10–14.
- [18] Jiang Liping (江丽萍), Sha Yuhui (沙玉辉), Li Song (李松), et al. 磁场热处理和预压力对 $\text{Tb}_{0.3}\text{Dy}_{0.7}\text{Fe}_{1.95}$ 合金磁致伸缩“跳跃”效应的影响 [J]. *Journal of the Chinese Rare Earth Society* (中国稀土学报), 2006, 24 (2): 197–201.
- [19] Ma T Y, Jiang C B, Xu H B. Magnetostriction in $\langle 110 \rangle$ and $\langle 112 \rangle$ Oriented Crystals $\text{Tb}_{0.36}\text{Dy}_{0.64}(\text{Fe}_{0.85}\text{Co}_{0.15})_2$ [J]. *Applied Physics Letters*, 2005, 86: 162 505–1–3.
- [20] Ma T Y, Yan M, Chen X Y, et al. Co Substitution Effect on Magnetic Properties of Magnetostrictive Compounds $\text{Tb}_{0.36}\text{Dy}_{0.64}(\text{Fe}_{1-x}\text{Co}_x)_2$ ($0 \leq x \leq 0.30$) [J]. *Physica B: Condensed Matter*, 2008, 403: 3 677–3 681.
- [21] Ma T Y, Jiang C B, Xu X, et al. The Co-Doped $\text{Tb}_{0.36}\text{Dy}_{0.64}\text{Fe}_2$ Magnetostrictive Alloys with a Wide Operating Temperature Range [J]. *Journal of Magnetism and Magnetic Material*, 2005, 292: 317–324.
- [22] Ma T Y, Yan M, Chen X Y, et al. Structure and Magnetic Properties of $\text{Tb}_{0.36}\text{Dy}_{0.64}(\text{Fe}_{0.85}\text{Co}_{0.15})_{2-x}\text{B}_x$ ($0 \leq x \leq 0.15$) Magnetostrictive Compounds [J]. *Journal of Magnetism and Magnetic Materials*, 2008, 320 (19): 2 368–2 372.
- [23] Dai Lizhi (戴礼智). 铁磁合金的磁场热处理及感生各向异性 [J]. *Acta Metallurgical Sinica* (金属学报), 1965, 8 (1): 108–136.
- [24] Westwood P, Abell J S, Pitman K C. Phase Relationships in the Tb-Dy-Fe Ternary System [J]. *Journal of Applied Physics*, 1990, 67 (9): 4 998–5 000.
- [25] Ma T Y, Zhang J J, Yan M, et al. Differential Magneto-Strictive Response in Magnetically Annealed $\text{Tb}_{0.36}\text{Dy}_{0.64}(\text{Fe}_{0.85}\text{Co}_{0.15})_2$ with $\langle 110 \rangle$ Crystal Orientation [J]. *Applied Physics Letters*, 2007, 90 (10): 102 502–1–3.
- [26] Ma T Y, Zhang C S, Qi R L, et al. Magnetostriction of $\langle 110 \rangle$ Oriented $\text{Tb}_{0.3}\text{Dy}_{0.7}\text{Fe}_{1.95}$ Polycrystals Annealed Under a Noncoaxial Magnetic Field [J]. *Journal of Materials Research*, 2011, 26 (1): 31–35.
- [27] Ma T Y, Zhang C S, Zhang J J, et al. Magnetic Force Microscopy Study of Magnetically Annealed $\text{Tb}_{0.36}\text{Dy}_{0.64}(\text{Fe}_{0.85}\text{Co}_{0.15})_2$ Polycrystals [J]. *Journal of Applied Physics*, 2010, 107: 09A934–1–3.
- [28] Ma T Y, Yan M, Zhang C S, et al. Stress Influences on Magnetization and Magnetostriction in Magnetically Annealed $\text{Tb}_{0.36}\text{Dy}_{0.64}(\text{Fe}_{0.85}\text{Co}_{0.15})_2$ Polycrystals [J]. *Journal of Applied Physics*, 2009, 105: 093 915–1–4.
- [29] Ma T Y, Zhang C S, Zhang P, et al. Effect of Magnetic Annealing on Magnetostrictive Performance of a $\langle 110 \rangle$ Oriented Crystal $\text{Tb}_{0.3}\text{Dy}_{0.7}\text{Fe}_{1.95}$ [J]. *Journal of Magnetism and Magnetic Materials*, 2010, 322 (14): 1 889–1 893.
- [30] Zhang Chansheng (张昌盛), Ma Tianyu (马天宇), Yan Mi (严密). 离轴磁场退火后 $\text{Tb}_{0.3}\text{Dy}_{0.7}\text{Fe}_{1.95}$ $\langle 110 \rangle$ 取向晶体的磁致伸缩“Jump”效应 [J]. *Acta Physica Sinica* (物理学

- 报), 2011, 60(3): 037 505 – 1 – 6.
- [31] Jiles D C. Theory of the Magnetomechanical Effect[J]. *Journal of Physics D: Applied Physics*, 1995, 28(8): 1 537 – 1 546.
- [32] Mei W, Okane T, and Umeda T. Magnetostriction of Tb-Dy-Fe Crystals[J]. *Journal of Applied Physics*, 1998, 84(11): 6 208 – 6 216.
- [33] Zhang C S, Ma T Y and Yan M. Domain Rotation Simulation of Anisotropic Magnetostrictions in Giant Magnetostrictive Materials [J]. *Journal of Applied Physics*, 2011, 110: 063 901 – 1 – 6.
- [34] Zhang C S, Ma T Y, Yan M. Magnetostriction Drop in <110> Oriented Polycrystals Tb_{0.36}Dy_{0.64}(Fe_{0.85}Co_{0.15})₂ after Transverse Field Annealing[J]. *Journal of Applied Physics*, 2011, 109: 07A 937 – 1 – 3.
- [35] Zhang C S, Ma T Y, Yan M. Anisotropic Magnetostriction in a <110> Oriented Crystal Tb_{0.36}Dy_{0.64}(Fe_{0.85}Co_{0.15})₂ after Coaxial Field Annealing[J]. *Journal of Applied Physics*, 2010, 108: 043 908 – 1 – 5.
- [36] Ma T Y, Zhang J J, Yan M. Enhanced Young's Modulus and Damping Capacity in Magnetically Annealed Tb_{0.36}Dy_{0.64}(Fe_{0.85}Co_{0.15})₂ Polycrystals[J]. *Journal of Physics D: Applied Physics*, 2009, 42: 125 004 – 1 – 4.
- [37] Zhang C S, Ma T Y, Yan M. Stress-Strain Behaviors of <110>-Oriented Tb_{0.3}Dy_{0.7}Fe_{1.95} after Magnetic Annealing[J]. *Journal of Materials Research*, 2010, 25(7): 1 371 – 1 374.
- [38] Zhang C S, Ma T Y, Pan X W, et al. Domain Rotation Simulation of the Jump Effect of <110> Oriented TbDyFe Crystals [J]. *Chinese Physics Letters*, 2012, 29: 027 501 – 1 – 4.
- [39] Zhang C S, Ma T Y, Yan M. Induced Anisotropy Influences on Strain Pathways of Giant Magnetostrictive Materials[J]. *Journal of Applied Physics*, in Revision, 2012.

新型电子材料可如橡皮筋般延展拉伸

由美国西北大学研究人员领导的一个国际联合研究小组宣称,他们开发出一种能够像橡皮筋一样延展拉伸的电子材料。这种材料就算被弯曲或拉伸到原始尺寸的 200% 也能够正常工作,在医疗器械和消费电子设备制造等领域具有广泛的应用价值。

对心脏病、高血压、糖尿病等患者而言,定期去医院查体几乎已成为生活的一部分,这不仅费时费力也占用了大量医疗资源。早有科学家提出,可以设计一种可植入人体的微型医疗监测设备,这样既方便患者也方便医生,若有状况还能及时发现。但材料的问题成了阻碍该技术发展的一大障碍——目前的电子元件大都以硅为基础,太过僵硬根本无法担此重任。

该项目的领导者为美国西北大学环境工程与机械工程学教授黄永刚。为攻克这一难关,在过去的 5 年中,他和团队开发出延展率能够达到 50% 的电子元件,但在许多极具价值的应用需求前仍然捉襟见肘。其中一大挑战便是由延伸所导致的电导率的严重损失。目前市场上由固体金属制成的电路在进行延展时,不无例外地会遭遇这一难关。

新研究中,黄永刚团队想出一种新方法解决这一难题。首先,他们用一种名为聚二甲硅氧烷(PDMS)的聚合物造出一种多孔三维高分子材料,它能延展到自身原始尺寸的 3 倍。而后再将液态金属(EGaIn)灌入高分子材料的孔中,这样即便是进行高强度拉伸时,电流也不会发生中断。借助这一方法,他们制造出这种同时具备高度可延展性与极佳导电性能的材料。

黄永刚说:“该技术的关键是多孔聚合物和液态金属的结合,通过这一方法我们成功地让这种材料实现了 200% 延展。有了这种材料,制造出像橡皮筋一样延展的电子设备将成为可能。”

参与这项研究的还有来自韩国高等科学技术研究院、中国大连理工大学以及美国伊利诺伊大学厄巴纳—香槟分校的科学家。相关论文发表在 6 月 26 日出版的《自然·通讯》上。

(来源:科技网)