

doi:10.3969/j.issn.1001-4616.2017.04.010

压电/压磁条环磁电复合材料的逆磁电效应

陶 进,潘鹏飞

(南京师范大学物理科学与技术学院,江苏 南京 210046)

[摘要] 研究了压电/压磁条环磁电复合材料在弯曲谐振频率下的逆磁电效应(CME),其中压电材料为锆钛酸铅(PZT),压磁材料为镍锌铁氧体(NiZn ferrite). 由于 PZT 与镍锌铁氧体环之间的机电耦合,该磁电材料在一阶弯曲谐振频率和一阶纵向谐振频率处的逆磁电系数明显大于非谐振频率处的逆磁电系数. 在一阶弯曲谐振频率下,该磁电材料在 $H=190$ Oe、 $E=200$ V/cm 测得较大磁感应强度($B_m \approx 2.13 \times 10^{-5}$ G). B_m 在 -130 Oe $< H < 130$ Oe 间呈现的磁滞现象源于镍锌铁氧体环压磁效应和 PZT 铁弹效应的共同作用. 在 $H=0$ Oe、 ± 50 Oe,利用不同变化趋势下的磁场及周期性通断的交流信号实现了三稳态磁感应强度的转换.

[关键词] 逆磁电效应,镍锌铁氧体,压磁效应,逆压电效应

[中图分类号] O441.3 [文献标志码] A [文章编号] 1001-4616(2017)04-0064-06

Converse Magnetolectric Effect in Strip-Ring Piezoelectric/ Piezomagnetic Magnetolectric Composites

Tao Jin, Pan Pengfei

(School of Physics and Technology, Nanjing Normal University, Nanjing 210023, China)

Abstract: Converse magnetolectric effect (CME) is investigated in a strip-ring magnetolectric composite of ferrite-lead zirconate titanate (PZT) and nickel-zinc (Ni-Zn) ferrite at the bending mode resonance frequency. Due to the electromechanical coupling, the composite shows higher CME coefficients at the first bending and second longitudinal modes resonance frequencies than at the non-resonance frequencies. At the first bending mode resonance frequency, a peak value of the magnetic induction ($B_m \approx 2.13 \times 10^{-5}$ G) is measured at $H = 190$ Oe and $E = 200$ V/m. The hysteresis behavior of B_m is shown at -130 Oe $< H < 130$ Oe, which is attributed to the combination of the piezomagnetic efficient of Ni-Zn ferrite and the ferroelastic effect of PZT. At $H = 0$ Oe, ± 50 Oe, three stable magnetic induction states are obtained by periodically applying alternating signal with different trends of the magnetic field.

Key words: converse magnetolectric effect, nickel-zinc ferrite, piezomagnetic effect, converse piezoelectric effect

磁电效应是指材料中磁场诱导的电极化有序或者电场诱导的磁有序^[1]. 前者称为正磁电效应(DME),即 $\alpha_{DME} = \delta E_{ac} / \delta H_{ac}$,其中 α_{DME} 称为正磁电系数;后者称为逆磁电效应(CME),即 $\alpha_{CME} = \delta B_{ac} / \delta E_{ac}$,其中 α_{CME} 称为逆磁电系数^[2]. 由于它在磁场传感器、换能器及读写存储设备中重要的应用价值,磁电效应在实验上和理论上吸引着越来越多的研究关注^[3-6]. 对于单相磁电材料,较弱的磁电耦合系数或较低的居里温度导致这种材料很难实际应用,如在室温下可测得 BiFeO₃ 的最高磁电系数仅为 3 V/(cm·Oe)^[7]. 对于磁致伸缩/压电复合材料,通过乘积效应这种材料在室温下便可以产生远高于单相多铁性材料的磁电效应. 例如, Dong 等人报道, FeBSiC 非晶薄带与 Pb(Zn_{1/3}, Nb_{2/3})O₃-7%PbTiO₃ 的复合物在 $H=2$ Oe 的偏置磁场作用下,产生的磁电系数达 10.5 V/(cm·Oe)^[8]. Wan 等人将制备的 Terfenol-D/epoxy-Pb(Zr, Ti)O₃ 层状复合物放置于 $H=0.7$ kOe 的偏置磁场中,测得其磁电系数达 14.6 V/(cm·Oe)^[9].

一般认为,由铁电-铁磁相交替组合而成的条状复合多层结构中的磁电效应是由于铁磁体中磁致伸缩效应而引起的铁电体内应力的变化而产生的. 逆磁电效应是由于铁电体中电致伸缩效应而引起的铁磁

收稿日期:2017-09-06.

基金项目:江苏省高校自然科学研究面上项目(16KJB430020)、江苏省普通高校研究生科研创新计划项目(KYZZ16-0461).

通讯联系人:陶进,博士,研究方向:磁电子学. E-mail:taojin1@njnu.edu.cn

体中内应力的变化而产生的^[10]. 例如,Chen 等人报道,由多晶 $\text{Ni}_{43}\text{Mn}_{41}\text{Co}_5\text{Sn}_{11}$ 合金与 PZT 压电陶瓷制备而成的层状磁电复合物在 $H=655$ Oe 的偏置磁场下及 $T=293$ K 的温度下 CME 系数达 $2\text{ G/V}^{[11]}$. Wang 等人将 $0.7\text{Pb}(\text{Mg}_{1/3}\text{Nb}_{2/3})\text{O}_3-0.3\text{PbTiO}_3$ 与 Terfenol-D 制备而成的三明治结构层状磁电复合物放置于 $H=200$ Oe 的偏置磁场中,测得其 CME 系数达 $11.9\text{ G/V}^{[12]}$.

虽然目前广泛研究的铁电/铁磁层状磁电复合材料已获得较好的逆磁电效应,但是由于 Terfenol-D 价格昂贵及其替代性铁磁材料的压磁系数较小等原因限制了其逆磁电效应的应用. 根据 Tao 等人的报道,通过环氧树脂粘接的磁电复合材料中存在圣维南效应,即分布于弹性体上一小块面积(或体积)内的载荷所引起的物体中的应力,在离载荷作用区稍远的地方,基本上只同载荷的合力和合力矩有关^[13]. 在圣维南效应的作用下,压磁材料受到压电材料局部作用力的影响,其内部应力梯度减小将直接减弱压磁材料的压磁性能,从而导致磁电材料的磁、电转换效率减弱. 根据 Fang 等人的报道,对于铁磁体特别是具有较高磁导率的铁磁体来说,其磁导率对应力的敏感程度要远高于磁致伸缩系数随外磁场的改变. 此外,具有闭合磁路的磁体相对于具有开放性磁路的磁体来说具有较高的压磁效应^[14-15]. 所以,选用高磁导率且具有闭合磁路结构的铁磁体及能够较好地将表面电场转换为内部应力的铁电体来构成具有异质结构的磁电复合材料有利于产生较大的 CME 效应. 由此,本文研究了环形镍锌铁氧体(NiZn ferrite)与条形锆钛酸铅(PZT)构成的条环复合磁电材料在谐振频率处的 CME 效应.

1 样品表征

本文采用商用镍锌铁氧体(NiZn ferrite)作为压磁材料及锆钛酸铅(PZT)作为压电材料,两者构成的条环复合磁电材料的结构如图 1 所示,其中镍锌铁氧体环的尺寸为 $9\text{ mm}\times 16\text{ mm}\times 4.5\text{ mm}$ (内径 \times 外径 \times 高),条状 PZT 的尺寸为 $9\text{ mm}\times 4\text{ mm}\times 1.5\text{ mm}$ (长 \times 宽 \times 厚). 为了提高镍锌铁氧体与 PZT 之间的机电耦合,将条状 PZT 两端打磨成一定弧度,从而能够与环状镍锌铁氧体很好地契合. 此外,本文选用环氧树脂作为接触面之间的粘接材料. 因为环氧树脂具有较好的介电性能,可以避免铁电材料与铁磁材料接触面之间的漏电行为. PZT 沿厚度方向极化,其压电常数 $d_{33}=540\text{ pC/N}$. 当在 PZT 的上下电极间加上交流信号 U ,PZT 由于逆压电效应会沿着长度方向产生电致伸缩 $X=d_{33}E$,并通过机电耦合导致镍锌铁氧体环的形变使其产生压磁效应. 在镍锌铁氧体环上绕 30 匝的探测线圈并用锁相放大器测量线圈的感应电压 U_m ,由此计算出镍锌铁氧体环中的磁感应强度(B_m), $B_m=U_m/NS2\pi f$,及逆磁电系数(α_{CME}), $\alpha_{\text{CME}}=B_m/E$, $E=U/h_{\text{PZT}}$,其中 N 为线圈匝数, S 为线圈横截面积, f 为 PZT 上交流信号频率, h_{PZT} 为 PZT 的厚度^[16]. 利用阻抗分析仪来测量 PZT 的阻抗和相位角随频率($10\text{ kHz}<f<260\text{ kHz}$)的改变. 直流磁场方向沿着 PZT 的长度方向,所有测量均在室温下进行.

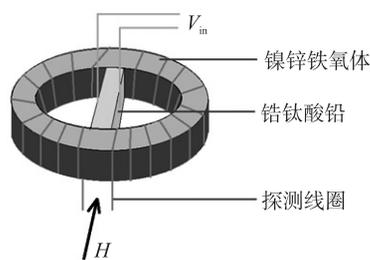


图 1 PZT/镍锌铁氧体条环磁电复合材料的示意图
Fig. 1 Schematic diagram of PZT/NiZn ferrite strip-ring magnetolectric composites

2 实验结果和讨论

PZT 的阻抗(左纵轴)及相位角(右纵轴)随频率的变化如图 2 所示. 在 $f=59.5\text{ kHz}, 148.1\text{ kHz}, 200.3\text{ kHz}$, PZT 的阻抗频谱及相位角频谱中均出现谐振峰. 由于阻抗分析仪在测量时仅在 PZT 上加载了 1 V 的交流信号,因此 PZT 在测量过程中并不会产生明显的逆压电效应,并可以用方程 $f_B = \frac{\pi t}{2\sqrt{12}l^2\sqrt{\rho s_{11}^E}}\beta^2$ 及

$$f_L = \frac{n}{2l}\sqrt{\frac{1}{\rho s_{11}^E}}$$

来分别估算 PZT 的弯曲谐振频率及纵向谐振频率,其中 t 和 l 分别为厚度和长度, ρ 为密度, s_{11}^E 为柔顺系数, $\beta \approx n+0.5$, n 为谐振阶数^[17]. 利用 $\rho=7.6\times 10^3\text{ kg/m}^3$ 及 $s_{11}^E=12.3\times 10^{-12}\text{ m/N}$ 可算得,当 $\beta=1.482$ 和 2.323 时,PZT 的一阶和二阶弯曲谐振频率分别为 60.29 kHz 和 148.13 kHz ;当 $n=1.1023$ 时,PZT 的一阶纵向谐振频率为 200.29 kHz ,这些计算值均与实验值相符.

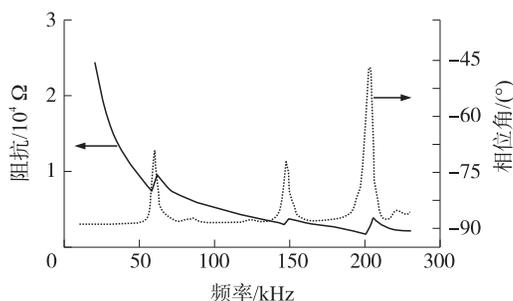


图 2 PZT 的阻抗(左纵轴)及相位角(右纵轴)随频率的变化
Fig. 2 Frequency dependence of electrical impedance (left axis) and phase angle (right axis) for PZT

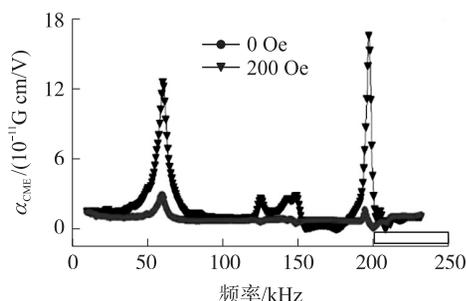


图 3 当 $H=0, 200 \text{ Oe}$, α_{CME} 随频率的变化.
Fig. 3 Frequency dependence of α_{CME} at $H=0$ and 200 Oe , respectively

当 $H=0, 200 \text{ Oe}$, α_{CME} 随频率的变化如图 3 所示. 从图中可见, α_{CME} 在 $f=60.32 \text{ kHz}, 147.8 \text{ kHz}, 195.5 \text{ kHz}$ 均出现谐振峰, 这与 PZT 的谐振频率相一致. 由于该磁电复合材料的 CME 源于镍锌铁氧体环与 PZT 之间的机电耦合, 所以可推测在这些谐振频率处的 CME 谐振峰均源于 PZT 的谐振^[18]. 相比于非谐振频率, PZT 在谐振频率处的异常应变增大了镍锌铁氧体环的压磁效应, 这也使得 α_{CME} 在谐振频率处产生谐振峰. 当 $H=200 \text{ Oe}$, α_{CME} 在谐振频率 $f=60.32 \text{ kHz}$ 及 195.5 kHz 时分别为 $1.26 \times 10^{-10} \text{ G cm/V}$ 及 $1.66 \times 10^{-10} \text{ G cm/V}$, 这明显高于其它谐振频率处的 α_{CME} , 且在 $f=195.5 \text{ kHz}$ 出现最大值. 结合文献[2]和图 2 的分析可知, 这两个逆磁电系数谐振峰分别源于磁电复合材料中 PZT 的一阶弯曲谐振和一阶纵向谐振. 对于层状复合磁电材料(如 PZT-TDF), 由于 PZT 与 TDF 在边界处紧密固定, 且 TDF 在长度方向具有较大的正磁致伸缩系数, 所以纵向谐振比弯曲谐振能够诱导更大的逆磁电系数, 且纵向谐振处 α_{CME} 约为弯曲谐振处 α_{CME} 的 10 倍^[11]. 然而, 对于本文中的条环异质结构, 环形镍锌铁氧体在均匀磁场中能够产生较强的梯度应力及样品的不对称性使得 PZT 相比多层结构更易于弯曲^[19-20]. 由此, 在 $H=200 \text{ Oe}$ 该复合磁电材料在弯曲谐振频率 $f=60.32 \text{ kHz}$ 也具有较高的 α_{CME} 且纵向谐振频率处的 α_{CME} 仅为弯曲谐振频率处的 α_{CME} 的 1.3 倍.

由于逆压电效应, 提高 PZT 电极间的电场强度 E 可以增加 PZT 在长度方向的应变. 由于压磁效应, 镍锌铁氧体的磁化强度 (M) 会随 PZT 的应变而改变^[9]. 此外, 外磁场也会改变镍锌铁氧体的磁化强度, 所以探测线圈测得的磁感应强度 (B_m) 不仅与 PZT 所施加的应力有关, 还与外磁场强度有关. 因此, 本文测量了样品在一阶弯曲谐振频率 $f=60.32 \text{ kHz}$ 及 $E=66.7 \text{ V/cm}, 133.3 \text{ V/cm}, 200 \text{ V/cm}$ 处 B_m 随磁场的变化, 如图 4(a) 所示. 在 $130 \text{ Oe} \leq H \leq 500 \text{ Oe}$ (或 $-130 \text{ Oe} \geq H \geq -500 \text{ Oe}$), B_m 随着 $|H|$ 的增加先增大然后迅速减小并达到稳定, 且 B_m 在 $H=190 \text{ Oe}, E=200 \text{ V/cm}$ 处达到最大值, 即 $B_m=2.45 \times 10^{-5} \text{ G}$. 通常, 磁电复合材料的 B_m 随磁场的改变正比于铁磁相的压磁系数 ($q, q=d\lambda/dH$)^[2,21]. 随着磁场的周期性变化, 镍锌铁氧体会发生相应的磁致伸缩, 这不仅影响了 PZT 的电致伸缩, 也影响了镍锌铁氧体的压磁效应. 由于铁磁相的磁致伸缩 (λ) 与磁化强度 (M) 满足 $\lambda \propto M^2$, 所以铁磁相的压磁系数正比于磁化强度的平方对磁场的导数, 即

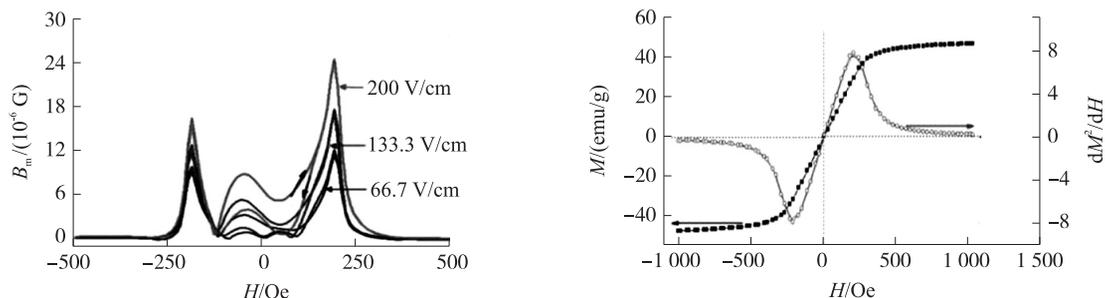


图 4 (a) 当交流信号为 $66.7 \text{ V/cm}, 133.3 \text{ V/cm}$, 和 200 V/cm , B_m 随磁场的变化.
(b) 镍锌铁氧体的 M 及 dM^2/dH 随磁场的变化

Fig. 4 (a) Magnetic field dependence of B_m with different AC signal, $66.7 \text{ V/cm}, 133.3 \text{ V/cm}$, and 200 V/cm . (b) Magnetic field dependence of M and dM^2/dH for NiZn ferrite

$q \propto dM^2/dH$, 其中 dM^2/dH 随磁场的改变如图 4(b) 中右纵轴所示^[14]. 首先, dM^2/dH 随着磁场的增加而线性增加, 并在 $H=190$ Oe 达到最大. 然后, dM^2/dH 随着磁场的增大迅速减小并逐渐趋于饱和, 这不仅与图 4(a) 中 B_m 在 $130 \text{ Oe} \leq H \leq 500 \text{ Oe}$ (或 $-130 \text{ Oe} \geq H \geq -500 \text{ Oe}$) 间随磁场变化相一致, 也说明了 B_m 在该段磁场内的变化源于镍锌铁氧体压磁系数随磁场的改变.

另外, B_m 在 $-130 \text{ Oe} < H < 130 \text{ Oe}$ 表现出明显的磁滞现象. 在 PZT 上加载 $f=60.32$ kHz 的电场 $E=200$ V/cm, 当 H 由 -130 Oe 增加到 130 Oe, 在 $H=50$ Oe 和 -50 Oe 分别测得 B_m 的最小值 (5.3×10^{-6} G) 和最大值 (8.9×10^{-6} G); 当 H 由 130 Oe 减小到 -130 Oe, 在 $H=50$ Oe 和 -50 Oe 分别测得 B_m 的最小值 (7.3×10^{-7} G) 和最大值 (4.1×10^{-6} G); 当 $H=0$ 测得 B_m 在磁场增加及减小的趋势下的值分别为 6.7×10^{-6} G 及 2.8×10^{-6} G. 这种磁滞现象类似于之前报道的梯度磁电材料的自偏置 CME 效应, 即零磁场下也能测得较大的磁电系数^[22]. 根据文献[2], 自偏置 CME 效应通常发生在磁电复合材料的弯曲谐振频率且源于梯度铁磁材料应力的不均匀分布, 这与本文条环结构磁电材料的实验条件(在一级弯曲谐振频率下)及材料性质(镍锌铁氧体环的梯度应力)相一致. 通常, 铁磁相的磁滞以及剩磁是导致 B_m 在零磁场附近具有磁滞的原因, 但图 4(b) 中镍锌铁氧体的磁滞几乎可以忽略且明显不足以使得 B_m 在 $-130 \text{ Oe} < H < 130 \text{ Oe}$ 产生磁滞^[14]. 根据文献[23], 双层磁电复合材料(PZT-TDF)中 TDF 的磁致弹性弯曲与 PZT 的铁弹效应的结合会使 PZT 在周期性变化的磁场中产生蝴蝶状的应变曲线. 由此, 我们推测对于本文中的 PZT/镍锌铁氧体磁电复合材料, PZT 在弯曲谐振频率处也具有铁弹效应. 当磁场为零时, 虽然镍锌铁氧体环的磁致伸缩应变为零且对 PZT 无应力相互作用, 但 PZT 的内部自发应变使得 PZT 仍表现出一定的宏观应变. 随着磁场的周期性变化, PZT 的宏观应变曲线并不会重合, 即呈现磁滞效应. 由此, 通过 PZT/镍锌铁氧体之间的机电耦合, B_m 也会表现出明显的磁滞现象.

图 5 为谐振频率 $f=60.32$ kHz 处, B_m 在不同磁场下随电场强度 E 的变化. 其中 $H=50$ Oe 及 $H=-50$ Oe 分别处在磁场增加和减小的趋势下, 例如图 6(b) 插图中的 E 点及 D 点. 与之前报道相似, B_m 在 $H=\pm 50$ Oe 随 E 的增加呈线性变化^[17,24]. 但是当 $H=190$ Oe, B_m 随 E 的增加先线性增大后缓慢减小, 并在 $E=207$ V/cm 下达到最大值 $B_m=21.3 \times 10^{-6}$ G; 当 $H=-190$ Oe, B_m 在 $E=226$ V/cm 时取最大值 13.7×10^{-6} G. 这可能是由于 PZT 在 $E>207$ V/cm 及谐振频率下产生较大的应力使得 $H=\pm 190$ Oe 下具有较高压磁系数的环形镍锌铁氧体发生较大形变, 这不仅增加了镍锌铁氧体中的漏磁而且减弱了镍锌铁氧体中的磁感应强度. 另一方面, 这也说明条环结构的 PZT/镍锌铁氧体复合磁电材料在一定的磁场 ($H=\pm 190$ Oe, ± 50 Oe) 下分别对 $0 < E < 200$ V/cm, $0 < E < 300$ V/cm 的外加电场具有较好的线性响应和应用价值.

磁电材料的 CME 效应对非线圈型的磁感应强度控制设备及磁存储设备具有重要意义^[25]. 通常, 研究主要关注磁电材料在零磁场及周期性加载交流信号下表现出来的高低磁感应强度, 并用这两种状态分别代表“1、0”来模拟二进制数字的写入过程^[22]. 而本文中, 我们还考虑了不同变化趋势的磁场, 如磁场增加和磁场减小过程中的零磁场, 因此结合正负脉冲磁场可以使样品产生“高、中、低”3 种磁感应强度, 从而提高了其应用价值. 当 $H=0$ Oe, ± 50 Oe 时, PZT/镍锌铁氧体磁电材料在 55 s 内有三稳态磁感应强度的转换, 如图 6 所示, 其中 C, A, E 及 D, B, F 分别代表磁场增加及减小过程中的 $H=-50$ Oe, 0 Oe, 50 Oe, 如图 6(b) 中插图所示. 具体来说, 就是在不同变化趋势的磁场下利用周期性通断的交流信号 ($f=60.32$ kHz, $V_{pk}=20$ V, $E=133.3$ V/cm) 来控制样品磁感应强度以 10 s 为周期的转换. 例如, 在图 6(a) 中, 当 $H=0$, 对样品加载交流信号后 B_m 在 A、B 点处分别为 3.41×10^{-6} G 和 0.82×10^{-6} G, 样品分别具有“高、中”两种状态的磁感应强度; 当断开交流信号时, A、B 点处 B_m 均小于 0.08×10^{-6} G, 样品具有“低”磁感应强度. 同样在图 6(b) 中, 对于 $H=-50$ Oe, 样品在加载交流信号 (C、D 点) 及不加载交流信号下的 B_m 分别为 5.24×10^{-6} G、

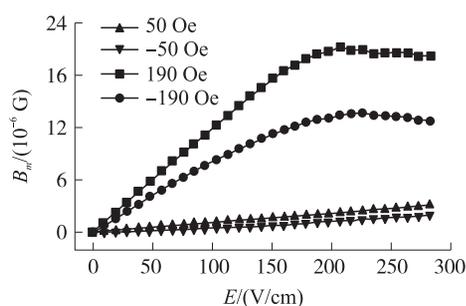


图 5 当 $H=\pm 50, \pm 190$ Oe 时, B_m 随电场强度 E 的变化
Fig. 5 Electric field (E) dependence of B_m at $H=\pm 50$ and ± 190 Oe

1.66×10^{-6} G 和 0.02×10^{-6} G, 由此能够实现零磁场及低磁场 ($H = \pm 50$ Oe) 下交流信号对磁感应强度的控制.

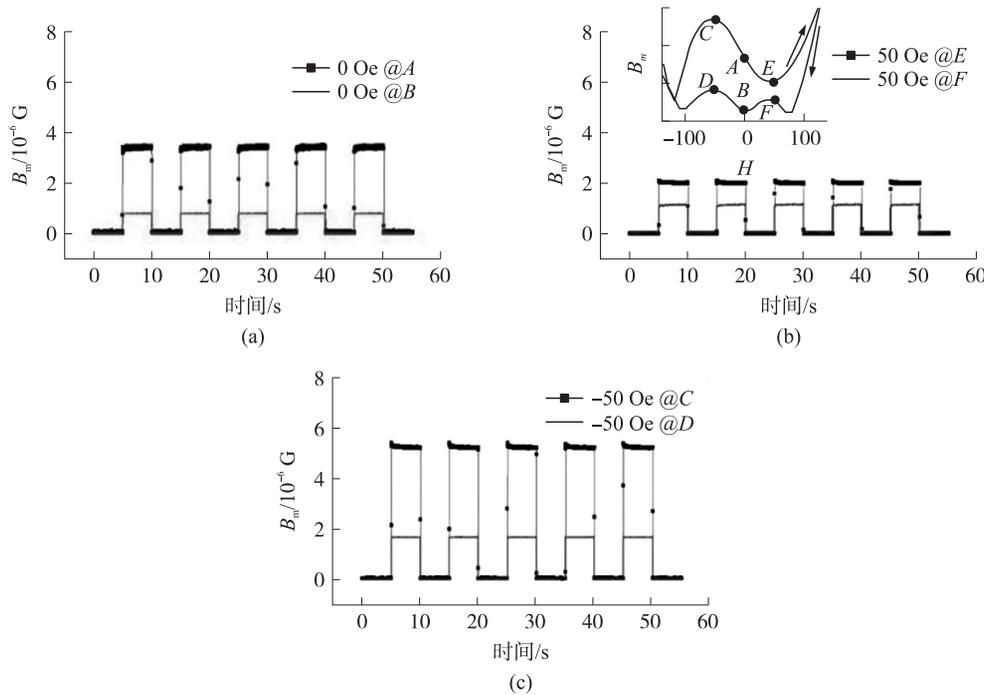


图 6 当 $H = 0, \pm 50$ Oe, B_m 随周期性通断信号的变化

Fig. 6 B_m is switched by periodically applying an AC signal of 133.3 V/cm at resonance frequency with $H = 0, \pm 50$ Oe

3 结论

PZT/镍锌铁氧体条环复合磁电材料的逆磁电系数谐振峰源于 PZT 的弯曲谐振及纵向谐振. 当电场一定时, 该磁电复合材料的 B_m 在 $H = \pm 190$ Oe 取得最大值源于铁磁相的磁致伸缩系数随磁场的最大变化率, 且 B_m 在 -130 Oe $< H < 130$ Oe 产生的磁滞现象可能源于 PZT 在弯曲谐振频率下产生的铁弹应变. 在 $H = \pm 190$ Oe、 ± 50 Oe 下, B_m 分别对 $0 < E < 200$ V/cm, $0 < E < 300$ V/cm 的外加电场具有较好的线性响应和应用价值. 在零磁场及低磁场 ($H = \pm 50$ Oe) 下通过改变磁场变化趋势及通断交流信号使得该磁电材料产生 3 种稳定的磁感应强度, 实现了交流信号对磁感应强度的控制.

[参考文献]

[1] WANG Y J, OR S W, CHAN H L W, et al. Enhanced magnetoelectric effect in longitudinal-transverse mode Terfenol-D/Pb ($Mg_{1/3}Nb_{2/3}$) O_3 -PbTiO $_3$ /D/Pb ($Mg_{1/3}Nb_{2/3}$) O_3 -PbTiO $_3$ laminate composites with optimal crystal cut[J]. J Appl Phys, 2008, 103(12): 124 511.

[2] YANG S C, CHO K H, PARK C S, et al. Self-biased converse magnetoelectric effect[J]. Appl Phys Lett, 2011, 99(20): 202 904.

[3] DONG S X, ZHAI J Y, BAI F M, et al. Push-pull mode magnetostrictive/piezoelectric laminate composite with an enhanced magnetoelectric voltage coefficient[J]. Appl Phys Lett, 2005, 87(6): 062502.

[4] LI Z, WANG J, LIN Y H, et al. A magnetoelectric memory cell with coercivity state as writing data bit[J]. Appl Phys Lett, 2010, 96(16): 162 505.

[5] DONG S X, ZHAI J Y, LI J F, et al. Multimodal system for harvesting magnetic and mechanical energy[J]. Appl Phys Lett, 2008, 93(10): 103 511.

[6] RADO G T, FOLEN V J. Observation of the magnetically induced magnetoelectric effect and evidence for antiferromagnetic domains[J]. Phys Rev Lett, 1961, 7(8): 310-311.

[7] WANG J, NEATON J B, ZHENG H, et al. Epitaxial BiFeO $_3$ multiferroic thin film heterostructures[J]. Science, 2003, 299(5 613):

- 1 719–1 722.
- [8] DONG S X,ZHAI J Y,XING Z P,et al. Giant magnetoelectric effect(under a dc magnetic bias of 2 Oe)in laminate composites of FeBSiC alloy ribbons and $\text{Pb}(\text{Zn}_{1/3},\text{Nb}_{2/3})\text{O}_3$ -7% PbTiO_3 fibers[J]. Appl Phys Lett,2007,91(2):022915.
- [9] WAN J G,LIU J M,WANG G H,et al. Electric-field-induced magnetization in $\text{Pb}(\text{Zr},\text{Ti})\text{O}_3/\text{Terfenol-D}$ composite structures[J]. Appl Phys Lett,2006,88(18):182 502.
- [10] JIA Y M,WANG F F,ZHAO X Y,et al. Converse magnetoelectric effects in piezoelectric-piezomagnetic layered composites[J]. Compos Sci Technol,2008,68(6):1 440–1 444.
- [11] CHEN S Y,WANG D H,HAN Z D,et al. Converse magnetoelectric effect in ferromagnetic shape memory alloy/piezoelectric laminate[J]. Appl Phys Lett,2009,95(2):022501.
- [12] WANG Y J,WANG F F,OR S W,et al. Enhanced magnetoelectric effect in longitudinal-transverse mode Terfenol-D/ $\text{Pb}(\text{Mg}_{1/3}\text{Nb}_{2/3})\text{O}_3$ - PbTiO_3 laminate composites with optimal crystal cut[J]. Appl Phys Lett,2008,93(12):113 503.
- [13] TAO J,LUO X B,ZHANG N. Influence of nonuniform internal stress on magnetoelectric coupling in bilayers of ferromagnet/ferroelectrics[J]. J Appl Phys,2015,107(11):113904(1–6).
- [14] FANG X,ZHANG N,WANG Z L. Converse magnetoelectric effects on heterotype electrostrain-piezopermeability composites[J]. Appl Phys Lett,2008,93(10):102 503.
- [15] KUMAR S D,RAMESH G,SUBRAMANIAN V. Enhanced self-biased direct and converse magnetoelectric effect in $\text{Pb}(\text{In}_{1/2}\text{Nb}_{1/2})\text{O}_3$ - $\text{PbTiO}_3/\text{NiFe}_2\text{O}_4$ bi-layer laminate composite[J]. J Mater Sci:Mater Electron,2015,26(5):2 682–2 687.
- [16] THAKUR M,SHARMA P,KUMARI M,et al. Magnetoelectric effect in lead free piezoelectric $\text{Bi}_{1/2}\text{Na}_{1/2}\text{TiO}_3$ -modified CFO based magnetostrictive ($\text{Co}_{0.6}\text{Zn}_{0.4}\text{Fe}_{1.7}\text{Mn}_{0.3}\text{O}_4$) particulate nanocomposite prepared by sol-gel method [J]. J Magn Magn,2017,426:753–756.
- [17] ZHANG Y,LIU G X,LI M Y,et al. Dual-tuning effects of In,Al,and Ti on the thermodynamics and kinetics of Mg 85 In 5 Al 5 Ti 5 alloy synthesized by plasma milling[J]. J Alloys Compd,2015,623:354–358.
- [18] PATIL D R,CHAI Y,KAMBALE R C,et al. Enhancement of resonant and non-resonant magnetoelectric coupling in multiferroic laminates with anisotropic piezoelectric properties[J]. Appl Phys Lett,2013,102(6):062909.
- [19] YANG S C,PARK C S,CHO K H,et al. Self-biased magnetoelectric response in three-phase laminates[J]. J Appl Phys,2010,108(9):093706(1–6).
- [20] LIU G X,LI X T,CHEN J G,et al. Colossal low-frequency resonant magnetomechanical and magnetoelectric effects in a three-phase ferromagnetic/elastic/piezoelectric composite[J]. Appl Phys Lett,2012,101(14):142 904.
- [21] ZHOU J P,MENG L,XIA Z H,et al. Inhomogeneous magnetoelectric coupling in $\text{Pb}(\text{Zr},\text{Ti})\text{O}_3/\text{Terfenol-D}$ laminate composite[J]. Appl Phys Lett,2008,92(6):062903.
- [22] YANG C,LI P,WEN Y M,et al. electric-field-controlled magnetoelectric ram:progress,challenges,and scaling[J]. IEEE Trans on Magn,2015,51(11):2 003 404.
- [23] TAO J,WU Q C,ZHANG N. Magnetic field-induced elastic bending in bilayers of $\text{Tb}_{1-x}\text{Dy}_x\text{Fe}_{2-y}$ and $\text{Pb}(\text{Zr}_{1-z}\text{Ti}_z)\text{O}_3$ [J]. J Magn Magn,2014,365(5):115–118.
- [24] CHEN S Y,WANG D H,HAN Z D,et al. Converse magnetoelectric effect in ferromagnetic shape memory alloy/piezoelectric laminate[J]. Appl Phys Lett,2009,95(2):022501.
- [25] JIA Y M,OR S W,CHAN H L W,et al. Converse magnetoelectric effect in laminated composites of PMN-PT single crystal and Terfenol-D alloy[J]. Appl Phys Lett,2006,88(24):242 902.
- [26] HAO L B,ZHOU D X,FU Q Y,et al. Influence of ferroelectric-electrode interfaces on the electrical properties of BaTiO_3 - CoFe_2O_4 magnetoelectric composites[J]. J Mater Sci,2013,24(7):2 351–2 356.

[责任编辑:顾晓天]