

多场耦合 Fe 基合金巨磁阻抗效应调控机制*

张建强^{1)2)3)†} 秦彦军¹⁾³⁾ 方峥⁴⁾ 范晓珍¹⁾³⁾ 马云¹⁾³⁾ 李文忠¹⁾³⁾
 杨慧雅¹⁾³⁾ 邝富丽¹⁾³⁾ 翟耀¹⁾³⁾ 师应龙²⁾ 党文强²⁾
 叶慧群¹⁾³⁾ 方允樟^{1)3)‡}

1) (浙江师范大学物理与电子信息工程学院, 金华 321004)

2) (天水师范学院电子信息与电气工程学院, 天水 741001)

3) (浙江师范大学, 浙江省固态光电器件重点实验室, 金华 321004)

4) (浙江旅游职业学院, 杭州 311231)

(2022 年 7 月 11 日收到; 2022 年 8 月 28 日收到修改稿)

Fe 基合金性能优异, 是首选的“双绿色”节能材料, 在电力电子信息领域具有重要的应用价值. 本文对单辊快淬制备的 $\text{Fe}_{64.8}\text{Co}_{7.2}\text{Nb}_4\text{Si}_{4.8}\text{B}_{19.2}$ 非晶薄带实施多场耦合热处理 (电流张应力退火), 采用阻抗仪和磁力显微镜观测薄带纵向驱动巨磁阻抗效应及磁畴结构, 结合 X 射线衍射、随机各向异性模型和数值拟合分析薄带的磁晶各向异性及应力各向异性, 提出磁各向异性竞争因子 k , 从磁各向异性角度研究合金带巨磁阻抗效应调控机制. 结果表明, $k \leq 0.147$ 的薄带展现出“单峰”和“穹顶”状的巨磁阻抗效应, 且具有较规则的横向磁畴结构; 而 $k > 0.147$ 的薄带展现出“尖刺+穹顶”状巨磁阻抗效应, 同时在较不规则的横向磁畴壁处观测到新畴的形核和分裂, 这为磁各向异性的竞争抑制作用提供了佐证. 因此, 本研究认为多场耦合热处理 $\text{Fe}_{64.8}\text{Co}_{7.2}\text{Nb}_4\text{Si}_{4.8}\text{B}_{19.2}$ 合金薄带展现出良好的应力敏感特性可由磁各向异性的竞争抑制作用解释, 它是材料巨磁阻抗效应实现调控的主要原因, 在调制优化材料磁性能方面具有良好的应用前景.

关键词: 多场耦合, 巨磁阻抗效应, 磁畴结构, 磁各向异性竞争因子

PACS: 75.20.En, 75.30.Gw, 61.05.cp, 61.46.Df

DOI: 10.7498/aps.71.20221376

1 引言

自 1960 年 Duwez 等^[1] 发明快淬技术制备非晶态合金以来, 由于其优异的磁学性能而备受瞩目^[2,3]. 1994 年, Panina 和 Mohri 等^[4-8] 第一次在 Co 基非晶丝中发现巨磁阻抗 (giant magneto-impedance, GMI) 效应后, 利用 GMI 效应开发高灵敏磁传感器引起了人们的广泛关注. 后来杨介信等^[9] 和 Gong 等^[10] 在 Fe 基合金中报道了纵向驱动巨磁阻抗 (lo-

ngitudinally driven giant magneto-impedance, LD-GMI) 效应, 发现磁阻抗变化幅值比传统横向驱动 GMI 效应^[4] 高 2 个数量级以上. 由于 LDGMI 效应具有驱动电流不直接通过材料而避免了异质材料间的焊接和热效应问题^[11], 有益于提高传感器的稳定性和可靠性. 因此, 在实际应用中 LDGMI 效应可能具有更加诱人的潜在优势.

高磁导率和低矫顽力是铁磁性材料具备优异软磁性能的先决条件, 磁各向异性 (magnetic anisotropy, MA) 可有效调制材料 LDGMI 效应或

* 新疆维吾尔自治区重点专项研发项目 (批准号: KYZ04Y21100)、国家自然科学基金地区科学基金 (批准号: 12064037)、甘肃省科技计划项目 (批准号: 21JR1RE288)、新疆维吾尔自治区自然科学基金 (批准号: 2021D01B47) 和天水师范学院高级别预研项目 (批准号: GJB2021-09) 资助的课题.

† 通信作者. E-mail: zhjian8386@163.com

‡ 通信作者. E-mail: fyz@zjnu.cn

磁滞回线形状以满足不同的应用要求^[12]. 通常 MA 由磁晶各向异性 (magneto-crystalline anisotropy, MCA)、磁弹性各向异性和感生 MA(如磁场、应力退火) 等组成. MCA 与材料晶体结构及其对称性有关, 磁弹性各向异性主要来源于材料内应力 (或退火应力) 与其磁致伸缩间的磁弹耦合效应^[13], 感生 MA 与材料成型或热处理条件相关, 如外加应力或磁场. 已有研究报道通过热处理方法可实现材料磁性能的调控, 如电流退火、磁场退火和张应力退火等^[12,14–17], 较为普遍的观点认为, 张应力退火在感生 MA 方面更为高效和显著, 且较磁场感生 MA 大 2—3 个数量级^[13,18]. 目前, 在 Co 基合金中报道了最大的应力感生 MA (18.9 kJ/m^3)^[19]. LDGMI 效应或磁滞回线是磁化过程材料 MA 的宏观体现^[20–24], Fe 基合金 GMI 效应的优化强烈地依赖于热处理工艺, 然而关于热处理工艺对 GMI 效应调控机制的认识尚不够深入. 因此, 本文采用多场耦合 (multi-field coupling, MFC) 热处理工艺实现了 $\text{Fe}_{64.8}\text{Co}_{7.2}\text{Nb}_4\text{Si}_{4.8}\text{B}_{19.2}$ (Fe 基) 合金薄带 LDGMI 效应和磁畴结构的有效调控. 此外, 结合 X 射线衍射 (X-ray diffraction, XRD)、随机各向异性模型 (random anisotropy model, RAM)、双峰高斯数值拟合 (double-peaks Gaussian fitting, DPGF) 和 LDGMI 效应测量实现了合金带 MA 的量化分析. 讨论了 MA 对材料 GMI 效应的调制作用, 提出 MA 竞争抑制作用是 MFC 热处理工艺实现材料 GMI 效应调制的原因, 对理解 MA 的竞争作用机制和调控优化材料磁性能具有指导意义.

2 实验与方法

单辊快淬制备宽 1.2 mm、厚 30 μm 的 $\text{Fe}_{64.8}\text{Co}_{7.2}\text{Nb}_4\text{Si}_{4.8}\text{B}_{19.2}$ 非晶合金薄带, 截取长度 200 mm 的合金带, 大气氛围实施 MFC 热处理, 即电流热效应加热薄带同时沿带轴向施加张应力, 又称电流张应力退火, 其中电流密度为 40 mA/mm^2 , 加热时间 15 min, 张应力分别为 0, 94, 180, 260, 339, 421, 503 MPa, 制备不同热处理工艺参数的合金薄带. 采用 Y-2000 型 X 射线衍射仪分析退火薄带样品的相组成、晶粒尺寸和晶化体积分, 其中衍射源为 Cu $K\alpha$, 波长为 1.4506 \AA ($1 \text{ \AA} = 10^{-10} \text{ m}$).

由直径 $\phi = 0.1 \text{ mm}$ 的铜漆包线绕制内径 1.5 mm、长 10 mm 的驱动线圈, 将长度 15 mm 的

Fe 基合金薄带插入线圈组成等效阻抗元件, 置于直径 $\phi = 200 \text{ mm}$ 的 Helmholtz 线圈所提供的直流匀场区, 保证与地磁场垂直的同时使样品轴向与直流磁场平行. 在幅值 10 mA 的正弦激励信号和外加直流磁场作用下, 采用 4294A 型阻抗仪测量 MFC 热处理薄带样品的 LDGMI 效应.

磁畴结构表征样品的制备. 首先, 将 0, 94, 339 MPa 退火薄带样品自由面经粗细不同金相砂纸打磨, 抛去一定厚度表面层. 然后, 采用金属抛光膏进行精细抛光处理, 再将抛光样品浸入浓度为 36%—38% 的浓盐酸溶液中腐蚀 15 min, 消除打磨抛光引入的残存内应力. 最后, 经超声波空化去除样品表面残留杂质. 在室温和大气环境下, 将镀有 Fe/Ni 的磁性探针沿垂直方向均匀磁化后装配于 P47H 型原子力显微镜, 采用动态的相位检测模式进行表面磁畴结构表征.

文中 LDGMI 效应磁阻抗比定义为^[9]

$$\Delta Z/Z = [(Z_x - Z_{\max})/Z_{\max}] \times 100\%, \quad (1)$$

式中, Z_x 和 Z_{\max} 分别为任意和最大外加直流磁场下的阻抗值. 典型退火样品 (“单峰”状和“穹顶”状 LDGMI 效应) MA 的等效场用求半高宽的方法测量, 测量关系式为

$$H_{\text{eff}} = (H_+ - H_-)/2, \quad (2)$$

其中, H_+ 和 H_- 分别为 LDGMI 曲线最大值一半处所对应的正向和反向直流磁场.

晶粒尺寸 D 用 Debye-Scherrer 公式计算:

$$D = \frac{K\lambda}{\beta_T \cos \theta}, \quad (3)$$

其中, $K = 0.89$ 为 Scherrer 常数, $\lambda = 1.4506 \text{ \AA}$ 为 X 射线波长, β_T 为 XRD 谱衍射峰半高宽度, θ 为衍射角 (衍射峰位 2θ 角的一半). 使用 Origin 软件对 XRD 谱实施峰分析及拟合处理, 析出相晶化体积分 x 用下式计算:

$$x = \frac{1}{S_t} \sum S_{\text{cr}} \times 100\%, \quad (4)$$

式中, S_{cr} 表示晶化峰的积分面积, S_t 为总积分面积.

3 结果与讨论

3.1 LDGMI 效应

图 1(a) 为 MFC 热处理 Fe 基合金薄带在驱动频率为 550 kHz 下的 LDGMI 效应. 图 1(b) 为在

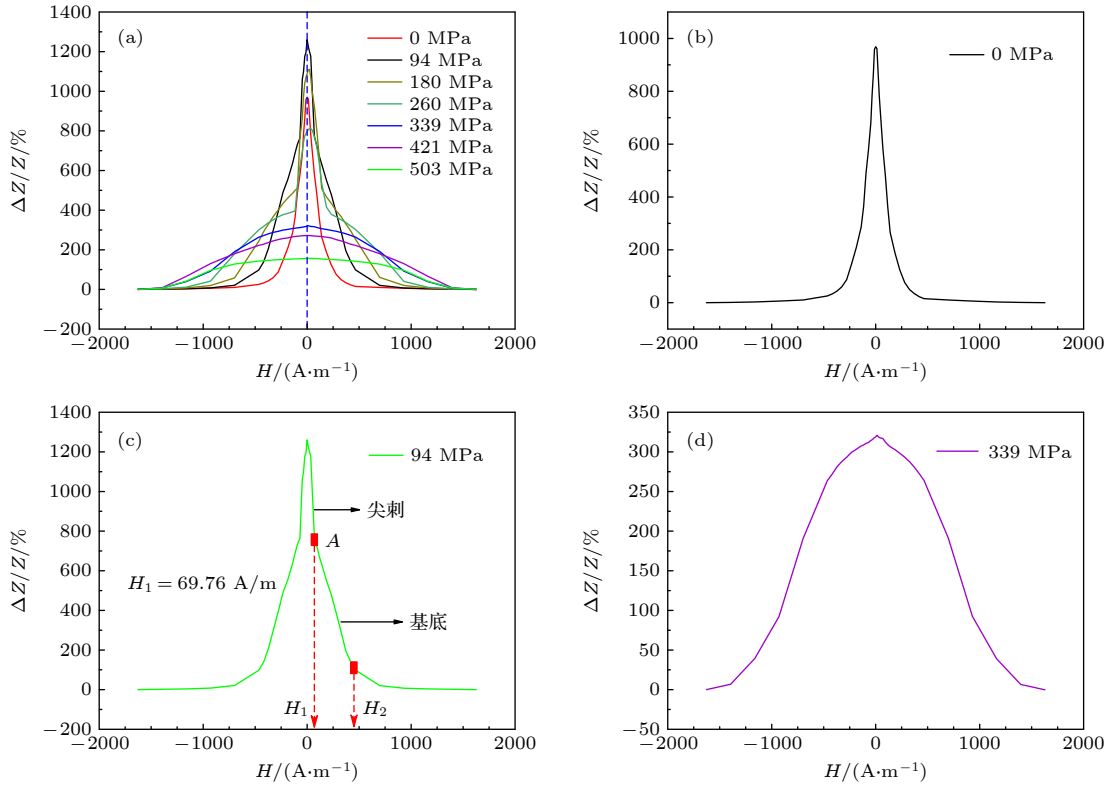


图 1 Fe 基合金 LDGMI 效应 (a) 0—503 MPa 退火; (b) “单峰”状; (c) “尖刺+穹顶”状; (d) “穹顶”状

Fig. 1. LDGMI effect of Fe-based alloy: (a) Annealed with different tensile stress (0–503 MPa); (b) single peak shape; (c) spike and dome shape; (d) dome shape.

0 MPa退火样品中观察到“单峰”状的 LDGMI 效应, 可知磁阻抗比值随外加磁场的增大先快速减小后趋于饱和. 大应力退火样品 (339, 421, 503 MPa) 中观察到宽化的、“穹顶”状的 LDGMI 效应, 磁阻抗比值随磁场的增大先缓慢减小后趋于饱和, 如图 1(d) 所示. 然而, 在张应力为 94, 180, 260 MPa 样品中观察到具有奇特形状的 LDGMI 效应, 如图 1(c) 所示, LDGMI 曲线由呈尖峰状的“尖刺”与呈穹顶状的“基底”两部分组成, 磁阻抗比值在随外加磁场增大而减小的变化过程中发生了两次较明显的突变 (外加磁场分别用 H_1 和 H_2 表示), 且经历了三个阶段. 第一阶段 ($H < H_1$) 磁阻抗比值从零场开始快速减小, 这与 0 MPa 退火样品的 LDGMI 效应具有相似的变化特征; 第二阶段和第三阶段 ($H_1 < H < H_2$, $H > H_2$) 其值先缓慢减小后趋于饱和, 这与大应力退火样品具有相似的变化特征, 且这种相似性随退火张应力的增大而增加. 可见, MFC 热处理制备的 Fe 基合金薄带具有良好的应力敏感特性, 热处理过程可通过调控张应力实现合金带 LDGMI 效应的有效调制.

图 2 为 Fe 基合金薄带最大磁阻抗比和磁场灵

敏度 (0—69.76 A/m) 与退火张应力 σ 关系图, 可见两者随退火张应力以先增大后减小的规律变化. 当退火张应力为 94 MPa 时两者同时出现极大值, 最大磁阻抗比的变化幅值较灵敏度更大, 且当张应力为 94 MPa 时样品展现出最佳的 LDGMI 效应. 以上表明, 对 Fe 基合金薄带实施 MFC 热处理工艺可实现其 LDGMI 效应的有效调控.

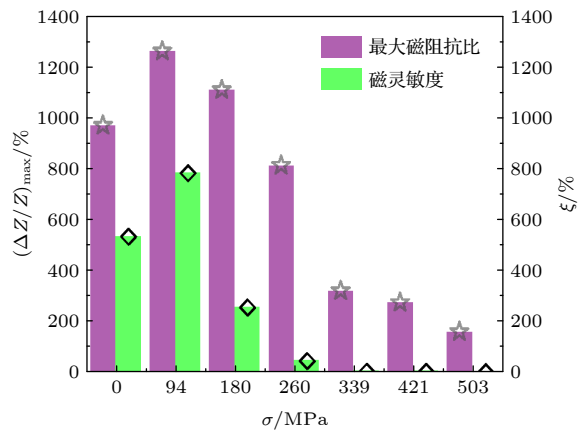


图 2 Fe 基合金最大磁阻抗比及磁灵敏度与退火应力关系

Fig. 2. Maximum magneto-impedance ratio and magnetic sensitivity of Fe-based alloys ribbons as a function of annealing tensile stress.

3.2 磁晶各向异性和应力各向异性

通常与材料磁化过程密切相关的 MA 是决定材料软磁性能的主要因素. 本文将磁弹性各向异性和应力感生的 MA 统称为应力各向异性 (stress anisotropy, SA), 在不考虑形状各向异性和电流自感场感生 MA 的情况下, MA 由均匀一致分布的 SA 和随机分布的 MCA 组成. 研究表明, Fe 基合金纳米晶化退火形成随机取向的纳米晶镶嵌于非晶基底的双相结构, 纳米晶间通过铁磁交换耦合使 MCA 被极大平均化, 这种平均化作用机制由 Herzer 的 RAM 描述^[13]. 当纳米晶尺寸 D 小于铁磁相干长度 L_0 时 ($D < L_0$), 磁相干长度范围内的纳米晶通过磁交换耦合作用迫使磁矩平行排列, 从而导致 MCA 最小化, 表示为

$$\langle K_1 \rangle = \beta \cdot |K_1| \cdot x^2 \cdot (D/L_0)^6, \quad (5)$$

其中, K_1 为 MCA 常数, x 为纳米晶晶化体积分数, $L_0 = \sqrt{A/K_1}$ 为最小的铁磁交换长度, A 为交换耦合强度, $\beta = 0.4$ 为反映晶体立方对称性的结构常数^[13].

图 3 为 Origin 软件多峰拟合后 Fe 基合金薄带的 XRD 图谱, 在 (110), (200) 和 (211) 晶面出现衍射增强的晶化峰, 表明有结晶相 α -Fe (Si, Co) 析出. 比较不同张应力退火合金带 XRD 谱的衍射强度、衍射峰半高宽及衍射峰位角, 发现并无明显差异, 表明本研究所选 XRD 并未观察到张应力对析出相晶体学织构和晶格结构的影响, 这可能与 XRD 的测量精度有关. 利用 Origin 软件对 0 MPa 样品的 XRD 谱实施峰分析和拟合处理, 由 (110), (200) 和 (211) 晶面衍射峰拟合参数 (衍射角、半高宽和积分面积), 结合 (3) 式和 (4) 式计算析出相晶粒尺寸 D 和晶化体积分数 x , 如表 1 所列^[25,26]. 将析出相结构参数 D 和 x 代入 (5) 式, 并结合 $H_k = 2\langle K_1 \rangle / J_s$ (饱和磁极化强度 $J_s = 1.24 \text{ T}$)^[25] 关系计算 MCA 的等效场为 13.48 A/m . 然而, 此理论估算值与实验测量值 (92.50 A/m) 有较大偏差, 表明未加张应力 MFC 热处理制备的 Fe 基合金带形成纳米双相结构的同时导致材料内应力的弛豫和重新分布, 进而产生了单轴的 SA. 本文仅考虑 SA 和 MCA 的情况下, 将 MA 的等效场表示为

$$H_{\text{eff}} = \sqrt{H_\sigma^2 + H_k^2}, \quad (6)$$

其中, H_σ 和 H_k 分别为 SA 场和 MCA 场. 如表 1, 由 (6) 式计算 0 MPa 退火 Fe 基合金薄带的 SA 场,

并求得 MCA 场和 SA 场的比值约为 0.147, 定义该值为 MA 竞争因子, 用 $k = H_k/H_\sigma$ 表示. 表明合金薄带的磁化曲线主要受 SA 场的控制, 可能是热处理过程合金薄带内外层具有不同冷却速率而导致残余内应力的重新分布所致. 然而, 对于 94, 180, 260 MPa 热处理薄带样品, 采用常规半高宽的方法难以在实验上获知有效 MA 场的大小. 因此, 采用 DPGF 法分析“尖刺+穹顶”状 LDGMI 效应, 将其等效分解为“尖刺”状 LDGMI 曲线和“穹顶”状 LDGMI 曲线, 如图 4 (c), (d) 所示. 同时, 假设“尖刺”状 LDGMI 效应代表 MCA 场对磁化曲线的贡献, “穹顶”状 LDGMI 效应代表 SA 场对磁化曲线的贡献.

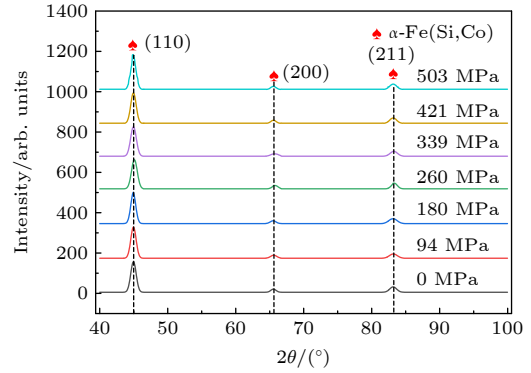


图 3 MFC 热处理 Fe 基合金带的 XRD 谱

Fig. 3. XRD pattern of Fe-based alloy heated with MFC method.

表 1 未加张应力退火 Fe 基合金带的结构参数和磁学量参数

Table 1. Structural and magnetic parameters of Fe-based alloy annealed without tensile stress.

	参数/单位	数值
结构参数	D/nm	16.20
	$x/\%$	53.12
磁学量参数	$K_1/(\text{J}\cdot\text{m}^{-3})$	8000 ^[26]
	$A/(\text{J}\cdot\text{m}^{-1})$	10^{-11} ^[26]
	J_s/T	1.24 ^[25]
	$\langle K_1 \rangle /(\text{J}\cdot\text{m}^{-3})$	8.36
	$H_k/(\text{A}\cdot\text{m}^{-1})$	13.48
	$H_\sigma/(\text{A}\cdot\text{m}^{-1})$	91.51
	k	0.147

基于以上假设, 对 94, 180, 260 MPa 样品 LDGMI 效应实施 DPGF 并采用常规求半高宽的方法估算 MCA 场和 SA 场, 结果如表 2 所列. 其中, W_1 和 W_2 表示拟合曲线半高宽, R 为拟合度, 可见 SA

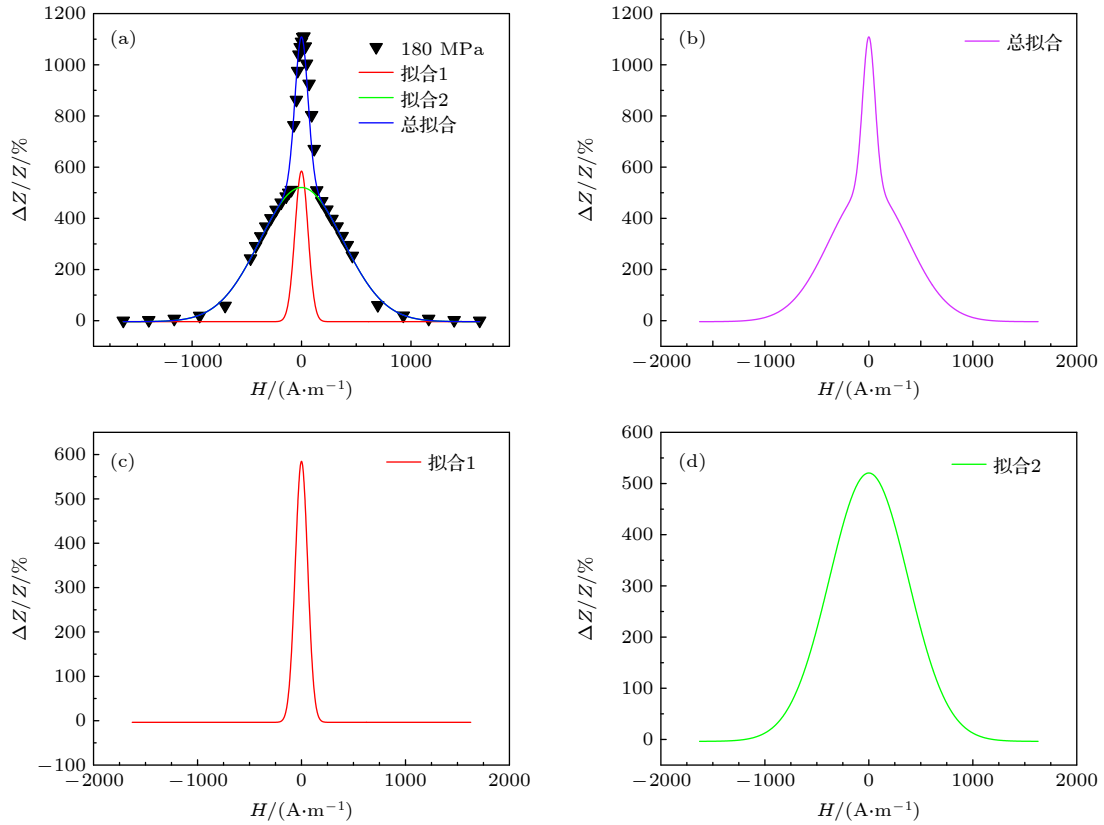


图4 “尖刺+穹顶”状LDGMI曲线高斯拟合 (a) 180 MPa退火合金带LDGMI效应拟合; (b) 总拟合曲线; (c) “尖刺”状; (d) “穹顶”状
 Fig. 4. Gaussian fitting of “spike and dome” like LDGMI effect curve: (a) Fitting curve of LDGMI effect for Fe-based alloy ribbon annealed with tensile stress of 180 MPa; (b) the whole fitting curve; (c) spike shape; (d) dome shape.

表2 MFC热处理Fe基金带LDGMI效应曲线拟合DPGF参数和磁学参数

Table 2. DPGF parameters of LDGMI effect curves and magnetic parameters of Fe-based alloy heated by MFC method.

应力 σ /MPa	DPGF参数			磁各向异性场				实验值
	W_1	W_2	R	$H_k/(A \cdot m^{-1})$	$H_\sigma/(A \cdot m^{-1})$	$H_{eff}/(A \cdot m^{-1})$	k	$H_{eff}/(A \cdot m^{-1})$
94	105.64	549.94	0.997	52.82	274.97	280.00	0.195	—
180	139.97	893.04	0.986	69.98	446.52	451.97	0.157	—
260	177.79	1183.86	0.975	88.90	591.93	598.57	0.150	—
339	—	—	—	106.5	745.23	752.80	0.143	772.52
421	—	—	—	124.32	899.94	908.49	0.138	903.81
503	—	—	—	142.36	1056.56	1066.11	0.135	1012.43

场和MCA场均随退火张应力增大,且SA场的增大趋势更为显著.对于SA场,可由其物理作用机制理解它与张应力间的变化关系.然而,对于MCA场,纳米晶粒间的交换耦合作用受晶间非晶层厚度及其磁学性质的影响.MFC热处理过程张应力导致非晶基底发生滞弹性形变,使纳米晶间非晶相原子间平均距离在平行应力方向增大,而在垂直应力方向减小,同时由于纳米晶相的析出导致非晶相中Fe原子浓度的降低,这种原子间平均距离和Fe原子浓度的改变最终导致了纳米晶间磁交换耦合强度的变化.通常情况,磁交换耦合强度 A 与原

子间平均距离成反比例关系^[27]:

$$A \propto JS^2/a, \quad (7)$$

其中, J 为交换积分, S 为原子自旋值, a 为原子间平均距离.所以由(7)式知,磁交换耦合强度的改变导致MCA的平均化作用机制被削弱,这可能是MCA场随张应力的变化稍有增大的原因.

将0, 94, 180, 260 MPa退火样品的SA场和MCA场与应力关系做线性拟合分析,结果如图5所示.由拟合函数表达式知张应力为339, 421, 503 MPa时样品的SA场和MCA场,如图5中延

长虚线上的空心点所示. 结合 (6) 式计算 MA 的等效场分别为 752.80, 908.49, 1066.11 A/m, 它们与实验测量值能够较好地符合 (实验值与拟合估算值的偏差率小于 5%), 表明 DPGF 在量化分析 MA 方面是一种较为可行的研究方法. 文中定义 MCA 场与 SA 场的比值为 MA 竞争因子 k . 由表 1 和表 2 知, 当 $k \leq 0.147$ 时, Fe 基合金带具有“单峰”和“穹顶”状的 LDGMI 效应, 然而当 $k > 0.147$ 时, 合金带表现出“尖刺+穹顶”状的 LDGMI 效应. 由 MA 竞争因子的定义, 认为 Fe 基合金的 LDGMI 效应具有优异的应力敏感特性是 MCA 场和 SA 场相互竞争的结果.

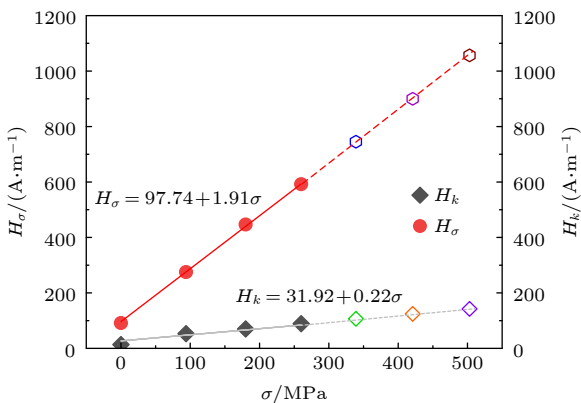


图 5 应力各向异性场和磁晶各向异性场与应力关系

Fig. 5. Stress anisotropy field and the magneto-crystalline anisotropy field of Fe-based alloy ribbons as a function of annealing tensile stress.

3.3 MA 的竞争作用

Fe 基合金的 LDGMI 效应与其畴结构密切相关, 为证明 MFC 热处理合金薄带中存在 MA 的竞争抑制作用, 本文对 0, 94, 339 MPa 退火 Fe 基

合金薄带表面畴结构进行表征, 结果如图 6 所示. 由磁力显微镜工作原理知, 相位图中明、暗区代表了易磁化方向相反两种畴结构^[28,29]. 图 6(a) 为 0 MPa 样品表面相位图, 可见具有较规则的趋于带横向的畴结构, 且观察到有畴的分叉和分支现象存在 (图中圆圈标注区), 这可能是 MFC 热处理引起内应力重新分布进而诱导感生了 MA, 它和纳米晶结构的 MCA 相互竞争最终导致畴结构出现分叉或分支. 图 6(b) 为 94 MPa 样品表面相位图, 可见在畴边缘 (畴壁处) 观察到新畴的形核和分裂 (图中圆圈所示). 同时, 仍然观察到趋于带横向的畴结构, 表明随机分布的 MCA 较 0 MPa 样品作用更强, 出现新畴的形核和分裂是 MCA 场和 SA 场相互竞争的结果. 然而, 339 MPa 样品中观察到磁化方向趋于带横向的规则畴结构, 且有少许畴的分叉或分支现象存在 (见图 6(c) 圆圈), 但未观察到新畴的形核和分裂. 由 SA 的作用机制可知, 热处理过程大的张应力诱导感生了大的 MA, 它在与 MCA 的竞争占据了主导地位, 由此几乎控制了材料的磁化过程, 这可能是大应力样品中未观察到新畴形核和分裂现象的主要原因. 因此, 以上结果进一步表明 MFC 热处理的 Fe 基合金薄带中存在有 MCA 和 SA 的竞争作用.

综上所述, MFC 热处理制备的 Fe 基合金薄带, 无论是外在的宏观 LDGMI 效应还是内在的介观畴结构, 都无一例外为 MA 的竞争现象提供了证据. 本文忽略形状各向异性场和场感生 MA 的情况下, 将 MA 量化分解为 MCA 和 SA, 认为宏观上体现材料磁学性能的 LDGMI 效应和与之密切相关的畴结构是由两者的竞争作用所致, 其物理

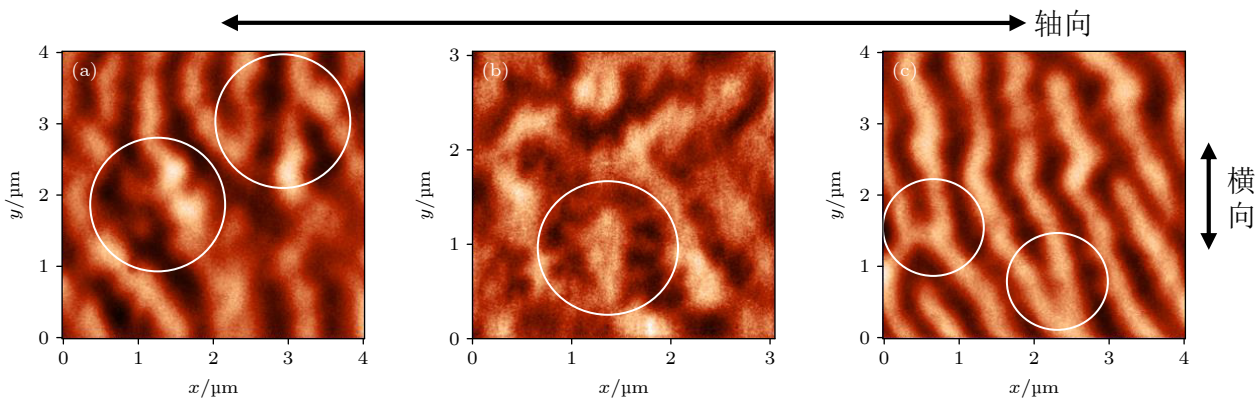


图 6 不同退火应力下, MFC 热处理 Fe 基合金畴结构图 (a) 0 MPa; (b) 94 MPa; (c) 339 MPa

Fig. 6. Domain structure patterns of Fe-based alloy ribbons heated by MFC under different tensile stress: (a) 0 MPa; (b) 94 MPa; (c) 339 MPa.

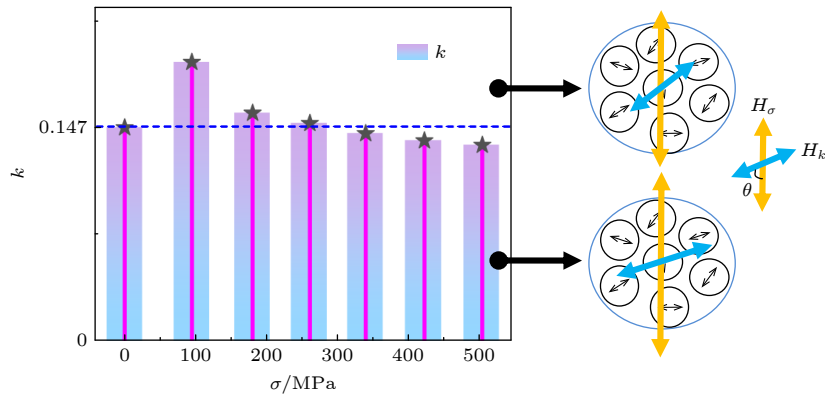


图7 Fe基合金磁各向异性竞争抑制作用模型示意图

Fig. 7. Schematic diagram of the competing inhibition model of magnetic anisotropy in Fe-based alloys.

模型如图7所示. SA(等效场为 H_σ) 在大于铁磁交换长度的范围内形成单轴各向异性, 如图7 竖直放置的双箭头所示, 在铁磁交换耦合长度范围内(大圆圈), 易磁化随机分布的纳米晶(内嵌双箭头的小圆圈)通过晶粒间的交换耦合作用迫使各自晶粒的易磁化方向平行排列进而导致 MCA(等效场为 H_k) 的平均化. SA 和 MCA 此消彼长, 相互竞争, MA 竞争因子 k 随张应力的增大以先增大后减小的规律演变. 当 MA 竞争因子 $k \leq 0.147$ 时, SA 能成为系统总自由能的主要项, Fe 基合金薄带展现出“单峰”和“穹顶”状的 LDGMI 效应, 体现了 SA 为主导的磁化过程, 此外, 规则且趋于横向的磁畴结构是 SA 场和 MCA 场之间相互竞争且 SA 场占据主导作用的必然结果; 当 $k > 0.147$ 时, Fe 基合金薄带具有“尖刺+穹顶”状的 LDGMI 效应, 是 MCA 和 SA 相互竞争且 MCA 作用增强后对磁化过程的体现, 同样在横向畴畴壁处观察到新畴的形核和分裂, 这也是 SA 场和 MCA 场之间相互竞争的必然结果. 因此, MFC 热处理 Fe 基合金薄带通过调控 MA 竞争因子来达到调控优化 GMI 效应的目的, 这种竞争作用为解答 Fe 基合金薄带具备良好的应力敏感特性提供了参考.

4 结论

基于 MFC 热处理工艺, 观察 Fe 基合金薄带 LDGMI 效应及磁畴结构, 结合 RAM 和 DPGF 分析合金带的 MCA 和 SA, 从 MA 角度讨论合金薄带 GMI 效应调控作用机制.

1) Fe 基合金薄带展现出良好的应力敏感特性, 随退火张应力的增大, LDGMI 效应先由“单

峰”状转变为“尖刺+穹顶”状, 再转变为“穹顶”状.

2) 提出 MA 竞争因子的概念, 当 $k \leq 0.147$ 时, 观察到规则且趋于带横向的磁畴结构, 当 $k > 0.147$ 时, 在横向畴畴壁处观察到新畴的形核和分裂.

3) LDGMI 效应和磁畴结构特征表明 MFC 热处理 Fe 基合金薄带中强烈地存在 MA 的竞争抑制作用, 这种竞争抑制作用是 MFC 热处理工艺实现材料 LDGMI 效应有效调制的主要原因.

本研究认为 MFC 热处理可通过调制 MA 竞争因子来实现 Fe 基合金 GMI 效应的有效调控, 这在调制优化材料磁性能方面具有潜在的应用价值.

参考文献

- [1] Duwez P, Willens R H, Klement W 1960 *J. Appl. Phys.* **31** 1136
- [2] Wang W H, Zhang Z F 2021 *Acta Metall. Sin.* **57** 1 (in Chinese) [汪卫华, 张哲峰 2021 *金属学报* **57** 1]
- [3] Yao K F, Shi L X, Chen S Q, Shao Y, Chen N, Jia J L 2018 *Acta Phys. Sin.* **67** 016101 (in Chinese) [姚可夫, 施凌翔, 陈双琴, 邵洋, 陈娜, 贾蓟丽 2018 *物理学报* **67** 016101]
- [4] Panina L V, Mohri K 1994 *Appl. Phys. Lett.* **65** 1189
- [5] Mohri K, Kawashiwa K, Yoshida H, Panina L V 1992 *IEEE. Trans. Magn.* **28** 3150
- [6] Indaa K, Mohri K, Inuzuka K 1994 *IEEE. Trans. Magn.* **30** 4623
- [7] Panina L V, Mohri K, Uchiyama T, Noda M, Bushida 1995 *IEEE. Trans. Magn.* **31** 1249
- [8] Kawashima K, Kohzawa K, Yoshida H, Mohri M 1993 *IEEE. Trans. Magn.* **29** 3168
- [9] Yang J X, Yang X L, Chen G, Jiang K Y, Shen G T, Hu B Y, Jin R P 1998 *Chin. Sci. Bull.* **43** 1051 (in Chinese) [杨介信, 杨燮龙, 陈国, 蒋可玉, 沈国土, 胡炳元, 金若鹏 1998 *中国科学* **43** 1051]
- [10] Gong W Y, Wu Z M, Lin H, Yang J X, Zhao Z J 2008 *J. Magn. Magn. Mater.* **320** 1553
- [11] Fang Y Z, Xu Q M, Ye H Q, Zheng J J, Fan X Z, Pan R M, Ma Y, Li W Z 2011 *Funct. Mater.* **42** 1083 (in Chinese) [方允

- 樟, 许启明, 叶慧群, 郑金菊, 范晓珍, 潘日敏, 马云, 李文忠 2011 *功能材料* **42** 1083]
- [12] Zhukov A, Ipatov M, Churyukanova M, Talaat A, Blanco J M, Zhukova V 2017 *J. Alloys Compd.* **727** 887
- [13] Herzer G 2013 *Acta. Mater.* **61** 718
- [14] Zhukov A, Ipatov M, Corte-Leon P, Gonzalez-Legarreta L, Churyukanova M, Blanco J M, Gonzalez J, Taskaev S, Hernando B, Zhukova V 2020 *J. Alloys Compd.* **814** 152225
- [15] Corte-Leon P, Zhukova V, Ipatov M, Blanco J M, Gonzalez J, Zhukov A 2019 *Intermetallics* **105** 92
- [16] Zhukova V, Blanco J M, Ipatov M, Gonzalez J, Churyukanova M, Zhukov A 2018 *Scr. Mater.* **142** 10
- [17] Phan M H, Peng H X 2008 *Prog. Mater. Sci.* **53** 323
- [18] Ohnuma M, Yanai T, Hono K, Nakano M, Fukunaga H, Yoshizawa Y, Herzer G 2010 *J. Appl. Phys.* **108** 093927
- [19] Kernion S J, Ohodnicki P R, Grossmann J J, Leary A, Shen S, Keylin V, Huth J F, Horwath J, Lucas M S, McHenry M E 2012 *Appl. Phys. Lett.* **101** 102408
- [20] Iannotti V, Amoruso S, Ausanio G, Wang X, Lanotte L, Barone A C, Margaris G, Trohidou K N, Fiorani D 2011 *Phys. Rev. B* **83** 214422
- [21] Bolyachkin A S, Volegov A S, Kudrevatykh N V 2015 *J. Magn. Magn. Mater.* **378** 362
- [22] Muscas G, Concas G, Laureti S, Testa A M, Mathieu R, De Toro J A, Cannas C, Musinu A, Novak M A, Sangregorio C, Lee S S, Peddis D 2018 *Phys. Chem. Chem. Phys.* **20** 28634
- [23] Ji S, Yang G B, Wang R 1996 *Acta Phys. Sin.* **45** 2061 (in Chinese) [纪松, 杨国斌, 王润 1996 *物理学报* **45** 2061]
- [24] Hinokihara T, Miyashita S 2021 *Phys. Rev. B* **103** 054421
- [25] Hofmann B, Krommüller H 1996 *J. Magn. Magn. Mater.* **152** 91
- [26] Herzer G 1995 *Scr. Metall. Mater.* **33** 1741
- [27] Hernando A, Kulik T 1994 *Phys. Rev. B* **49** 7064
- [28] Zhang J Q, Lu F P, Zhao X L, He L F 2019 *J. Magn. Mater. Device* **50** 9 (in Chinese) [张建强, 路飞平, 赵小龙, 何林芳 2019 *磁性材料及器件* **50** 9]
- [29] Jaafar M, Pablo-Navarro A, Berganza E, Ares P, Magén C, Masseboeuf A, Gatel C, Snoeck E, Gómez-Herrero J, Teresa J M, Asenjo A 2020 *Nanoscale* **12** 10090

Regulation mechanism of giant magneto-impedance effect of multi-field coupling Fe-based alloy*

Zhang Jian-Qiang^{1)2)3)†} Qin Yan-Jun¹⁾³⁾ Fang Zheng⁴⁾ Fan Xiao-Zhen¹⁾³⁾
 Ma Yun¹⁾³⁾ Li Wen-Zhong¹⁾³⁾ Yang Hui-Ya¹⁾³⁾ Kuang Fu-Li¹⁾³⁾
 Zhai Yao¹⁾³⁾ Shi Ying-Long²⁾ Dang Wen-Qiang²⁾
 Ye Hui-Qun¹⁾³⁾ Fang Yun-Zhang^{1)3)‡}

1) (College of Physics and Electronic Information Engineering, Zhejiang Normal University, Jinhua 321004, China)

2) (College of Electronic Information and Electrical Engineering, Tianshui Normal University, Tianshui 741001, China)

3) (Key Laboratory of Solid State Optoelectronic Devices of Zhejiang Province, Zhejiang Normal University, Jinhua 321004, China)

4) (Tourism College of Zhejiang, Hangzhou 311231, China)

(Received 11 July 2022; revised manuscript received 28 August 2022)

Abstract

Fe-based amorphous and nanocrystalline alloys are considered as the preferred dual-green energy-saving materials due to their unique magnetic properties, such as high permeability, low coercivity, and near-zero saturation magnetostriction. As such, they have received extensive attention in applications like magnetic core material for high-frequency transformers, common mode chokes, ground fault interrupters, and rotors in motors, over the past decades. In this work, Fe_{64.8}Co_{7.2}Nb₄Si_{4.8}B_{19.2} (in atom percent) amorphous alloy ribbons

* Project supported by the Key Specialized Research and Development Program of Xinjiang Uygur Autonomous Region, China (Grant No. KYZ04Y21100), the Fund for Less Developed Regions of the National Natural Science Foundation of China (Grant No. 12064037), the Program on Science and Technology of Gansu Province, China (Grant No. 21JR1RE288), the Natural Science Foundation of Xinjiang Uygur Autonomous Region, China (Grant No. 2021D01B47), and the High Level Pre-research Program of Tianshui Normal University, China (Grant No. GJB2021-09) .

† Corresponding author. E-mail: zhjian8386@163.com

‡ Corresponding author. E-mail: fyz@zjnu.cn

are prepared by using the single roller quenching method, then subsequently subjected to multi-field coupling heating treatment in the air which includes heating by Joule heating effect and tensile stress field. Furthermore, the longitudinally driven giant magneto-impedance effect and magnetic domain structures of ribbons are observed by using 4294A impedance analyzer and magnetic force microscopy, respectively. The magneto-crystalline anisotropy field and stress anisotropy field of ribbons are analyzed by using X-ray diffraction, random anisotropy model, and numerical fitting. Meanwhile, the concept of magnetic anisotropy competing factor (k) is proposed, from the viewpoint of magnetic anisotropy, a mechanism for regulating giant magneto-impedance effect of ribbons prepared with multi-field coupling is studied. It is found that the longitudinally driven giant magneto-impedance effect gradually transforms from the single peak to dome-like with tensile stress increasing. However, a spike and dome-like giant magneto-impedance effect appears during such transformation, which is composed of two parts: spike-like top and dome-like base. Based on the magnetic domain structure of ribbons, it is found that the typical stress-annealed transversal magnetic domain structure is observed in ribbons of $k \leq 0.147$, while nucleation and splitting phenomenon of new domains are observed at the transversal magnetic domain wall in ribbons of $k > 0.147$. Both longitudinally driven giant magneto-impedance effect and domain structures provide evidence to support the competing inhibition effect of magnetic anisotropy which exists in Fe-based alloy ribbon. Therefore, it is suggested that Fe-based alloys exhibit excellent stress-sensitive properties that can be understood by the competing inhibition effects of magnetic anisotropy. It is further shown that the competing inhibition effect of magnetic anisotropy is the main reason for regulating the giant magneto-impedance effect of soft magnetic materials. This multi-field coupling Fe-based alloy has good application prospects in regulating magnetic properties of magnetic materials.

Keywords: multi-field coupling, giant magneto-impedance effect, magnetic domain structure, magnetic anisotropy competing factor

PACS: 75.20.En, 75.30.Gw, 61.05.cp, 61.46.Df

DOI: [10.7498/aps.71.20221376](https://doi.org/10.7498/aps.71.20221376)

多场耦合Fe基合金巨磁阻抗效应调控机制

张建强 秦彦军 方峥 范晓珍 马云 李文忠 杨慧雅 邝富丽 翟耀 师应龙 党文强 叶慧群 方允樟

Regulation mechanism of giant magneto-impedance effect of multi-field coupling Fe-based alloy

Zhang Jian-Qiang Qin Yan-Jun Fang Zheng Fan Xiao-Zhen Ma Yun Li Wen-Zhong Yang Hui-Ya
Kuang Fu-Li Zhai Yao Shi Ying-Long Dang Wen-Qiang Ye Hui-Qun Fang Yun-Zhang

引用信息 Citation: *Acta Physica Sinica*, 71, 237501 (2022) DOI: 10.7498/aps.71.20221376

在线阅读 View online: <https://doi.org/10.7498/aps.71.20221376>

当期内容 View table of contents: <http://wulixb.iphy.ac.cn>

您可能感兴趣的其他文章

Articles you may be interested in

外磁场与带轴夹角对非晶FeSiB/Cu/FeSiB三明治薄带巨磁阻抗特性的影响

Effects of the angle between magnetic field and ribbon axis on the magneto-impedance properties of amorphous FeSiB/Cu/FeSiB sandwiched ribbon

物理学报. 2019, 68(6): 067501 <https://doi.org/10.7498/aps.68.20181806>

磁性斯格明子的多场调控研究

Multi-field control on magnetic skyrmions

物理学报. 2018, 67(13): 137507 <https://doi.org/10.7498/aps.67.20180931>

高超声速湍流流动磁流体动力学控制机理

Mechanism analysis of magnetohydrodynamic control in hypersonic turbulent flow

物理学报. 2022, 71(21): 214702 <https://doi.org/10.7498/aps.71.20220941>

自旋轨道矩调控的垂直磁各向异性四态存储器结构

Demonstration of four-state memory structure with perpendicular magnetic anisotropy by spin-orbit torque

物理学报. 2018, 67(11): 117501 <https://doi.org/10.7498/aps.67.20180216>

霍尔天平材料的多场调控

Multi-field manipulation in Hall balance

物理学报. 2021, 70(4): 048501 <https://doi.org/10.7498/aps.70.20201799>

二维磁性材料及多场调控研究进展

Recent development in two-dimensional magnetic materials and multi-field control of magnetism

物理学报. 2021, 70(12): 127503 <https://doi.org/10.7498/aps.70.20202204>