

环氧树脂包覆对 Fe 基纳米晶软磁复合材料 高频损耗的影响机制*

余灵君¹⁾ 朱鑫源¹⁾ 李杨⁴⁾ 张毅¹⁾ 徐王诺¹⁾ 侯龙^{1)2)†} 李忠⁴⁾

郑翠红¹⁾ 冯汉臣^{3)†} 李维火¹⁾

1) (安徽工业大学 材料科学与工程学院, 马鞍山 243002)

2) (国际太赫兹器件研究与应用联合研究中心, 芜湖 241000)

3) (东南大学 材料科学与工程学院, 仪器分析中心, 南京 211189)

4) (浙江省先进电机用能量转换材料重点实验室, 杭州电子科技大学 材料与环
境工程学院, 杭州 310012)

摘 要

高频损耗 (P_{cv}) 是制约软磁复合材料 (SMCs) 在下一代高频、小型化电力电子系统中广泛应用的性能瓶颈, 而通过绝缘包覆剂与工艺参数的协同优化, 则是抑制此类损耗的核心策略。本文以 $Fe_{73.5}Si_{13.5}B_9Nb_3Cu_1$ 纳米晶粉末为磁性基体, 系统研究了环氧树脂包覆对 SMCs 绝缘完整性及高频磁性能的影响。适量环氧树脂包覆 (2 wt.%, EP2) 能够显著改善当前 SMCs 的 P_{cv} , 其在 20 mT/1000 kHz 与 50 mT/100 kHz 下分别为 628 mW/cm³ 与 283 mW/cm³。Bertotti 损耗分离证实, 增加包覆含量在轻微降低涡流损耗的同时, 显著增大磁滞损耗; 而后者在总损耗中占比的升高是导致体系 P_{cv} 增大的主因。适量环氧树脂包覆在降低磁粉芯孔隙率、改善致密度的同时, 形成了均匀、连续且致密的包覆层, 有效抑制了颗粒间的局部偏聚, 最终使 EP2 样品的磁滞损耗与涡流损耗同步达到最优, 实现了 P_{cv} 的最低值。通过精准调控环氧树脂的包覆含量, 无需额外借助多层包覆或界面改性等复杂策略, 即可实现各损耗分量的协同调控。该策略为高频大功率磁性元件的损耗调控提供了有效路径。

关键词: Fe 基纳米晶软磁复合材料; 绝缘包覆; 高频磁特性; 损耗

PACS: 75.50.Kj, 75.60.Ej, 81.05.Bx

基金: 安徽省高等学校自然科学研究项目 (批准号: 2023AH051084) 和太赫兹器件研究与应用国际联合研究中心开放性课题 (批准号: 2024GH03001)

† 通讯作者. 侯龙, E-mail: longhou@ahut.edu.cn;

冯汉臣, E-mail: fenghanchen@seu.edu.cn

第一作者. E-mail: lingjun195@163.com

1 引言

随着第五代移动通信（5G）、新能源汽车、数据中心及无线充电技术的飞速发展，电力电子系统正朝着高频化、小型化、集成化方向不断演进^[1-3]。作为电源管理模块的核心被动元件，电感器、变压器等磁性元件的性能直接决定了整机系统的功率密度与能量转换效率^[4-6]。在此背景下，传统的软磁材料面临严峻挑战。硅钢材料具有高饱和磁感应强度（ B_s ），但其高频下的涡流损耗因其极低的电阻率（48-82 $\mu\Omega\cdot\text{cm}$ ）而急剧增加^[3, 7]；铁氧体材料虽具有极低的高频损耗（ P_{cv} ），但 B_s 不足（通常低于 0.5 T），难以满足大电流工况下的抗偏磁需求^[8, 9]。铁基纳米晶合金因其独特的双相复合结构（非晶基体+纳米晶粒）而兼具高 B_s 与低 P_{cv} 特性，在大功率高频电力电子领域展现出显著优势。以 $(\text{Fe}_{0.8}\text{Co}_{0.2})_{84}\text{Ni}_2\text{B}_{12.5}\text{Cu}_1\text{Si}_{0.5}$ 合金为例，其 B_s 值高达 1.86 T，可与无取向硅钢相媲美，同时矫顽力（ H_c ）仅 3.7 A/m，表现出优异的软磁特性^[10]。此外， $\text{Fe}_{84.8}\text{Si}_{0.5}\text{B}_{9.4}\text{P}_{3.4}\text{Cu}_{0.8}\text{C}_{1.1}$ 纳米晶合金在高频低损耗方面尤为突出，在 1 T/10 kHz 条件下的 P_{cv} 低至 75 W/kg，远优于同类软磁材料^[11]。值得注意的是，该系列纳米晶合金虽兼具优异的综合磁性能，但其非晶形成能力有限，且后续热处理过程易诱发材料脆断，这一本征缺陷严重恶化了其机械加工性能，成为制约其工程应用的关键瓶颈^[12]。相比之下，铁基纳米晶软磁复合材料（Soft Magnetic Composites, SMCs）——即磁粉芯，凭借其独特的“金属磁性颗粒+绝缘包覆层”复合结构，继承了优异的综合磁性能，兼具三维磁各向同性、优异的直流偏置稳定性及良好的可加工性，有效规避了纳米晶合金的本征局限，成为高频大功率磁性元件的理想候选材料。

目前，研究者已开发出多种兼具高 B_s 和低 H_c 的纳米晶软磁粉末体系，如 FINEMET 型合金 $\text{Fe}_{73.5}\text{Si}_{13.5}\text{B}_9\text{Nb}_3\text{Cu}_1$ 、 $\text{Fe}_{84.8}\text{Si}_{0.5}\text{B}_{9.4}\text{P}_{3.5}\text{Cu}_{0.8}$ 、 $\text{Fe}_{85.5}\text{B}_{10}\text{Si}_2\text{P}_2\text{C}_{0.5}$

及 $\text{Fe}_{73.3}\text{P}_5\text{Si}_{7.6}\text{B}_{9.5}\text{C}_{1.9}\text{Nb}_2\text{Cu}_{0.7}$ 等^[13, 14]。其中, $\text{Fe}_{73.5}\text{Si}_{13.5}\text{B}_9\text{Nb}_3\text{Cu}_1$ 纳米晶 SMCs 因其高磁导率与良好的直流偏置特性而备受关注, 然而其高频损耗却因包覆剂、包覆工艺等因素的影响而存在显著差异。Liu^[15]等采用磷酸钝化工艺在 $\text{Fe}_{73.5}\text{Si}_{13.5}\text{B}_9\text{Nb}_3\text{Cu}_1$ 粉末表面构建均匀连续的磷酸盐绝缘层, 50 mT/200 kHz 下总损耗降至 299 mW/cm³, 较未包覆样品降低 49.6%。Chen^[16]等通过热分解法在 $\text{Fe}_{73.5}\text{Si}_{13.5}\text{B}_9\text{Nb}_3\text{Cu}_1$ 表面包覆单分散的 Fe_3O_4 磁性纳米颗粒, 形成核壳结构, 在 100 mT/50 kHz 下获得超低损耗 138.5 kW/m³, 磁导率达 54。Yang^[17]等进一步研究发现, 采用硬脂酸锌作为润滑剂与绝缘剂, 退火后形成约 53.6 nm 厚的磷酸铁-ZnO-SiO₂ 复合包覆层, 0.1 T/50 kHz 下损耗为 174 kW/m³, 磁导率提升至 66.7, 而过量添加则因退火分解产生 CO₂ 导致磁性能急剧恶化。上述研究表明, 在磁性粉末既定的条件下, SMCs 的磁性能主要受控于绝缘包覆层的微观结构与其物理特性。包覆层过厚, 则磁稀释严重; 包覆不足, 则电阻率降低, 磁损耗剧增^[18, 19]。因此, 清晰揭示包覆剂与磁性粉体之间的相互作用机制, 对调控包覆层微观结构、优化磁性能具有重要意义。

鉴于此, 本文以高磁导率 $\text{Fe}_{73.5}\text{Si}_{13.5}\text{B}_9\text{Nb}_3\text{Cu}_1$ 纳米晶粉末为磁性基体, 采用强极性与优异成膜性的环氧树脂作为绝缘包覆剂, 通过调控包覆含量制备系列 SMCs 样品。系统研究环氧树脂含量对包覆层微观结构、界面结合状态及 SMCs 高频磁性能的影响规律, 重点揭示绝缘完整性、高频磁导率及损耗机制之间的内在关联。本研究为高性能纳米晶磁粉芯的绝缘包覆工艺优化与工程化应用提供了重要的理论依据与实验支撑。

2 实验方法

本实验所采用的 $\text{Fe}_{73.5}\text{Si}_{13.5}\text{B}_9\text{Nb}_3\text{Cu}_1$ (at.%) 粉末购自宁波中科宏晶新材料

科技有限公司，该粉末呈规则球形，由厂家先经多级雾化制得非晶态粉末，随后进行晶化退火处理以获得纳米晶组织，厂家标称平均粒径约 $35\ \mu\text{m}$ 。环氧树脂(EP)与对比实验用有机硅树脂(REN)均由承华胶业有限责任公司提供。本研究中的SMCs经粉末绝缘包覆、压制成型及退火处理等工艺流程制备而成。具体实验流程如图1所示。将不同质量分数(2 wt.%、2.5 wt.%及3 wt.%)的EP与2.5 wt.% REN分别溶于丙酮(AC)中，搅拌至完全溶解，相应配比样品分别标记为EP2、EP2.5、EP3和REN2.5组。随后加入 $\text{Fe}_{73.5}\text{Si}_{13.5}\text{B}_9\text{Nb}_3\text{Cu}_1$ 纳米晶粉末，持续搅拌至AC完全挥发。将所得混合物置于烘箱中， $100\ ^\circ\text{C}$ 下干燥1小时，之后研磨并过100目筛，以消除粉末团聚现象。在复合粉末中掺入0.5 wt.%硬脂酸锌作为脱模剂，以降低压制成型过程中对模具的磨损并确保脱模顺利。采用万能力学试验机沿垂直方向施加150 kN压力(成形压强约1800 MPa)，保压60 s，制得外径12.8 mm、内径7.6 mm、厚度约4.0 mm的环形生坯样品。将生坯置于真空管式炉中，依次进行 $100\ ^\circ\text{C}$ 保温4小时的固化与 $450\ ^\circ\text{C}$ 保温1小时的去应力退火处理，至此完成全部样品的制备。值得注意的是，Liu^[20]等研究表明，REN含量为2.5 wt.%时磁粉芯综合性能较优。结合本体系初步验证实验，确认该含量亦适用于本研究，故选用其与不同含量EP体系进行对比研究。

粉末粒径及分布统计采用激光粒度分析仪(LPSA, BT-9300S)测试；物相结构表征利用X射线衍射仪(XRD, Bruker D8 Discover)进行；微观形貌及元素分布采用配备能谱仪(EDS)的高分辨率扫描电子显微镜(SEM, Tescan MIRA 3 XMU)分析。样品密度(ρ_m)与孔隙率(P)采用阿基米德排水法获得；磁性能评估在振动样品磁强计(VSM, Lake Shore 7410)上进行，外加磁场为800 kA/m；样品电感(L_s)值利用阻抗分析仪(LCR, Agilent 4294 A)在室温下测量获得，

其测试频率范围为 0-1000 kHz，利用 L_s 值计算有效磁导率 (μ_e) 与直流偏置性能；不同工作磁感与频率下的 P_{cv} 由软磁高频损耗测试仪 (CX-3123SA) 测得。

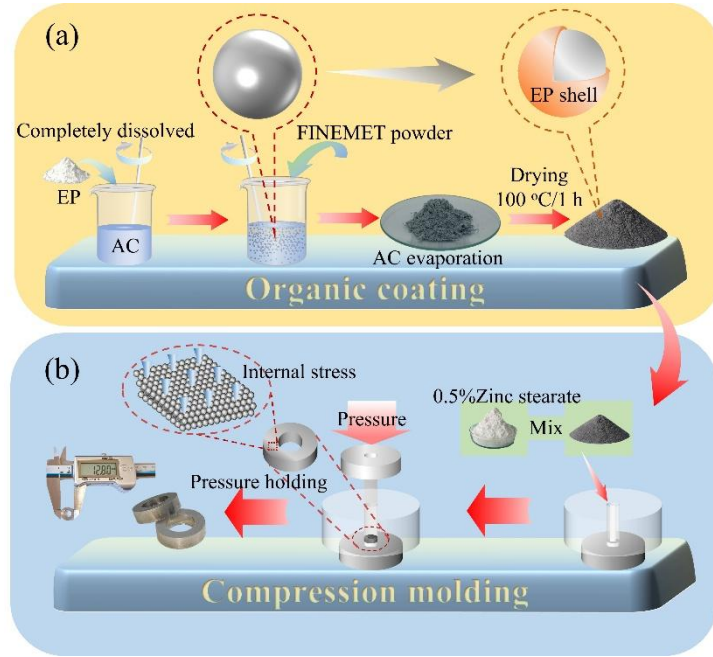


图 1 Fe 基纳米晶软磁复合材料制备流程示意图

Fig. 1 Schematic diagram of the fabrication process for Fe-based nanocrystalline SMCs.

3 实验结果与分析

图 2 (a) 为 $\text{Fe}_{73.5}\text{Si}_{13.5}\text{B}_9\text{Nb}_3\text{Cu}_1$ 纳米晶粉末的 XRD 图谱。样品在 $450\text{ }^{\circ}\text{C}$ 进行退火处理，该温度低于其初始晶化温度（约 $510\text{ }^{\circ}\text{C}$ ）^[21]。处理前后，样品图谱中均在 $\sim 45^{\circ}$ 、 65° 和 84° 位置出现一系列尖锐衍射峰，这些峰与典型 FINEMET 合金中体心立方（BCC）结构的 $\alpha\text{-Fe}(\text{Si})$ 相特征相符，表明该材料的主要结晶相为 $\alpha\text{-Fe}(\text{Si})$ 固溶体^[22]。在 $450\text{ }^{\circ}\text{C}$ 退火 1 小时后，衍射峰信号强度无明显变化，表明该处理并未诱发样品基体纳米晶的显著析出，基体结构演变仍以弛豫过程为主。

图 2 (b) 给出了 $\text{Fe}_{73.5}\text{Si}_{13.5}\text{B}_9\text{Nb}_3\text{Cu}_1$ 合金粉末的显微形貌及其微观粒度分布结果。粒度分布 (Particle Size Distribution, PSD) 曲线显示，粉末粒径呈正态分布，主要范围在 $3\text{ }\mu\text{m}$ 至 $48\text{ }\mu\text{m}$ 之间。从累积分布 (Cumulative distribution, Cum) 曲

线可得，其特征粒径 D10、D50 和 D90 分别为 6.972 μm 、12.98 μm 和 21.45 μm ，表明粉末具有较小的粒径特征，实测 D50 与厂家标称值（35 μm ）存在差异，后续分析与讨论均以实测值为准。粉末粒径 D50 越小，粉末比表面积越大，这有利于形成更完整的绝缘包覆层，从而通过提高电阻率来有效降低 P_{cv} ^[23]。可见，本研究的细粉为后续实现低损耗磁粉芯提供了磁性基体保障。此外，SEM 形貌观察显示粉末颗粒具有较高的球形度。相较于片状粉末，这有利于压制成型过程中实现颗粒间更紧密、均匀的堆积，为绝缘涂层提供理想且一致的基底表面^[24]。

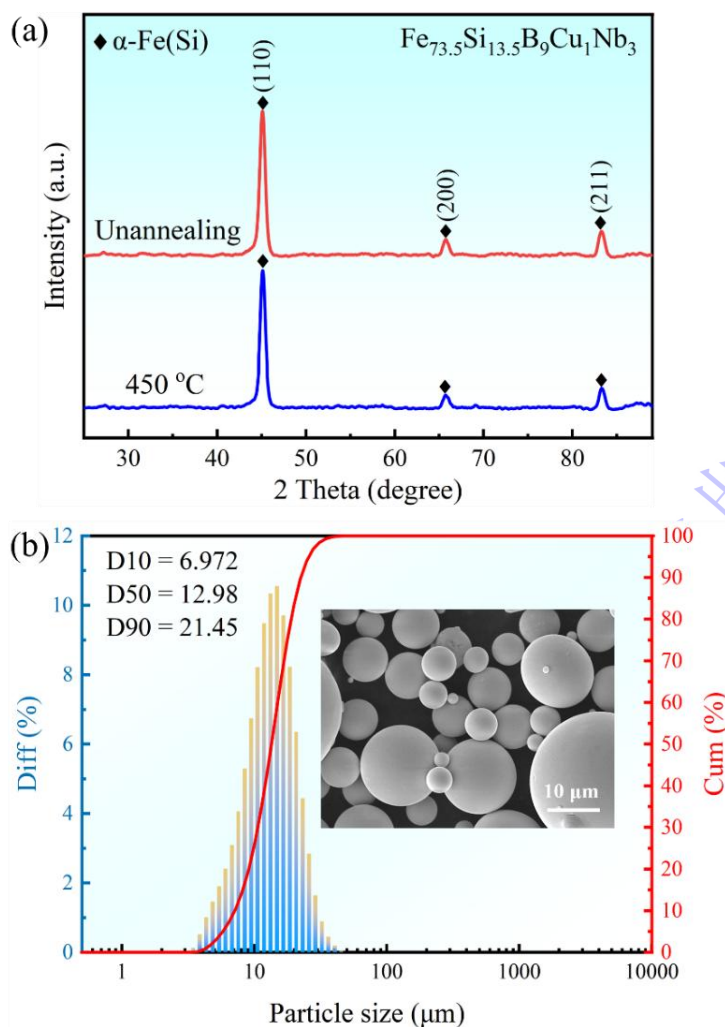


图 2 $\text{Fe}_{73.5}\text{Si}_{13.5}\text{B}_9\text{Nb}_3\text{Cu}_1$ 纳米晶粉末特征：(a) XRD 图谱；(b) 粒径分布，插图为颗粒形貌
Fig. 2 Characteristics of the $\text{Fe}_{73.5}\text{Si}_{13.5}\text{B}_9\text{Nb}_3\text{Cu}_1$ nanocrystalline powder: (a) XRD pattern; (b) particle size distribution, with the inset showing the particle morphology.

图 3 为经 2 wt.% EP 包覆前后 $\text{Fe}_{73.5}\text{Si}_{13.5}\text{B}_9\text{Nb}_3\text{Cu}_1$ 颗粒的表面形貌及对应 EDS 元素分布。由图可知，颗粒表面形成了连续、致密的包覆层，呈现出与金属基体明显不同的衬度特征，表明获得了完整的绝缘壳层，且包覆质量良好。元素分析表明，Fe、Si、Nb 等金属元素在颗粒内部均匀分布，而 O 元素在颗粒表面呈现清晰的环形富集特征（如红色虚线所示）。该富氧层的形成，一方面来自包覆剂本身的 C-O 及 C=O 化学键^[25]，另一方面可能与粉末在制备与包覆过程中颗粒表面发生轻微氧化而形成的薄层氧化物有关^[26]。

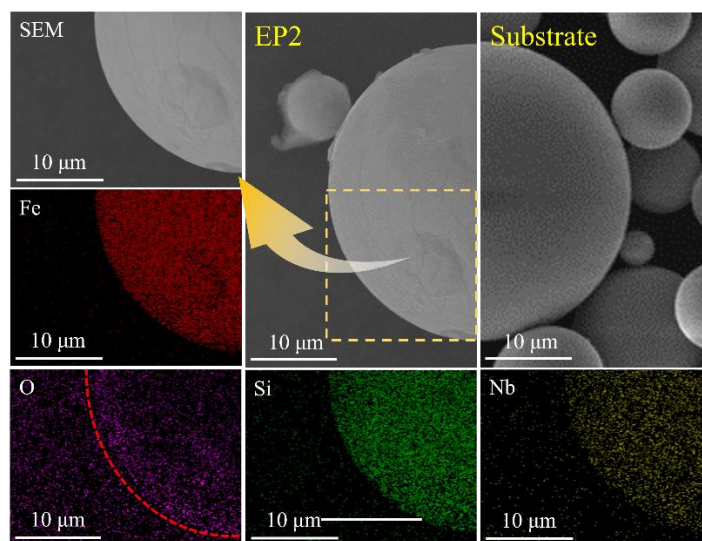


图 3 2 wt.% EP 包覆前后 $\text{Fe}_{73.5}\text{Si}_{13.5}\text{B}_9\text{Nb}_3\text{Cu}_1$ 颗粒 SEM 形貌及
包覆后颗粒对应区域 EDS 元素分布

Fig. 3 SEM morphologies of $\text{Fe}_{73.5}\text{Si}_{13.5}\text{B}_9\text{Nb}_3\text{Cu}_1$ particles before and after coating with 2 wt.% EP, and corresponding EDS elemental mappings of the coated particles.

图 4(a) 为不同含量 EP 包覆处理后 $\text{Fe}_{73.5}\text{Si}_{13.5}\text{B}_9\text{Nb}_3\text{Cu}_1$ SMCs 的磁滞回线。所有样品均呈现典型的软磁特性，其 B_s 值均高于 1.0 T，与 FINEMET 合金带材的 B_s 相媲美，明显优于传统铁氧体材料^[13]。值得注意的是，尽管 B_s 随 EP 含量增加略有波动，但所有 EP 包覆样品的 B_s 值均高于 REN 包覆的 SMCs。图 4(b) 给出了 0-1000 kHz 频率范围内 SMCs 的 μ_e 。所有样品的 μ_e 随频率增大未出现较

大波动，均表现出良好的频率稳定性，表明其具备高频应用潜力。其中，REN2.5 的 μ_e 最高为 29，仅次于 EP2 样品的 34。随着 EP 含量的增加， μ_e 快速降低，其 EP2.5 和 EP3 样品的 μ_e 分别降至 22 和 18，这可能归因于过多的非磁性 EP 包覆导致磁稀释，影响了 SMCs 的磁响应能力^[27]。直流偏置性能是衡量 SMCs 抵抗直流磁场冲击、维持高磁导率能力的关键指标。图 4（c）给出了不同 EP 包覆含量与 REN2.5 样品的直流偏置特性。随直流偏置场的增加，各样品曲线均呈下降趋势，但下降幅度明显不同。在 100 Oe 磁场下，当 EP 含量从 2 wt.% 增至 3 wt.% 时，直流偏置特性从 63.8% 上升至 83.7%，2.5 wt.% REN 包覆样品对应值为 71.1%。可见，直流偏置特性与 μ_e 呈相反的变化趋势，即偏置特性越高， μ_e 越低。这是由于包覆过程中引入的微气隙增强了退磁场效应，抑制了磁饱和进程^[28]。本研究所采用的包覆剂调控策略对直流偏置特性的影响，与 SMCs 压制工艺优化及复合掺杂效果相似^[29]，表现出优异的大电流应用潜力。

SMCs 的磁性能和直流偏置特性与其 ρ_m 、 P 密切相关^[18]，因此，图 4（d）给出了 ρ_m 与 P 随不同含量包覆剂的变化关系。由图可知， ρ_m 随 EP 含量增加呈现轻微降低趋势，而 P 则逐渐增大，与 μ_e 呈现规律性关联，表明 SMCs 磁性能与包覆剂含量密切相关。较低的 ρ_m 对应较高的 P ，意味着磁性相体积分数降低，且内部非磁性气隙增多。这些气隙作为高磁阻区域，使磁通路径迂回并增强退磁场，从而导致 μ_e 下降^[19]。密度最高的 EP2 样品（ $\rho_m=6.78 \text{ g/cm}^3$ ）在 1000 kHz 下实现了最高的 μ_e 。随 EP 含量从 2 wt.% 增至 3 wt.%， ρ_m 降至最低点 6.62 g/cm^3 ，相反 P 增大到最高值 8.05%，因此，EP3 样品的 μ_e 表现出最小值。相应地，REN2.5 样品的 ρ_m 与 P 值介于 EP2 与 EP3 之间，其 μ_e 值亦符合此趋势，居于二者之间。可见，树脂作为非磁性粘结剂，其包覆含量过大会稀释磁性相体积并引入更多微

气孔，进而恶化合金磁性能，该结果与羰基铁粉 SMCs 中粘结剂含量增加导致 μ_e 下降的结论相似^[27]。值得注意的是， ρ_m 与 P 对 SMCs 磁性能具有双重竞争影响，较高的 ρ_m 和较低的 P 有利于构建畅通的磁通路径，进而提升 μ_e ；但过低的 P 会加剧颗粒间的电接触，导致涡流损耗上升^[30]。可见，实现 ρ_m 与 P 的协同优化是 SMCs 综合磁性能提升的关键。

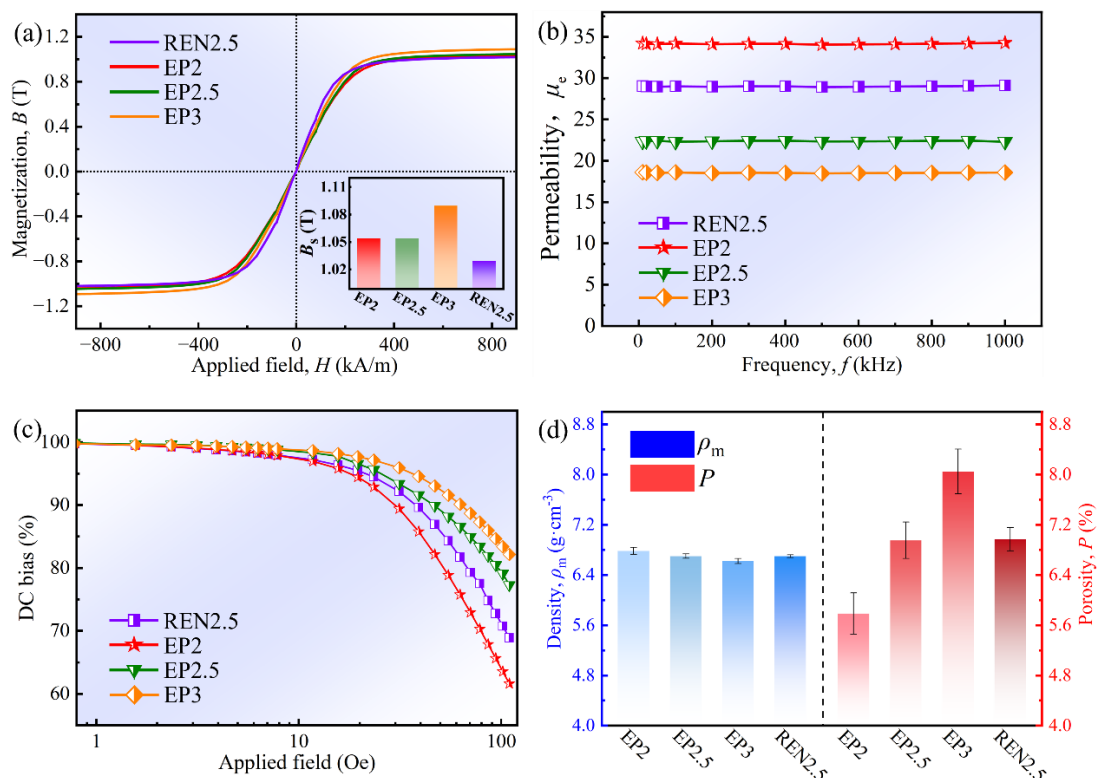


图 4 $\text{Fe}_{73.5}\text{Si}_{13.5}\text{B}_9\text{Nb}_3\text{Cu}_1$ SMCs 的 (a) 磁滞回线、(b) 有效磁导率频谱、

(c) 直流偏置特性、(d) 密度与孔隙率

Fig. 4 (a) Hysteresis loops, (b) Effective permeability spectra, (c) DC-bias characteristics,

(d) Density and porosity of the $\text{Fe}_{73.5}\text{Si}_{13.5}\text{B}_9\text{Nb}_3\text{Cu}_1$ SMCs.

基于上述分析，图 5 对比了在外加磁场 $B_m = 50$ mT 条件下，不同 EP 含量样品及 REN 对比样的 P_{cv} 。由图可知，所有样品的 P_{cv} 均随频率增加而急剧上升，表现出典型的频率依赖性。在 1000 kHz 频率下，EP2、EP2.5 和 EP3 的 P_{cv} 分别为 5170、5260 和 6160 mW/cm³，表现出显著增大趋势。相较于 EP2，EP3 的 P_{cv}

增加约 16%，表明优化 EP 含量是抑制高频损耗的关键。此外，REN2.5（5716 mW/cm³）的 P_{cv} 较 EP2 增加约 9.6%，揭示了 EP 在构建绝缘界面上较 REN 更具优势，与 FeSiAl 磁粉芯中不同包覆剂类型导致损耗显著差异的结论一致^[31]。值得注意的是，EP2 样品在 50 mT/100 kHz 和 20 mT/1000 kHz 下的 P_{cv} 分别为 283 mW/cm³ 和 628 mW/cm³（图 5 中蓝色与红色标记所示），表明适量 EP 包覆在宽频域同样具有优异的损耗抑制能力。

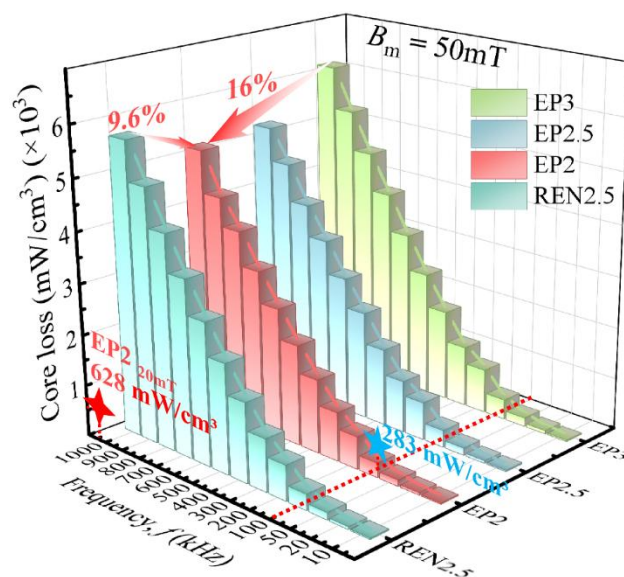


图 5 Fe_{73.5}Si_{13.5}B₉Nb₃Cu₁ SMCs 在 50 mT 下的 P_{cv} 三维柱状图

Fig. 5 Three-dimensional column chart of P_{cv} for the Fe_{73.5}Si_{13.5}B₉Nb₃Cu₁ SMCs at 50 mT.

为阐明树脂含量与绝缘包覆效果对损耗特性的潜在影响机制，本文利用 Bertotti 损耗分离理论^[32]对 P_{cv} 进行拟合分析。值得注意的是，采用该模型旨在对比同一体系内不同树脂含量下 P_h 与 P_e 的相对变化趋势，而非追求损耗分量的绝对精确数值分离。该分析策略已在 SMCs 损耗研究中得到广泛应用^[33]。SMCs 的 P_{cv} 主要由磁滞损耗（ P_h ）、涡流损耗（ P_e ）与剩余损耗（ P_{exc} ）三部分组成。通常， P_{exc} 由磁后效或磁畴弛豫过程引起，在本研究涉及的频率范围内对 P_{cv} 影响远小于 P_h 和 P_e ，后续分析中予以忽略^[34]。因此， P_{cv} 、 P_h 和 P_e 之间的关系可以简化

为^[35, 36]。

$$P_{cv} = P_h + P_e \quad (1)$$

P_h 源于交变磁场中磁畴壁的不可逆位移，其能量损耗正比于动态磁滞回线的面积，与工作频率的一次方成正比^[37]：

$$P_h = k_h B_m^\alpha f \quad (2)$$

其中， k_h 为磁滞损耗系数， α 为 Steinmetz 指数。在损耗分离中，SMCs 的 P_h 可通过公式 (2) 拟合获得。具体而言，根据实测总损耗 P_{cv} 计算 P_{cv}/f 值，该值即为磁粉芯每磁化一周所损耗的能量^[38]。将不同频率下的 P_{cv}/f 数据点进行线性拟合，并将其外推至频率为零，获得如图 6 (a) 中所标识的截距^[37]。通过对不同 B_m 下的截距值进行拟合 (图 6 (a) 插图所示)，可确定系数 k_h 与指数 α ，进而实现 P_h 的定量分离，结果如图 6 (b) 所示。

P_e 源于交变磁场所感生涡流引起的焦耳热，其与工作频率的二次方成正比^[37]：

$$P_e = k_e f^2 B_m^2 \quad (3)$$

其中， k_e 为涡流损耗系数。理论上， $k_e = \frac{\pi^2 t^2}{6\rho}$ ， t 为磁性颗粒的有效尺寸， ρ 为材料的有效电阻率。对于 SMCs 材料，绝缘包覆层可有效提升材料的整体 ρ ^[16]。

图 6 (b) 对比了不同包覆体系样品在 50 mT、1000 kHz 条件下的 P_h 变化。 P_h 随 EP 含量的增加呈单调递增趋势。具体地，当 EP 含量由 2 wt.% 增至 3 wt.% 时，样品 P_h 由 2170 mW/cm³ 增至 3290 mW/cm³。相较于 EP 包覆剂，有机硅树脂包覆的 REN2.5 样品 P_h 值为 2410 mW/cm³，该值小于 EP2.5 和 EP3，但高于 EP2，表明 P_h 与包覆含量和种类密切相关。图 6 (c) 为 P_e 的拟合结果。随 EP 含量由 2 wt.% 增至 3 wt.%， P_e 与 P_h 相反，呈逐渐下降趋势。其中，EP2 样品的 P_e

为 3280 mW/cm³，当 EP 含量提升至 2.5 wt.% 和 3 wt.% 时，分别略微降至 3060 和 3020 mW/cm³。特别地，REN2.5 的 P_e 为 3370 mW/cm³，为所有包覆样品的最高值。可见，高频下，REN 的包覆效果要明显弱于 EP 包覆，而 P_h 与 P_e 随 EP 含量变化的相反趋势反映了包覆层绝缘完整性对损耗机制的竞争性影响。

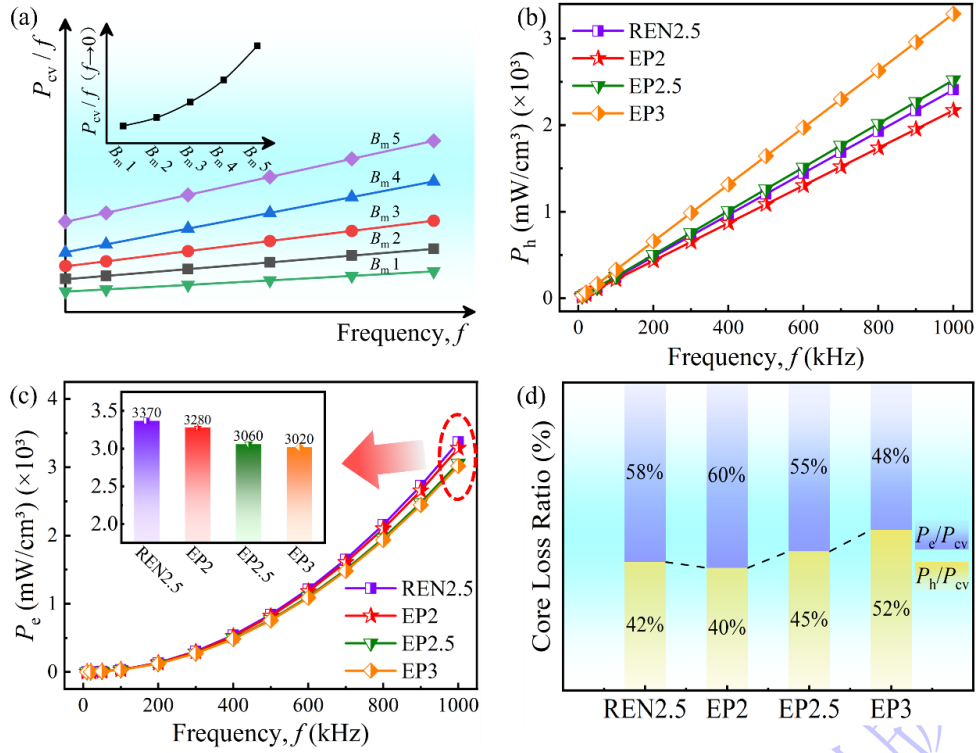


图 6 Fe_{73.5}Si_{13.5}B₉Nb₃Cu₁ SMCs 的 Bertotti 损耗分离：(a) 不同 B_m 下的 P_{cv}/f - f 拟合过程；(b) 50 mT 下的 P_h - f 曲线；(c) 50 mT 下的 P_e - f 曲线；(d) 50 mT、1000 kHz 下的 P_h 与 P_e 占比

Fig. 6 Bertotti loss separation of the Fe_{73.5}Si_{13.5}B₉Nb₃Cu₁ SMCs at 50 mT: (a) P_{cv}/f - f fitting process at different B_m ; (b) P_h - f curves; (c) P_e - f curves; (d) proportion of P_h and P_e at 1000 kHz.

为直观揭示各项损耗对总损耗 P_{cv} 的影响，图 6 (d) 给出了 P_h 与 P_e 在 P_{cv} 中的占比关系。随 EP 含量增加， P_e 的贡献比例逐渐下降，相反 P_h 显著增大。具体地， P_e 从 EP2 的 60% 降低至 EP3 的 48%，相应地， P_h 从 40% 上升至 52%，表明随 EP 含量增加， P_h 显著上升，而 P_e 有效降低，损耗主导机制由 P_e 转变为 P_h ，这是导致 P_{cv} 增加的主要原因。在低包覆含量的 EP2 和 REN2.5 样品中， P_e 对 P_{cv}

的调控仍占主导地位。REN2.5 样品的 P_h 和 P_e 均高于 EP2，归因于两种树脂界面结合能力的差异。从分子结构来看，EP 分子含有极性羟基（-OH），可与 Fe 基粉末表面氧化层形成氢键，界面结合较强^[39]；而 REN 主链为 Si-O-Si 结构，侧基为有机基团，与金属表面仅依赖范德华力物理吸附，界面结合较弱^[40]。加之 REN 的热膨胀系数高于 EP，与 Fe 基合金差异更大，热处理冷却过程中易在界面处产生更大热应力，诱发微裂纹^[41]。此外，包覆不均匀，颗粒间的局部偏聚等引起的界面缺陷也是导致损耗大幅增加的潜在原因。

图 7 对比了本研究制备的 EP2 等样品与文献报道的其他部分 SMCs 在不同频率及 B_m 下的综合磁性能^[29, 42-56]。图 7（a）为在 50 mT/100 kHz 条件下的性能对比。由图可知，EP2 样品的 P_{cv} 为 283 mW/cm³， μ_e 保持在 34，综合磁性能显著优于纳米 CaCO₃/EP 复合绝缘层包覆的铁基非晶 SMCs^[49]以及添加 10% FeNi 的 FeSiB SMCs^[42]。尽管与掺杂 50% 铁粉制备的 FINEMET SMCs^[47]和 Mn_{0.6}Zn_{0.4}Fe₂O₄ 包覆的 FeSiAl 磁粉芯等相比^[29]，EP2 的 μ_e 偏低，但 P_{cv} 显著降低。通过溶胶-凝胶法制备 TiO₂ 双重包覆的 FeSiBCCr SMCs^[45]，以及磷酸钝化与酚甲醛树脂包覆的 FeSiAl SMCs，均表现出更高的 μ_e ，但在 P_{cv} 相近的情况下，本研究的包覆工艺更为简单高效。相反，在更高频率下（20 mT/1000 kHz），如图 7（b）所示，EP2 样品相较于通过添加羰基铁粉（CIP）制备的 FeSiBPCMo^[56]、FeSiBCuNb^[52-54]、FeSiCr^[55]及 FeSiBCCr^[55]等 SMCs，其 P_{cv} 大幅降低，表现出优异的高频低损耗特性。同时，EP2 的 μ_e 仍保持较高值，相较于 100 kHz 时未见明显衰减，表现出优异的高频磁响应稳定性。上述对比表明，SMCs 的综合磁性能高度依赖于包覆剂与其工艺，本研究的 EP2 样品无需额外借助多层包覆或界面改性等复杂策略，即可实现较高 μ_e 与较低 P_{cv} 的协同，为高频应用场景下的 SMCs

设计提供了可行路径。

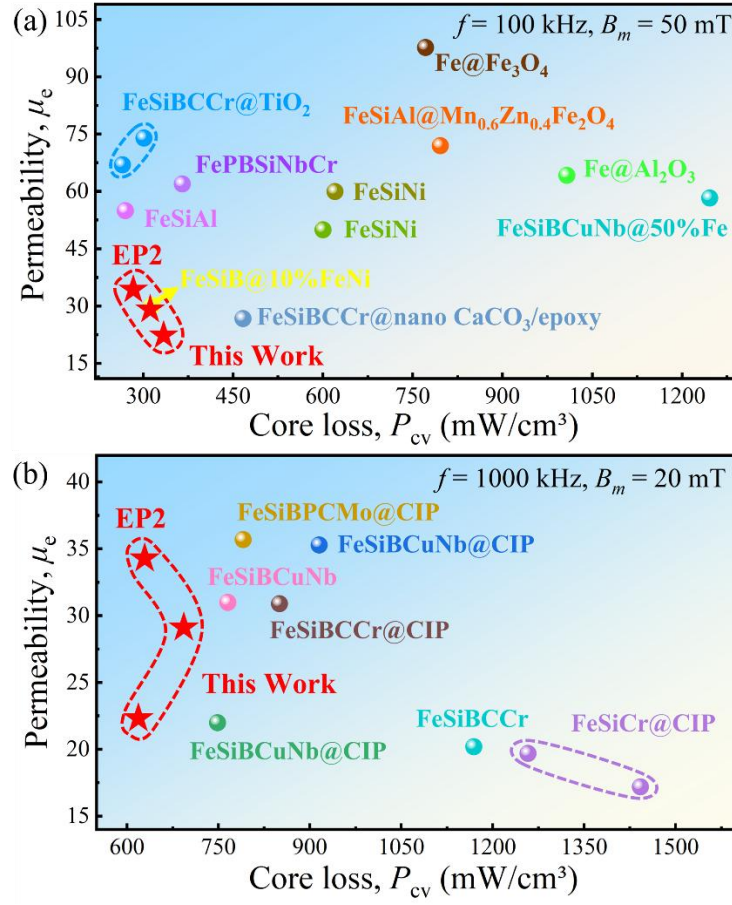


图 7 Fe_{73.5}Si_{13.5}B₉Nb₃Cu₁ SMCs 与文献报道 SMCs 的 (a) 50 mT、100 kHz 下、(b) 20 mT、1000 kHz 下 P_{cv} 与 μ_e 磁性能对比

Fig. 7 Comparison of P_{cv} and μ_e between Fe_{73.5}Si_{13.5}B₉Nb₃Cu₁ SMCs and reported SMCs (a) At 50 mT and 100 kHz, (b) At 20 mT and 1000 kHz.

为深入阐明 EP2 样品高频低损耗特性的潜在机理，本文利用 SEM 结合 EDS 对比分析了 EP2、EP2.5 和 EP3 样品的微观形貌，如图 8 所示。EP2 样品的包覆层均匀连续，树脂完整覆盖粉末颗粒表面，无明显缺陷或局部堆积现象，包覆后粉末形貌仍以均匀球形为主（图 8（a））。相反，EP2.5 样品的包覆层出现轻微树脂结块现象，如图 8（b）中黄色虚线圈标记所示。随包覆剂含量再增大，结块现象更为突出。更多包覆剂易诱发大幅度偏聚，形成更大尺度的不规则团聚体，导致部分区域包覆层过厚，部分区域近乎裸露，如图 8（c）红色虚线圈所示。这与

前人报道的关于包覆剂团聚导致包覆不均的结果一致^[57,58]。图 8 (d) 给出了 EP3 样品单颗粒的 SEM 图像及对应的 EDS 元素分布图。Fe、Si、Cu、Nb 四种元素均匀分布在球形颗粒表面，分布轮廓与颗粒边界吻合，表明粉末成分均匀，与 EP2 样品类似（图 3）。O 元素在颗粒表面与树脂结块区域均出现明显富集，意味着树脂在颗粒表面分布不均。这种不均匀包覆是 EP3 样品磁性能较差的主要原因。可见，在本文所采用的粒径条件下，适量 EP 包覆促进了更加均匀、连续且致密包覆层的形成，同时抑制了颗粒间的显著偏聚。这一微观结构特征与磁粉芯低 P 、高 ρ_m （图 4 (d)）相互协同，共同构成了 EP2 样品高频低 P_{cv} 的结构基础。

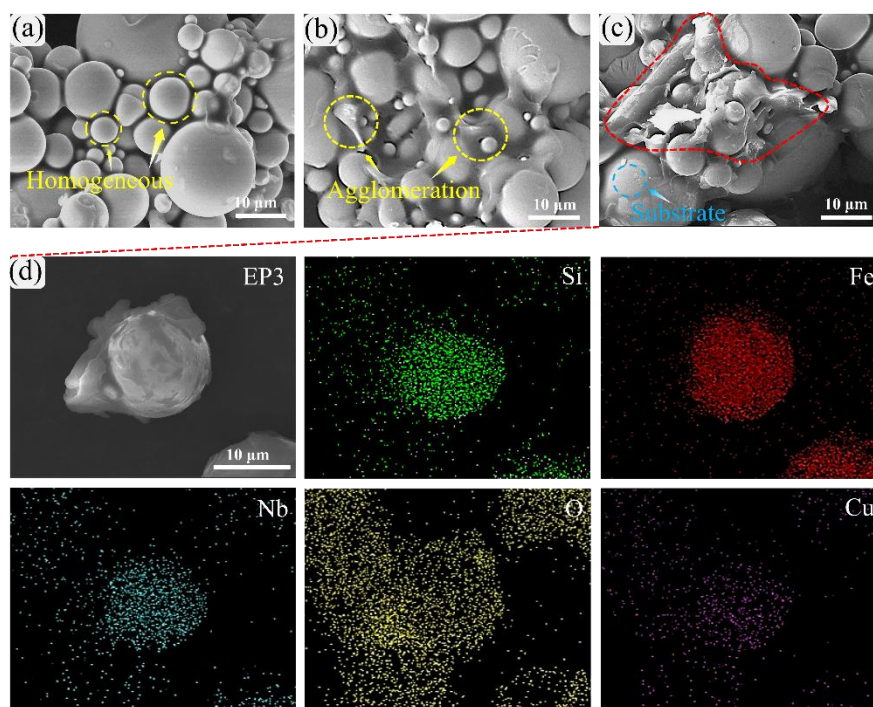


图 8 不同 EP 包覆含量 $\text{Fe}_{73.5}\text{Si}_{13.5}\text{B}_9\text{Nb}_3\text{Cu}_1$ SMCs 断面的 SEM 形貌：(a) EP2；(b) EP2.5；
(c) EP3 及 (d) 对应的 EDS 元素分布

Fig. 8 SEM morphologies of fractured cross-sections of the $\text{Fe}_{73.5}\text{Si}_{13.5}\text{B}_9\text{Nb}_3\text{Cu}_1$ SMCs with different EP coating contents: (a) EP2; (b) EP2.5; (c) EP3, and corresponding EDS elemental mappings in (d).

图 9 给出了树脂包覆状态调控 FINEMET 型 SMCs 损耗的机制示意图，其核心在于包覆层对导电连续性与磁路连续性之间的平衡调控。在磁性颗粒处于未包

覆状态时，其相互接触，构成长程连续的导电通路，电阻率极低，而又因紧密排列而形成完整的磁通路。该结构虽能构建低磁阻通路从而获得高 μ_e ，但也为涡流提供了低阻回路，导致颗粒间的 P_e 大幅增加， P_{cv} 达到峰值。当包覆层呈不连续分布时，绝缘层仅能碎片化地阻断颗粒间电接触。涡流仍可通过未包覆区域形成局部回路， P_e 虽有降低但仍处于较高值，与 FeSiBNbCu 纳米晶 SMCs 中 FeNi 掺杂导致 P_e 增大的结果类似^[26]。添加适量包覆剂后，颗粒表面形成了完整、连续且厚度均一的包覆层，如图 3 与图 8 中 EP2 样品所示。均匀包覆层能够有效隔断金属颗粒间的电子跃迁路径^[13]，将涡流限制在单个颗粒内部，从而实现颗粒表面的理想包覆。根据涡流损耗理论^[59]：

$$P_e = \frac{\pi^2 f^2 B_m^2 d^2}{6\rho} \cdot V \quad (4)$$

其中， f 为频率， B_m 为磁感应强度， d 为磁性颗粒的有效尺寸， ρ 为材料的有效电阻率，与 P_e 成反比关系， V 为样品体积。依据复合材料混合法则，树脂作为低导电相分布于金属颗粒之间，其体积分数的增加可提高体系的 ρ ，进而有效抑制 P_e 。较薄的包覆层在确保有效颗粒间距的同时，避免了磁性相的过度稀释，从而兼顾了磁路的连续性与高 μ_e 值。在退火过程中，均匀的包覆层有利于内应力充分释放，避免因包覆不均而诱发的应力偏聚，抑制了由应力钉扎效应引发的额外 P_h ^[15]。正是电、磁、力三场的协同作用，使 EP2 样品在高频下的 P_e 与 P_h 达到最优平衡， P_{cv} 降至最低。当包覆含量超过该临界值时，金属颗粒表面易诱发树脂大幅度偏聚，进而导致包覆层厚度分布不均并产生局部应力集中。尽管热处理过程能够有效释放压制成型过程中引入的宏观内应力，但因包覆剂偏聚引发的局部应力集中很难被消除^[34,60]，而这些应力集中区作为强钉扎中心，能够显著阻碍磁畴壁迁移，成为诱发能量损耗的成因之一。此外，树脂过厚区域因颗粒间距显著

增大而导致磁性稀释，而厚度不均匀区域则在削弱绝缘完整性的同时加剧了 P_h ^[61]。同时，包覆剂过量添加样品的孔隙率 P （图 4（d））显著增加，尽管 ρ 保持在较高水平以抑制 P_e ，但磁化过程因 P 的增大受阻导致 P_h 急剧增加，并反超 P_e 成为损耗主导，最终导致 P_{cv} 显著增大，如图 6（d）所示。可见，通过包覆层连续性、均匀性与厚度的协同优化，EP2 样品在 P_h 与 P_e 的权衡中实现了最佳匹配，从而在宽频范围内获得了最低的 P_{cv} 与优异的高频软磁性能。

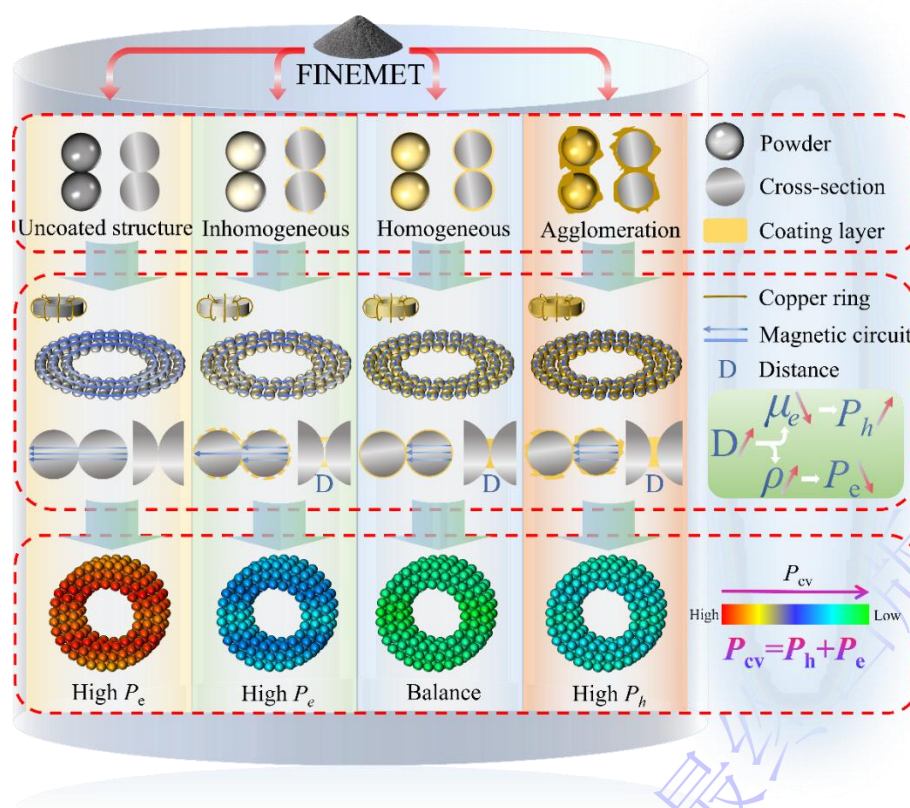


图 9 树脂包覆状态对 $\text{Fe}_{73.5}\text{Si}_{13.5}\text{B}_9\text{Nb}_3\text{Cu}_1$ SMCs 损耗机制调控示意图

Fig. 9 Schematic diagram illustrating the regulation mechanism of resin coating status on the core loss behavior of $\text{Fe}_{73.5}\text{Si}_{13.5}\text{B}_9\text{Nb}_3\text{Cu}_1$ SMCs.

4 结论

本文以 $\text{Fe}_{73.5}\text{Si}_{13.5}\text{B}_9\text{Nb}_3\text{Cu}_1$ 纳米晶粉末为磁性基体，EP 为绝缘包覆剂，系统研究了 EP 含量对包覆层微观结构、界面结合状态及 SMCs 高频磁性能的影响规

律，主要结论如下：

(1) 适量 EP 包覆(2 wt.%)能够显著改善当前磁粉芯的 P_{cv} ，其在 20 mT/1000 kHz 与 50 mT/100 kHz 下分别为 628 mW/cm³ 与 283 mW/cm³，优于目前报道的大部分相同条件下的 SMCs。

(2) Bertotti 损耗分离表明，增加包覆含量在轻微降低 P_e 的同时，显著增大了 P_h ；而后者在 P_{cv} 中占比的升高是导致体系 P_{cv} 增大的主要原因。其中，EP2 样品的 P_h 降至最低，且与 P_e 达到有效协同，使体系 P_{cv} 最小。

(3) 在本文所采用的粒径 ($D_{50}=12.98\ \mu\text{m}$) 条件下，EP2 样品具有均匀、连续且致密的绝缘包覆层，有效抑制了颗粒间局部偏聚。在降低磁粉芯 P 、改善 ρ_m 的同时，具有最低的高频损耗。

参考文献

- [1] Pilawa-Podgurski R 2020 *IEEE Power Electron. Mag.* **7** 41
- [2] Tan J F, Gao J Z, Qin X, Fan G Q, He Y, Zhou J, Ke H B, Yang Q, Hu S T 2025 *Mater. Today Commun.* **48** 113395
- [3] Ding H P, Liu L C, Shao L L, Zhou J, Zuo D R, Ke H B, Wang W H 2025 *Acta Phys. Sin.* **74** 136101 (in Chinese) [丁华平, 刘李晨, 邵里良, 周靖, 左定荣, 柯海波, 汪卫华 2025 物理学报 **74** 136101]
- [4] Suzuki T, Sharma P, Jiang L X, Zhang Y, Makino A 2018 *IEEE Trans. Magn.* **54** 1
- [5] Zhang Y, Sharma P, Makino A 2014 *IEEE Trans. Magn.* **50** 1
- [6] Guo W H, Xiang S Q, Su Y S, Wu Y, Bu H T, Yang X L, Shao Y, Yao K F 2026 *J. Magn. Magn. Mater.* **651** 174170

- [7] Jin C L, Fan Y Z, Zheng X Y, Wang Min, Zhou J F, Luo Q, Guo Z J, Shen B L 2025 *J. Mater. Sci.: Mater. Electron.* **36** 2195
- [8] Jin X W, Li T, Cui H X, Feng H, Liu Z C, Shi H G, Xue D S 2025 *Acta Mater.* **288** 120866
- [9] 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, 贾蓓丽 2018 物理学报 **67** 016101]
- [10] Hou L, Wang Y, Yu L J, Liu W J, Wang B J, Yuan C C, Xia A L, Feng H C, Zhang Y C, Li W H, Liu H S 2026 *J. Mater. Sci. Technol.* **268** 300
- [11] Gautam R, Hiramoto S, Kulesh N, Mamiya H, Okamoto S, Ono N, Ogasawara T, Ohkubo T, Sepehri-Amin H 2025 *Nat. Commun.* **16** 8022
- [12] Sun J, Shen P F, Shang Q Z, Zhang P Y, Liu L, Li M R, Hou L, Li W H 2023 *Acta Phys. Sin.* **72** 026101 (in Chinese) [孙吉, 沈鹏飞, 尚其忠, 张鹏雁, 刘莉, 李明瑞, 侯龙, 李维火 2023 物理学报 **72** 026101]
- [13] Guo Z J, Zheng X Y, Jin C L, Fan Y Z, Cai M J, Zhou J F, Dong W Y, Luo Q, Shen B L 2025 *Mater. Today Nano* **30** 100621
- [14] Xie L, Xu Y, Zhao Y H, Zhao F K, Li Z, Shi S Y, Li Z Z, Hou L, Zhang X F 2026 *J. Magn. Magn. Mater.* **648** 174033
- [15] Liu T C, Feng T, Li L J, Li Y H, Li B S, Meng X S, Zhang W 2026 *J. Mater. Eng. Perform.* **35** 17164
- [16] Chen H R, Xu J, Wang C, Fu R P, Chen Q, Liu X 2024 *Ceram. Int.* **50** 35746
- [17] Yang S, Xu J, Tian M Y, Wang J, Yang T S, Li G B, He Y H, Zeng M Q, Liu X

2023 *Adv. Powder Technol.* **34** 104024

[18]Sunday K J, Taheri M L 2017 *Met. Powder Rep.* **72** 425

[19]Shokrollahi H, Janghorban K 2007 *J. Mater. Process. Technol.* **189** 1

[20]Liu J Q, Zhu Z Q, Wang P, Li Y F, Pang J, Zhang J Q 2024 *J. Iron Steel Res. Int.*
31 1279

[21]Barquín L F, Sal J G, Gorria P, Garitaonandia J S, Barandiarán J M 1998 *J. Phys.:
Condens. Matter* **10** 5027

[22]Fu P X, Shi J L, Shi R C, Zhang Y Y, Qi J T, Yang Y Z 2023 *Mater. Today Commun.*
36 106685

[23]Gong H Y, Guo L Z, Jing X D, Huang H, Chen K, Zhou D Q, Xiong X Q, Xiong
Y Y, Arshad M I, Zhao T Y 2026 *J. Alloys Compd.* **1076** 189413

[24]Shi G B, Hu X L, Lai Y F, Wu J H, Wang M X, Li X L, Peng C X, Li Z Z, Wang L
2022 *J. Alloys Compd.* **925** 166740

[25]Semoto T, Tsuji Y, Tanaka H, Yoshizawa K 2013 *J. Phys. Chem. C* **117** 24830

[26]Feng T, Cheng M, Li Y H, Zhang Y B, Jiang L, Yang L, Zhang W 2025 *Sci. China
Phys. Mech. Astron.* **68** 296111

[27]Li K L, Cheng D N, Yu H Y, Liu Z W 2020 *J. Magn. Magn. Mater.* **501** 166455

[28]Wang P, Zhu Z Q, Liu J Q, Wang H X, Pang J, Zhang J Q 2024 *J. Magn. Magn.
Mater.* **596** 171985

[29]Li J, Peng X L, Yang Y T, Ge H L 2017 *J. Magn. Magn. Mater.* **426** 132

[30]Sunday K J, Hanejko F G, Taheri M L 2017 *J. Magn. Magn. Mater.* **423** 164

[31]Wang P, Liu J Q, Zhu Z Q, Pang J, Zhang J Q 2024 *J. Mater. Sci.: Mater. Electron.*

- [32] Taghvaei A H, Shokrollahi H, Janghorban K 2010 *Mater. Des.* **31** 142
- [33] Wang W B, Wu P, Qiao L, Wu W, Tu C F, Yang S Y, Li F S 2023 *Acta Phys. Sin.* **72** 137501 (in Chinese) [王文彪, 吴鹏, 乔亮, 吴伟, 涂成发, 杨晟宇, 李发伸 2023 物理学报 **72** 137501]
- [34] Bai R S, Shao L L, Ding H P, Li X S, Zhou J, Xue Z Y, Ke H B, Wang W H 2025 *J. Mater. Sci. Technol.* **211** 82
- [35] Luo Z G, Fan X A, Hu W T, Luo F, Wang J, Wu Z Y, Liu X, Li G Q, Li Y W 2020 *J. Magn. Magn. Mater.* **496** 165937
- [36] Wu S, Fan J L, Liu J X, Gao H X, Zhang D H, Sun A Z 2018 *J. Supercond. Novel Magn.* **31** 587
- [37] Li W C, Cai H W, Kang Y, Ying Y, Yu J, Zheng J W, Qiao L, Jiang Y, Che S L 2019 *Acta Mater.* **167** 267
- [38] Olekšáková D, Kollár P, Jakubčín M, Füzér J, Tkáč M, Slovenský P, Bureš R, Fáberová M 2021 *J. Mater. Sci.* **56** 12835
- [39] Semoto T, Tsuji Y, Yoshizawa K 2011 *J. Phys. Chem. C* **115** 11701
- [40] Wu C J, Wang Y T, Yang L, Li Q F, Wang Y, Li Z Y, Jiang X N, Lan Z W, Sun K, Yu Z 2024 *Ceram. Int.* **50** 11351
- [41] Meijerink J I, Eguchi S, Ogata M, Ishii T, Amagi S, Numata S 1994 *Polymer* **35** 179
- [42] Li B, Zheng Z G, Yu H Y, Zeng D C 2017 *J. Magn. Magn. Mater.* **438** 138
- [43] Liu M, Huang K Y, Liu L, Li T, Cai P P, Dong Y Q, Wang X M 2018 *J. Mater. Sci.:*

Mater. Electron. **29** 6092

- [44] Peng Y D, Nie J W, Zhang W J, Ma J, Bao C X, Cao Y 2016 *J. Magn. Magn. Mater.* **399** 88
- [45] Zhou B, Dong Y Q, Liu L, Chang L, Bi F Q, Wang X M 2019 *J. Magn. Magn. Mater.* **474** 1
- [46] Liu H J, Su H L, Geng W B, Sun Z G, Song T T, Tong X C, Zou Z Q, Wu Y C, Du Y W 2016 *J. Supercond. Novel Magn.* **29** 463
- [47] Fuzerova J, Fuzer J, Kollar P, Hegedus L, Bures R, Faberova M 2012 *IEEE Trans. Magn.* **48** 1545
- [48] Chen X H, Zhang Y, Zhao F, Tang M Q, Xiang M L, Huo J T, Gao M, Wang Y C, Yodoshi N, Zhang L Y, Wang J Q 2023 *J. Non-Cryst. Solids* **616** 122482
- [49] Wang F L, Dong Y Q, Chang L, Pan Y, Chi Q, Gong M J, Li J W, He A N, Wang X M 2021 *J. Solid State Chem.* **304** 122634
- [50] Xu W, Wu C, Yan M 2015 *J. Magn. Magn. Mater.* **381** 116
- [51] Zhao G L, Wu C, Yan M 2016 *J. Magn. Magn. Mater.* **399** 51
- [52] Song Y Y, Zhou S X, Zhang Z, Zhang R B, Li X T, Jing X Y 2024 *J. Non-Cryst. Solids* **646** 123260
- [53] Wang B, Zhang Z S, Shen J B, Tian Y, Wang B X, Cai L W, Liu L D, Yu Y D, Wang G D 2024 *J. Alloys Compd.* **972** 172812
- [54] Shi G B, Li M R, Wang H L, Zang J A, Yin G C, Wang M X, Wang L 2024 *Mater. Today Commun.* **39** 108888
- [55] Liu J Q, Dong Y N, Wang P, Zhu Z Q, Pang J, Li X Y, Zhang J Q 2023 *J. Non-*

Cryst. Solids **605** 122166

[56]Kim H R, Jang M S, Nam Y G, Kim Y S, Yang S S, Kim Y J, Jeong J W 2021

Metals **11** 1220

[57]Luo D H, Wu C, Yan M 2018 *J. Magn. Magn. Mater.* **452** 5

[58]Shi G B, Zang J A, Chen R J, Wang X R, Wang L, Wang M X, Cheng Y 2024 *Mater.*

Today Commun. **40** 110177

[59]Taghvaei A H, Shokrollahi H, Janghorban K, Abiri H 2009 *Mater. Des.* **30** 3989

[60]Hu H M, Li Y, Li Z, Wang L N, Li Z Z, Li R X, Li H X, Liu X G, Zhao F Q, Zhang

X F 2026 *J. Alloys Compd.* **1056** 186614

[61]Kuno M, Ono N, Imano Y, Urata A, Oikawa H, Okamoto S 2025 *Acta Mater.* **294**

121159

录用稿件，非最终出版稿

Mechanisms Governing High-Frequency Loss in Fe-Based Nanocrystalline Soft Magnetic Composites via Epoxy Resin Coating *

Yu Ling-Jun¹⁾ Zhu Xin-Yuan¹⁾ Li Yang⁴⁾ Zhang Yi¹⁾ Xu Wang-Nuo¹⁾ Hou Long¹⁾²⁾ † Li Zhong⁴⁾

Zheng Cui-Hong¹⁾ Feng Han-Chen³⁾ † Li Wei-Huo¹⁾

1) (School of Materials Science and Engineering, Anhui University of Technology, Ma'anshan 243002, China)

2) (International Terahertz Device Research and Application Joint Research Center, Wuhu Technology and Innovation Research Institute, Wuhu 241000, China)

3) (School of Materials Science and Engineering, Instrumental Analysis Center, Southeast University, Nanjing 211189, China)

4) (Zhejiang Key Laboratory of Energy Conversion Materials for Advanced Motor, College of Materials and Environmental Engineering, Hangzhou Dianzi University, Hangzhou 310012, China)

Abstract

High-frequency core loss (P_{cv}) constitutes a critical bottleneck restricting the widespread application of soft magnetic composites (SMCs) in next-generation, high-frequency, miniaturized power electronic systems. To effectively suppress such losses, the synergistic optimization of insulating coatings and processing parameters represents a core strategic approach. In this work, $\text{Fe}_{73.5}\text{Si}_{13.5}\text{B}_9\text{Nb}_3\text{Cu}_1$ nanocrystalline powders with a mean particle size of 12.98 μm are employed as the magnetic matrix. A series of SMC toroidal cores with varying epoxy resin (EP) coating contents is then fabricated through a sequential process of powder insulation, uniaxial compaction at 1800 MPa, and subsequent stress-relief annealing at 450 °C. The effect of EP coating content on the insulation integrity and high-frequency magnetic performance of SMCs is systematically investigated. At an optimal content of 2 wt.% (designated as EP2), the P_{cv} is significantly reduced, yielding values of 628 mW/cm³ at 20 mT/1000 kHz and 283

mW/cm³ at 50 mT/100 kHz. These loss characteristics are superior to those of most reported SMCs under equivalent testing conditions. Bertotti loss separation reveals that increasing the EP coating content slightly reduces eddy-current loss (P_e) while substantially increasing hysteresis loss (P_h). Specifically, upon increasing the EP content from 2 wt.% to 3 wt.%, the contribution of P_e to P_{cv} decreases from 60% to 48%, whereas that of P_h increases from 40% to 52%. This indicates a transition of the dominant loss mechanism from P_e to P_h , with the rising proportion of the latter being the primary cause for the overall increase in P_{cv} . The proper EP coating content reduces porosity and enhances the densification of the magnetic powder core. Meanwhile, it forms a uniform, continuous, and dense coating layer that effectively suppresses localized agglomeration between particles. This combined effect enables the EP2 sample to achieve an optimal balance between P_h and P_e , thereby yielding the minimum P_{cv} . Through precise control of the EP coating content, synergistic regulation of individual loss components can be realized without resorting to complex strategies such as multi-layer coating or interfacial modification. This approach thus provides an effective and straightforward pathway for loss management in high-frequency, high-power magnetic components.

Keywords: Fe-based nanocrystalline soft magnetic composites; Insulation coating; High-frequency magnetic properties; Core loss

* Project supported by the University Natural Science Research Project of Anhui Province (Grant No. 2023AH051084), and the Open Project of International Joint Research Center for Terahertz Device Research and Application (Grant No. 2024GH03001).

† Corresponding authors. E-mail: longhou@ahut.edu.cn (Hou Long);

fenghanchen@seu.edu.cn (Feng Han-Chen)

The first author. E-mail: lingjun195@163.com

Graphical abstract

