

专题: 应用磁学

## 钐基稀土永磁材料研究进展\*

奚磊 郑蒙<sup>†</sup> 陈昊 曾世繁 阚绪材 王守国<sup>‡</sup>

(安徽大学材料科学与工程学院, 安徽省磁性功能材料与器件重点实验室, 合肥 230601)

(2025年11月29日收到; 2026年1月13日收到修改稿)

稀土永磁材料凭借其极高的磁性能, 成为推动设备向小型化、轻型化和高效化发展的关键力量, 已深度融入现代经济的核心领域. 由于该材料供应链高度集中且技术壁垒极高, 已成为关乎国家能源安全、科技竞争力和国防现代化的战略性材料, 是大国博弈中确保产业自主与安全的核心焦点. 在众多稀土永磁材料中, 由钐钴与钐铁组成的钐基稀土永磁材料以其丰富的晶体结构和优异的磁性能, 展现出不可替代的研究与应用价值. 它不仅是第一代、第二代稀土永磁材料的主体, 更是构成潜在第四代高性能永磁材料的关键组成部分, 在整个稀土永磁家族中占据重要地位. 本文系统综述了钐钴基与钐铁基两大体系永磁材料的研究进展, 重点分析了  $\text{SmCo}_5$  型、 $\text{Sm}_2\text{Co}_{17}$  型、 $\text{SmFe}_{12}$  型及  $\text{Sm}_2\text{Fe}_{17}\text{N}_3$  型永磁材料的发展现状, 并对钐基稀土永磁材料的未来发展方向进行了展望.

**关键词:** 钐基永磁材料, 矫顽力, 微观结构**DOI:** 10.7498/aps.75.20251627**CSTR:** 32037.14.aps.75.20251627

## 1 引言

稀土永磁材料因其优异的磁性能在推动电子设备、新能源汽车、航空航天及国防装备等领域向小型化、轻量化和高效化发展中发挥着不可替代的作用. 随着全球对高性能永磁材料需求的持续增长, 稀土永磁材料的研发已成为衡量一个国家高端制造与科技竞争力的重要标志. 我国凭借以白云鄂博和赣州为代表的、“轻重并举”的全球顶级资源储备, 奠定了“稀土大国”的坚实基础; 更通过构建全球最完整、最具竞争力的产业链, 在分离技术与下游应用上取得领先, 确立了“稀土强国”的稳固地位.

稀土永磁材料主要可分为钐铁硼和钐钴两大类. 钐铁硼磁体因其 64.3 MGOe 的理论最大磁能积而被称为“磁王”<sup>[1,2]</sup>, 广泛应用于消费电子、新能

源汽车驱动电机、工业伺服电机、家电和医疗设备等领域. 然而, 钐铁硼磁体的居里温度相对较低 (约 586 K), 其长期工作温度一般不超过 423 K, 这限制了其在高温环境中的广泛应用. 而  $\text{SmCo}_5$  与  $\text{Sm}_2\text{Co}_{17}$  永磁材料因其高的居里温度、低的矫顽力温度系数而广泛应用于高温、高可靠性要求的场合;  $\text{SmFe}_{12}$  和  $\text{Sm}_2\text{Fe}_{17}\text{N}_3$  因其高饱和磁化强度、高各向异性场及较低的稀土含量, 被视为下一代高性能、低成本永磁材料的有力候选者. 以  $\text{SmCo}_5$  与  $\text{Sm}_2\text{Co}_{17}$  磁体为代表的钐钴基永磁材料和以  $\text{SmFe}_{12}$  和  $\text{Sm}_2\text{Fe}_{17}\text{N}_3$  为代表的钐铁基永磁材料共同组成的钐基稀土永磁材料, 因其丰富的晶体结构、优异的热稳定性和较高的磁性能, 一直是研究的热点. 然而钐基永磁材料在实际应用中仍面临诸多挑战, 如高铁含量  $\text{Sm}_2\text{Co}_{17}$  磁体的低矫顽力难题、 $\text{SmFe}_{12}$  相的结构稳定性、 $\text{Sm}_2\text{Fe}_{17}\text{N}_3$  磁体的抗氧化与工艺难题等. 为了更清晰地凸显钐基永磁材

\* 国家自然科学基金 (批准号: 52130103) 和安徽省自然科学基金 (批准号: 2508085QE163) 资助的课题.

<sup>†</sup> 通信作者. E-mail: zhengmeng@ahu.edu.cn

<sup>‡</sup> 通信作者. E-mail: sgwang@ahu.edu.cn

表 1 永磁材料的成分、磁性参数<sup>[1-11]</sup>  
Table 1. Composition and magnetic parameters of permanent magnets<sup>[1-11]</sup>.

类型	材料体系	代表性成分	磁性参数			
			$B_r$ /kG	$H_{c1}$ /kOe	$(BH)_{max}$ /MGOe	$T_c$ /K
铸造永磁材料	AlNiCo系	AlNiCo-5	12.8	0.64	5.5	1073
钐钴基永磁材料	1:5型Sm-Co	(Sm, Pr)Co <sub>5</sub>	9.6	17.0	22.5	1020
	2:17型Sm-Co	Sm(Co <sub>0.69</sub> Fe <sub>0.35</sub> Cu <sub>0.06</sub> Zr <sub>0.018</sub> ) <sub>7.8</sub>	12.2	19.8	35.3	1163
稀土永磁材料	SmFe <sub>12</sub> 型	Sm <sub>1.2</sub> Zr <sub>0.2</sub> (Fe <sub>0.8</sub> Co <sub>0.2</sub> ) <sub>11.5</sub> Ti <sub>0.5</sub>	8.5	3.0	7.64	788
	钐铁基永磁材料	Sm <sub>2</sub> Fe <sub>17</sub> N <sub>3</sub> 型	Sm <sub>2</sub> Fe <sub>17</sub> N <sub>3</sub>	13.58	13.9	42.8
钕铁硼永磁材料	烧结Nd-Fe-B系	Nd <sub>2</sub> Fe <sub>14</sub> B	15.55	8.18	59.39	586

料的核心竞争优势与适用范围, 表 1 列出了几种典型永磁材料的成分及其对应的磁性参数<sup>[1-11]</sup>. 近年来, 国内外学者在钐基永磁材料的成分设计、相结构调控、微观机制解析及制备工艺创新等方面取得了显著进展. 例如, 通过元素添加、缺陷工程、磁场热处理等手段有效提升了 Sm<sub>2</sub>Co<sub>17</sub> 磁体的矫顽力与温度稳定性; 利用 Ti, Co 和 Zr 等元素的协同作用, 增强了 SmFe<sub>12</sub> 基材料的相稳定性; 开发了还原扩散、HDDR 等新型工艺, 推动 Sm<sub>2</sub>Fe<sub>17</sub>N<sub>3</sub> 磁体向实用化迈进.

在此背景下, 本文系统综述了钐钴基 (SmCo<sub>5</sub>, Sm<sub>2</sub>Co<sub>17</sub>) 与钐铁基 (SmFe<sub>12</sub>, Sm<sub>2</sub>Fe<sub>17</sub>N<sub>3</sub>) 永磁材料的研究进展, 重点分析其晶体结构、微观组织、磁性能调控策略与制备工艺优化等方面的最新成果, 并对未来发展方向进行展望, 以期为高性能钐基永磁材料的进一步研究与应用提供参考.

## 2 钐钴基稀土永磁材料

### 2.1 SmCo<sub>5</sub> 型稀土永磁材料

SmCo<sub>5</sub> 作为第一代稀土永磁材料, 其优异的磁性能源于其独特的晶体结构. 如图 1(a) 所示, SmCo<sub>5</sub> 具有典型的六角 CaCu<sub>5</sub> 型晶体结构, 由呈六角形排列的 Co 原子层与按 1:2 比例排列的 Sm-Co 原子层共同构成, 空间群属于  $P6/mmm$ . 这种低对称性的六方结构赋予 SmCo<sub>5</sub> 极高的磁晶各向异性, 其磁晶各向异性场  $\mu_0 H_A$  最高可达 440 kOe, 是目前已知稀土-过渡族化合物中的最高值<sup>[12]</sup>. 1967 年, Strnat 等<sup>[13]</sup> 首次采用粉末取向法成功制备出块状 SmCo<sub>5</sub> 磁体, 其矫顽力超过 8 kOe, 同时获得了 5.1 MGOe 的最大磁能积. 1968 年, Velge 和 Buschow 等<sup>[14,15]</sup> 通过工艺优化, 采用等静压技术制备出相对密度高达 95% 的致密 SmCo<sub>5</sub> 磁体,

将最大磁能积提升至 18.5 MGOe. 随后在 1969 年, Das<sup>[16]</sup> 开发了粉末冶金工艺, 进一步将 SmCo<sub>5</sub> 磁体的最大磁能积提升至约 20 MGOe, 次年 Benz 和 Martin<sup>[17]</sup> 在此基础上引入了液相烧结工艺, 标志着粉末冶金工艺成为制备 SmCo<sub>5</sub> 烧结磁体的主流方法. 在烧结 SmCo<sub>5</sub> 磁体中, 除主相 1:5 相外, 通常还会出现 2:7 和富稀土相等杂相, 如图 1(b) 所示<sup>[18]</sup>. 因此, 通过成分调控与工艺优化以抑制杂相形成、提升磁体性能, 成为该领域的重要研究方向.

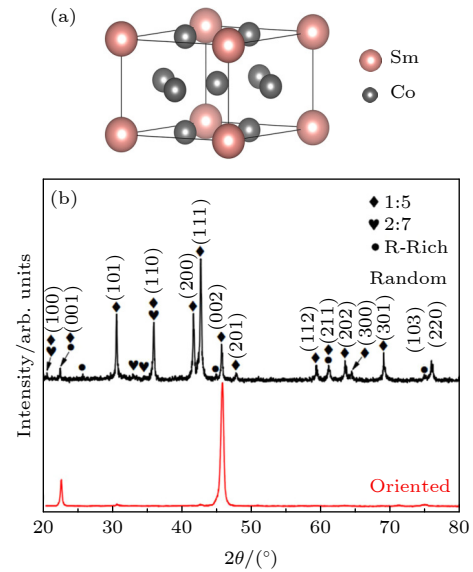


图 1 (a) SmCo<sub>5</sub> 化合物的晶体结构示意图<sup>[12]</sup>; (b) 取向前、后磁体的 XRD 衍射图谱<sup>[18]</sup>  
Fig. 1. (a) Crystal structure of SmCo<sub>5</sub> compounds<sup>[12]</sup>; (b) XRD patterns of random and oriented SmCo<sub>5</sub> magnets<sup>[18]</sup>.

近年来, 研究者系统研究了 Pr, Y, Ce 及 MM (混合稀土) 等元素部分替代稀土 Sm 对烧结 SmCo<sub>5</sub> 磁体磁性能与微观结构的影响机制<sup>[4,19,20]</sup>. 其中, Pr 元素部分取代制备的 (Sm, Pr)Co<sub>5</sub> 烧结磁体表现出更高的剩磁与最大磁能积, 室温下在保持 17.0 kOe 矫顽力的同时还可获得 22.5 MGOe 的最

大磁能积, 图 2 展示了 (Sm, Pr)Co<sub>5</sub> 烧结磁体在不同温度下的磁性能及微观结构<sup>[4]</sup>. 而采用 Y, Ce 或 MM 元素部分替代 Sm 虽会导致磁性能一定程度下降, 但这些替代策略在控制材料成本方面具有重要意义. 例如, 在质量分数 30% 的 Y 取代 (Sm<sub>0.7</sub>Y<sub>0.3</sub>)Co<sub>5</sub> 烧结磁体中仍然可以保持 15.2 kOe 的矫顽力和 22.0 MGOe 的最大磁能积<sup>[19]</sup>. 此外, 采用 Gd, Er 或 Tm 等重稀土元素部分取代 Sm, 是改善烧结磁体温度稳定性的有效途径<sup>[21]</sup>. 除对稀土元素的替代研究外<sup>[22,23]</sup>, 采用 Cu, Fe 和 Sn 等对 Co 元素进行取代, 也被证实能够有效优化 SmCo<sub>5</sub> 烧结磁体的综合磁性能. 其中, Cu 元素的引入可在烧结过程中析出 SmCu<sub>5</sub> 相, 通过沉淀硬化效应显著地提升磁体矫顽力; 而 Fe 和 Sn 元素取代后可以减少 Sm<sub>2</sub>Co<sub>17</sub> 和 Sm<sub>2</sub>Co<sub>7</sub> 等杂相的生成, 从而改善矫顽力. 此外, 制备工艺的优化是提升 SmCo<sub>5</sub> 烧结磁体综合磁性能的另一重要途径. 文献<sup>[24,25]</sup>的研究表明, 过高的烧结温度会引发晶粒异常长大, 导致矫顽力下降; 而在 1123—1173 K 范围内进行热处理, 则可有效地消除晶格缺陷, 从而显著提高矫顽力. Zhang 等<sup>[18,19]</sup>的研究进一步指出, 采用双合

金工艺或引入液相添加能够进一步优化磁体性能. 例如, 在 (Sm<sub>0.6</sub>Pr<sub>0.4</sub>)Co<sub>5</sub> 磁体中添加质量分数 6% 的 SmCo<sub>1.7</sub> 作为液相合金, 可在获得 20.6 kOe 矫顽力的同时, 实现 22.2 MGOe 的最大磁能积<sup>[26]</sup>.

对于微米尺度的 SmCo<sub>5</sub> 烧结磁体, 晶粒尺寸较大, 且大尺寸晶粒通常具有较低的形核场, 在反磁化过程中易优先形核, 从而导致矫顽力下降. 当晶粒尺寸减小至纳米量级时, 晶界密度显著增加, 晶界对磁畴壁的钉扎效应增强, 有效地阻碍反磁化过程的扩展, 进而使磁体获得更高的矫顽力. 通过热压、热变形技术可以获得全致密的各向异性块状纳米晶 SmCo<sub>5</sub> 磁体, 1993 年, Fuerst 和 Brewer<sup>[27]</sup>首次报道了通过热变形制备纳米晶 SmCo<sub>5</sub> 磁体, 剩磁为 6.7 kG, 矫顽力为 23.99 kOe, 最大磁能积为 10.57 MGOe, 未获得较强的织构. Yue 等<sup>[28]</sup>研究发现在大变形量 (90%) 下可以获得具有强 c 轴织构的热变形 SmCo<sub>5</sub> 磁体 (图 3(a)—(c)), 强 c 轴织构保证了高剩磁, 但高于 1173 K 的变形温度导致晶粒过度生长和矫顽力降低. 为了解决这一问题, Xu 等<sup>[29]</sup>通过在 SmCo<sub>5</sub> 磁体中引入纳米结构富稀土相, 成功将变形温度降低至 923 K, 有效地

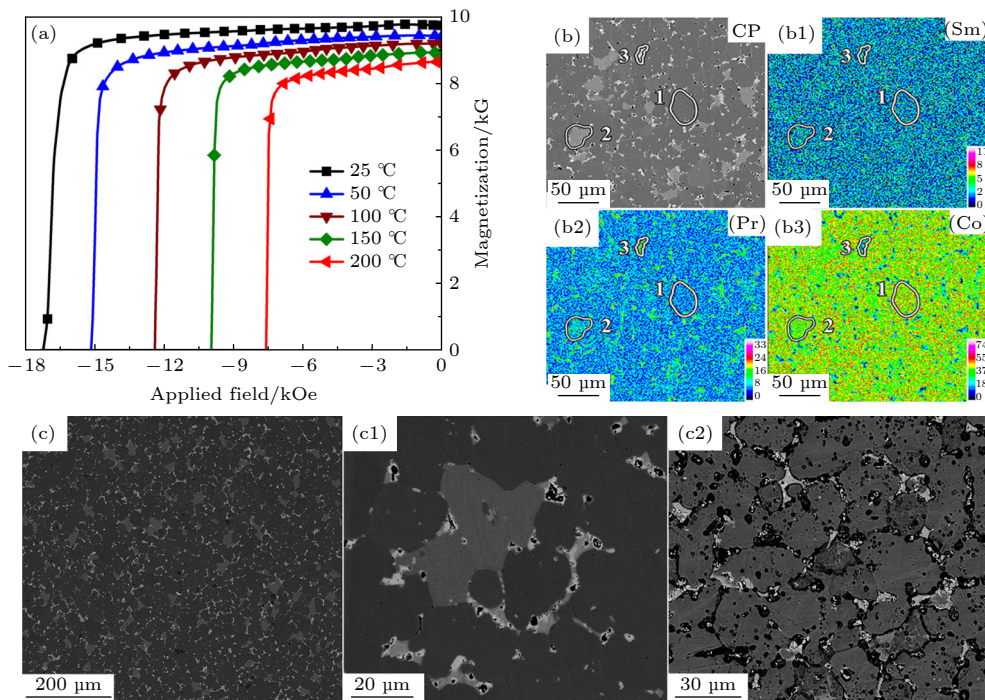


图 2 (a) 不同测试温度下 (Sm, Pr)Co<sub>5</sub> 磁体的退磁曲线<sup>[4]</sup>; (b)—(b3) 扫描电子显微镜背散射电子形貌图像及相应的 Sm, Pr 和 Co 元素分布图像<sup>[4]</sup>; (c), (c1) 烧结磁体低倍和高倍的扫描电子显微镜背散射电子形貌图像<sup>[4]</sup>; (c2) 晶界腐蚀后的扫描电子显微镜背散射电子图像<sup>[4]</sup>

Fig. 2. (a) Demagnetization curves of the (Sm, Pr)Co<sub>5</sub> magnet at temperature of 25–200 °C<sup>[4]</sup>; (b)–(b3) scanning electron microscope backscattered electron (SEM-BSE) morphology image and corresponding Sm, Pr, and Co element distribution images<sup>[4]</sup>; (c), (c1) SEM-BSE images of the (Sm, Pr)Co<sub>5</sub> magnet<sup>[4]</sup>; (c2) SEM-BSE image of grains after corrosion<sup>[4]</sup>.

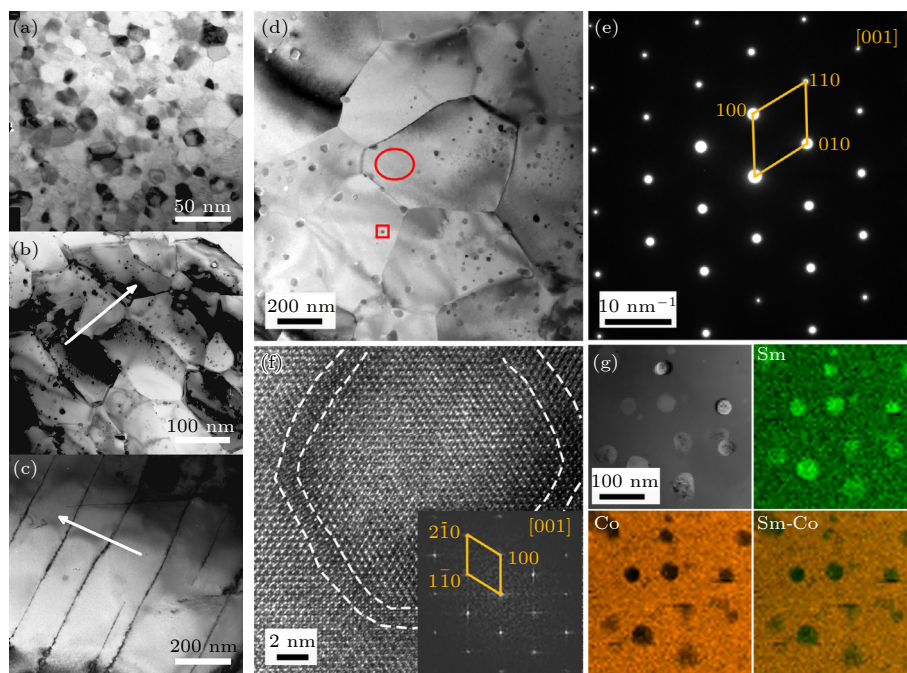


图 3 (a)–(c) 热压态、70% 高度变形量和 90% 高度变形量的热变形态纳米晶  $\text{SmCo}_5$  永磁体的 TEM 图像<sup>[28]</sup>; (d) 纳米异质结构  $\text{SmCo}_5$  热变形永磁体的 TEM 明场像<sup>[29]</sup>; (e) 图 (d) 中红色圆形标记的  $\text{SmCo}_5$  晶粒对应的 SAED 花样<sup>[29]</sup>; (f) 图 (d) 中红色矩形标记的晶界对应的 HRTEM 图 (插图为第二相纳米晶粒对应的 FFT 图)<sup>[29]</sup>; (g) HAADF-STEM 图及其对应的 Sm 和 Co 元素的 EDS 图谱<sup>[29]</sup>

细化了晶粒 (约 500 nm)(图 3(d)–(g)), 并诱导形成强  $c$  轴织构, 最终获得了 25.6 kOe 的矫顽力和 14.1 MGOe 的最大磁能积。

## 2.2 $\text{Sm}_2\text{Co}_{17}$ 型稀土永磁材料

为了满足高性能产业化发展的需要, 人们对高性能稀土永磁的探索一直未停止. 70 年代开始, 具有较高磁能积的  $R_2\text{Co}_{17}$  化合物 ( $R$  表示稀土元素) 获得了科研工作者的广泛关注. Schaller 等<sup>[30]</sup> 发现在  $\text{Sm}_2\text{Co}_{17}$  合金中适当添加 Fe 可以提高其单轴各向异性. Senno 等<sup>[31]</sup> 制备了最大磁能积为 22 MGOe 的  $\text{Sm}(\text{Co}_{0.85}\text{Fe}_{0.05}\text{Cu}_{0.1})_8$  合金, 但因其矫顽力仅为 10.2 kOe, 不满足实际需要. Ojima 等<sup>[32]</sup> 通过在  $\text{Sm}_2\text{Co}_{17}$  合金中引入 Fe, Zr 和 Cu 元素, 制备出了磁能积达到 29.6 MGOe 的  $\text{Sm}(\text{Co}, \text{Fe}, \text{Cu}, \text{Zr})_2$  磁体. 自此, 由 Sm, Co, Fe, Cu 和 Zr 五种元素组成的第二代稀土永磁材料诞生<sup>[33]</sup>.  $\text{Sm}_2\text{Co}_{17}$  磁体作为第二代稀土永磁材料, 具有居里温度高、耐蚀性好和温度稳定性等优点, 在航空航天、轨道交通、汽车工业、电子通信、节能电器以及国防

重大装备等领域具有重要的应用, 发挥着不可替代的作用, 是高速电机、发电机与制动器、微波信号放大、航空航天组件、油气探测等关键装备“高精度、高可靠性、轻小型”保障的核心材料<sup>[5,34–39]</sup>.

高性能钕钴永磁材料的开发有利于产品小型化和轻量化, 相同体积下, 磁能积更大的磁体能提供更强的磁场. 提高磁矩更大的 Fe 元素含量是提高材料磁能积最有效的方法, 然而 Fe 元素增多导致的矫顽力急剧降低是面临的主要问题. Song 等<sup>[40]</sup> 采用高能 XRD 研究高 Fe 含量钕钴磁体相结构转变过程发现, 1:5H 相是时效析出相, 而 2:17R 相为相变产物, 因此提高 1:5H 相析出能力是当前研究热点。

Li 等<sup>[8]</sup> 通过调控固溶态磁体的缺陷密度, 将材料的内禀矫顽力从 5.65 kOe 显著提升至 21.72 kOe, 增幅达 284%, 磁体微观结构变化如图 4(a)–(d) 所示. 分析表明, 高矫顽力磁体中主要存在 1:5H, 2:17R 和 1:3R 相, 结构较为完整. 而在低矫顽力磁体中, 则观察到大量分布于 2:17R 相与 1:3R 相边缘的 2:17R' 中间相, 并伴有密集的堆垛层错. 这些

缺陷结构导致低矫顽力磁体内部存在显著应力集中, 而高矫顽力磁体的应力分布则相对均匀, 如图 4(e) 和图 4(f) 所示. 同时研究了高铁含量钕钴磁体在固溶过程中的内部缺陷变化, 并分析了其对磁体磁性能的影响<sup>[41]</sup>. 研究表明在固溶处理初始阶段, 磁体中存在丰富的层状组织. 固溶时间延长, 磁体中出现均匀分布的缺陷富集区, 该区域有利于 1:5H 相的析出, 并有利于提高磁体矫顽力. Song 等<sup>[42]</sup> 发现, 在时效处理前, 快速加热到 1053 K 后保温 3 min, 在磁体中引入额外点缺陷并抑制位错分解, 内部缺陷密度增加. 利用正电子湮灭寿命谱证明

1053 K 快速热处理磁体内部的缺陷密度大于原始固溶态样品, 如图 4(g) 和图 4(h) 所示. 时效前驱体内部缺陷密度增大促进 1:5H 相形核, 使得磁体在时效过程中产生更多的 1:5H 相, 更少的堆垛层错和更加细小的胞状结构, 从而实现矫顽力由 26.20 kOe 增加至 30.34 kOe.

Liu 等<sup>[43]</sup> 的研究结果表明, 在样品沿垂直 *c* 轴方向施加 1 T 磁场进行时效处理后, 可以增加磁体反相边界比例, 促进胞壁相形核, 诱导磁体内形成高密度、短小的 1:3R 片层相. 如图 5(a)—(c) 所示, 磁场热处理 5 h 的磁体内可以观察到高密度的短

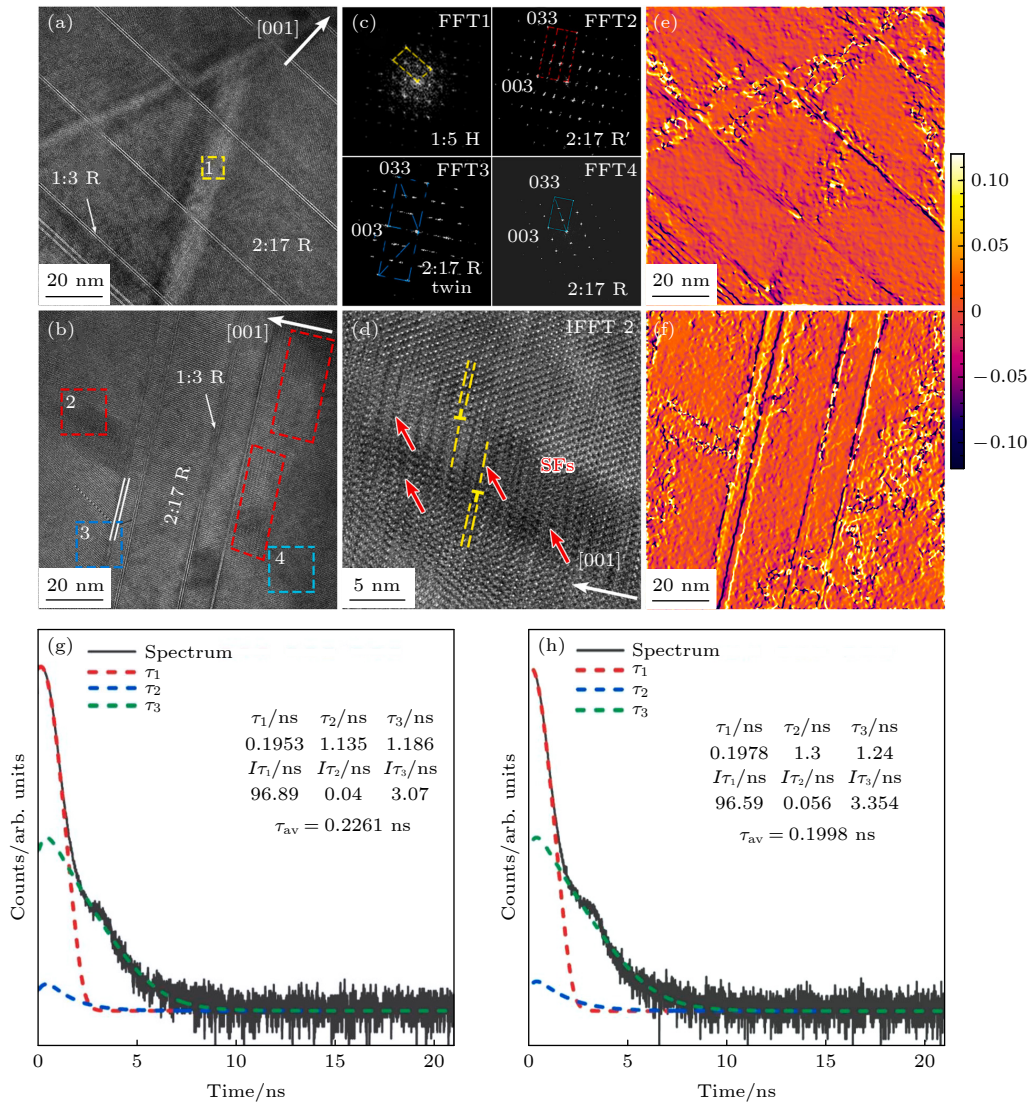


图 4 (a), (b) 不同磁体 A' 和 B' 的 HR-TEM 图像<sup>[8]</sup>; (c) 区域 1—4 对应的 FFT 图像<sup>[8]</sup>; (d) 2:17R' 相区域 2 对应的 IFFT 图像<sup>[8]</sup>; (e), (f) 不同磁体 A' 和 B' 的水平应变图; “SFs” 表示堆垛层错; 色标刻度对应应变值范围 -0.12 至 0.12<sup>[8]</sup>; (g), (h) 淬火成形态样品与经 780 °C 快速热处理后的初始样品的正电子湮灭寿命谱<sup>[42]</sup>

Fig. 4. (a), (b) HR-TEM images of magnets A' and B' <sup>[8]</sup>; (c) FFT images corresponding to different regions (marked from 1 to 4) in magnets A' and B' <sup>[8]</sup>; (d) inverse FFT image corresponding to the 2:17R' region (region 2) <sup>[8]</sup>; (e), (f) the horizontal normal strain  $\epsilon_{xx}$  diagrams of magnets A' and B'; “SFs” represents the stacking faults; the color bar represents strains from -0.12 to 0.12<sup>[8]</sup>; (g), (h) positron annihilation lifetime spectrums for the RTP -780 °C initial sample and as-received solution-treated sample<sup>[42]</sup>.

程有序的 1:3R 片层相. 当磁场热处理时间仅为 2 h 时, 磁体内部的短程有序的 1:3R 片状相比比例较小, 如图 5(d)–(f) 所示. 为了探究磁场热处理是否为生成短程有序 1:3R 片状相的主导因素, 对未施加磁场热处理的磁体进行了 TEM 表征. 结果如图 5(g) 所示, 仅观察到充分生长的片状相, 未见明显短程有序结构. 这些短小片层相为元素的迁移提供更多通道, 达到了提升磁体胞壁相中的铜含量和胞相中的铁含量的效果, 从而优化了  $\text{Sm}_2\text{Co}_{17}$  型烧结磁体的磁性能与热稳定性. Li 等 [44] 发现在时效缓冷过程中施加外磁场可加速溶质元素在 2:17R 胞状相与 1:5H 胞壁相之间的分配, 并促进 2:17R' 中间相向 2:17R 平衡相的转变, 如图 5(i)–(l) 所示. 同时磁场提供了元素迁移的驱动力, 有利于 Fe 元素在 2:17R 胞状相中富集、Cu 元素在 1:5H 胞壁相中富集, 从而实现了在保持剩磁基本不变的前提下, 矫顽力从常规处理的 18.50 kOe 提升至 21.30 kOe. 成分优化也是调控固溶缺陷的有效手段. 通过优化磁体中 Sm 含量, 可以提高固溶态中的位错密度, 进而促进 1:5H 相形核, 有利于均匀的胞状组织形成, 从而制备了剩磁 12.4 kG, 矫顽力达到 15 kOe 的高性能钕钴磁体 [45].

近年来, 航空航天、国防科技以及精密工业仪器等关键领域正经历着飞速的技术革新. 这种迅猛发展态势, 显著提升了对核心功能部件——特别是永磁体——在极端环境下的性能要求. 在此背景下, 兼具超高内禀矫顽力与极高居里温度的高稳定性钕钴磁体, 其不可替代性日益凸显. Huang 等 [46] 的研究表明, 通过 Gd 元素替代 Sm 元素可以有效降低剩磁温度系数. 即使 Gd 掺杂量高达 80%, 磁体的相结构、显微组织及胞状结构尺寸也均未发生明显变化. Gd 均匀分布于 2:17R 相和 1:5H 相中. 当 60% 的 Sm 被 Gd 替代后, 磁体在 473–573 K 温度范围内可获得低至  $-0.01\%/K$  的剩磁温度系数. 同时发现 Tb 具有优先分布于胞壁相的特性, 可以通过 Gd, Tb 和 Dy 三元共替代制备高剩磁稳定性钕钴磁体 [47]. Zhang 等 [48] 的研究结果表明, Er 元素具有提高剩磁温度稳定性的作用. 当 Er 替代 30% Sm 时, 由于大量富钨 2:7R 相的析出, 磁性能出现显著恶化. 降低 Zr 含量至质量分数 2.07% 后, 这些杂质相被消除, 形成了均匀的 1:7H 相基体. 透射电子显微镜结果表明, 尽管 Zr 含量降低, 晶体内孪晶和片层相的数量反而增加, 且 Er 在胞状组织的内部相中富集, 在边界相中贫化. Er 促

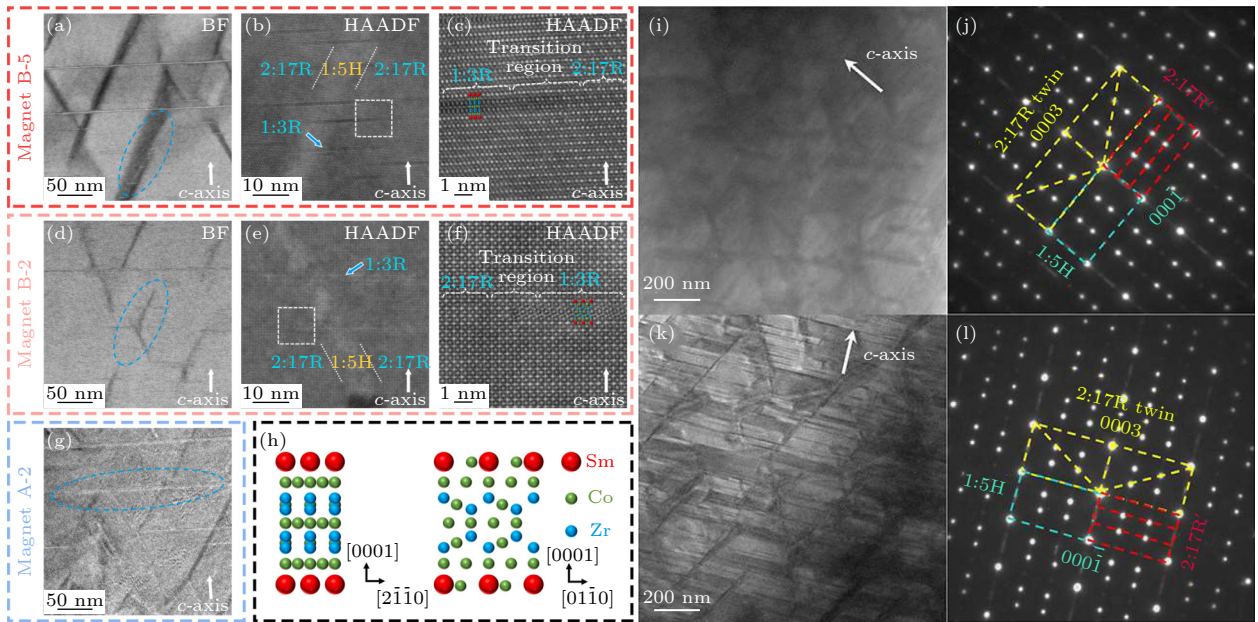


图 5 (a)–(c) 经 5 h 磁化处理的磁体 (带轴方向:  $[2\bar{1}10]$  2:17R) 及 (d)–(f) 经 2 h 磁化处理磁体 (带轴方向:  $[01\bar{1}0]$  2:17R) 的 HAADF-STEM 或 BF-STEM 图像 [43]; (g) 经 2 h 热处理磁体的 TEM 图像 [43]; (h) 1:3R 晶体结构示意图 [43]; (i), (k) 非磁化慢冷却磁体与磁化慢冷却磁体的低倍明场 TEM 图像 [44]; (j), (l) 为对应的 SAED 衍射花样 [44]

Fig. 5. HAADF-STEM or BF-STEM images of (a)–(c) magnet with magnetic treatment for 5 h (zone axis:  $[2\bar{1}10]$  2:17R) and (d)–(f) with magnetic treatment for 2 h (zone axis:  $[01\bar{1}0]$  2:17R) [43]; (g) TEM image of magnet with heat treatment for 2 h [43]; (h) diagram showing the 1:3R crystal structure [43]; (i), (k) low-magnification bright-field TEM images [44]; (j), (l) SAED patterns for the non-magnetic slow cooling magnets magnetic slow cooling magnets [44].

进 2:7R 相和片层相形成的能力可归因于其较小的原子半径对  $\text{Sm}_{n+1}\text{Co}_{5n-1}$  结构相具有稳定化作用. 最终, Er 替代磁体展现出令人满意的磁性能与显著的温度补偿性能, 在 40% Er 替代 Sm 的情况下, 室温磁能积达到 20.7 MGOe, 293—373 K 温度系数  $\alpha$  为  $-0.014\%/K$ , 工作温度最高可达 523 K. Long 等 [49,50] 发现 Er 元素可以促进胞状结构的形成, 从而提高矫顽力. 当 Er 含量占稀土总量 60% 时, 磁体在 293—423 K 温区的剩磁温度系数为  $0.004\%/K$ , 同时仍保持剩磁 8.92 kG、矫顽力 29.83 kOe 及最大磁能积 18.5 MGOe, 磁性结果如图 6 所示.

Dai 等 [51] 利用 Gd 相较于 Dy 更优先在 1:5H 相中富集的特性, 通过添加适量 Gd 促使更多 Dy 元素进入主要决定剩磁及其温度系数的 2:17R 相.

当 Gd-Dy 共掺量达到质量分数 10.3% 时, 相较于单一 Dy 掺杂 (质量分数 10.3%) 磁体, 其最大磁能积可显著提升 71%, 同时保持相近的剩磁温度系数. 磁滞回线和磁性能如图 7 所示.

$\text{Sm}_2\text{Co}_{17}$  型永磁材料因晶体结构内部滑移系统不足, 表现出显著的室温脆性. 这一特性不仅使其在机械加工过程中易于发生脆性断裂, 也在实际运行中带来安全隐患, 从而限制了该材料在强冲击、高振动环境下的应用. 因此针对提升  $\text{Sm}_2\text{Co}_{17}$  磁体机械性能的研究也获得了广泛的关注. Wang 等 [52,53] 研究发现, 钐钴磁体经过深冷处理后, 磁体内部的残余应力降低、晶格常数变小, 使得磁性能基本不变的情况下, 最弱取向的弯曲强度显著提升了 14.3%, 冲击韧性提高了 7.0%. , 抗弯曲线与磁性能如图 8 所示.

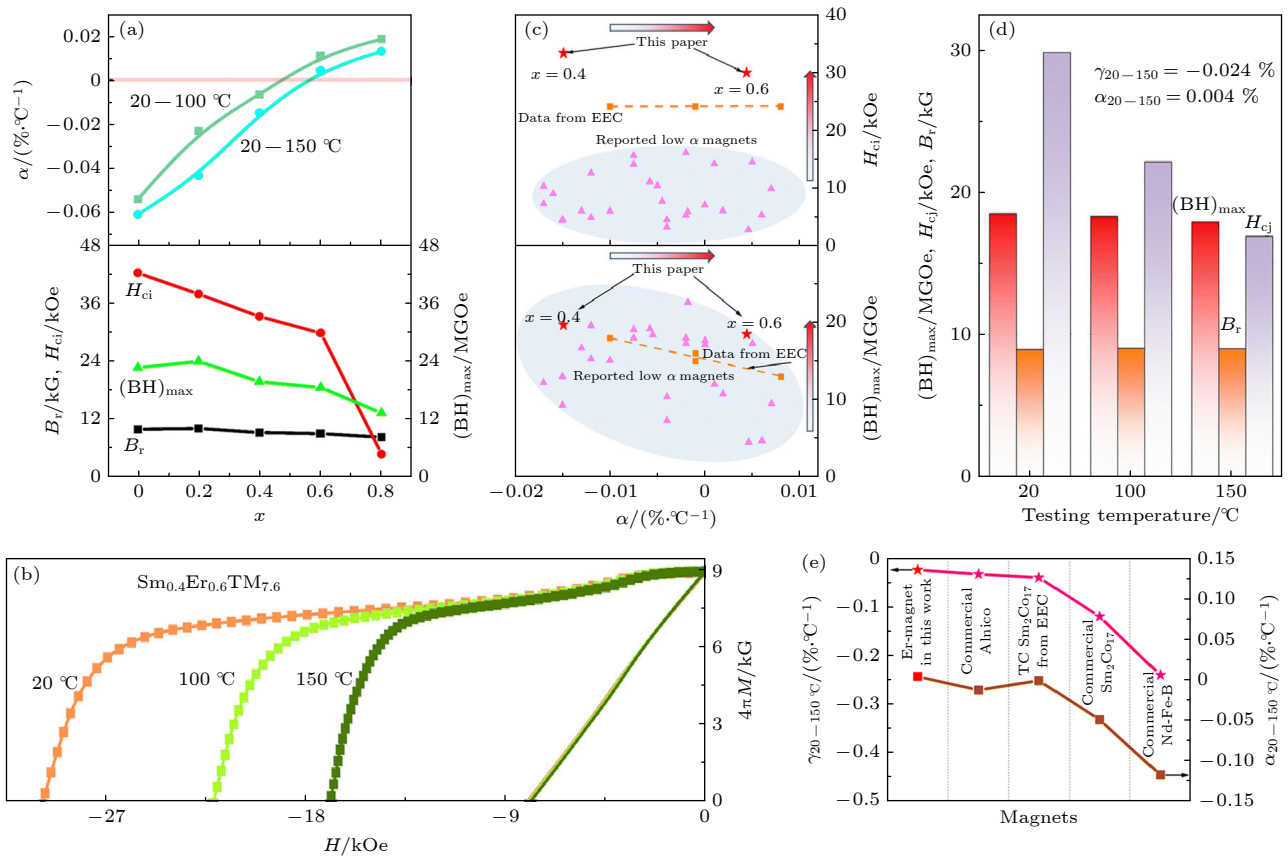


图 6  $\text{Er}_{1-x}\text{Sm}_x\text{TM}_{7.6}$  磁体的磁性能 (a) 在 20—100 °C 和 20—150 °C 温度下, 不同 Sm 含量的磁体的  $H_{cj}$ ,  $B_r$ ,  $(BH)_{max}$  和  $\alpha$  [49]; (b)  $x = 0.4$  磁体在 20 °C, 100 °C 和 150 °C 的退磁曲线 [49]; (c)  $\text{Er}_{0.6}\text{Sm}_{0.4}\text{TM}_{7.6}$  磁体矫顽力和最大磁能积与温度系数的关系曲线 [49]; (d)  $\text{Er}_{0.6}\text{Sm}_{0.4}\text{TM}_{7.6}$  磁体在 20 °C, 100 °C 和 150 °C 的磁性能 [49]; (e)  $\text{Er}_{0.6}\text{Sm}_{0.4}\text{TM}_{7.6}$  磁体与 Nd-Fe-B, alnico,  $\text{Sm}_2\text{Co}_{17}$  磁体剩磁温度系数和矫顽力温度系数的比较 [49]

Fig. 6. Magnetic performance of  $\text{Er}_{1-x}\text{Sm}_x\text{TM}_{7.6}$  magnets: (a) Variation of  $H_{cj}$ ,  $B_r$ ,  $(BH)_{max}$ , and  $\alpha$  at 20–100 °C and 20–150 °C with Sm content [49]; (b) demagnetization curves for  $x = 0.4$  at 20 °C, 100 °C, and 150 °C [49]; (c) the  $H_{cj}$  vs.  $\alpha$  and  $(BH)_{max}$  vs.  $\alpha$  of the  $\text{Er}_{0.6}\text{Sm}_{0.4}\text{TM}_{7.6}$  magnets [49]; (d) magnetic properties of the  $\text{Er}_{0.6}\text{Sm}_{0.4}\text{TM}_{7.6}$  magnets tested at 20 °C, 100 °C, and 150 °C [49]; (e) comparison of  $\alpha$  and  $\gamma$  values of  $\text{Er}_{0.6}\text{Sm}_{0.4}\text{TM}_{7.6}$  magnets with commercial Nd-Fe-B, alnico, and  $\text{Sm}_2\text{Co}_{17}$  magnets, as well as the temperature-compensated  $\text{Sm}_2\text{Co}_{17}$  magnet [49].

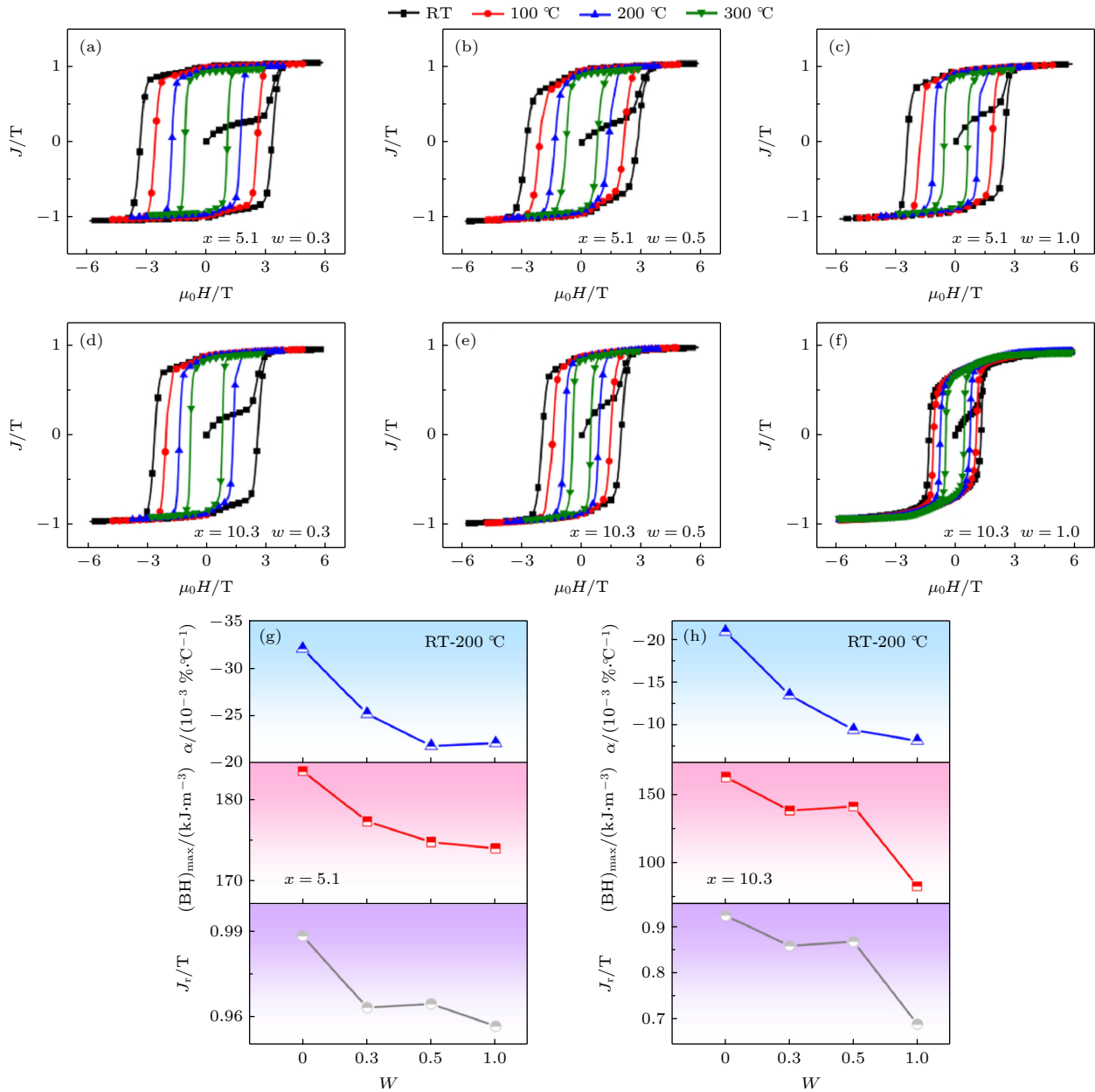


图 7 在不同温度下  $Sm_{24.5-x}(Gd_{1-w}Dy_w)_x$ TM 磁体 (质量分数  $x = 5.1\%$ ,  $10.3\%$ ;  $w = 0.3, 0.5, 1.0$ ) 的磁滞回线, 其中 (a)–(c) 质量分数  $x = 5.1\%$ , 对应  $w = 0.3, 0.5, 1.0$ [51]; (d)–(f) 质量分数  $x = 10.3\%$ , 对应  $w = 0.3, 0.5, 1.0$ [51]; 不同 Dy 含量 ( $w$ ) 的  $Sm_{24.5-x}(Gd_{1-w}Dy_w)_x$  TM 磁体 (TM =  $Co_{51.0}Fe_{15.6}Cu_{5.6}Zr_{3.1}$ ; 质量分数  $x = 5.1\%$ ,  $10.3\%$ ) 在室温下的剩磁 ( $J_r$ ) 与最大磁能积  $(BH)_{max}$ , 以及室温至 473 K 区间的剩磁温度系数 ( $\alpha$ ) [51], 其中 (g) 质量分数  $x = 5.1\%$ [51]; (h) 质量分数  $x = 10.3\%$ [51].

Fig. 7. Hysteresis loops of  $Sm_{24.5-x}(Gd_{1-w}Dy_w)_x$ TM (mass fraction  $x = 5.1\%$ ,  $10.3\%$ ;  $w = 0.3, 0.5, 1.0$ ) magnets at different temperatures: (a)–(c) Mass fraction  $x = 5.1\%$  and  $w = 0.3, 0.5, 1.0$ [51]; (d)–(f) mass fraction  $x = 10.3\%$  and  $w = 0.3, 0.5, 1.0$ . Remanence ( $J_r$ ) and maximum magnetic energy product  $(BH)_{max}$  at room temperature, as well as remanence temperature coefficient ( $\alpha$ ) between room temperature and 473 K of  $Sm_{24.5-x}(Gd_{1-w}Dy_w)_x$ TM (TM =  $Co_{51.0}Fe_{15.6}Cu_{5.6}Zr_{3.1}$ ; mass fraction  $x = 5.1\%$ ,  $10.3\%$ ) magnets with varying Dy contents ( $w$ ) [51]: (g) Mass fraction  $x = 5.1\%$ [51]; (h) mass fraction  $x = 10.3\%$ [51].

Zhou 等 [54] 发现, 应用温度升高,  $Sm_2Co_{17}$  磁体的机械性能升高. Zhang 等 [55] 的研究表明, 在球磨过程中添加  $Sm_2O_3$  或在气流磨过程中添加  $O_2$ , 虽会提高磁体内部的氧含量, 但两者均具有细化晶粒的作用, 有助于提升材料的抗弯强度. 当氧含量从质量分数 0.07% 增至 0.46% 时, 添加  $Sm_2O_3$  的

磁体抗弯强度提高 18.5%; 而在氧气添加组中, 氧含量从质量分数 0.08% 升至 0.41% 时, 抗弯强度增幅达 43.0%. Yang 等 [56] 通过掺杂  $WO_3$ , 同样达到细化晶粒的效果.  $Sm_2Co_{17}$  磁体的抗弯强度表现出明显的各向异性, 在  $\{1010\}$  晶面最易发生塑性变形, 而在  $\{0001\}$  晶面最为困难 [57]. Wang 等 [58]

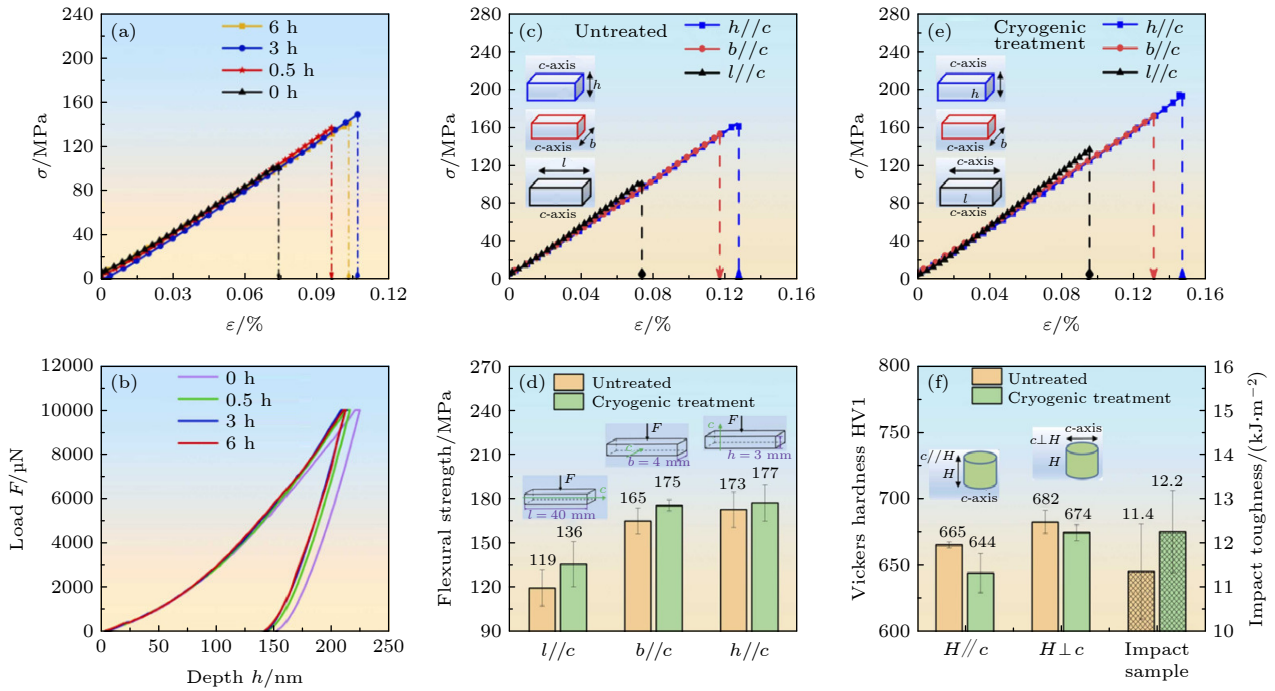


图 8 不同深冷处理时间下的结果 (a) 应力-应变曲线<sup>[52]</sup>; (b) 在 10000  $\mu\text{N}$  载荷下的载荷-位移曲线<sup>[52]</sup>; (c), (e) 未经深冷处理与经深冷处理的应力-应变曲线<sup>[53]</sup>; (d) 未经深冷处理与经深冷处理的弯曲强度变化<sup>[53]</sup>; (f) 未经深冷处理与经深冷处理的维氏硬度和冲击韧性变化<sup>[53]</sup>

Fig. 8. Results under different cryogenic treatment times: (a) Stress-strain curves<sup>[52]</sup>; (b) load-displacement curves at a loading force of 10000  $\mu\text{N}$ <sup>[52]</sup>; (c), (e) stress-strain curves without and with cryogenic treatment<sup>[53]</sup>; (d) changes in flexural strength without and with cryogenic treatment<sup>[53]</sup>; (f) changes of Vickers hardness and impact toughness without and with cryogenic treatment<sup>[53]</sup>.

发现通过添加  $\text{Al}_2\text{O}_3$  可以提高其力学性能. 这归功于  $\text{Sm}_2\text{O}_3$  的稳定性强于  $\text{Al}_2\text{O}_3$ , 因此 Sm 元素替换  $\text{Al}_2\text{O}_3$  中的 Al 形成新的  $\text{Sm}_2\text{O}_3$ , 从而达到细化晶粒的效果. 同时也解释了相界面差异导致的抗弯强度各向异性的原因, 如图 9 所示. 一般来说, 断裂过程可分为裂纹萌生和裂纹扩展两个阶段, 这两个阶段均受到晶粒内部应力分布的显著影响. 在裂纹萌生阶段, 当相同的外部应力作用于相同的横截面积时 (如图 9(a) 所示), 晶粒的内部应力集中在胞状相与胞壁相的界面处. 对于具有较小胞状结构的晶粒, 其内部存在更多应力集中点, 且应力分布更为分散, 因此需要更大的外力才能在两相界面处引发裂纹. 反之, 胞状结构较大的晶粒内部应力集中点较少, 两相界面萌生裂纹所需的外力相应较小. 因此, 当抗弯强度测试样品的取向如图 9(b) 和图 9(c) 所示时, 磁体的抗弯强度主要受胞状结构尺寸影响: 胞状结构越小, 抗弯强度越高. 而样品结构与取向关系如图 9(d) 所示时, 片层富 Zr 相与 1:5H 或 2:17R 的相界面垂直于应力方向. 此时, 富 Zr 相界面更易成为应力集中区域, 承受更大的应力分布. 由于 Zr 含量无变化, 所有磁体中富 Zr

相的密度相似, 且片层富 Zr 相与 1:5H 和 2:17R 的取向关系为  $(0001)_{\text{Zr-rich}} // (0001)_{1:5\text{H}} // (0001)_{2:17\text{R}}$ , 三者的基面相互平行并垂直于应力方向. 拉伸应力方向与胞状结构和胞壁相界面之间存在约  $30^\circ$  的夹角, 裂纹不易沿两相界面扩展. 因此, 在该取向, 弯曲强度基本不受胞状结构尺寸的影响, 而主要取决于晶粒尺寸.

### 3 钐铁基稀土永磁材料

#### 3.1 $\text{SmFe}_{12}$ 型稀土永磁材料

20 世纪 80 年代具有  $\text{ThMn}_{12}$  型晶体结构的  $\text{RFe}_{12}$  基化合物得到了广泛的研究<sup>[59-62]</sup>, 但是由于钕铁硼高性能永磁体的出现, 导致了  $\text{RFe}_{12}$  基永磁体的研究热度有所下降. 然而近些年来全球掀起的对新型贫稀土永磁体的研究热潮, 让研究员们重新关注起了这个在所有 4f-3d 化合物中稀土含量最低的  $\text{RFe}_{12}$  基体系<sup>[62,63]</sup>.  $\text{SmFe}_{12}$  磁体具有最高的过渡金属含量, 同时保持优异的本征磁性能. 饱和磁化强度为 16.4 kG, 磁晶各向异性场为 120 kOe, 居里温度为 555 K, 与 Nd-Fe-B 磁体相比仍有优势<sup>[64]</sup>.

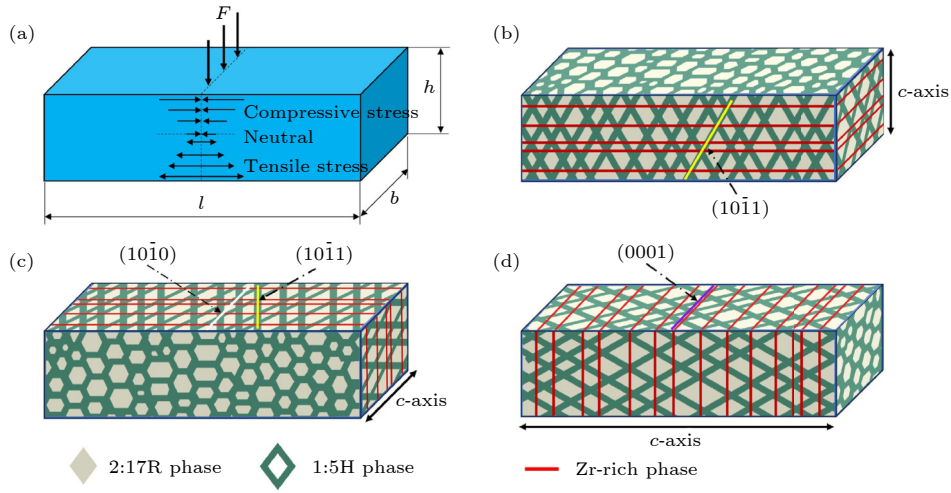


图 9 (a) 三点弯曲试验示意图<sup>[58]</sup>. 矩形棒尺寸与  $c$  轴取向关系示意图 (b)–(d) 图 (a) 的局部微观结构图示: (b)  $c$  轴平行于高度方向 ( $c//h$ ); (c)  $c$  轴平行于宽度方向 ( $c//b$ ); (d)  $c$  轴平行于长度方向 ( $c//l$ )<sup>[58]</sup>

Fig. 9. (a) Schematic diagram of the three-point bending test<sup>[58]</sup>. Relationship between the dimensions of rectangular bar and the  $c$ -axis (b)–(d) is only a partial microstructure diagram of panel (a)): (b)  $c//h$ ; (c)  $c//b$ ; and (d)  $c//l$ <sup>[58]</sup>.

随着温度的升高, 与 Nd-Fe-B 磁体相比,  $\text{SmFe}_{12}$  磁体仅表现出各向异性场和饱和磁化强度的轻微降低. 因此,  $\text{SmFe}_{12}$  磁体在高温环境下表现出显著的优势, 特别是在热稳定性和性能保持方面, 这使得  $\text{SmFe}_{12}$  磁体成为新一代稀土永磁体的潜在候选者.

$\text{ThMn}_{12}$  型化合物的晶体结构如图 10 所示, 空间群为  $I4/mmm$ , 单胞中有 26 个原子, 其中稀土 Sm 原子位于  $2a$  位置, Fe 原子位于  $8f$ ,  $8i$  和  $8j$  位置. 由于 1:12 相晶体结构中存在原子失配, 在  $8i$  位置测量的平均 Fe 原子间距为 0.271 nm, 显著超过理论 Fe 原子直径 ( $2 \times r_{\text{Fe}} = 0.252$  nm, 其中  $r$  是原子半径)<sup>[63,64]</sup>. 因此,  $\text{ThMn}_{12}$  型结构为亚稳态结构, 1:12 相需要掺入具有适当原子尺寸的元素, 以减轻原子失配, 从而稳定其晶体结构.

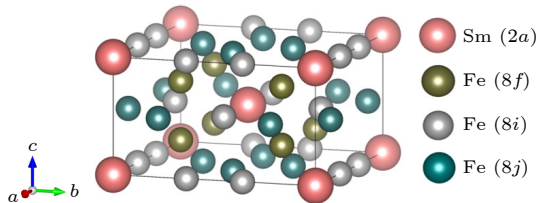


图 10  $\text{ThMn}_{12}$  型晶体结构示意图

Fig. 10. Crystal structure of  $\text{ThMn}_{12}$  compounds.

目前二元  $\text{SmFe}_{12}$  磁体仅在薄膜中被制备出, 想要获得稳定的 1:12 相结构, 需要添加稳定元素取代 Fe 的位置使相结构更加稳定. 稳定元素一般包括 Ti, V, Mo, Al, Ga, Cr, Mn 和 W 等, 稳定元

素一般会取代 Fe 原子的位置, 占据  $8f$ ,  $8i$ ,  $8j$  位置. 大尺寸过渡金属元素 (Ti, V, Cr, Mo 等) 通常取代 Fe 的  $8i$  位置, 来实现结构的稳定. 在这些稳定元素中, Ti 是最常用的, 如图 11(a) 和图 11(b) 所示, 不同 Ti 含量会形成包括 1:12 相、1:9 相和 2:17 相等多种结构<sup>[65,66]</sup>. Jang 和 Stadelmaier<sup>[67]</sup> 发现, 当 Ti 原子百分比为 2.80% 时, 铸锭相组成主要为 2:17 相和  $\alpha$ -Fe 相; 掺杂量提升到 4.60% 时, 铸锭相组成为 1:7 相、 $\alpha$ -Fe 相和少量的 1:12 相; 掺杂原子百分比为 7.70%—13.80% 时, 铸锭相组成主要为 1:12 相和少量的  $\alpha$ -Fe 相; 进一步提升到 18.5% 时, 铸锭相组成为 1:12 相和  $\text{TiFe}_2$ . 与 Ti 类似, V 对于稳定 1:12 相也有较好的效果. Schönhöbel 等<sup>[68]</sup> 通过真空电弧熔炼和高温退火的工艺制备了  $\text{SmFe}_{12-x}\text{V}_x$  合金, 如图 11(c) 所示, 当  $x = 0.5$  时, 不能形成 1:12 相结构, 此时为  $\text{Th}_2\text{Zn}_{17}$  型结构的 2:17 相和少量的  $\alpha$ -Fe 相; 当 V 含量继续增大 ( $x = 1.0$ — $2.0$ ), 可以获得稳定的 1:12 相. 另外, 其他研究者还发现 Si, Ga 等元素均对  $\text{SmFe}_{12}$  基磁体的相稳定有积极作用<sup>[69,70]</sup>.

稳定元素的部分取代会使 1:12 相结构更加稳定, 但同时也会降低  $R(\text{Fe}, \text{M})_{12}$  化合物的饱和磁化强度. 例如, Hu 等<sup>[71]</sup> 通过电弧熔炼制备的  $\text{SmFe}_{11}\text{Ti}$  具有稳定的 1:12 相, 居里温度为 584 K, 但饱和磁化强度 11.4 kG, 相较于  $\text{SmFe}_{12}$  母相有明显降低. Schönhöbel 等<sup>[68]</sup> 通过电弧熔炼制备得到的  $\text{SmFe}_{11}\text{V}$  和  $\text{SmFe}_{10}\text{V}_2$  具有较高的居里温度, 分别为 634 K

和 594 K, 但饱和磁化强度均有显著降低,  $\text{SmFe}_{11}\text{V}$  和  $\text{SmFe}_{10}\text{V}_2$  的饱和磁化强度分别为 11.2 kG 和 8.1 kG, 远低于  $\text{SmFe}_{12}$  磁体. 之所以造成这样的现象, 是因为添加的稳定元素都属于非磁性元素, 添加以后会影响磁体的内禀磁性能, 导致饱和磁化强度显著降低.

除了掺杂稳定元素取代  $8i$  位置的 Fe 原子以

外,  $8f$  和  $8j$  位置上的 Fe 原子也可以被其他一些元素所取代, 例如 Ga, Cu, Si, Co 等. Dirba 等<sup>[69]</sup> 通过第一性原理计算得到 Cu, Ga 优先占据  $8j$  位置, Co 优先占据  $8f$  位置. 并且通过实验进一步证实, 掺杂 Ga 可以进一步促进 1:12 相的形成, 经过退火之后,  $\text{Sm}(\text{Fe}_{0.8}\text{Co}_{0.2})_{10.5}\text{Ga}_{0.5}\text{Ti}$  与  $\text{Sm}(\text{Fe}_{0.8}\text{Co}_{0.2})_{11}\text{Ti}$  相比具有更好的稳定性. Gabay 和 Hadjipanayis<sup>[70]</sup> 通

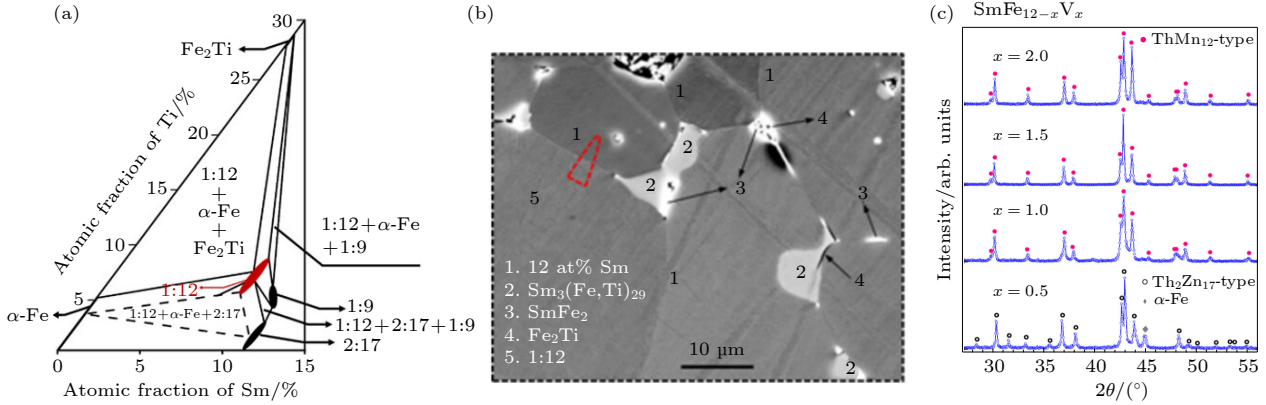


图 11 (a) 1273 K 时 Sm-Fe-Ti 体系的相图, 1:12 相为  $\text{ThMn}_{12}$  型  $\text{SmFe}_{11}\text{Ti}$  相, 1:9 相为  $\text{TbCu}_7$  型  $\text{Sm}(\text{Fe}, \text{Ti})_9$  相, 2:17 相为  $\text{Th}_2\text{Zn}_{17}$  型  $\text{Sm}_2\text{Fe}_{17}$  相<sup>[65]</sup>; (b) 速凝退火后  $\text{SmFe}_{11.1}\text{Ti}_{0.9}$  合金的背散射电子图像<sup>[66]</sup>; (c) 不同 V 浓度的  $\text{SmFe}_{12-x}\text{V}_x$  合金的 XRD 图谱<sup>[68]</sup>

Fig. 11. (a) Fe-rich corner of the Sm-Fe-Ti system at 1273 K. 1:12,  $\text{ThMn}_{12}$ -type structure  $\text{SmFe}_{11}\text{Ti}$  phase; 1:9,  $\text{TbCu}_7$ -type structure  $\text{Sm}(\text{Fe}, \text{Ti})_9$  phase; 2:17,  $\text{Th}_2\text{Zn}_{17}$ -type structure  $\text{Sm}_2\text{Fe}_{17}$  phase<sup>[65]</sup>; (b) an overview BSE-SEM image for the rapidly solidified and annealed  $\text{SmFe}_{11.1}\text{Ti}_{0.9}$  alloy<sup>[66]</sup>; (c) XRD patterns of  $\text{SmFe}_{12-x}\text{V}_x$  alloys with different V concentration<sup>[68]</sup>.

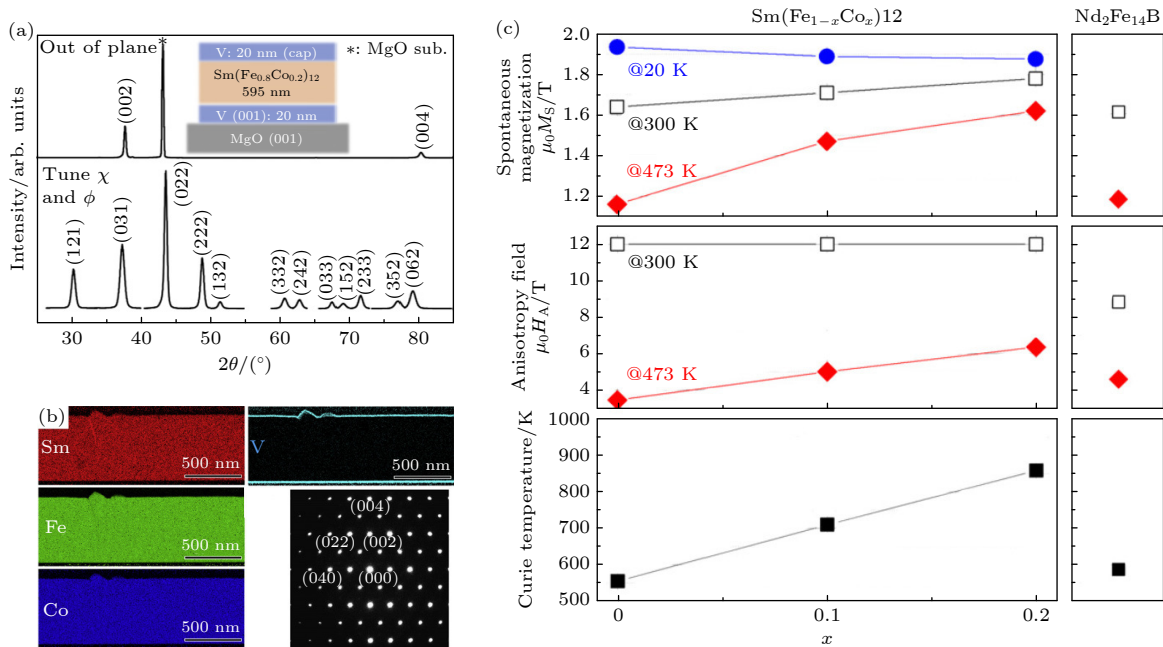


图 12 (a)  $\text{Sm}(\text{Fe}_{0.8}\text{Co}_{0.2})_{12}$  薄膜的 XRD 图谱<sup>[73]</sup>; (b)  $\text{Sm}(\text{Fe}_{0.8}\text{Co}_{0.2})_{12}$  薄膜的横截面 STEM/EDX 图像<sup>[73]</sup>; (c) 沿  $\text{MgO}[100]//\text{V}[110]//\text{SmFe}_{12}[100]$  方向的选取电子衍射图<sup>[73]</sup>; (d) 不同温度下  $\text{Sm}(\text{Fe}_{1-x}\text{Co}_x)_{12}$  薄膜的  $\mu_0 M_S$ ,  $\mu_0 H_A$  和  $T_c$  与  $x$  的关系以及与  $\text{Nd}_2\text{Fe}_{14}\text{B}$  相应数值的对比<sup>[73]</sup>

Fig. 12. (a) XRD profiles obtained from the geometry of out of plane ( $\chi = \phi = 0$ ) and of various  $\chi$  and  $\phi$  for  $\text{Sm}(\text{Fe}_{0.8}\text{Co}_{0.2})_{12}$ <sup>[73]</sup>; (b) cross sectional STEM/EDX image of  $\text{Sm}(\text{Fe}_{0.8}\text{Co}_{0.2})_{12}$  film for Fe, Co, Sm and V and (c) selected area diffraction pattern from the zone axis of  $\text{MgO}[100]//\text{V}[110]//\text{SmFe}_{12}[100]$ <sup>[73]</sup>; (d)  $\mu_0 M_S$ ,  $\mu_0 H_A$  and  $T_c$  against the  $x$  of  $\text{Sm}(\text{Fe}_{1-x}\text{Co}_x)_{12}$  at different temperature together with those of  $\text{Nd}_2\text{Fe}_{14}\text{B}$ <sup>[73]</sup>.

过掺杂 Si 实现对 1:12 相成分的调控, 在  $\text{SmFe}_{10}\text{Si}_2$  化合物中可以获得稳定的 1:12 相结构. Co 优先占据 8f 位置, 掺杂 Co 可以调控 1:12 相的饱和磁化强度、居里温度和易磁化方向. Tozman 等<sup>[72]</sup> 在多晶合金  $\text{Sm}(\text{Fe}_{1-x}\text{Co}_x)_{11}\text{Ti}$  体系中研究了不同 Co 含量对内禀磁性能的影响, 当  $x$  从 0.1 增加到 0.3 时, 饱和磁化强度和居里温度分别从 13.5 kG, 700 K 提升到 15.2 kG, 927 K. Hirayama 等<sup>[73]</sup> 通过磁控溅射成功制备得到了  $\text{Sm}(\text{Fe}_{1-x}\text{Co}_x)_{12}$  薄膜, 并且不需要掺杂其他稳定元素就可以获得良好的 1:12 相结构,  $\text{Sm}(\text{Fe}_{0.8}\text{Co}_{0.2})_{12}$  表现出优异的磁性能, 居里温度高达 859 K, 图 12 给出了  $\text{Sm}(\text{Fe}_{1-x}\text{Co}_x)_{12}$  薄膜的结构及不同温度下的磁性能,  $\text{Sm}(\text{Fe}_{0.8}\text{Co}_{0.2})_{12}$  薄膜各项指标均显著高于  $\text{Nd}_2\text{Fe}_{14}\text{B}$  磁体, 表明其作为高性能永磁体的应用前景. 之后, Makurenkova 等<sup>[74]</sup> 对  $\text{Sm}_{1.1}(\text{Fe}_{0.8}\text{Co}_{0.2})_{12-x}\text{Ti}_x$  ( $x = 0, 0.4, 0.6, 0.9, 1$ ) 薄膜体系开展了深入研究, 当  $x = 0-0.9$  时, 薄膜可以保持 (001) 织构的  $\text{ThMn}_{12}$  型结构, 当

$x = 1$  时, 出现了 1:7 杂相, 这与在块体的结果有所不同. 当  $x$  从 0 增至 0.6 时, 饱和磁化强度、各向异性场和居里温度分别从 18.4 kG, 120 kOe, 800 K 降低至 15.5 kG, 87 kOe, 730 K.

对于稀土元素 2a 位置掺杂较小的元素, 如 Zr, Y 等, 可以使 Fe(8i) 位点附近的局部亚结构收缩, 从而实现相稳定. Tozman 等<sup>[72]</sup> 在多晶合金  $\text{Sm}(\text{Fe}_{0.8}\text{Co}_{0.2})_{11.5}\text{Ti}_{0.5}$  的基础上用 Zr 取代 Sm, 可以在稳定 1:12 相结构的前提下调控其磁性能,  $\text{Sm}_{0.8}\text{Zr}_{0.2}(\text{Fe}_{0.8}\text{Co}_{0.2})_{11.5}\text{Ti}_{0.5}$  合金的居里温度为 830 K, 在室温下的饱和磁化强度可以达到 15.3 kG. 之后, Tozman 等<sup>[75]</sup> 通过 Y 取代 Sm, 并通过调节 Co 和 Ti 的含量实现磁性能的调控, 图 13 给出了 Sm-Y-Fe-Co-Ti 多晶合金的磁性能以及与 Nd-Fe-B 磁体的对比, 其中  $\text{Sm}_{0.8}\text{Y}_{0.2}(\text{Fe}_{0.8}\text{Co}_{0.2})_{11.25}\text{Ti}_{0.75}$  的居里温度高达 831 K, 在室温下的饱和磁化强度和各向异性场分别为 14.1 kG 和 91.4 kOe, 在高温区的磁性能明显优于 Nd-Fe-B 磁体. 此外, Tozman 等<sup>[76]</sup> 还通过磁控溅射的方法外延生

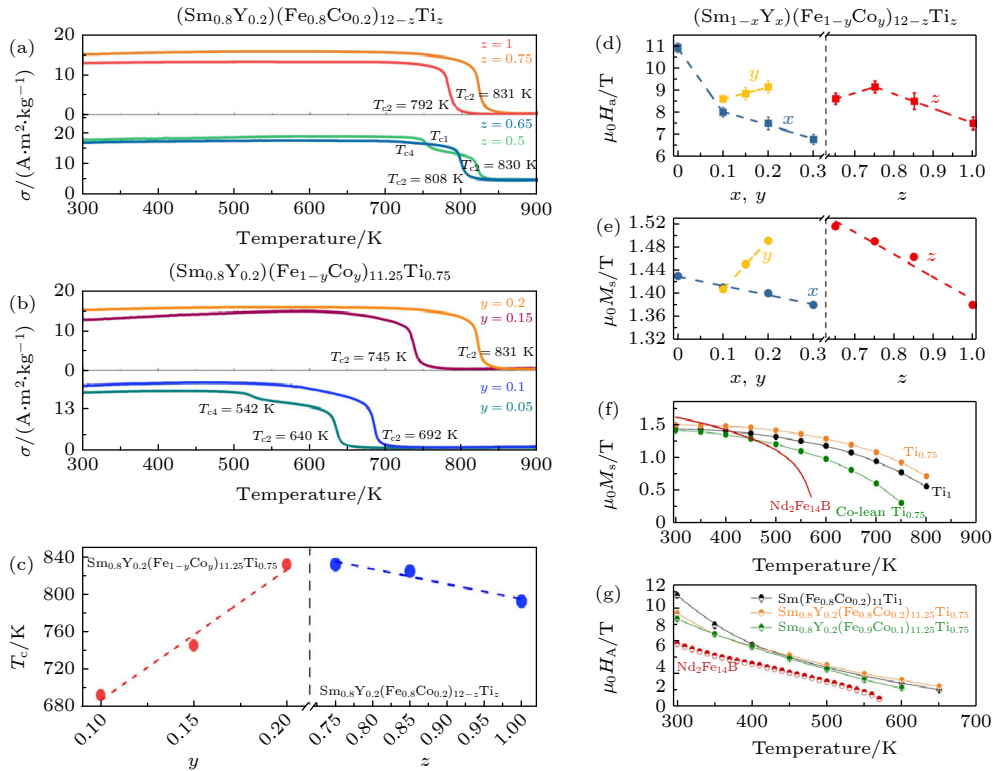


图 13 (a), (b)  $(\text{Sm}_{0.8}\text{Y}_{0.2})(\text{Fe}_{0.8}\text{Co}_{0.2})_{12-z}\text{Ti}_z$  和  $\text{Sm}_{0.8}\text{Y}_{0.2}(\text{Fe}_{1-y}\text{Co}_y)_{11.25}\text{Ti}_{0.75}$  合金在 0.05 T 磁场下的  $M-T$  曲线<sup>[75]</sup>; (c) 1:12 相结构的居里温度随  $y, z$  含量的变化<sup>[75]</sup>; (d), (e) 各合金在 300 K 下的  $\mu_0M_s$  和  $\mu_0H_A$  与成分的关系<sup>[75]</sup>; (f), (g) 各合金及  $\text{Nd}_2\text{Fe}_{14}\text{B}$  磁体在不同温度下的  $\mu_0M_s$  和  $\mu_0H_A$ <sup>[75]</sup>

Fig. 13. (a), (b)  $M-T$  curves of annealed  $(\text{Sm}_{0.8}\text{Y}_{0.2})(\text{Fe}_{0.8}\text{Co}_{0.2})_{12-z}\text{Ti}_z$  and  $\text{Sm}_{0.8}\text{Y}_{0.2}(\text{Fe}_{1-y}\text{Co}_y)_{11.25}\text{Ti}_{0.75}$  under 0.05 T field<sup>[75]</sup>; (c) the variation of  $T_c$  of 1:12 phase against to  $y$  and  $z$ <sup>[75]</sup>; (d), (e) the variation of  $\mu_0H_A$  and  $\mu_0M_s$  by tuning  $x, y$  and  $z$  values in  $\text{Sm}_{1-x}\text{Y}_x(\text{Fe}_{0.8}\text{Co}_{0.2})_{11}\text{Ti}_1$  ( $0 \leq x \leq 0.3$ ),  $\text{Sm}_{0.8}\text{Y}_{0.2}(\text{Fe}_{1-y}\text{Co}_y)_{11.25}\text{Ti}_{0.75}$  ( $0.05 \leq y \leq 0.2$ ) and  $\text{Sm}_{0.8}\text{Y}_{0.2}(\text{Fe}_{0.8}\text{Co}_{0.2})_{12-z}\text{Ti}_z$  ( $0.65 \leq z \leq 1.00$ ) at 300 K<sup>[75]</sup>; (f), (g) temperature dependence of  $\mu_0H_A$  and  $\mu_0M_s$  for  $\text{Sm}_{0.8}\text{Y}_{0.2}(\text{Fe}_{0.9}\text{Co}_{0.1})_{11.25}\text{Ti}_{0.75}$ ,  $\text{Sm}_{0.8}\text{Y}_{0.2}(\text{Fe}_{0.8}\text{Co}_{0.2})_{11.25}\text{Ti}_{0.75}$ ,  $\text{Sm}(\text{Fe}_{0.8}\text{Co}_{0.2})_{11}\text{Ti}$  and  $\text{Nd}_2\text{Fe}_{14}\text{B}$ <sup>[75]</sup>.

长了  $(\text{Sm}_{1-x}\text{Zr}_x)(\text{Fe}_{0.8}\text{Co}_{0.2})_{12}$  薄膜, 系统地研究了 Zr 对内禀磁性能的影响, 饱和磁化强度随 Zr 含量的增加而提高, 当  $x = 0.26$  时高达 19.0 kG, 而各向异性场和居里温度在  $x = 0.18$  时达到最大, 分别为 98.0 kOe 和 671 K. Zhao 等 [77] 通过在 2a 处掺杂 Y 元素, 成功制备得到了具有核-壳结构的  $\text{Sm}_{0.75}\text{Y}_{0.25}(\text{Fe}_{0.8}\text{Co}_{0.2})_{11.25}\text{Ti}_{0.75}$  合金 (如图 14 所示), 各向异性场高达 92.4 kOe, 饱和磁化强度为 14.5 kG, 居里温度为 788 K, 具有优异的内禀磁性能.

基于拓扑自旋结构的赛道信息存储器为磁存储的更新换代提供了一项切实可行的思路. 具有一定拓扑数的不同类型的拓扑保护的自旋织构, 如斯格明子、反斯格明子等, 由于其具有非易失性、高密度、低能耗和易操控等特点, 在自旋电子学和量子计算方面表现出巨大的应用前景. 开发研究新型具备高性能拓扑磁畴结构的材料成为自旋电子学以及拓扑磁性材料研究领域的一个重要分支. 1:12 型磁体的易磁化轴随温度、磁场以及稀土元素的不同表现出丰富多样的磁结构, 为斯格明子的形成提供了广泛的材料选择 [71]. 由于 Sm 和 Tb 表现出不

同的各向异性行为, Xu 等 [78] 在  $\text{ThMn}_{12}$  型结构  $(\text{Sm}, \text{Tb})\text{Fe}_{11}\text{Ti}$  磁体中, 通过调节 Sm 和 Tb 的比例来改变系统的的面内各向异性, 成功在 203—310 K 温区内得到自发的高密度拓扑自旋结构 (如图 15 所示), 进一步证实了优化调控的正确性以及弱的面内各向异性是形成自发拓扑自旋结构的关键条件.

永磁材料需要通过工艺调控和结构优化等方法来提升磁体的磁性能, 想要获得高性能的磁体, 需要对每个步骤进行精确的控制. 目前, 常用的工艺包括磁控溅射、快淬、气流磨和还原扩散工艺等. 图 16 为一些常见工艺的示意图 [64].

在上文中提到, Hirayama 等 [73] 通过磁控溅射成功制备得到了  $\text{Sm}(\text{Fe}_{1-x}\text{Co}_x)_{12}$  薄膜, 当原子百分比为 20.00% 时, 合金的饱和磁化强度和居里温度显著提升至 17.8 kG 和 859 K. 快淬工艺是将熔融状态的金属液体喷射到由氩气推动的快速旋转的铜辊上, 铜辊的转速对应不同的冷却速度, Zhao 等 [9] 制备了  $\text{Sm}_{1.2}\text{Zr}_{0.2}(\text{Fe}_{0.8}\text{Co}_{0.2})_{11.5}\text{Ti}_{0.5}$  的快淬带, 并在热处理之后的样品中观察到了非晶晶界相, 磁体的最大磁能积达到 7.64 MGOe. Srinithi

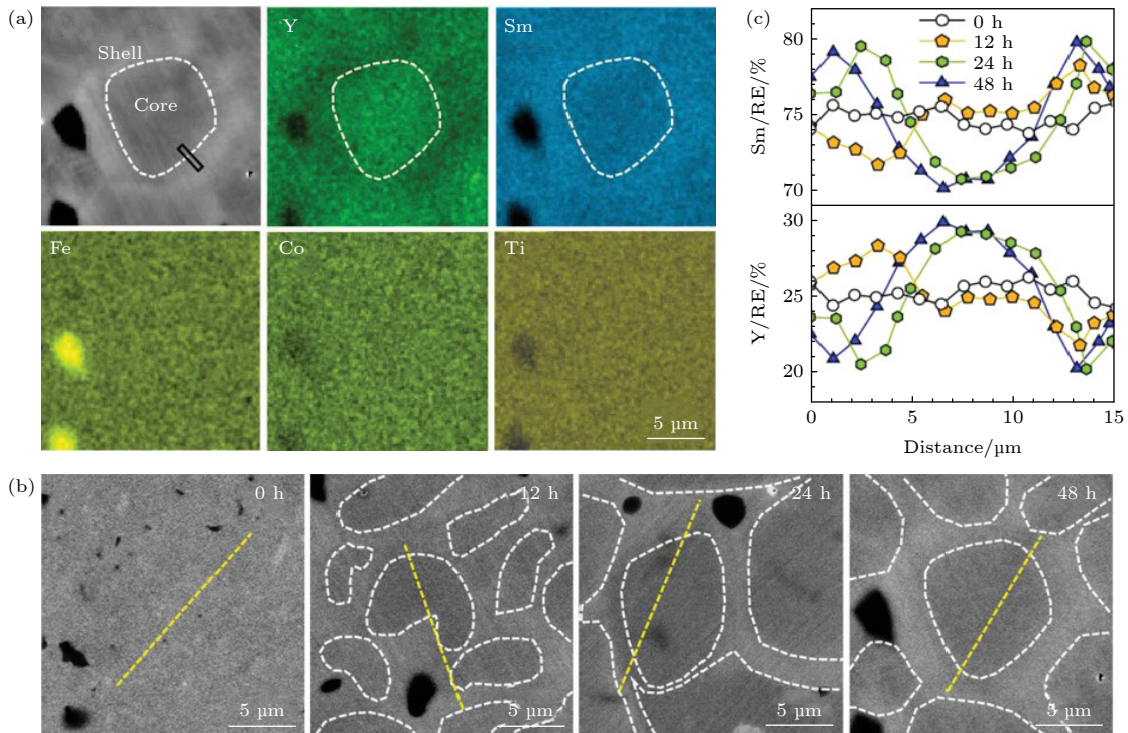


图 14 (a)  $\text{Sm}_{0.75}\text{Y}_{0.25}(\text{Fe}_{0.8}\text{Co}_{0.2})_{11.25}\text{Ti}_{0.75}$  合金在 1373 K 退火 48 h 后的 BSE-SEM 图像及对应的 EDS 图 [77]; (b)  $\text{Sm}_{0.75}\text{Y}_{0.25}(\text{Fe}_{0.8}\text{Co}_{0.2})_{11.25}\text{Ti}_{0.75}$  合金在 1373 K 退火不同时间的 BSE-SEM 图像 [77]; (c) 不同退火时间  $\text{ThMn}_{12}$  型结构中稀土元素的成分变化 [77].  
 Fig. 14. (a) The BSE-SEM image of the  $\text{Sm}_{0.75}\text{Y}_{0.25}(\text{Fe}_{0.8}\text{Co}_{0.2})_{11.25}\text{Ti}_{0.75}$  alloy after annealing at 1373 K for 48 h and its corresponding EDS mapping images [77]; (b) the BSE-SEM images of the  $\text{Sm}_{0.75}\text{Y}_{0.25}(\text{Fe}_{0.8}\text{Co}_{0.2})_{11.25}\text{Ti}_{0.75}$  alloy after annealing at 1373 K for 0—48 h [77]; (c) the RE constitutions change through the  $\text{ThMn}_{12}$ -type phases shown in panel (b) [77].

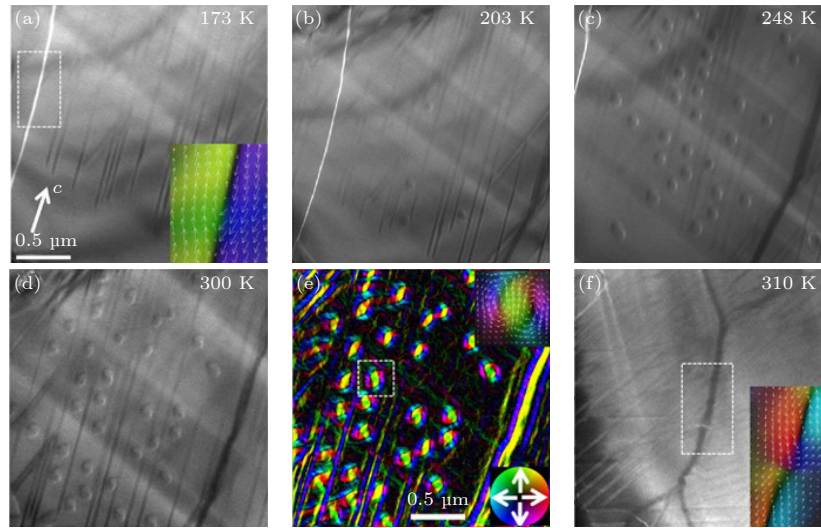


图 15 零磁场下  $\text{Tb}_{0.7}\text{Sm}_{0.3}\text{Fe}_{11}\text{Ti}$  磁体沿  $[100]$  方向磁畴结构随温度的关系 (a) 零磁场下的 L-TEM 图像, 在 173 K 处显示出较大的面内畴 ( $c$  轴用白色箭头标示), 在 (b) 203 K, (c) 248 K 和 (d) 300 K 处双斯格明子分布畴壁边, 表明了双斯格明子的自发形成<sup>[78]</sup>; (e) 在 300 K 时, 用 TIE 解析得到相应的面内磁化强度, 插图对双斯格明子放大图<sup>[78]</sup>; (f) 310 K 时的大面内畴, 以及在畴壁附近沿  $c$  轴的磁化强度分布<sup>[78]</sup>

Fig. 15. Temperature dependence of magnetization evolution along the  $[100]$  direction in the  $\text{Tb}_{0.7}\text{Sm}_{0.3}\text{Fe}_{11}\text{Ti}$  magnet at zero magnetic field: (a) The L-TEM images at zero magnetic field showing large in-plane domains at 173 K with the  $c$  axis marked out by a white arrow, and the biskyrmion distribution by the side of the linear domain wall at (b) 203 K, (c) 248 K, and (d) 300 K, respectively, showing the spontaneous biskyrmion formation<sup>[78]</sup>; (e) the corresponding in-plane magnetization by TIE analysis at 300 K with an enlarged spin configuration of biskyrmion in the inset<sup>[78]</sup>; (f) the large in-plane domain at 310 K and corresponding magnetization distribution along the  $c$  axis near the domain wall by TIE analysis<sup>[78]</sup>.

等<sup>[79]</sup>将 Ga 引入 Sm-(Fe, Co)-Ti 体系, 制备得到矫顽力最大 5 kOe 的快淬带. 气流磨和还原扩散工艺可以制备得到 1:12 相各向异性磁粉. Dirba 等<sup>[80]</sup>通过气流磨的方法成功制备得到了  $\text{Sm}(\text{Fe}_{0.8}\text{Co}_{0.2})_{10.5}\text{Cu}_{0.5}\text{Ti}$  磁性颗粒, 如图 17 所示, 在 0.5 MPa 氮气压力下, 经过气流磨处理后的颗粒尺寸最小可以达到  $(2.7 \pm 0.6) \mu\text{m}$ . 此外, Gabay 和 Hadjipanayis<sup>[81]</sup>通过还原-扩散方法以及优化的热处理工艺, 制备得到了矫顽力最大 12.6 kOe 的 Sm-Zr-Fe-Co-Ti 磁性颗粒. 然而, 当前还原扩散工艺的実施面临着很多技术挑战, 包括低良率、高成本、持续氧化问题以及难以获得致密烧结磁体.

制备大块 1:12 磁体的主要方式包括热压热变形、放电等离子烧结等. Schönhöbel 等<sup>[82]</sup>通过热压热变形工艺制备了 Sm-Fe-(V, Cu) 磁体, 获得了富 Sm 晶间相包裹 1:12 相的微观结构, 居里温度为 635 K, 矫顽力为 9.6 kOe, 磁体的最大磁能积达到 5.28 MGOe. Saito 等<sup>[83]</sup>通过放电等离子烧结成功制备矫顽力达到 5.2 kOe 的  $\text{SmFe}_{11}\text{Ti}$  磁体. 研究表明, 该方法能显著降低材料中的杂相含量是其高矫顽力的主要原因.

$\text{SmFe}_{12}$  磁体具有优异的内禀磁性能和较高的理论最大磁能积, 在新一代永磁材料中具有广阔的应用前景. 目前, 关于  $\text{SmFe}_{12}$  磁体的研究仍然集中在内禀磁性能的调控、外禀磁性能的优化以及烧结磁体制备工艺的改善. 这些问题的有效解决对促进稀土基磁性材料的工业应用具有重要意义. 除了传统的永磁体应用外,  $\text{SmFe}_{12}$  磁体在自旋电子学领域也显示出相当大的前景, 在此材料体系中发现的具有拓扑保护的自旋织构, 使低功耗和高密度数据存储成为可能, 使  $\text{SmFe}_{12}$  基材料在自旋电子学器件和量子计算架构中具有巨大的应用潜力.

### 3.2 $\text{Sm}_2\text{Fe}_{17}\text{N}_3$ 型稀土永磁材料

1990 年, Coey 和 Sun<sup>[84]</sup>通过气-固相渗氮处理, 氮原子能够进入  $\text{Th}_2\text{Zn}_{17}$  型结构的  $\text{Sm}_2\text{Fe}_{17}$  合金晶格的间隙位置, 制备了磁晶各向异性场高达 210—260 kOe 的  $\text{Sm}_2\text{Fe}_{17}\text{N}_3$  化合物.  $\text{Sm}_2\text{Fe}_{17}\text{N}_3$  具有高内禀矫顽力的特性, 使其在高退磁场应用领域具有独特的优势. 2014 年, Inami 等<sup>[85]</sup>利用同步辐射 X 射线衍射技术, 对直径约  $20 \mu\text{m}$  的单个  $\text{Sm}_2\text{Fe}_{17}\text{N}_3$  颗粒进行了精细的晶体结构解析. 成功

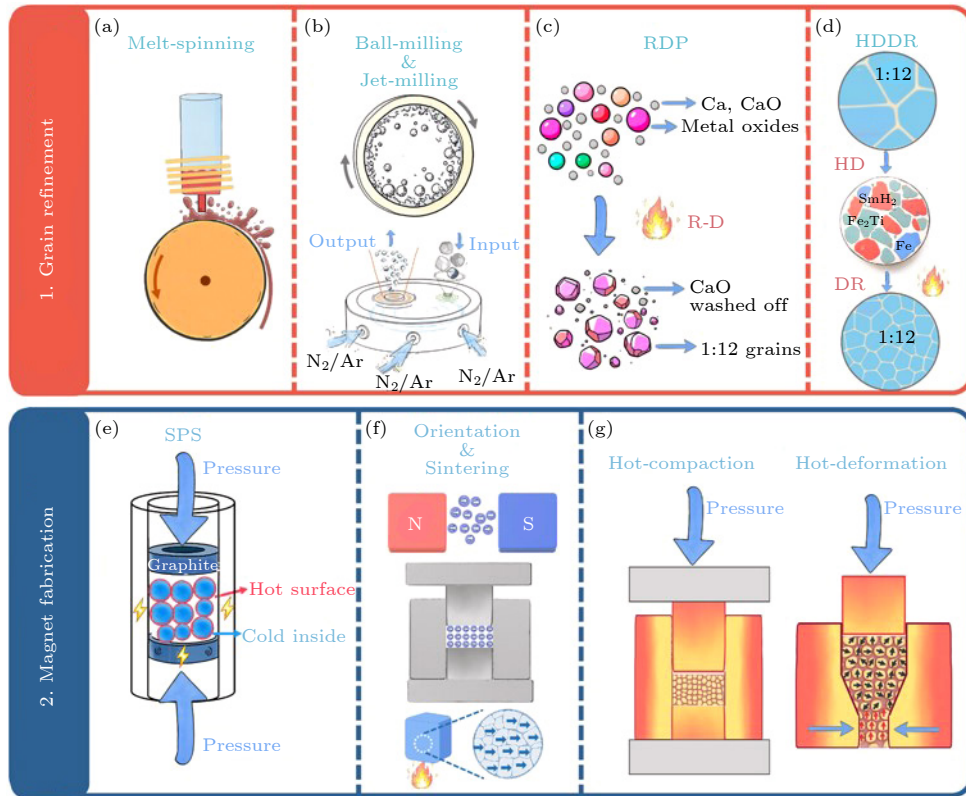


图 16 (a) 快淬<sup>[64]</sup>、(b) 球磨和气流磨<sup>[64]</sup>、(c) 还原扩散工艺<sup>[64]</sup>、(d) 吸氢-歧化-脱氢-再复合工艺<sup>[64]</sup>、(e) 放电等离子烧结<sup>[64]</sup>、(f) 磁场取向烧结<sup>[64]</sup>、(g) 热压和热变形工艺的示意图<sup>[64]</sup>

Fig. 16. Schematic diagram of (a) melt-spinning<sup>[64]</sup>, (b) ball-milling and jet-milling<sup>[64]</sup>, (c) reduction diffusion process (RDP)<sup>[64]</sup>, (d) hydrogenation disproportionation desorption recombination (HDDR)<sup>[64]</sup>, (e) spark plasma sintering (SPS)<sup>[64]</sup>, (f) magnetic field-oriented sintering<sup>[64]</sup>, (g) hot pressing and hot deformation<sup>[64]</sup>.

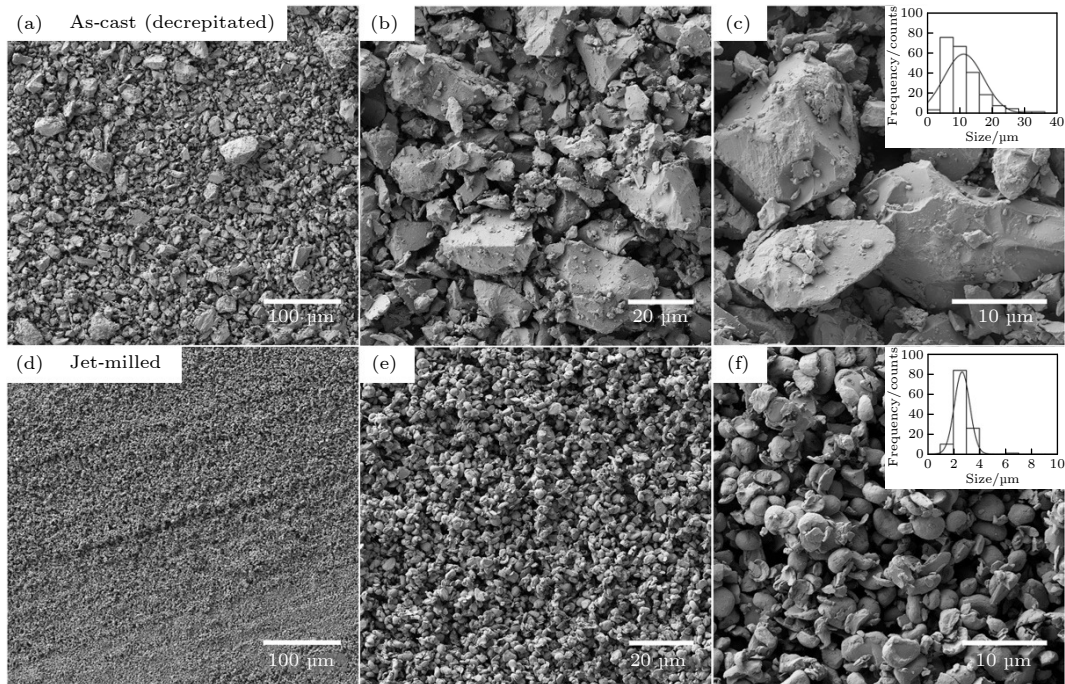


图 17 不同放大倍数下, (a)–(c) 氢破处理和 (d)–(f) 0.5 MPa 氮气压力气流磨处理后的  $\text{Sm}(\text{Fe}_{0.8}\text{Co}_{0.2})_{10.5}\text{Cu}_{0.5}\text{Ti}$  颗粒的 SEM 图像<sup>[80]</sup>

Fig. 17. SEM images between (a)–(c) hydrogen decrepitated and (d)–(f) jet-milled at 0.5 MPa nitrogen pressure  $\text{Sm}(\text{Fe}_{0.8}\text{Co}_{0.2})_{10.5}\text{Cu}_{0.5}\text{Ti}$  powders at different magnifications<sup>[80]</sup>.

确定了  $\text{Sm}_2\text{Fe}_{17}\text{N}_3$  的空间群为  $R\bar{3}m$  (如图 18 所示), 不仅精确测定了 Sm 与 Fe 原子的占位情况, 还首次在实验上明确了 N 原子的渗入所引发的晶格变化. 结果表明, N 原子的引入会导致晶体结构中 18f 点位的 Fe 原子发生显著偏移, 这一结构畸变为深入理解  $\text{Sm}_2\text{Fe}_{17}\text{N}_3$  永磁材料的高磁晶各向异性提供了关键的微观结构依据.

目前, 制备 Sm-Fe-N 磁粉的主要手段包括: 还

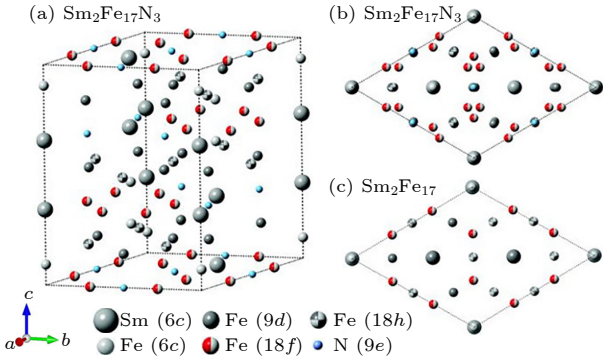


图 18 菱方  $\text{Th}_2\text{Zn}_{17}$  型晶体结构 (a) 晶胞<sup>[85]</sup>; (b)  $\text{Sm}_2\text{Fe}_{17}\text{N}_3$  相的  $c$  轴视图<sup>[85]</sup>; (c)  $\text{Sm}_2\text{Fe}_{17}$  相的  $c$  轴视图<sup>[85]</sup>

Fig. 18. Crystal structure of the rhombohedral  $\text{Th}_2\text{Zn}_{17}$  structure: (a) Unit cell<sup>[85]</sup>; (b) view from  $c$ -plane of  $\text{Sm}_2\text{Fe}_{17}\text{N}_3$ ; (c) view from  $c$ -plane of  $\text{Sm}_2\text{Fe}_{17}$ <sup>[85]</sup>.

原扩散法、合金熔炼法和氢破技术. 还原扩散法是指以 Ca 作为强还原剂在高温环境中将稀土氧化物还原, 并结合洗涤、渗氮等一系列处理制备 Sm-Fe-N 磁粉的方法. Xi 等<sup>[86]</sup> 在还原扩散过程中引入了掺杂元素 Ti 制得了 Sm-Fe-Ti-N 磁粉, 研究表明 Ti 元素的掺杂在使得  $\text{Sm}_2\text{Fe}_{17}$  合金晶胞膨胀的同时, 将磁粉的平均粒径从无取代的  $3\ \mu\text{m}$  大幅降低至  $0.9\ \mu\text{m}$ , 内禀矫顽力最高可达  $8.87\ \text{kOe}$ . Yao 等<sup>[87]</sup> 以  $\text{Sm}_2\text{O}_3$ 、羰基铁粉和 Nb-Fe 合金为原料, 通过还原扩散法成功制得  $\text{Sm}_2\text{Fe}_{17-x}\text{Nb}_x\text{N}_3$  磁粉, 在减小 Sm-Fe 合金的晶粒尺寸的同时有效抑制了磁粉中  $\alpha$ -Fe 相的出现, 内禀矫顽力进一步提升至  $10.07\ \text{kOe}$ . Wang 等<sup>[88]</sup> 采用超声波涂覆工艺将 CaO 包覆在还原扩散前驱体表面, 成功抑制了 Sm-Fe 合金晶粒在还原扩散过程中的过度生长且磁粉形貌保持近球形 (图 19), 成功制备出了平均粒度为  $0.52\ \mu\text{m}$  的 Sm-Fe-N 磁粉, 其内禀矫顽力可达  $9.12\ \text{kOe}$ . Yue 等<sup>[89]</sup> 在制备还原扩散氧化物前驱体时进一步引入了 Mn 元素, 成功制备出了无需破碎的近球形  $\text{Sm}_2(\text{Fe}_{1-x}\text{Mn}_x)_{17}\text{N}_3$  磁粉, 避免了磁粉因球磨导致的非晶化. 研究表明, 随着 Mn 含量的提升,

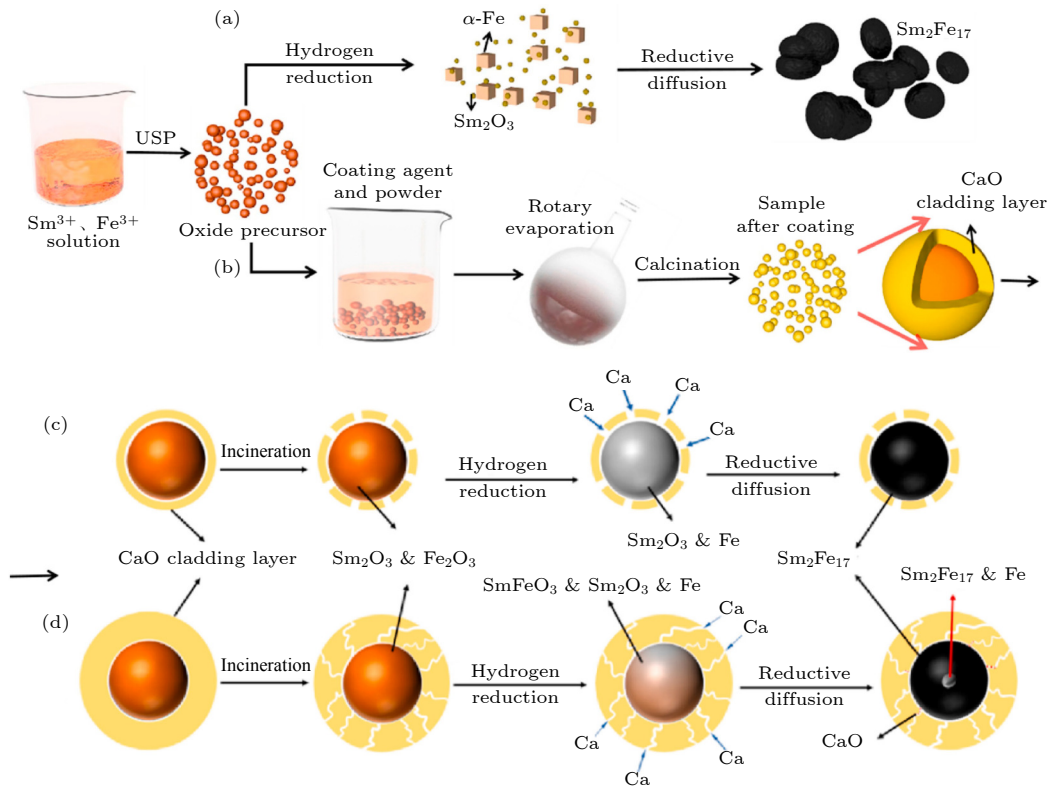


图 19 (a) 粉末的直接还原扩散过程<sup>[88]</sup>; (b) 硝酸钙  $\text{Ca}(\text{NO}_3)_2$  涂层工艺<sup>[88]</sup>; (c), (d) 氧化钙  $\text{CaO}$  涂层作用示意图<sup>[88]</sup>

Fig. 19. (a) Direct reduction diffusion of powder<sup>[88]</sup>; (b)  $\text{Ca}(\text{NO}_3)_2$  coating process<sup>[88]</sup>; (c), (d) schematic diagram of the CaO coating effect<sup>[88]</sup>.

磁粉粒度逐渐下降, 当  $x = 0.05$  时磁粉的内禀矫顽力达到最优值 10.37 kOe, 同时提升了磁粉的抗氧化能力. Okada 等<sup>[90]</sup> 通过向 Ar 气氛中混入 10% 的空气, 将 Sm-Fe-N 磁粉中未反应的 Ca 缓慢氧化为 CaO, 抑制了因水洗导致的  $\text{SmFe}_5$  等杂相的出现, 最终制备出了平均粒度 0.65  $\mu\text{m}$  的 Sm-Fe-N 磁粉, 其矫顽力达到了 27.69 kOe. 此外, Okada 等<sup>[91]</sup> 使用旋转扩散法制备 Sm-Fe-N 磁粉, 在旋转扩散过程中,  $\text{SmFeO}_3$  等前驱体与 Ca 均匀接触, 有效地抑制了传统工艺中易出现的大块 Sm-Ca-Fe 团聚, 避免了  $\text{Sm}_2\text{Fe}_{17}$  合金颗粒的过度生长, 同时可将磁粉的平均粒径降低至 0.4  $\mu\text{m}$ , Sm-Fe-N 磁粉内禀矫顽力提升至 31.58 kOe.

不同于还原扩散法, 合金熔炼法制备 Sm-Fe-N 磁粉具有更优异的制备效率. Katter 等<sup>[92]</sup> 率先通过快淬和球磨工艺成功制备了 Sm-Fe-N 磁粉. 研究表明, 该方法可以有效地抑制  $\alpha\text{-Fe}$  相的析出. 通过调节水冷铜辊的转速可以获得  $\text{TbCu}_7$  型和  $\text{Th}_2\text{Zn}_{17}$  型两种不同晶体结构的合金. 最终制备的  $\text{Th}_2\text{Zn}_{17}$  型 Sm-Fe-N 磁粉和  $\text{TbCu}_7$  型 Sm-Fe-N 磁粉的最大磁能积分别为 8.22 MGOe 和 8.72 MGOe. Shi 等<sup>[93]</sup> 通过速凝和球磨制备了 Sm-Fe-Al-N 磁粉, 相较无掺杂的 Sm-Fe-N 磁粉, 随着 Al 元素的增加, 晶胞体积持续膨胀, 有效地提升了磁粉的矫顽力, 获得 Sm-Fe-Al-N 磁粉的最高内禀矫顽力可达 10.07 kOe. 氮化处理前先采用氢破碎处理可以引起主相合金体积膨胀, 为后续氮化打开通道, 活化粉末表面, 使氮的扩散速度增加, 提高氮含量, 进而提高磁性能. Qian 等<sup>[10]</sup> 深入地研究了氢预处理对 Sm-Fe-N 磁粉的渗氮过程的影响. 研究发现, 氢预处理在  $\text{Sm}_2\text{Fe}_{17}$  合金粉末内诱导微裂纹的形成 (图 20). 从而使得  $\text{Sm}_2\text{Fe}_{17}$  合金的氮化模式转化为晶粒内外同步反应的模式, 使得合金的氮化速率显著加快, 最终成功制备出了综合磁性能优异的 Sm-Fe-N 磁粉, 其最大磁能积可达 42.8 MGOe.

Fang 等<sup>[94]</sup> 研究结果表明平均颗粒尺寸更小的 Sm-Fe-N 磁粉具有更高的矫顽力. 但超细的 Sm-Fe-N 磁粉表面积过大, 易在空气中发生剧烈氧化, 这对开发 Sm-Fe-N 磁粉的表面处理技术提出需求. Yamaguchi 等<sup>[95]</sup> 通过磁控溅射方式将 Zn, Ti, Al 元素成功包覆在 Sm-Fe-N 磁粉表面, 实现了矫顽力的提升, 为开发新型的 Sm-Fe-N 磁粉抗氧化工艺提供了思路. Zeng 等<sup>[96]</sup> 对 Sm-Fe-N 磁粉进行

磷酸钝化处理, 提升了磁粉的抗氧化能力, 矫顽力得到了显著的改善, 钝化磁粉的内禀矫顽力最高可达 10.56 kOe.

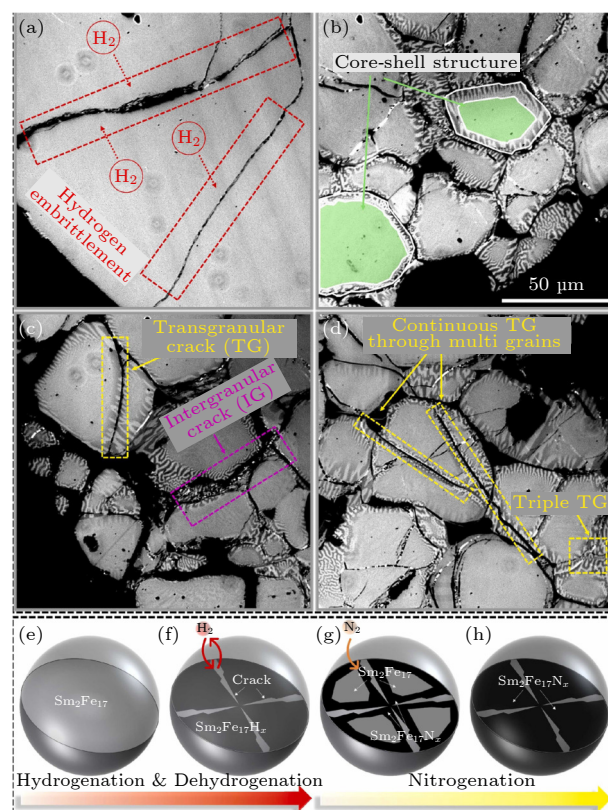


图 20 (a) Sm-Fe-H 条带的 MOKE 图像<sup>[10]</sup>; (b)–(d) 经 2 h 氮化处理的 Sm-Fe-N 条带的 MOKE 图像<sup>[10]</sup>; (e) 原始  $\text{Sm}_2\text{Fe}_{17}$  晶粒示意图<sup>[10]</sup>; (f) 氢化处理的  $\text{Sm}_2\text{Fe}_{17}$  晶粒示意图<sup>[10]</sup>; (g) 部分氮化的 Sm-Fe-H 晶粒示意图<sup>[10]</sup>; (h) 完全氮化的 Sm-Fe-N 晶粒示意图<sup>[10]</sup>

Fig. 20. MOKE images of (a) Sm-Fe-H strip and (b)–(d) Sm-Fe-N strips nitrated for 2 h<sup>[10]</sup>; related schematic diagrams of (e) original  $\text{Sm}_2\text{Fe}_{17}$  grain, (f) hydrogen treated  $\text{Sm}_2\text{Fe}_{17}$  grain with microcracks, (g) partially nitrated Sm-Fe-H grain with microcracks, and (h) fully nitrated Sm-Fe-N grain with microcracks<sup>[10]</sup>.

受限于  $\text{Sm}_2\text{Fe}_{17}\text{N}_3$  相在 773 K 以上易分解的特性, 钕铁氮磁粉因此主要被应用于粘接磁体的制备. Matsuura 等<sup>[97]</sup> 利用低氧超细 Zn 颗粒与  $\text{Sm}_2\text{Fe}_{17}\text{N}_3$  磁粉球磨混合并进行取向压制, 并在 718 K 退火得到内禀矫顽力可达 33.4 kOe 的  $\text{Sm}_2\text{Fe}_{17}\text{N}_3$  磁体. Fukushi 等<sup>[98]</sup> 通过钕铁氮磁粉和硬化剂、弹性剂混合的方式, 在磁场诱导下, 成功制备得到了各向异性钕铁氮磁性硅橡胶 (MSR), 制备流程如图 21(a) 所示, 制备得到的磁体具有相当高的形状自由度. 为了获得高性能的柔性粘接磁体, Qu 等<sup>[99]</sup> 利用压延法成功制备了具有高粉末

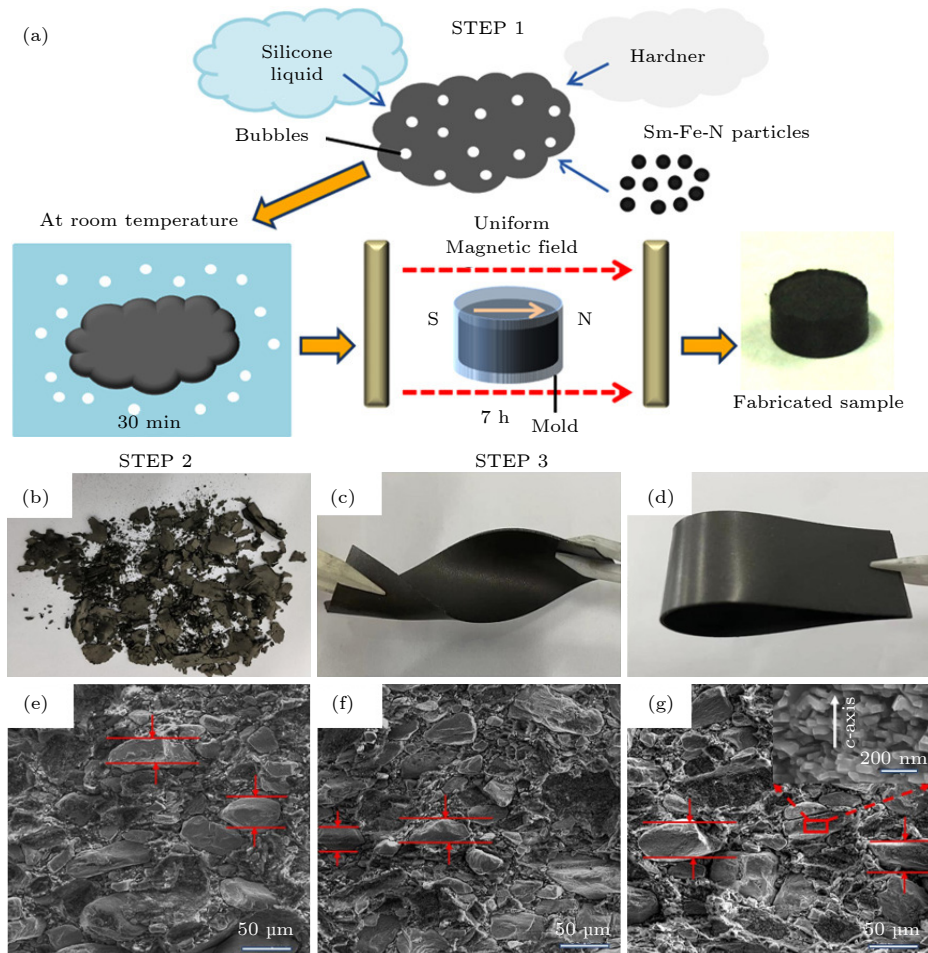


图 21 (a) 柔性 Sm-Fe-N 磁体制备过程<sup>[98]</sup>; (b) 纯 Nd-Fe-B 磁体的光学图像<sup>[99]</sup>; (c), (d) NdFeB/Sm-Fe-N 1% 复合磁体的弯曲和折叠图像<sup>[99]</sup>; (e)–(g) NdFeB/Sm-Fe-N 1%, Nd-Fe-B/Sm-Fe-N 3% 和 Nd-Fe-B/Sm-Fe-N 5% 复合磁体的截面图 (红色箭头表示压力方向)<sup>[99]</sup>

Fig. 21. (a) Preparation process of flexible Sm-Fe-N magnet<sup>[98]</sup>; (b) the optical images of pure Nd-Fe-B magnet<sup>[99]</sup>; (c), (d) the visual images of Nd-Fe-B/Sm-Fe-N 1% when twisted and folded<sup>[99]</sup>; (e)–(g) the cross-sectional morphology of Nd-Fe-B/Sm-Fe-N 1%, Nd-Fe-B/Sm-Fe-N 3% and Nd-Fe-B/Sm-Fe-N 5% (arrows indicate pressing direction)<sup>[99]</sup>.

填充的各向异性的柔性粘结钕铁氮/钕铁硼混合磁体, 结果如图 21(b)–(g) 所示, 最大磁能积达到 12.7 MGOe, 之后对不同粒径磁粉复合得到的压延磁体进行了力学测试, 发现随着粒径减小, 磁体抗拉强度也随之增强。

#### 4 结论与展望

高性能钕基永磁材料的研究与国家在高端制造、航空航天、新能源等战略领域的重大需求密切相关。经过几十年的发展, 以  $\text{SmCo}_5$  和  $\text{Sm}_2\text{Co}_{17}$  为代表的第一、二代稀土永磁材料已在高温、高稳定性应用场景中占据不可替代的地位, 而以  $\text{SmFe}_{12}$  和 Sm-Fe-N 为代表的新型钕基永磁材料也展现出巨大的发展潜力。然而, 要实现其更广泛的应用,

这两类材料仍面临诸多挑战。首先,  $\text{SmCo}_5$  和  $\text{Sm}_2\text{Co}_{17}$  凭借其优异的温度稳定性和良好的化学稳定性, 在高温应用领域仍保有一席之地, 但其最大磁能积仍有提升空间。尤其是  $\text{Sm}_2\text{Co}_{17}$  在高铁含量下矫顽力急剧下降的问题尚未根本解决, 未来需进一步探索微观结构调控、元素替代与多场耦合处理等手段, 优化微观结构与相分布, 提升综合磁性能。其次,  $\text{SmFe}_{12}$  基磁体因其高 Fe 含量和优异的理论磁性能备受关注, 但其亚稳态结构难以在块体中稳定存在, 依赖元素掺杂又往往导致饱和磁化强度下降。如何在不牺牲磁性能的前提下实现结构的稳定化, 仍是该体系走向实用化的关键。此外, Sm-Fe-N 材料虽具备高各向异性场和居里温度, 但其热稳定性差, 难以进行高温烧结, 目前主要局限于粘结磁体应用。开发新型低温致密化工艺、优

化表面包覆技术以抑制氧化和分解, 是推动其走向高性能块体磁体的重要方向. 其他新型钐基永磁材料体系也在探索中, 例如, 通过将  $\text{SmFe}_{12}$  与  $\text{SmCo}_5$  进行复合, 有望制备出纳米复合磁体, 借助两相间的交换耦合作用来提升综合磁性能并节约稀土用量, 但该技术对纳米尺度均匀混合与界面控制的要求极高, 目前矫顽力提升仍是主要挑战. 此外, 通过非平衡工艺探索富钐的新亚稳相, 或开发面向微机电系统等特殊需求的钐基薄膜材料, 这些研究虽具科学价值, 但距离大规模块体应用仍较遥远. 综上所述, 钐基永磁材料在保持其高温、高稳定性优势的基础上, 正朝着高磁能积、高矫顽力、高韧性、多功能化及低成本的方向发展. 未来通过多尺度结构调控与新材料设计理念的融合, 将在高端永磁领域继续发挥重要作用, 为国家科技进步与产业升级提供坚实的材料支撑.

## 参考文献

- [1] Sagawa M, Fujimura S, Yamamoto H, Matsuura Y, Hirosawa S 1985 *J. Appl. Phys.* **57** 4094
- [2] Hirosawa S, Matsuura Y, Yamamoto H, Fujimura S, Sagawa M, Yamauchi H 1986 *J. Appl. Phys.* **59** 873
- [3] Matsuura Y 2006 *J. Magn. Magn. Mater.* **303** 344
- [4] Yang J, Zhang D, Zhu R, Xu X, Wu D, Li Y, Liu W, Yue M 2021 *Mater. Charact.* **181** 111478
- [5] Yu N, Zhu M, Fang Y, Song L, Sun W, Song K, Wang Q, Li W 2017 *Scr. Mater.* **132** 44
- [6] Cui J, Kramer M, Zhou L, Liu F, Gabay A, Hadjipanayis G, Balasubramanian B, Sellmyer D 2018 *Acta Mater.* **158** 118
- [7] Liu Z, He J, Ramanujan R V 2021 *Mater. Des.* **209** 110004
- [8] Li Q, Wang C, Lin Z, Wang L, Xiao Y, Zhang P, Cao X, Fang Y, Liao Q, Yang J, Zhang Y, Zhu M, Li W 2023 *Acta Mater.* **245** 118664
- [9] Zhao L, Li C, Zhang X, Bandaru S, Su K, Liu X, Zhou Q, Li L, Greneche J M, Jin J, Yan M 2020 *J. Alloys Compd.* **828** 154428
- [10] Qian H D, Xing M, Han J, Liang D, Lin Z, Wang Y, Liu F, Zhang P, Zhu T, Tian G, Xu Q, Fang C, Liu S, Yang W, Niu E, Cai D, Rao X, Yang J, Yang Y 2025 *J. Alloys Compd.* **1011** 178352
- [11] Qian H D, Wang F G, Liang D, Lin Z C, Han J Z, Yang J B 2023 *J. Chin. Soc. Rare Earths* **41** 43940 [千辉东, 王芳贵, 梁栋, 林中冲, 韩景智, 杨金波 2023 *中国稀土学报* **41** 43940]
- [12] Buschow K H J 1977 *Rep. Prog. Phys.* **40** 1179
- [13] Strnat K, Hoffer G, Olson J, Ostertag W, Becker J J 1967 *J. Appl. Phys.* **38** 1001
- [14] Velge W A J J, Buschow K H J 1968 *J. Appl. Phys.* **39** 1717
- [15] Buschow K H J, Luiten W, Naastepad P A, Westendorp F F 1968 *Philips Tech. Rev.* **29** 336
- [16] Das D K 1969 *IEEE Trans. Magn. MAG-* **5** 214
- [17] Benz M G, Martin D L 1970 *Appl. Phys. Lett.* **17** 176
- [18] Zhang D T, Zhu R C, Yue M, Liu W Q 2020 *Rare Met.* **39** 1295
- [19] Zhang D T, Cai N X, Zhu R C, Liu W Q, Yue M 2020 *Rare Met.* **39** 421
- [20] Sun W, Zhu M, Fang Y, Pan W, Li J, Li Y, Li W 2012 *Rare Met.* **31** 470
- [21] Zuo J H, Yue M, Wang Y Q, Lu Q M, Liu Y Q, Zhang D T, Liu W Q, Zhang J X, Guo Z H, Li W 2015 *Rare Met. Mater. Eng.* **44** 834 (in Chinese) [左建华, 岳明, 王云桥, 路青梅, 刘燕琴, 张东涛, 刘卫强, 张久兴, 郭朝晖, 李卫 2015 *稀有金属材料与工程* **44** 834]
- [22] Yamashita O 2004 *J. Phys. Chem. Solids* **65** 907
- [23] Zhao J W, Xia Y F, Liu R C, Wang G Q, Li L Y, Wang K M, Hua W B 1986 *Acta Phys. Sin.* **35** 346 (in Chinese) [赵骥万, 夏元复, 刘荣川, 王桂琴, 吕丽亚, 王坤明, 华文标 1986 *物理学报* **35** 346]
- [24] Das D K 1971 *IEEE Trans. Magn.* **7** 432
- [25] de Campos M F 2014 *Mater. Sci. Forum.* **802** 619
- [26] Cai N X 2020 *M. S. Thesis* (Beijing: Beijing University of Technology) (in Chinese) [蔡乃星 2020 硕士学位论文 (北京: 北京工业大学)]
- [27] Fuerst C D, Brewer E G 1993 *J. Appl. Phys.* **74** 6907
- [28] Yue M, Zuo J H, Liu W Q, Li W C, Zhang D T, Zhang J X, Guo Z H, Li W 2011 *J. Appl. Phys.* **109** 07A711
- [29] Xu X, Li Y, Ma Z, Yue M, Zhang D 2020 *Scr. Mater.* **178** 34
- [30] Schaller H J, Craig R S, Wallace W E 1972 *J. Appl. Phys.* **43** 3161
- [31] Senno H, Tawara Y, Hirota E 1976 *Appl. Phys. Lett.* **29** 514
- [32] Ojima T T S, Yoneyama T, Hori T 1977 *Jpn. J. Appl. Phys.* **16** 671
- [33] Giron S, Polin N, Adabifiroozjaei E, Yang Y, Maccari F, Kovács A, Almeida T P, Ohmer D, Üstüner K, Saxena A, Katter M, Radulov I A, Freysoldt C, Dunin-Borkowski R E, Farle M, Durst K, Zhang H, Alff L, Ollefs K, Xu B X, Gutfleisch O, Molina-Luna L, Gault B, Skokov K P 2025 *Nat. Commun.* **16** 11335
- [34] Jiang S T, Li W 2001 *Condensed Matter Magnetic Physics* (Beijing: Science Press) (in Chinese) [姜寿亭, 李卫 2001 凝聚态磁性物理 (北京: 科学出版社)]
- [35] Li W, Jiang L, Wang D 1986 *J. Less-Common Met.* **126** 95
- [36] Sun W, Zhu M G, Fang Y K, Guo Z H, Li W 2022 *Rare Met.* **41** 4230
- [37] Song K, Fang Y, Wang S, Yu N, Chen H, Zhang M, Zhu M, Li W 2018 *J. Magn. Magn. Mater.* **465** 569
- [38] Wang S, Fang Y K, Song K K, Zhu X, Wang L, Sun W, Pan W, Zhu M, Li W 2020 *J. Rare Earths* **38** 1224
- [39] Zheng M, Bi Y, Hou Z, Wang C, Wang J, Wang L, Duan Z, Zhang B, Fang Y, Zhu M, Li W 2024 *J. Alloys Compd.* **987** 174182
- [40] Song X, Huang D, Jia W, Liu Y, Gao J, Ren Y, Ma T 2023 *Acta Mater.* **244** 118580
- [41] Li Q F, Wang C, Wang L, Bi Y F, Fang Y, Zhang Y, Zhu M, Li W 2024 *J. Mater. Sci. Technol.* **194** 142
- [42] Song X, Jia W, Liu Y, Li J, Huang D, Liu X, Zhao L, Zhou X, Ren Y, Liu F, Ma T 2024 *Acta Mater.* **274** 119966
- [43] Liu L, Li Y, Yu N, Ren Z, Song C, Pan M, Yang H, Wu Q, Ge H, Zhu M, Li W 2024 *J. Alloys Compd.* **1005** 175985
- [44] Li J, Song X, Liu Y, Jia W, Ma Z, Zhao L, Liu X, Ma T 2026 *J. Mater. Sci. Technol.* **245** 289
- [45] Hu M Y, He Y K, Liu Y, Liu Z, Xi L, Yang L, Zhang T, Kang D, Si C, Zhao M, Jiang C 2024 *Adv. Funct. Mater.* **34** 2400305
- [46] Huang D, Jin B, Yuan S, Sun W, Zhao L, Pan Y, Liu X, Liu H, Zhao Y, Liao Y, Song Y, Zhang X 2026 *J. Mater. Sci. Technol.* **245** 40
- [47] Huang J Y, Zuo S L, Zhang Q, Dai H Y, Yang L, Liu J H,

- Jiang C B 2024 *Rare Met.* **43** 3990
- [48] Zhang Q, Zuo S, Yang S, Liu J, Kang D, Jiang C 2025 *Adv. Eng. Mater.* **27** 2402771
- [49] Long Z, Zhang C, Li Y, Zhang B, Bian M, Ling C, Kang Y, Zhang H, Wu Q, Yue M 2025 *Mater. Horiz.* **12** 2999
- [50] Long Z, Zhang C, Li Y, Zhang B, Wu Q, Yue M 2025 *Mater. Lett.* **385** 138173
- [51] Dai H, Huang J, Zuo S, Hu M, Yang L, Liu J, Jiang C 2025 *Scr. Mater.* **255** 116406
- [52] Wang F X, Liu L, Yuan J H, Zhou B, Luo H, Wang N, Sun Y, Ding Y, Yan A 2024 *J. Alloys Compd.* **981** 173715
- [53] Wang F, Liu L, Yuan J, Wang S, Zhou B, Huang M, Ding Y, Sun Y, Yan A 2024 *Mater. Today Commun.* **41** 110674
- [54] Zhou B, Dai B, Liu L, Hu F, Sun Y, Ding Y, Yan A 2025 *J. Magn. Magn. Mater.* **628** 173162
- [55] Zhang S, Li S, Yang Q, Kang D, Qiu X, Liu J, Zhang T, Jiang C 2025 *Scr. Mater.* **255** 116352
- [56] Yang Y, Liu Z, Zhu C, Liu Y, Tan D, Li Y, Xia R, Wu H, Chen R, Yan A 2024 *J. Magn. Magn. Mater.* **605** 172346
- [57] Zhang Y, Ye L, Wu W, Chai K, Wu P, Yan D, Gan K, Li Z 2025 *J. Alloys Compd.* **1010** 177736
- [58] Wang L, Li Q, Wang C, Zheng M, Duan Z, Bi Y, Liu Y, Zhu M, Fang Y, Yi X, Li W 2025 *J. Mater. Sci. Technol.* **212** 148
- [59] Ohashi K, Yokoyama T, Osugi R, Tawara Y 1987 *IEEE Trans. Magn.* **23** 3101
- [60] Yang Y C, Kebe B, James W J, Deportes J, Yelon W 1981 *J. Appl. Phys.* **52** 2077
- [61] Müller A 1988 *J. Appl. Phys.* **64** 249
- [62] Kuno T, Suzuki S, Urushibata K, Kobayashi K, Sakuma N, Yano M, Kato A, Manabe A 2016 *AIP Adv.* **6** 025221
- [63] Tozman P, Sepehri-Amin H, Hono K 2021 *Scr. Mater.* **194** 113686
- [64] Chen W, He Y K, Zhang T L, Jiang C B 2026 *Adv. Funct. Mater.* **36** 2506806
- [65] Neiva A C, Missell F P, Grieb B, Henig E T, Petzow G 1991 *J. Less-Common Met.* **170** 293
- [66] Palanisamy D, Ener S, Maccari F, Schäfer L, Skokov K P, Gutfleisch O, Raabe D, Gault B 2020 *Phys. Rev. Mater.* **4** 054404
- [67] Jang T S, Stadelmaier H H 1990 *J. Appl. Phys.* **67** 4957
- [68] Schönhöbel A M, Madugundo R, Vekilova O Y, Eriksson O, Herper H C, Barandiarán J M, Hadjipanayis G C 2019 *J. Alloys Compd.* **786** 969
- [69] Dirba I, Harashina Y, Sepehri-Amin H, Ohkubo T, Miyake T, Hirose S, Hono K 2020 *J. Alloys Compd.* **813** 152224
- [70] Gabay A M, Hadjipanayis G C 2017 *J. Magn. Magn. Mater.* **422** 43
- [71] Hu B P, Li H S, Gavigan J P, Coey J M D 1989 *J. Phys. Condens. Matter* **1** 755
- [72] Tozman P, Sepehri-Amin H, Takahashi Y K, Hirose S, Hono K 2018 *Acta Mater.* **153** 354
- [73] Hirayama Y, Takahashi Y K, Hirose S, Hono K 2017 *Scr. Mater.* **138** 62
- [74] Makurenkova A, Ogawa D, Tozman P, Okamoto S, Nikitin S, Hirose S, Hono K, Takahashi Y K 2021 *J. Alloys Compd.* **861** 158477
- [75] Tozman P, Sepehri-Amin H, Tang X, Ohkubo T, Hono K 2022 *Appl. Phys. Express* **15** 045505
- [76] Tozman P, Takahashi Y K, Sepehri-Amin H, Ogawa D, Hirose S, Hono K 2019 *Acta Mater.* **178** 114
- [77] Zhao L, Su R, Wen L, Li W, Liu X, Zhang Z, Zhao R, Han Y, Zhang X, Li W 2022 *Adv. Mater.* **34** 2203503
- [78] Xu J, Wang Z, Li Z, Gao Y, Hu C, Wang D, Zhang J, Zheng X, Cai J, Zhao T, Wang S, Zhang Y, Shen B 2023 *J. Appl. Phys.* **133** 163903
- [79] Srinithi A K, Sepehri-Amin H, Tang X, Tozman P, Li J, Zhang J, Kobayashi S, Ohkubo T, Nakamura T, Hono K 2021 *J. Magn. Magn. Mater.* **529** 167866
- [80] Dirba I, Li J, Sepehri-Amin H, Ohkubo T, Schrefl T, Hono K 2019 *J. Alloys Compd.* **804** 155
- [81] Gabay A M, Hadjipanayis G C 2021 *Scr. Mater.* **196** 113760
- [82] Schönhöbel A M, Madugundo R, Barandiarán J M, Hadjipanayis G C, Palanisamy D, Schwarz T, Gault B, Raabe D, Skokov K, Gutfleisch O, Fischbacher J, Schrefl T 2020 *Acta Mater.* **200** 652
- [83] Saito T, Watanabe F, Nishio-Hamane D 2019 *J. Alloys Compd.* **773** 1018
- [84] Coey J M D, Sun H 1990 *J. Magn. Magn. Mater.* **87** L251
- [85] Inami N, Takeichi Y, Ueno T, Saito K, Sagayama R, Kumai R, Ono K 2014 *J. Appl. Phys.* **115** 17A712
- [86] Xi J, Yang Z, Wang X, Zhang H, Haseeb M, Chen Y, Nie X, Liu W, Yue M 2024 *J. Magn. Magn. Mater.* **603** 172242
- [87] Yao G, Tian H, Zhang C, Shi H, Zeng S, Gao S, Feng S, Zhu K, Kan X, Liu X 2024 *J. Mater. Sci. Mater. Electron.* **35** 1979
- [88] Wang J, Cai W, Zheng J, Zhu J, Zhang X, Chen H, Qiao L, Ying Y, Li W, Yu J, Li J, Su Y, Che S 2023 *J. Mater. Res. Technol.* **27** 6688
- [89] Yue P, Zheng J, Zong S, Cai W, Chen H, Qiao L, Lin M, Ying Y, Yu J, Li J, Li W, Che S 2025 *Mater. Res. Bull.* **190** 113530
- [90] Okada S, Node E, Takagi K, Fujikawa Y, Enokido Y, Moriyoshi C, Kuroiwa Y 2019 *J. Alloys Compd.* **804** 237
- [91] Okada S, Node E, Takagi K, Hashimoto R 2023 *J. Alloys Compd.* **960** 170726
- [92] Katter M, Wecker J, Schultz L 1991 *J. Appl. Phys.* **70** 3188
- [93] Shi H, Liu X, Kan X, Zhang C, Tian H, Yao G, Zeng S, Gao S 2025 *J. Magn. Magn. Mater.* **628** 173144
- [94] Fang Q, An X, Wang F, Li Y, Du J, Xia W, Yan A, Liu J P, Zhang J 2016 *J. Magn. Magn. Mater.* **410** 116
- [95] Yamaguchi W, Soda R, Takagi K 2020 *J. Magn. Magn. Mater.* **498** 166101
- [96] Zeng S, Zhang C, Tian H, Yao G, Shi H, Zhu Y, Chi S, Kan X, Liu X 2024 *J. Mater. Sci. Mater. Electron.* **35** 1828
- [97] Matsuura M, Shiraiwa T, Tezuka N, Sugimoto S, Shoji T, Sakuma N, Haga K 2018 *J. Magn. Magn. Mater.* **452** 243
- [98] Fukushi T, Hoon Kim S, Hashi S, Ishiyama K 2014 *Smart Mater. Struct.* **23** 067001
- [99] Qu Z, Wu Q, Zhang M, Yue M, Liu W 2023 *J. Magn. Magn. Mater.* **584** 171084

SPECIAL TOPIC — Applied magnetism

# Research progress of samarium-based rare earth permanent magnets\*

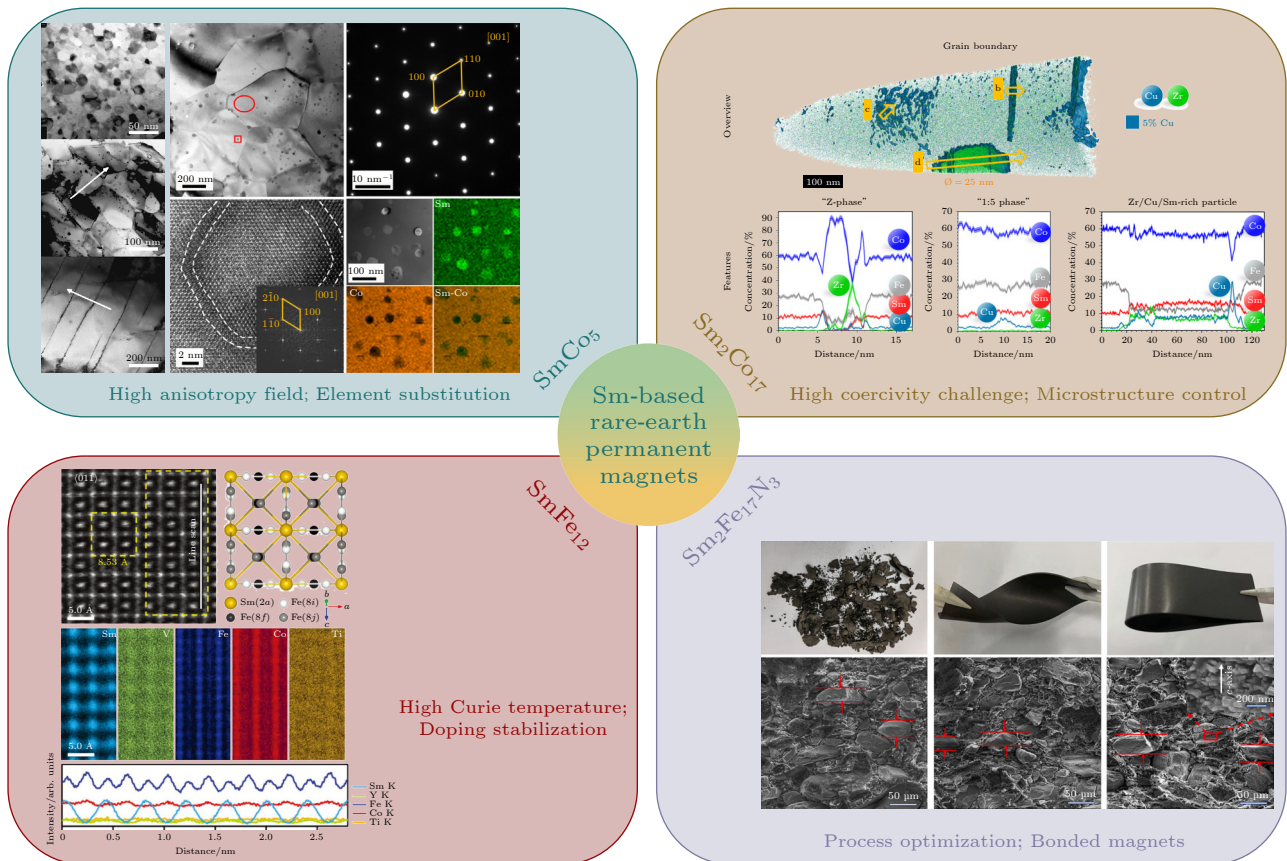
XI Lei    ZHENG Meng<sup>†</sup>    CHEN Hao    ZENG Shifan  
 KAN Xucai    WANG Shouguo<sup>‡</sup>

(Anhui Provincial Key Laboratory of Magnetic Functional Materials and Devices, School of Materials Science and Engineering, Anhui University, Hefei 230601, China)

(Received 29 November 2025; revised manuscript received 13 January 2026)

## Abstract

Rare earth permanent magnets are crucial for the miniaturization, lightweight design, and efficiency improvement of modern technologies due to their excellent magnetic properties. They have become strategic materials vital to national energy security and technological competitiveness because of their concentrated supply chain and high technical barriers. Rare earth permanent magnets are broadly classified into two



\* Project supported by the National Natural Science Foundation of China (Grant No. 52130103) and the Natural Science Foundation of Anhui Province, China (Grant No. 2508085QE163).

<sup>†</sup> Corresponding author. E-mail: [zhengmeng@ahu.edu.cn](mailto:zhengmeng@ahu.edu.cn)

<sup>‡</sup> Corresponding author. E-mail: [sgwang@ahu.edu.cn](mailto:sgwang@ahu.edu.cn)

categories: NdFeB and SmCo. The NdFeB magnets, with a theoretical maximum energy product of 64.3 MGOe, are widely used in consumer electronics, new energy vehicle, industrial servo motors, household appliances and medical equipment. However, their relatively low Curie temperature (about 586 K) restricts the long-term operating temperature to below 423 K, thereby limiting the application in high-temperature environments. In contrast, SmCo<sub>5</sub> and Sm<sub>2</sub>Co<sub>17</sub> magnets are widely applied in high-temperature and high-reliability applications, owing to their high Curie temperatures and low coercivity temperature coefficients. Meanwhile, SmFe<sub>12</sub> and Sm<sub>2</sub>Fe<sub>17</sub>N<sub>3</sub> magnets exhibit high saturation magnetization, high anisotropy field, and relatively low rare earth content, thereby making them promising candidates for the next generation of high-performance, low-cost permanent magnets. Herein, we systematically review the research progress of Sm-Co-based and Sm-Fe-based permanent magnets, with a focus on analyzing the current development status of SmCo<sub>5</sub>-type, Sm<sub>2</sub>Co<sub>17</sub>-type, SmFe<sub>12</sub>-type and Sm<sub>2</sub>Fe<sub>17</sub>N<sub>3</sub>-type permanent magnets, and the future development directions for Sm-based rare earth permanent magnets are discussed and outlooked.

**Keywords:** Sm-based permanent magnets, coercivity, microstructure

**DOI:** [10.7498/aps.75.20251627](https://doi.org/10.7498/aps.75.20251627)

**CSTR:** [32037.14.aps.75.20251627](https://cstr.cn/32037.14.aps.75.20251627)

## 钐基稀土永磁材料研究进展

奚磊 郑蒙 陈昊 曾世繁 阚绪材 王守国

### Research progress of samarium-based rare earth permanent magnets

XI Lei ZHENG Meng CHEN Hao ZENG Shifan KAN Xucui WANG Shouguo

引用信息 Citation: *Acta Physica Sinica*, 75, 060706 (2026) DOI: 10.7498/aps.75.20251627

CSTR: 32037.14.aps.75.20251627

在线阅读 View online: <https://doi.org/10.7498/aps.75.20251627>

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

在开磁路中利用抽运-检测型铷原子磁力仪测量软磁材料的矫顽力

Measurement of coercivity of soft magnetic materials in open magnetic circuit by pump-probe rubidium atomic magnetometer

物理学报. 2022, 71(24): 244206 <https://doi.org/10.7498/aps.71.20221618>

基于数据挖掘技术的稀土磁性材料研究进展

Research progress of rare earth magnetic materials based on machine learning

物理学报. 2025, 74(13): 137102 <https://doi.org/10.7498/aps.74.20250431>

激光熔化3D打印高性能铁基非晶软磁器件及其物理机制

Laser melting 3D printing prepared high-performance iron-based amorphous soft magnetic devices and their physical mechanisms

物理学报. 2025, 74(16): 166103 <https://doi.org/10.7498/aps.74.20250559>

晶界添加PrCu合金对 $(\text{Pr, Nd, Dy})_{32.2}\text{Co}_{13}\text{Cu}_{0.4}\text{Fe}_{\text{bal}}\text{B}_{0.98}\text{M}_{1.05}$ 磁体磁性能与微观组织的影响

Effect of  $\text{Pr}_{80}\text{Cu}_{20}$  grain boundary addition on microstructure and magnetic properties of  $(\text{Pr, Nd, Dy})_{32.2}\text{Co}_{13}\text{Cu}_{0.4}\text{Fe}_{\text{bal}}\text{B}_{0.98}\text{M}_{1.05}$  magnet

物理学报. 2022, 71(16): 167502 <https://doi.org/10.7498/aps.71.20220406>

2:14:1型高熵稀土永磁材料的反磁化机理

Mechanism of magnetization reversal of 2 : 14 : 1 high-entropy rare-earth permanent magnets

物理学报. 2025, 74(2): 027501 <https://doi.org/10.7498/aps.74.20241340>

辅助电场对低密度聚乙烯微观结构演变与直流电气特性的影响

Influence of assisted electric field on the microstructure evolution and direct current electrical properties of low-density polyethylene

物理学报. 2024, 73(22): 227702 <https://doi.org/10.7498/aps.73.20241113>