



磁致伸缩金属材料的研究进展

周超^{1*}, 胡鹏强¹, 张睿升¹, 陈泓文¹, 戴志勇¹, 赵齐仲¹, 田方华¹, 杨森^{1,2*}

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

2. 西安交通大学, 金属材料强度全国重点实验室, 西安 710049

*联系人, 周超, E-mail: chao.zhou@xjtu.edu.cn; 杨森, E-mail: yang.sen@xjtu.edu.cn

收稿日期: 2025-11-01; 接受日期: 2026-01-15; 网络出版日期: 2026-03-16

陕西省自然科学基金基础研究计划重点项目(编号: 2023-JC-ZD-24)和国家重点研发计划(编号: 2021YFB3501401)资助

摘要 磁致伸缩材料在磁场作用下可以产生应变, 能够实现磁能和机械能的相互转化, 在传感、换能和驱动领域有重要的应用。磁致伸缩金属材料主要包括Laves相稀土金属间化合物、Fe基合金(FeGa, FeAl)以及铁磁形状记忆合金。磁致伸缩的本质是磁弹耦合, 即材料的磁性状态与晶格应变相互耦合, 因此晶体结构对材料磁致伸缩效应有直接影响。本文从晶体结构、磁致伸缩机理以及新材料研发与新工艺等方面, 分别介绍上述三类磁致伸缩合金材料的研究进展, 阐述上述几种因素之间的关联, 并展望了未来的研发趋势。

关键词 磁致伸缩, 磁弹耦合, 晶体结构, 相变

PACS: 75.80.+q, 61.50.Ah, 68.35.Rh, 75.30.Kz

1 引言

1842年, 詹姆斯·焦耳(James Joule)在观察铁样品时首次发现了磁致伸缩效应, 即磁性材料由于磁化状态的改变而引发形变的现象。这类材料表现出的磁-机械耦合效应, 以及因此展现出的丰富的物理现象, 使其成为一类重要的磁性功能材料。

目前, 磁致伸缩金属材料主要包括以下三类:

(1) Laves相稀土过渡族金属间化合物(如 RT_2 , R为稀土元素, T为过渡族元素), 应变可达2000 ppm, 自20世纪70年代发现其独特的磁致伸缩效应后备受关注^[1]。这类材料具有 $MgCu_2$ 型结构, 以Terfenol-D($Tb_xDy_{1-x}Fe_z$, $x=0.27-0.33$, $z=1.9-2.0$)为典型代表^[2]。近年来, 研究者

们一方面通过高分辨率X射线衍射技术, 对该类材料的晶体结构进行精密解析, 发现了其在居里温度(T_C)以下的非立方结构, 进而将结构相变与磁相变关联并提出了与铁电材料中类似的基于畴反转的磁致伸缩机制模型; 另一方面, 通过元素替代、相态调控和微观结构调控等手段, 不断优化Laves相磁致伸缩材料的性能, 并发现了许多新现象和新材料体系。

(2) Fe基磁致伸缩材料, 特别是Fe-Ga (Galfenol)和Fe-Al (Alfenol)合金, 因其独特的综合性能而成为新一代智能材料的研究焦点。它们不仅展现出较大的磁致伸缩效应(可达数百ppm), 还兼具良好的力学性能、低迟滞和相对低廉的成本等优点, 在传感器、换能器和致动器等领域具有广阔应用前景^[3]。与稀土巨磁致伸

引用格式: 周超, 胡鹏强, 张睿升, 等. 磁致伸缩金属材料的研究进展. 中国科学: 物理学 力学 天文学, 2026, 56: 240009

Zhou C, Hu P Q, Zhang R S, et al. Research progress in magnetostrictive metallic materials (in Chinese). Sci Sin-Phys Mech Astron, 2026, 56: 240009, doi: [10.1360/SSPMA-2025-0513](https://doi.org/10.1360/SSPMA-2025-0513)

缩材料(如Terfenol-D)的脆性相比, Fe基合金优异的韧性和可加工性使其更易于制成线材或薄片, 适应高频应用场景^[4]. 近年来, 通过结构分析、机理研究、成分设计和工艺创新, 该领域取得了系列突破性进展.

(3) 磁性马氏体合金(如Ni₂MnX型Heusler合金), 应变约为3%–10%, 其磁致伸缩源于马氏体变体重排或磁场诱发的马氏体相变, 因此大应变通常伴随大的滞后效应.

本文将从晶体结构与磁致伸缩机制、材料体系研发及其他物理效应等诸方面, 系统介绍上述三类磁致伸缩金属材料近十年的研究进展.

2 Laves相磁致伸缩材料

2.1 Laves相磁性材料的晶体结构与磁致伸缩机制

传统观点认为, Laves相RFe₂化合物在铁磁态仍保持立方对称性^[1]. 然而, 近年来的高分辨率同步辐射X射线衍射研究揭示了这类材料在铁磁态实际上具有非立方的晶体对称性. Yang和Ren^[5]通过高分辨率同步辐射X射线衍射研究发现, 典型的“立方”铁磁体CoFe₂O₄, Tb_{0.3}Dy_{0.7}Fe₂ (Terfenol-D)和DyCo₂在铁磁态实际上表现出非立方对称性. 如图1所示, CoFe₂O₄在铁磁态呈现四方对称性, 而Terfenol-D则表现出菱方对称性.

这种对称性降低源于磁弹性耦合效应. 当温度低于居里温度时, 自发磁化导致晶格发生微小畸变, 使得晶体对称性降低为与自发磁化方向一致的低对称性. 例如, 当自发磁化方向沿[001]时, 晶体对称性变为四方; 当自发磁化方向沿[111]时, 则变为菱方^[5]. 这种结构变化通常非常微小(约 5×10^{-3}), 超出了常规XRD的分辨极限, 因此长期以来被忽视.

在SmFe₂体系中, Liu等人^[6]发现室温下该化合物实际上具有中心对称的菱方 $R\bar{3}m$ 结构, 在200 K时转变为正交Imma结构. 这种结构转变与易磁化方向从[111]到[110]的变化一致. 类似地, TbFe₂在铁磁态也表现出菱方对称性, 其局部结构研究表明Fe–Fe键在晶格特性中起到关键作用^[7].

Laves相化合物的巨大磁致伸缩源于稀土离子的强自旋-轨道耦合及其与晶格的相互作用. Yang和Ren^[5]的研究表明, 磁畴切换过程同时也是铁弹性(或晶体学)畴的翻转过程, 这与铁电体中的铁电畴翻转为非常相似. 这种磁弹性耦合机制为理解磁致伸缩效

应提供了统一的介观解释. 该观点也随后被针对DyCo₂的研究结果所证实. Nie等人^[8]通过原位高能X射线衍射研究发现, DyCo₂的大磁致伸缩源于场诱导的磁畴翻转机制(四方相变体重排), 而非晶格畸变. 如图2所示, 当施加磁场时, (800)_T和(008)_T衍射峰的相对强度逐渐变化, 表明发生了磁畴重新转向.

2.2 磁致伸缩材料体系研发

Laves相磁致伸缩材料是三类磁致伸缩金属材料中最早商用化的材料(Terfenol-D, 1980年代). Terfenol-D的商用化并非纯粹的技术自然发展, 而是由明确的、迫切的国防需求(尤其是海军声纳系统)所强力牵引和资助的. 其极高的性能(应变值高、输出应力最强)足以抵消其高昂的成本和脆性等缺点. 近年来的研究主要集中在新材料体系的研发, 尤其是能在更宽的温度区间展现大磁致伸缩的材料体系.

2.2.1 元素替代

元素替代可显著改变Laves相化合物的晶体结构从而对磁致伸缩效应产生直接影响. 在发现Laves相材料的晶体结构与易磁化取向一致性的基础上, Yang等人^[9]于2010年在TbCo₂-DyCo₂体系(相当于用Dy替代TbCo₂中的Tb元素)中首次报道了铁磁体系中的准同型相界(Morphotropic Phase Boundary, MPB), 如图3所示. 该体系的准同型相界MPB将自发磁化方向沿[111]的菱方(rhombohedral)相和自发磁化方向沿[001]的四方(tetragonal)相分开. MPB处发现了显著增强的磁致伸缩性能, 其“品质因数”(磁致伸缩/矫顽力)比非准同型相界成分高3–6倍. 这种磁性与结构相变的耦合现象与铁电体系中的准同型相界非常相似. 随后, 多种含有MPB的Laves相体系相图被发现和报道, 包括TbCo₂-GdCo₂体系^[10]、TbFe₂-GdFe₂体系^[11], 以及著名的TbFe₂-DyFe₂^[12,13].

Ren等人^[14]在Tb_xDy_{0.7-x}Pr_{0.3} (Fe_{0.9}B_{0.1})_{1.93}合金中发现, 当x从0.15增加到0.25时, 易磁化方向从<100>变为<111>, 同时晶体结构发生相应变化, 并伴随大的磁致伸缩($\lambda_{111}=1850$ ppm). Zhang等人^[15]在(Tb_{0.2}Pr_{0.8})_x-Dy_{1-x}Fe_{1.93}体系中通过高压退火方法获得了单相Laves结构, 发现当x从0.6增加到0.7时, 结构从四方相转变为菱方相, 且表现出大的低场磁致伸缩效应.

传统的Terfenol-D在室温下表现出优异的磁致伸

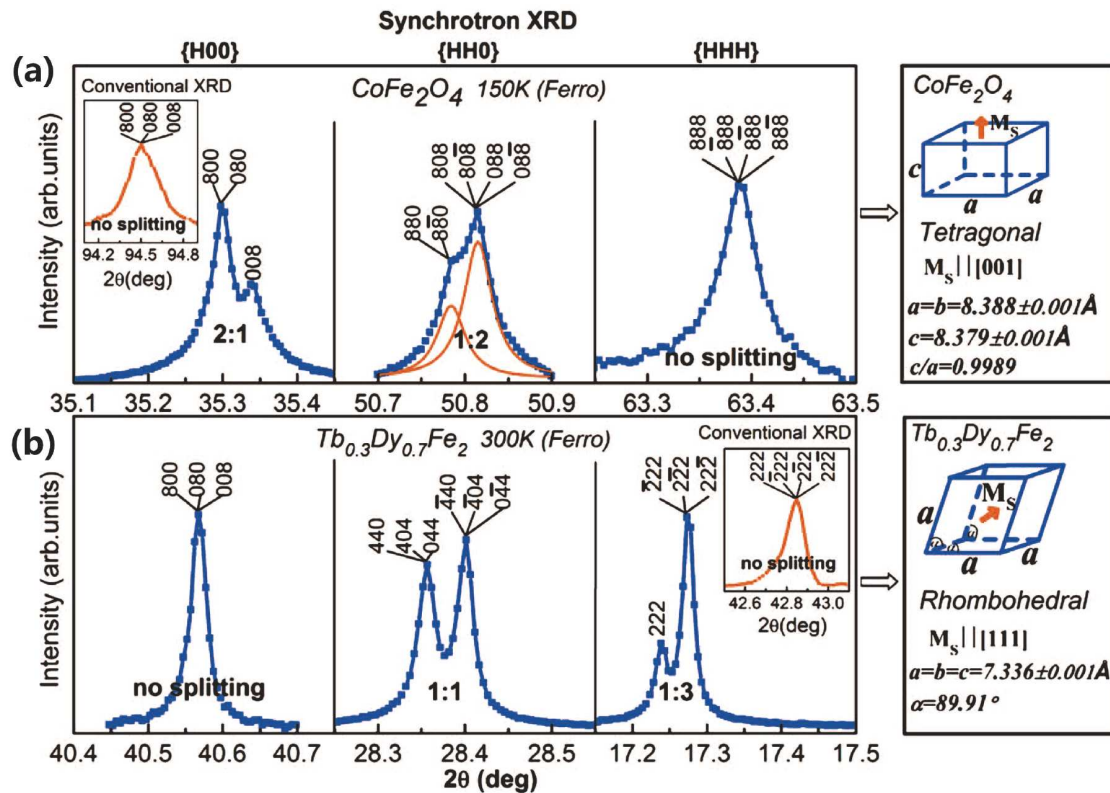


图 1 同步辐射XRD证据表明两种典型“立方”铁磁体具有非立方对称性^[5]。(a) 150 K下铁磁 CoFe_2O_4 的 $\{800\}$ 、 $\{880\}$ 及 $\{888\}$ 衍射峰^[5]。(b) 300 K下铁磁 $\text{Tb}_{0.3}\text{Dy}_{0.7}\text{Fe}_2$ 的 $\{800\}$ 、 $\{440\}$ 与 $\{222\}$ 衍射峰^[5]。作为对比, 插图为采用 $K\alpha$ 辐射的常规X射线衍射所测峰形

Figure 1 Synchrotron XRD evidence for the noncubic symmetry of two typical “cubic” ferromagnets [5]. (a) $\{800\}$, $\{880\}$, and $\{888\}$ reflections in ferromagnetic CoFe_2O_4 at 150 K [5]. (b) $\{800\}$, $\{440\}$, and $\{222\}$ reflections in ferromagnetic $\text{Tb}_{0.3}\text{Dy}_{0.7}\text{Fe}_2$ at 300 K [5]. For a comparison, the insets show the peak profiles measured by conventional XRD with $K\alpha$ radiation. Copyright©2008, APS.

缩性能, 但其低温性能急剧下降。Shi等人^[16]在 $\text{Nd}_{0.2}\text{Tb}_x\text{Dy}_{0.8-x}\text{Fe}_{1.93}$ 体系中获得了在宽温域(140 K)内 $\lambda \geq 750 \text{ ppm}$ (2 kOe)的优异性能, 其工作温区是Terfenol-D的2.7倍。如图4所示, 该体系的相边界斜率比不含Nd的体系更陡, 这使得优化成分能在更宽温度范围内保持低磁晶各向异性 and 大的低场磁致伸缩。

2.2.2 元素掺杂

Bartashevich等人^[17]在 TbFe_2 中引入Mn, 形成非化学计量比的 TbFe_2Mn_x 化合物。并且发现, Mn不仅替代Fe位点, 还部分替代Tb位点, 这使得材料的磁晶各向异性降低, 从而在液氮温度下使磁致伸缩提高了25%^[17]。这种独特的替代方式为调控Laves相化合物的结构和性能提供了新途径。Gao等人^[18]发现, 硼(B)的引入也可以显著改善磁致伸缩性能。在 $\text{Nd}_{0.25}\text{Tb}_{0.3}\text{Dy}_{0.45}(\text{Fe}_{0.9}\text{B}_{0.1})_{1.93}$ 合金中, B的添加使自发磁致伸缩从

1807 ppm增加到2094 ppm, 增幅达15.9%。同时, B还抑制了对磁致伸缩有负面影响的 RFe_3 相形成, 促进了单相Laves结构的形成。Hu等人^[19]在经典的 TbDyFe 体系中加入少量的V, 于 $\text{Tb}_{0.34}\text{Dy}_{0.66}\text{Fe}_{1.95}\text{V}_{0.05}$ 中获得了比Terfenol-D具有更宽温域($\sim 215 \text{ K}$)的大磁致伸缩效应。

2.3 其他物理效应

2.3.1 磁热效应

Politova等人^[20]在伪二元化合物 $\text{Tb}_{0.2}\text{Dy}_{0.8}\text{Co}_2$ (在 $T_C=161 \text{ K}$)与 $\text{Dy}_{0.5}\text{Ho}_{0.5}\text{Co}_2$ (在 $T_C=109 \text{ K}$)中观察到较优的磁热效应(以绝热温度变化 ΔT_{ad} 衡量, $\Delta T_{\text{ad}}=3.6 \text{ K}$, 磁场 $\mu_0\Delta H=1.8 \text{ T}$)。Chzhan等人^[21]研究了 $\text{Tb}_x(\text{Dy}_{0.5}\text{Ho}_{0.5})_{1-x}\text{Co}_2$ 体系, 发现当 $x \approx 0.55$ 时, 磁相变从一级转变为二级, 同时磁热效应从 $\Delta T_{\text{ad}}=3.6 \text{ K}$ 线性降低到 2.2 K ($\mu_0\Delta H=1.8 \text{ T}$)。并且当 $x \geq 0.6$ 时, 磁热效应保持稳定的 $\Delta T_{\text{ad}} \approx 2.2 \text{ K}$, 不随Tb含量增加而降低。同时显现出

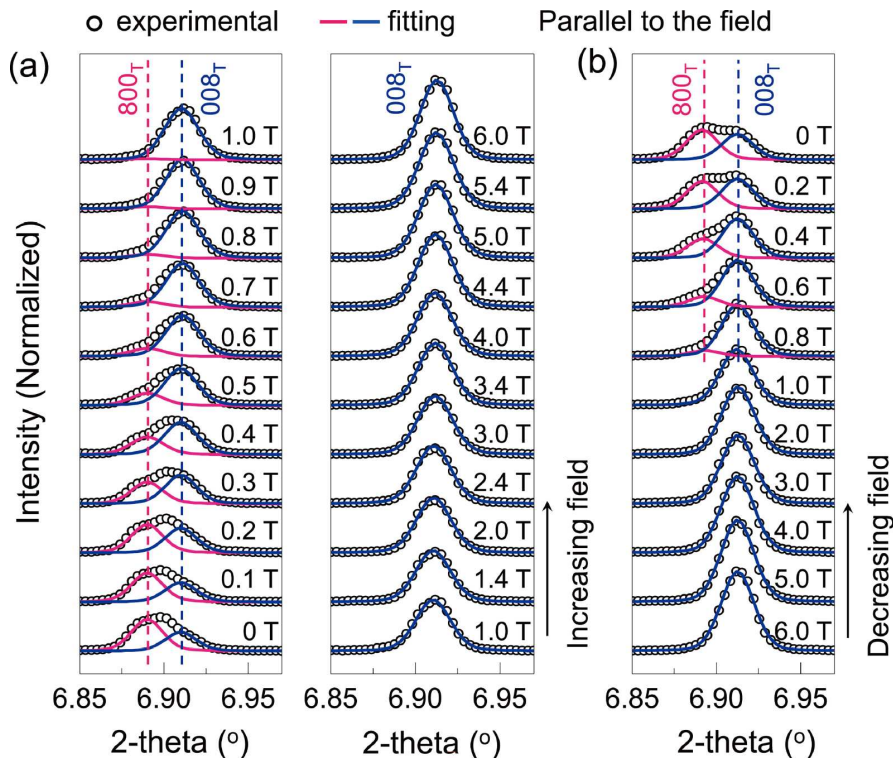


图 2 在 30 K 温度下平行于磁场方向测得的 DyCo_2 的 $(800)_T$ 与 $(008)_T$ 衍射峰随磁场强度变化. (a) 0–6 T; (b) 6–0 T^[8]

Figure 2 Variations of the $(800)_T$ and $(008)_T$ diffraction peaks for DyCo_2 under various magnetic field strengths at 30 K, parallel to the field. (a) 0–6 T; (b) 6–0 T^[8]. Copyright©2017, Elsevier.

的磁热效应和磁致伸缩效应, 使 Laves 相磁性材料在实际应用中具有更大的潜力.

2.3.2 反常热膨胀

Bartashevich 等人^[17]在 TbFe_2Mn_x 化合物中观察到热膨胀系数显著降低, 并归因于 Mn 掺杂后导致的磁晶各向异性的降低与体积磁致伸缩的增加. Xing 团队^[22]通过调节 RCO_2 金属间化合物的磁相变, 在 $\text{Gd}_{0.25}\text{Dy}_{0.75}\text{Co}_{1.93}\text{Fe}_{0.07}$ 中获得了近零热膨胀. 类似地, Politova 等人^[23]发现 Tb-Dy-Gd-Co-Al 合金的热膨胀行为与磁热效应和磁致伸缩密切相关, 表明这些物理效应之间存在内在联系. 这些因素也都是今后在研究与设计 Laves 相材料时必须考虑的.

3 Fe 基合金磁致伸缩材料

3.1 晶体结构、组织与磁致伸缩机制

Fe-Ga 和 Fe-Al 合金的磁致伸缩性能与其晶体结构, 特别是原子尺度的有序结构密切相关. 理解其结

构-性能关系是材料设计与性能优化的基础. 富 Fe 的 Fe-Ga 和 Fe-Al 合金在室温下的平衡相主要是无序的体心立方 (bcc) 结构 (A2 相). 然而, 在特定的成分和热处理条件下, 会形成多种有序相. 对于 Fe-Ga 合金, 在 Ga 含量为 17–19 at.% 和 26–28 at.% 附近存在两个磁致伸缩 (λ_{100}) 峰值^[24]. 在第一个峰值成分附近, 除了 A2 相外, 最常见的有序相是 D0_3 相 (空间群 $\text{Fm}\bar{3}\text{m}$), 其晶格常数约为 A2 相的两倍 ($a \sim 5.8 \text{ \AA}$), 理想成分为 Fe_3Ga (Ga: 25 at.%)^[25].

虽然 Fe-Ga 的磁致伸缩效应最早报道于 2000 年^[3], 但是就该类材料的磁致伸缩机制而言, 至今仍有争论, 涉及多种模型, 包括但不限于整体/局域晶格畸变、非焦耳磁致伸缩、焦耳磁致伸缩以及结构相变. 本文按照时间顺序, 将几项代表性工作逐一介绍.

2001 年, Clark 等人^[26]将 Fe-Ga 和 Fe-Al 合金的大磁致伸缩效应归因于沿 $[100]$ 方向排布的 Ga-Ga 原子对. 2003 年, Lograsso 等人^[25]提出 Ga-Ga 原子对诱发的四方对称性的 m-D0_3 相导致了大的磁致伸缩效应. 并且, 该 m-D0_3 相等同于后来发现的 L6_0 相结构 (空间群

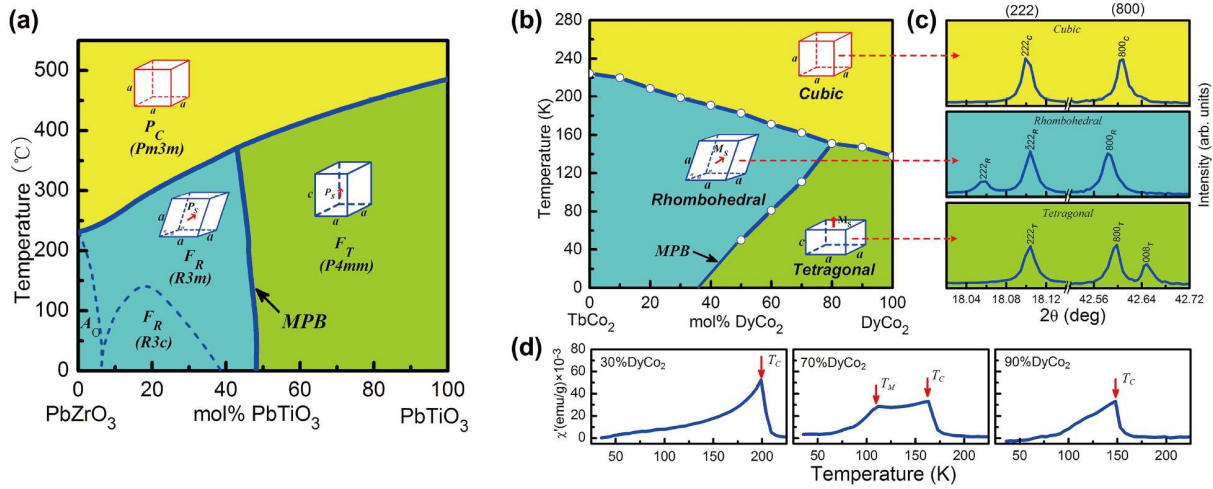


图 3 铁电PZT体系($\text{PbZrO}_3\text{-PbTiO}_3$)与铁磁 $\text{TbCo}_2\text{-DyCo}_2$ 体系中的准同型相界。(a) PZT相图。(b) $\text{TbCo}_2\text{-DyCo}_2$ 相图。(c) 立方顺磁相、菱方铁磁相及四方铁磁相的同步辐射XRD图[9]。(d) 交流磁化率 χ' 随温度变化关系。 T_C 与 T_M 分别表示顺磁-铁磁转变温度与铁磁-铁磁转变温度

Figure 3 MPB in a ferroelectric PZT system ($\text{PbZrO}_3\text{-PbTiO}_3$) and in a ferromagnetic $\text{TbCo}_2\text{-DyCo}_2$ system. (a) Phase diagram of PZT. (b) Phase diagram of $\text{TbCo}_2\text{-DyCo}_2$. (c) Synchrotron XRD profiles of cubic paramagnetic phase, rhombohedral ferromagnetic phase, and tetragonal ferromagnetic phase [9]. (d) Temperature dependent of ac susceptibility χ' . T_C and T_M denote para-ferro and ferro-ferro transition temperature, respectively. Copyright©2010, APS.

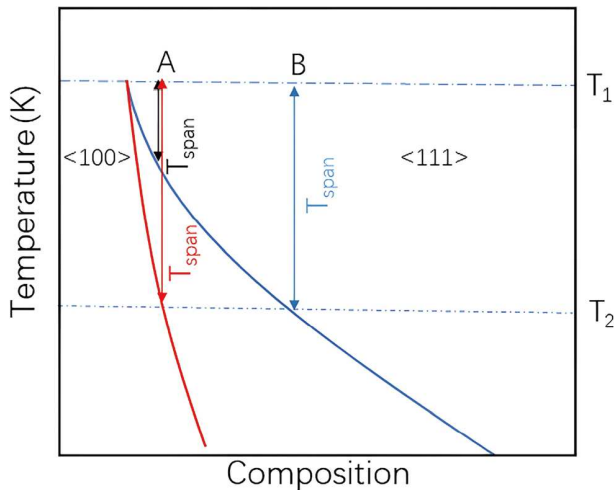


图 4 自旋重取向相图示意图。阐释通过调控相界斜率以拓宽磁致伸缩敏感温度跨度(T_{span})的物理机制[16]。图片修改自文献[16]

Figure 4 Sketched spin-reorientation phase diagram to illustrate the mechanism of broadening the temperature span T_{span} of sensitive magnetostriction by modifying the slope of the phase boundary [16]. Adapted from ref. [16].

P4/mmm , 原型结构为 CuTi_3). 该结构的本质是沿 $[001]$ 方向形成Ga-Ga原子对导致了晶格发生局部四方畸变, 如图5所示[27]. 还有一种观点是: 性能增强的核心是局部的、短程的四方畸变(不是某种特定的非立方相), 这种畸变和内应力场通过磁弹耦合效应, 有效地促进

了 90° 磁畴壁的移动, 从而在外场下产生巨大的宏观应变[28].

尽管 L6_0 相被广泛讨论, 但其在体相材料中的真实存在性仍存争议. Balagurov等人[29]利用高通量同步辐射X射线衍射和中子衍射对Fe-Ga-Tb合金进行了细致扫描. 他们发现, 即使在灵敏度极高(超结构峰强度低至主峰强度的 2×10^{-6})的条件下, 也未能检测到明确的、属于 L6_0 相的超结构衍射峰或基本峰的分裂. 基于背景噪声分析, 他们提出 L6_0 相即使存在, 体积分数上限也仅为0.2%. 他们认为, TEM中观察到的疑似 L6_0 的衍射信号可能是制样过程引入的假象, 或源于其他结构[30]. 这一争议凸显了多尺度、多技术联用表征的重要性.

传统的“焦耳磁致伸缩”(Joulian Magnetostriction, JM)遵循体积守恒, 其应变由磁化矢量旋转引起. 而Chopra和Wuttig[31]在2015年首次报道了Fe-Ga合金中的“非焦耳磁致伸缩”(Non-Joulian Magnetostriction, NJM). NJM的核心特征是非体积守恒(在磁场中所有方向均膨胀)和线性可逆、无滞后的磁化曲线. 他们将其归因于磁弹性和静磁自给的刚性微“胞”在低场下的整体翻转, 而非磁化矢量的连续旋转, 如图6所示. 这些微胞构成了所谓的“自适应结构”, 其起源被认为是电荷/自旋密度波引起的弹性梯度.

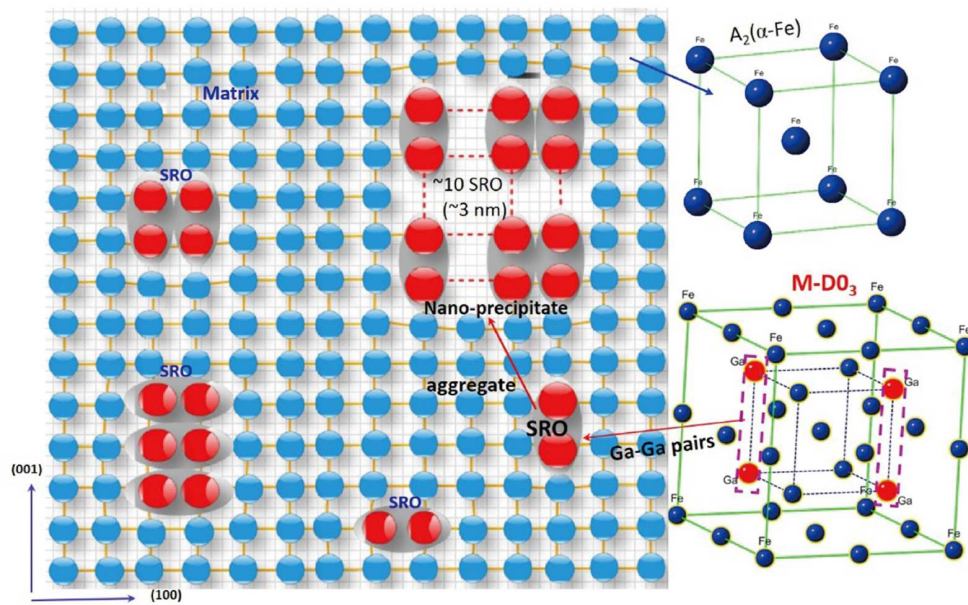


图 5 含有Ga-Ga原子对的m-D03短程有序结构不同尺寸(原子尺度、纳米尺度)的非均匀分散模型^[27]. 图片修改自文献^[27]
Figure 5 Model for the inhomogeneous dispersion of different sizes (from atomic- to nano-scale) of m-D0₃ type SRO structure with Ga-Ga pairs ^[27]. Adapted from ref. ^[27].

在该工作发表之后, He等人^[32]为了严格地验证该模型, 制备了12种不同形状的Fe-Ga晶体, 包括棒状、片状或立方体状, 成分为Fe₈₃Ga₁₇或Fe₇₄Ga₂₆, 高度(或厚度)从70到0.1毫米不等, 直径(或宽度)从16到7毫米不等. 使用应变计测量了磁致伸缩, 而对于厚度为0.5毫米的片状晶体, 则通过电容膨胀计沿[001]方向进行测量. 实验结果表明, 虽然不完全排除NJM的贡献, 但Fe-Ga合金的磁致伸缩效应仍然属于JM型.

还有学者从结构相变的角度, 提出Fe基金属基于相变的磁致伸缩模型. Liu等人^[33]在Fe₇₉Ga₂₁中发现, 应力诱发了局部马氏体相变(D0₃→6M), 认为这导致了Fe-Ga大的磁致伸缩效应. 另外, Yang和Ren^[5]此前基于同步辐射X射线衍射, 探明传统意义上不存在结构相变的磁性材料, 如Terfenol-D, DyCo₂, CoFe₂O₄等, 其磁性相变都伴随着结构相变, 并且易磁化轴的对称性与晶体结构对称性一致. 并预测了Fe在T_C以下为四方对称结构(易磁化轴沿<100>). 在此基础上, Zhou等人^[34]提出了利用90°四方铁畴翻转提升Fe基金属磁致伸缩效应的模型(图7), 并在Pt掺杂的Fe-Ga合金中获得大磁致伸缩效应(188 ppm).

3.2 基于新组分和新工艺的材料研发

Fe-Ga合金虽然后于Terfenol-D被发现(2000年左

右), 但因其卓越的综合工程性能迅速实现了商用化, 并成为许多民用和一般工业应用的首选. 这类合金力学性能优异、驱动要求低、成本可控. 近年来的研究主要集中在磁致伸缩性能的提升.

围绕提升磁致伸缩性能的核心目标, 研究人员在材料体系开发和制备工艺优化方面进行了大量探索. 最初的研究集中于二元Fe_{100-x}Ga_x合金. 两个磁致伸缩峰值分别出现在 $x=17-19$ 和 $x=26-28$ 附近^[24]. 第一个峰值的合金(如Fe₈₁Ga₁₉)因其更好的综合力学性能和更低的Ga含量而成为研究重点. Fe-Al合金展现出与Fe-Ga相似的趋势, 但其饱和磁致应变值通常较低^[35]. 为进一步提升性能, 稀土元素微合金化成为了最有效的手段之一. Tb, Dy, La, Y, Ce等多种稀土元素被引入Fe-Ga体系^[30,36-38]. 其中, Tb的效果尤为显著, Chen等人^[39]通过液态金属冷却Bridgman定向凝固制备的(Fe_{0.81}Ga_{0.19})_{99.9}Tb_{0.1}晶体, 获得了390 ppm的饱和磁致伸缩. Ke等人^[40]从“内应力”的角度, 对Tb等稀土元素掺杂后显著增强Fe-Ga合金磁致伸缩的机制进行了解读: 通过化学掺杂(如Tb)在材料内部引入内应力, 与通过外部机械加载施加外应力, 二者都能通过磁弹耦合有效地改变畴结构, 从而调控磁化过程和磁致伸缩响应. 对于具有正磁致伸缩的材料, 压应力会促进磁矩垂直于应力方向排列, 从而有利于90°畴壁的移动,

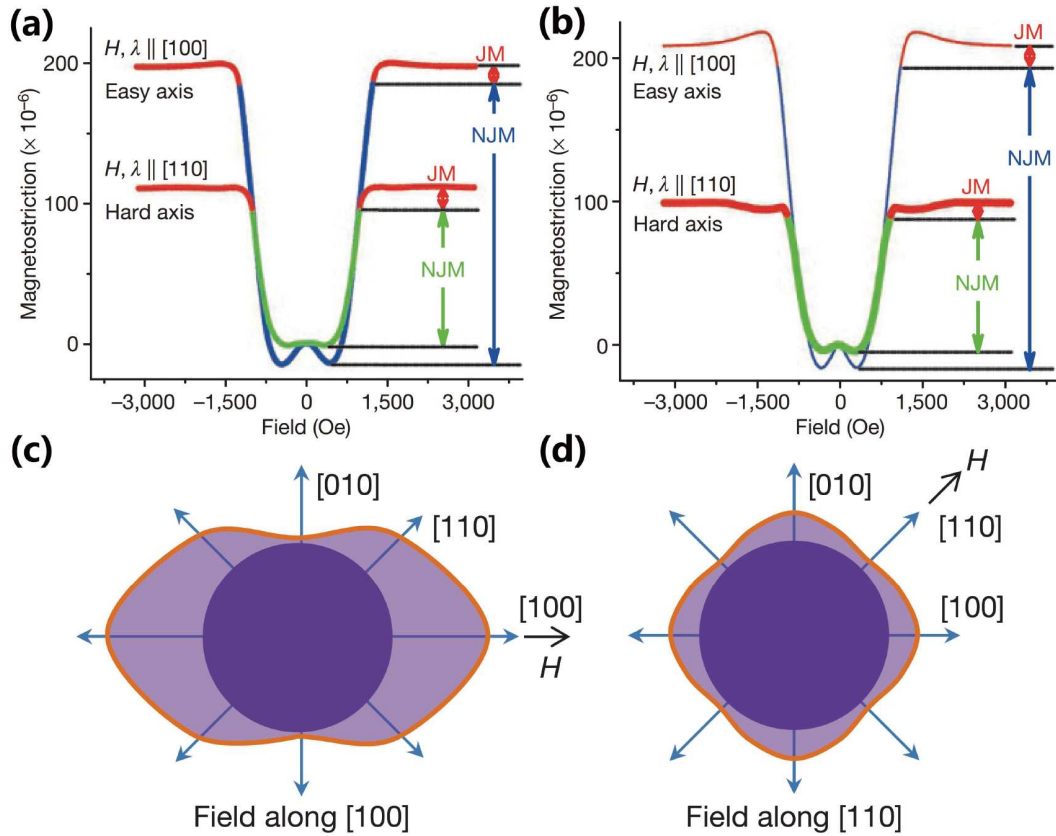


图 6 非焦耳型磁致伸缩. (a) Fe_{73.9}Ga_{26.1} 单晶沿磁易磁化轴[100]与难磁化轴[110]的室温平行磁致伸缩曲线. 试样经1033 K退火30 min后快速淬火处理. (b) Fe_{82.9}Ga_{17.1} 合金沿[100]与[110]方向的室温平行磁致伸缩曲线(1033 K退火30 min后以10 K min⁻¹速率冷却). 图中蓝色(或绿色)标识的非焦耳型磁致伸缩分量与红色标识的焦耳型磁致伸缩分量已实现分离. (c)和(d) Fe_{73.9}Ga_{26.1} 合金呈现正体积变化作为非焦耳型磁致伸缩的典型特征, 分别展示了沿[100]方向(c)与沿[110]方向(d)施加磁场时的整体形变示意图^[31]. 图片修改自文献^[31]

Figure 6 Non-Joulian magnetostriction. (a) Room-temperature longitudinal magnetostriction along magnetic easy [100] and hard [110] axes in Fe_{73.9}Ga_{26.1}. The single crystal was annealed at 1033 K for 30 min followed by rapid quenching. (b) Room-temperature longitudinal magnetostriction along [100] and [110] axes in Fe_{82.9}Ga_{17.1}, annealed at 1033 K for 30 min then cooled at 10 K min⁻¹. The NJM (blue or green) is shown separated from JM (red). (c) and (d) Positive volume change as a hallmark of NJM for Fe_{73.9}Ga_{26.1} alloy. The overall shapes are shown for the cases of applied field along [100] (c) and along the [110] axis (d) ^[31]. Adapted from ref. ^[31].

增强磁致伸缩^[40]. 因此, 在未掺杂的Fe-Ga合金中, 只要引入合适的内应力, 一样可以获得增强的磁致伸缩 (~300 ppm)^[28].

制备工艺对合金的微观结构和性能起着决定性作用. 传统定向凝固方法(如Bridgman法)的冷却速率较低(~10 K/s), 易于形成平衡相或近平衡相, 且稀土元素的固溶度极低, 容易形成粗大的稀土富集析出相, 不利于性能优化. 近年来, 快速定向凝固(Rapid-Directional-Solidification, RDS)技术的成功应用带来了突破^[41]. 通过采用电子束等高能密度热源和液态金属(Ga-In-Sn)超高速冷却, RDS在固-液界面前端可产生高达

10⁶ K/m的超高温梯度, 从而允许在超高生长速率(900–3600 mm/h)下仍能保持界面稳定性和<100>取向生长. 其冷却速率可达10²–10³ K/s, 比传统定向凝固高1–2个数量级, 如图8所示. Wu团队^[41]利用该技术制备了Fe_{0.81}Ga_{0.19}Tb_{0.1}合金, 其磁致伸缩更是高达489 ppm. 通过原子探针断层扫描(Atom Probe Tomography, APT)证实, 在该合金中, Tb原子以~0.09 at.%的浓度超饱和固溶在A2基体中; 而在近平衡制备的样品中, Tb则形成富Tb析出相. 过饱和的Tb原子促进了局域晶格畸变和应变梯度, 可以显著增强周围Fe原子的自旋-轨道耦合效应, 这也是增强磁弹性耦合以及磁致

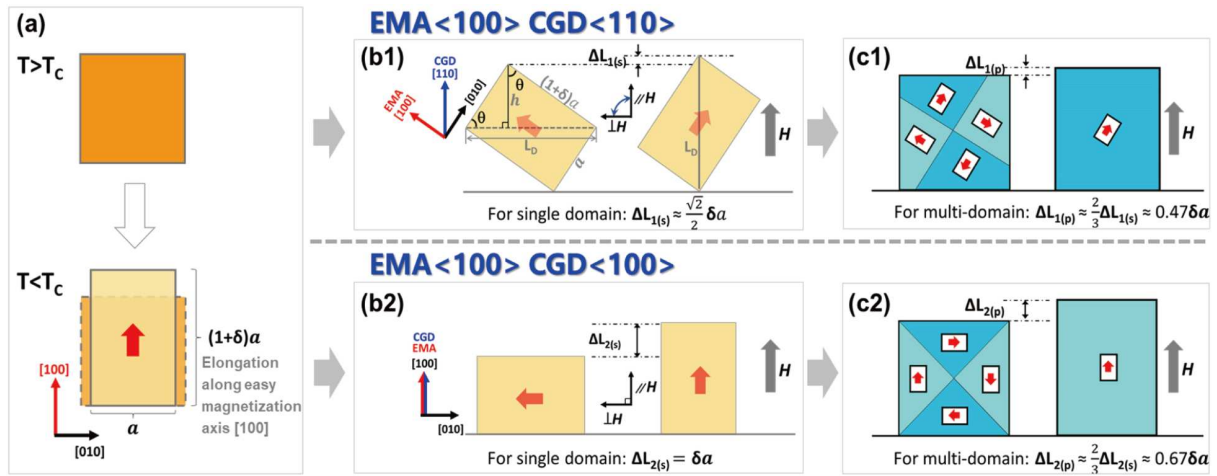


图 7 Fe-Ga 合金中两种 90° 畴翻转模式的磁致伸缩示意图. 晶体生长方向与易磁化轴平行/非平行情形. (a) 居里温度以下晶体沿易磁化轴的正常伸长; (b1) 晶体生长方向偏离易磁化轴时的单畴翻转模式(生长方向沿 [110], 易磁化轴沿 [100]); (b2) 晶体生长方向平行易磁化轴时的单畴翻转模式(生长方向沿 [100], 易磁化轴沿 [100]); (c1) 对应(b1)情形的多畴结构; (c2) 对应(b2)情形的多畴结构. 图中红色箭头表征易磁化轴方向^[34]

Figure 7 The schematic illustrations of the magnetostriction from two cases of 90° -domain switching of Fe-Ga. The crystal growth direction (CGD) is same with/different from the easy magnetization axis (EMA). (a) The normal elongation of the crystal along EMA below Curie temperature; (b1) the single domain switching with the CGD deviating from the EMA (CGD along [110] and EMA along [100]); (b2) the single domain switching with the CGD parallel to the EMA (CGD along [100] and EMA along [100]); (c1) the multi-domain case for (b1); (c2) the multi-domain case for (b2). The red arrows represent the direction of EMA [34]. Copyright©2020, Nature.

伸缩的原因^[41].

3.3 其他物理效应

Fe基磁致伸缩材料还展现出其他重要的物理效应, 使其成为有多种潜在用途的多功能材料. 比如, Ma 等人^[42]发现, 时效处理后的 $\text{Fe}_{73}\text{Ga}_{27}$ 合金呈现出宽温域(300–850 K)的磁化强度的高稳定性, 其机理是两种磁相态(L12相和bcc相)的补偿作用.

4 铁磁形状记忆合金

上世纪90年代, Ullakko等人^[43]和Kokorin团队^[44]最早报道了以 Ni_2MnGa 为代表的铁磁形状记忆合金 (Ferromagnetic Shape Memory Alloys, FSMA) 的大磁致伸缩效应. 其机制是, 磁场诱发的马氏体孪晶重排导致了大的应变效应. Ullakko等人和Kokorin团队也预测, 结合马氏体相变, 该类合金会呈现出更大的应变效应^[43].

FSMA合金迅速成为磁致伸缩材料大家庭的一员, 广受关注, 并且研究内容很快就转向如何利用磁场诱

发马氏体相变从而产生大的应变效应^[45]. 目前, 关于该类材料的核心问题, 主要是如何在室温下获得磁场诱发的低滞后、可回复的大应变.

2006年, Kainuma等人^[46]在 $\text{Ni}_{45}\text{Co}_5\text{Mn}_{36.7}\text{In}_{13.3}$ 单晶中发现了可逆相变导致的可回复大应变($\sim 3\%$). Sozinov等人^[47]设计制备出了非调制四方相结构的 $\text{Ni}_{46}\text{Mn}_{24}\text{Ga}_{22}\text{Co}_4\text{Cu}_4$ 合金, 在磁场(1 T)下获得12%的大应变. Zhou等人^[48]通过对 $\text{Ni}_{49.5}\text{Mn}_{28}\text{Ga}_{22.5}$ 进行超弹形变训练催生材料内部产生取向内应力, 获得了0.2%的可回复应变. Li等人^[49]通过定向凝固技术获得了 $\langle 001 \rangle_A$ 织构的多晶 $\text{Ni}_{50}\text{Mn}_{28.5}\text{Ga}_{21.5}$, 将五层调制马氏体(5 M)的孪晶应力降低到了0.9 MPa. 样品表现出远超其他多晶材料的应变(2.1%, 1 T), 其中可回复的应变是0.4%.

值得注意的是, 近年来, 有学者开始参考铁电材料中的相界调控的思路, 设计研发具有大磁致伸缩效应的铁磁形状记忆合金. Liu等人^[50]于2021年提出, 在 MnCoSi 合金中, 通过用Sb或In替代Si, 用Fe或Cu替代Co, 用Co替代Mn, 可以同时调节合金的矫顽场和三临界点温度, 并且基于该思路研发出了室温下具有大的低场诱发可回复磁致伸缩效应(~ 1000 ppm)的 MnCoSi

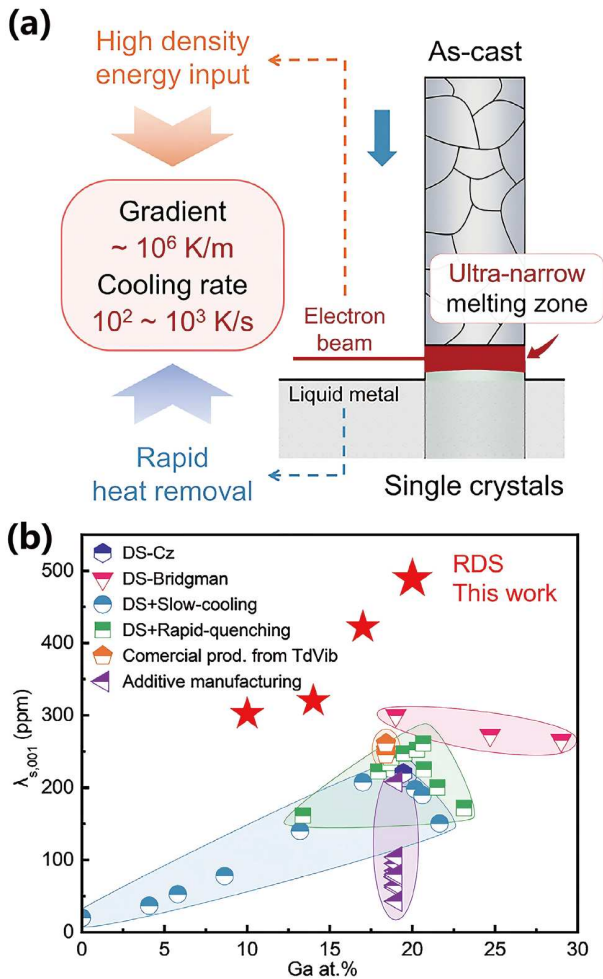


图 8 (a) 超快速定向凝固设计方案——窄熔区附近的晶体生长示意图。(b) 通过RDS方法和其他方法制备的Fe-Ga合金的各向异性磁致伸缩($\lambda_{s,001}$)的比较^[41]。图片修改自文献^[41]
Figure 8 (a) Design of RDS strategy—Schematic figure showing the crystal growth behavior around the narrow melting zone. (b) Comparison in anisotropic saturation magnetostriction $\lambda_{s,001}$ of Fe-Ga alloys fabricated by RDS and other methods ^[41]. Adapted from ref. ^[41].

基合金。类似地, Zhao等人^[51]在 $\text{Ni}_{50}\text{Mn}_{34}\text{Sb}_{16-x}\text{Ga}_x$ 体系中设计出磁性准同型相界, 并观测到奇异的“W-型”磁致伸缩效应。

致谢 感谢西安交通大学分析测试共享中心、物质非平衡合成与调控教育部重点实验室、新材料国际联合研究中心和金属材料强度全国重点实验室提供的实验平台和技术支持。

参考文献

- 1 Clark A E, Belson HS. Giant room-temperature magnetostrictions in TbFe_2 and DyFe_2 . *Phys Rev B*, 1972, 5: 3642–3644.

此外, Zhang等人^[52]制备了[001]取向织构的 $\text{Mn}_{1-x}\text{Ni}_x\text{CoSi}$ /环氧树脂复合材料, 与 MnCoSi 相比, 材料强度获得提升, 同时呈现出可回复的大应变(600 ppm)。

5 总结与展望

磁致伸缩效应的本质是磁弹耦合, 晶体结构的对称性、局域有序结构与相变行为对材料性能具有决定性影响。三种磁致伸缩合金材料的研发, 在过去二十年都取得了重要进展: 高分辨率同步辐射X射线衍射等先进表征手段揭示了传统“立方”铁磁体在低温下的非立方对称性, 提出了基于畴翻转的磁致伸缩机制, 并在多个体系中发现类似铁电材料的准同型相界, 为性能优化提供了新思路。Fe基合金通过稀土微合金化与快速定向凝固等非平衡制备技术, 实现了磁致伸缩性能的显著提升。铁磁形状记忆合金则通过成分设计与相界调控, 在低场大应变方面取得重要突破。

值得注意的是, 关于Fe基合金的晶体结构与磁致伸缩效应机制, 一直存有争议。当然, 正是由于国内外多家团队的持续研究, 促使人们对Fe基合金磁致伸缩效应有了更加深入的理解。

未来的研究可以聚焦于以下几个方向: (i) 深入探索多物理场(磁-热-力)耦合下的材料行为与微观机制, 建立跨尺度理论模型; (ii) 进一步发展高通量计算与机器学习辅助的材料设计方法, 加速新组分开发; (iii) 开发更先进的制备与调控工艺(如外场辅助加工、异质结构设计), 实现组织与畴结构的精确控制; (iv) 加强对材料服役性能(如疲劳寿命、温度稳定性、滞后特性)的系统研究, 推动其实用化进程; (v) 拓展磁致伸缩材料在柔性电子、微纳驱动、能量收集等新兴领域的多功能集成应用。随着基础研究与材料工程的深度融合, 磁致伸缩合金有望在下一代智能器件与系统中发挥更为关键的作用。

- 2 Newnham R E. Phase transformations in smart materials. *Acta Crystlogr Found Crystlogr*, 1998, 54: 729–737
- 3 Clark A E, Restorff J B, Wun-Fogle M, et al. Magnetostrictive properties of body-centered cubic Fe-Ga and Fe-Ga-Al alloys. *IEEE Trans Magn*, 2000, 36: 3238–3240
- 4 Guruswamy S, Srisukhumbowornchai N, Clark A E, et al. Strong, ductile, and low-field-magnetostrictive alloys based on Fe-Ga. *Scripta Mater*, 2000, 43: 239–244
- 5 Yang S, Ren X. Noncubic crystallographic symmetry of a cubic ferromagnet: Simultaneous structural change at the ferromagnetic transition. *Phys Rev B*, 2008, 77: 014407
- 6 Liu X, Lin K, Gao Q, et al. Structure and phase transformation in the giant magnetostriction laves-phase SmFe_2 . *Inorg Chem*, 2018, 57: 689–694
- 7 Kou R, Chang T. Probing of local structure in laves compound TbFe_2 . *Cryst Res Technol*, 2022, 57: 2100246
- 8 Nie Z, Wang Z, Yang S, et al. *In-situ* studies of large magnetostriction in DyCo_2 compound by synchrotron-based high-energy X-ray diffraction. *J Alloys Compd*, 2017, 724: 1030–1036
- 9 Yang S, Bao H, Zhou C, et al. Large magnetostriction from morphotropic phase boundary in ferromagnets. *Phys Rev Lett*, 2010, 104: 197201
- 10 Zhou C, Ren S, Bao H, et al. Inverse effect of morphotropic phase boundary on the magnetostriction of ferromagnetic $\text{Tb}_{1-x}\text{Gd}_x\text{Co}_2$. *Phys Rev B*, 2014, 89: 100101.
- 11 Adil M, Yang S, Mi M, et al. Morphotropic phase boundary and magnetoelastic behaviour in ferromagnetic $\text{Tb}_{1-x}\text{Gd}_x\text{Fe}_2$ system. *Appl Phys Lett*, 2015, 106: 132403
- 12 Bergstrom R, Wuttig M, Cullen J, et al. Morphotropic phase boundaries in ferromagnets: $\text{Tb}_{1-x}\text{Dy}_x\text{Fe}_2$ alloys. *Phys Rev Lett*, 2013, 111: 017203.
- 13 Ke X Q, Zhou C, Tian B, et al. Direct evidence of magnetization rotation at the ferromagnetic morphotropic phase boundary in $\text{Tb}_{1-x}\text{Dy}_x\text{Fe}_2$ system. *Phys Rev B*, 2023, 108: 224419.
- 14 Ren W J, Zhang Z D, Zhao X G, et al. Magnetostriction and anisotropy compensation in $\text{Tb}_x\text{Dy}_{1-x}\text{Pr}_{0.3}(\text{Fe}_{0.9}\text{B}_{0.1})_{1.93}$ alloys. *Appl Phys Lett*, 2004, 84: 562–564
- 15 Zhang G B, Liu Y D, Kan C X, et al. Structure and magnetostriction in $(\text{Tb}_{0.2}\text{Pr}_{0.8})\text{Dy}_1\text{Fe}_{1.93}$ Laves compounds synthesised by high-pressure annealing. *Mater Res Bull*, 2019, 112: 174–177
- 16 Shi Y G, Ding H H, Xia C R, et al. Large magnetostriction over a wide temperature range in a $\text{Nd}_{0.2}\text{Tb}_x\text{Dy}_{0.8-x}\text{Fe}_{1.93}$ Laves compound. *Appl Phys Lett*, 2022, 121: 212401
- 17 Bartashevich A M, Gerasimov E G, Terentev P B, et al. Non-stoichiometric TbFe_2Mn_x compounds: Magnetic anisotropy, magnetostriction and thermal expansion. *J Alloys Compd*, 2024, 976: 173023
- 18 Gao Z Q, Guo W X, Wang Z Y, et al. Structure and magnetostriction in $\text{Nd}_{0.25}\text{Tb}_{0.3}\text{Dy}_{0.45}(\text{Fe}_{0.9}\text{B}_{0.1})_{1.93}$ compound. *J Alloys Compd*, 2025, 1010: 177018
- 19 Hu P, Zhou C, Zhang R, et al. Giant magnetostriction and narrow hysteresis over a broad temperature window in $\text{Tb}_{0.34}\text{Dy}_{0.66}\text{Fe}_{1.95}\text{V}_{0.05}$ alloy. *J Alloys Compd*, 2025, 1039: 183396
- 20 Politova G A, Tereshina I S, Cwik J. Multifunctional phenomena in Tb-Dy-Gd(Ho)-Co(Al) compounds with a Laves phase structure: Magnetostriction and magnetocaloric effect. *J Alloys Compd*, 2020, 843: 155887
- 21 Chzhan V B, Tereshina I S, Karpenkov A Y, et al. Persistent values of magnetocaloric effect in the multicomponent Laves phase compounds with varied composition. *Acta Mater*, 2018, 154: 303–310
- 22 Hu J, Lin K, Cao Y, et al. Adjustable magnetic phase transition inducing unusual zero thermal expansion in cubic RCO_2 -based intermetallic compounds (R=rare earth). *Inorg Chem*, 2019, 58: 5401–5405
- 23 Politova G A, Pankratov N Y, Vanina P Y, et al. Magnetocaloric effect and magnetostrictive deformation in Tb-Dy-Gd-Co-Al with Laves phase structure. *J Magn Magn Mater*, 2019, 470: 50–54
- 24 Clark A E, Hathaway K B, Wun-Fogle M, et al. Extraordinary magnetoelasticity and lattice softening in bcc Fe-Ga alloys. *J Appl Phys*, 2003, 93: 8621–8623
- 25 Lograsso T A, Ross A R, Schlagel D L, et al. Structural transformations in quenched Fe-Ga alloys. *J Alloys Compd*, 2003, 350: 95–101
- 26 Clark A E, Wun-Fogle M, Restorff J B, et al. Effect of quenching on the magnetostriction on $\text{Fe}_{1-x}\text{Ga}_x$ ($0.13 < x < 0.21$). *IEEE Trans Magn*, 2001, 37: 2678–2680
- 27 Ke Y, Jiang C, Tao J, et al. Local inhomogeneous structural origin of giant magnetostriction in Fe-Ga alloys. *J Alloys Compd*, 2017, 725: 14–22
- 28 Chen Y, Wang J, Jiang C. Tailoring ferroic domains by introducing internal stress: $\text{Fe}_{81}\text{Ga}_{19}$ magnetostrictive alloy as an example. *Appl Phys*

- [Lett](#), 2018, 113: 112405
- 29 Balagurov A M, Bobrikov I A, Chernyshov D Y, et al. Tetragonal phases in Fe-Ga alloys: A quantitative study. [Phys Rev Mater](#), 2024, 8: 073604
 - 30 Balagurov A M, Yerzhanov B, Mukhametuly B, et al. Order-disorder phase transitions in $\text{Fe}_{81}\text{Ga}_{19}\text{-RE}$ alloys (RE=Dy, Er, Tb, Yb) according to neutron diffraction data. [Phys Met Metallogr](#), 2024, 125: 185–195
 - 31 Chopra H D, Wuttig M. Non-Joulian magnetostriction. [Nature](#), 2015, 521: 340–343
 - 32 He Y, Han Y, Stamenov P, et al. Investigating non-Joulian magnetostriction. [Nature](#), 2018, 556: E5–E7
 - 33 Liu X, Li M, Gou J, et al. Evidence for lattice softening of the Fe-Ga magnetostrictive alloy: Stress-induced local martensites. [Mater Des](#), 2018, 140: 1–6
 - 34 Zhou C, Liu Y, Chen K, et al. Improved magnetostriction in Galfenol alloys by aligning crystal growth direction along easy magnetization axis. [Sci Rep](#), 2020, 10: 20055
 - 35 Chang H W, Jen S U, Liao Y H, et al. Enhancement of the magneto-mechanical properties in directional solidified $\text{Fe}_{80}\text{Al}_{20}$ alloys by doping Tb. [J Alloys Compd](#), 2022, 893: 162262
 - 36 He Y, Ke X, Jiang C, et al. Interaction of trace rare-earth dopants and nanoheterogeneities induces giant magnetostriction in Fe-Ga alloys. [Adv Funct Mater](#), 2018, 28: 1800858
 - 37 Jiang L, Yang J, Hao H, et al. Giant enhancement in the magnetostrictive effect of FeGa alloys doped with low levels of terbium. [Appl Phys Lett](#), 2013, 102: 222409
 - 38 Chang H W, Jen S U, Tseng D H, et al. Significant enhancement of ΔE effect in $\text{Fe}_{87}\text{Ga}_{13}$ alloy by doping 0.2 at% Dy. [J Alloys Compd](#), 2019, 810: 151873
 - 39 Chen Y, Wang J, Yang B, et al. Morphology evolution and enhanced magnetostriction of $(\text{Fe}_{0.81}\text{Ga}_{0.19})_{99.9}\text{Tb}_{0.1}$ crystals prepared by liquid metal cooling Bridgman directional solidification. [J Alloys Compd](#), 2021, 856: 158166
 - 40 Ke Y, Wu H H, Lan S, et al. Tuning magnetostriction of Fe-Ga alloys via stress engineering. [J Alloys Compd](#), 2020, 822: 153687
 - 41 Xu Y, Wu Y, Li Y, et al. Superhigh magnetostriction in non-equilibrium grown Fe-Ga single-crystals by rapid-directional-solidification. [Adv Mater](#), 2025, 37: 2419037
 - 42 Ma T, Gou J, Hu S, et al. Highly thermal-stable ferromagnetism by a natural composite. [Nat Commun](#), 2017, 8: 13937
 - 43 Ullakko K, Huang J K, Kantner C, et al. Large magnetic-field-induced strains in Ni_2MnGa single crystals. [Appl Phys Lett](#), 1996, 69: 1966–1968
 - 44 Tickle R, James R D, Shield T, et al. Ferromagnetic shape memory in the NiMnGa system. [IEEE Trans Magn](#), 1999, 35: 4301–4310
 - 45 Kokorin V V, Wuttig M. Magnetostriction in ferromagnetic shape memory alloys. [J Magn Magn Mater](#), 2001, 234: 25–30
 - 46 Kainuma R, Imano Y, Ito W, et al. Magnetic-field-induced shape recovery by reverse phase transformation. [Nature](#), 2006, 439: 957–960
 - 47 Sozinov A, Lanska N, Soroka A, et al. 12% magnetic field-induced strain in Ni-Mn-Ga-based non-modulated martensite. [Appl Phys Lett](#), 2013, 102: 021902
 - 48 Zhou Z, Wu P, Ma G, et al. Large reversible magnetic-field-induced strain in a trained $\text{Ni}_{49.5}\text{Mn}_{28}\text{Ga}_{22.5}$ polycrystalline alloy. [J Alloys Compd](#), 2019, 792: 399–404
 - 49 Li Z, Li Z, Yang B, et al. Over 2% magnetic-field-induced strain in a polycrystalline $\text{Ni}_{50}\text{Mn}_{28.5}\text{Ga}_{21.5}$ alloy prepared by directional solidification. [Mater Sci Eng-A](#), 2020, 780: 139170
 - 50 Liu J, Gong Y, Zhang F, et al. Large, low-field and reversible magnetostrictive effect in MnCoSi-based metamagnet at room temperature. [J Mater Sci Tech](#), 2021, 76: 104–110
 - 51 Zhao Q Z, Tian F H, Kong S, et al. Magnetism-structure triple point morphotropic phase boundary and resulting W-type magnetostrictive effect in $\text{Ni}_{50}\text{Mn}_{34}\text{Sb}_{16-x}\text{Ga}_x$ Heusler alloys. [Rare Met](#), 2025, 44: 1905–1916
 - 52 Zhang Z, Chen B, Zhang K, et al. Achievement of large magnetostriction in [001]-textured Mn1-Ni CoSi/epoxy composites at room temperature. [J Alloys Compd](#), 2022, 907: 164460

Research progress in magnetostrictive metallic materials

ZHOU Chao^{1*}, HU PengQiang¹, ZHANG RuiSheng¹, CHEN HongWen¹, DAI ZhiYong¹,
ZHAO QiZhong¹, TIAN FangHua¹ & YANG Sen^{1,2*}

¹ MOE Key Laboratory for Nonequilibrium Synthesis and Modulation of Condensed Matter, School of Physics, Xi'an Jiaotong University, Xi'an 710049, China

² State Key Laboratory for Mechanical Behavior of Materials, Xi'an Jiaotong University, Xi'an 710049, China

*Corresponding authors (ZHOU Chao, email: chao.zhou@xjtu.edu.cn; YANG Sen, email: yang.sen@xjtu.edu.cn)

Magnetostrictive materials can generate strain under magnetic fields, enabling the mutual conversion between magnetic energy and mechanical energy, which makes them highly suitable for sensing, transduction, and actuation applications. Typical magnetostrictive metallic materials mainly include Laves-phase rare-earth intermetallic compounds, Fe-based alloys (such as FeGa and FeAl), and ferromagnetic shape memory alloys. The essence of magnetostriction lies in magnetoelastic coupling, where the magnetic state of the material interacts with lattice strain. As a result, the crystal structure directly influences the magnetostrictive effect. This paper reviews the research progress in these three types of magnetostrictive alloys from the perspectives of crystal structure, underlying mechanisms, and advances in new materials and processing techniques. It elucidates the interrelationships among these factors and offers an outlook on future research and development trends.

magnetostriction, magneto-elastic coupling, crystal structure, phase transition

PACS: 75.80.+q, 61.50.Ah, 68.35.Rh, 75.30.Kz

doi: [10.1360/SSPMA-2025-0513](https://doi.org/10.1360/SSPMA-2025-0513)