



非晶软磁复合材料研究进展

刘李晨^{1,3}, 邵里良^{1,2*}, 白荣晟¹, 丁华平^{1,2}, 闫玉强¹, 周靖¹, 童星¹, 杨卫明³, 柯海波^{1*}, 汪卫华^{1,2}

1. 松山湖材料实验室, 东莞 523808

2. 中国科学院物理研究所, 北京 100190

3. 中国矿业大学力学与土木工程学院, 徐州 221116

*联系人, 邵里良, E-mail: shaoliliang@sslslab.org.cn; 柯海波, E-mail: kehaibo@sslslab.org.cn

收稿日期: 2024-09-28; 接受日期: 2025-01-17; 网络出版日期: 2025-04-11

广东省基础与应用基础研究重大项目(编号: 2019B030302010)和国家自然科学基金(编号: 52071222, 52301212, 52471179, 52471180, 52401218)资助

摘要 随着第三代半导体、新能源、新一代通信技术等领域的迅速更新迭代, 电力电子器件高频化发展需求日益增加, 高频下器件将面临更大的损耗考验, 绿色节能已成为相关新材料发展的核心驱动力. 非晶软磁复合材料是基于传统粉末冶金技术, 将绝缘包覆后的非晶粉末压制成型得到的一类新型软磁材料. 相比传统软磁材料, 非晶软磁复合材料具有以下优点: 三维磁各向同性、极低涡流损耗、中高频下相对较低的磁芯损耗、良好抗直流偏置能力和综合软磁性能, 以及优异可加工性, 适用于复杂和微型器件成型. 本文从非晶粉末制备、绝缘包覆和成型、热处理、微观结构和软磁性能调控, 以及纳米非晶磁粉芯等方面综述了非晶软磁复合材料近年来取得的研究成果, 同时对未来非晶软磁复合材料的研究热点和趋势、关键问题、发展前景和应用进行了展望.

关键词 非晶软磁复合材料, 制备工艺, 微观结构, 软磁性能, 纳米非晶粉末

PACS: 75.50.Kj, 81.40.Ef, 51.60.+a, 81.07.Wx

1 引言

软磁材料是一种能迅速响应外磁场变化, 获得高磁通密度, 且自身损耗极低的铁磁/亚铁磁性材料^[1-4]. 软磁材料具有低矫顽力和高磁导率的特点, 被广泛应用于电力工业和电子设备领域, 如图1(a)所示. 在电力工业, 从电能的产生(发电机)、传输(变压器)到利用(电动机), 软磁材料起着能量传输和转换的作用; 在电

子工业, 从通讯(滤波器和电感器)、自动控制(继电器和变换器)、广播、电视和电源(声音和图像的录放)、电子计算技术(磁芯存储器和读写磁头)到微波技术(各种磁性微波器件), 软磁材料起着信息转换、传递及存储的作用^[1-19].

软磁材料历史悠久、种类繁多、应用广泛, 作为现代社会必不可少的功能材料, 也一直是科学研究的重要课题. 图1(b)呈现了软磁材料的发展历史^[1]. 软磁

引用格式: 刘李晨, 邵里良, 白荣晟, 等. 非晶软磁复合材料研究进展. 中国科学: 物理学 力学 天文学, 2025, 55: 286107

Liu L C, Shao L L, Bai R S, et al. Research progresses on amorphous soft magnetic composites (in Chinese). Sci Sin-Phys Mech Astron, 2025, 55: 286107, doi: [10.1360/SSPMA-2024-0414](https://doi.org/10.1360/SSPMA-2024-0414)



图 1 (网络版彩图) (a) 软磁材料在电力电子领域的应用^[18]; (b) 软磁材料发展简史

Figure 1 (Color online) (a) Application of soft magnetic materials in the field of power electronics [18]; (b) brief history of the development of soft magnetic materials.

材料的广泛研究始于工业纯铁, 1885年, Silveyra等人^[1]关于纯铁磁性的研究成果, 正式拉开了软磁材料研究序幕. 1900年, Cullity和Graham^[20]在纯铁中加入少量Si元素大幅提高了材料磁导率并有效降低了矫顽力, 这类材料就是人们熟知的硅钢. 硅钢因其高饱和磁感应强度、良好软磁性能和低廉成本, 是目前产量最大、应用最广的软磁材料. 然而, 硅钢损耗较高, 尤其是在高频范围, 一定程度上限制了其应用范围. 1913年, Arnold和Elmen^[21]研制出坡莫合金(FeNi合金), 相较于硅钢, 坡莫合金磁导率更高、矫顽力更低, 但较低的饱和磁感应强度和高频下的高损耗也制约了其高频应用. 为解决高频下软磁性能较差的问题, Vries等人^[22]于1935年开发出软磁铁氧体, 并于1946年实现工业化, 时至今日锰锌和镍锌铁氧体仍是应用最广泛的高频软磁材料, 但其低饱和磁感应强度(只有硅钢的

1/4–1/3)不利于电力电子器件的小型化, 限制了其在诸多领域的应用.

非晶态软磁材料的研究始于20世纪60年代, 是软磁材料发展史上的重要里程碑. 1967年, Duwez和Lin^[23]制备出FePC非晶合金, 标志着软磁非晶合金的诞生. 1988年, Yoshizawa等人^[24]在FeSiB非晶合金中加入少量Nb和Cu元素, 并运用热处理在非晶基体析出细小均匀的 α -Fe(Si)纳米晶, 该合金展现出超高磁导率和极低矫顽力, 将非晶纳米晶软磁材料研究推向了新高潮. 20世纪末, 为适应电子器件高频应用需求, 降低高频涡流损耗, 软磁复合材料引起广泛关注.

软磁复合材料(图2)又称磁粉芯, 以磁性合金粉末为基础组分, 采用绝缘材料包覆后, 再经压制成型及退火处理等工艺制备而成. 通常, 用作原料的磁性粉末尺寸较小(小于200目), 粉末之间经绝缘处理后, 避免了

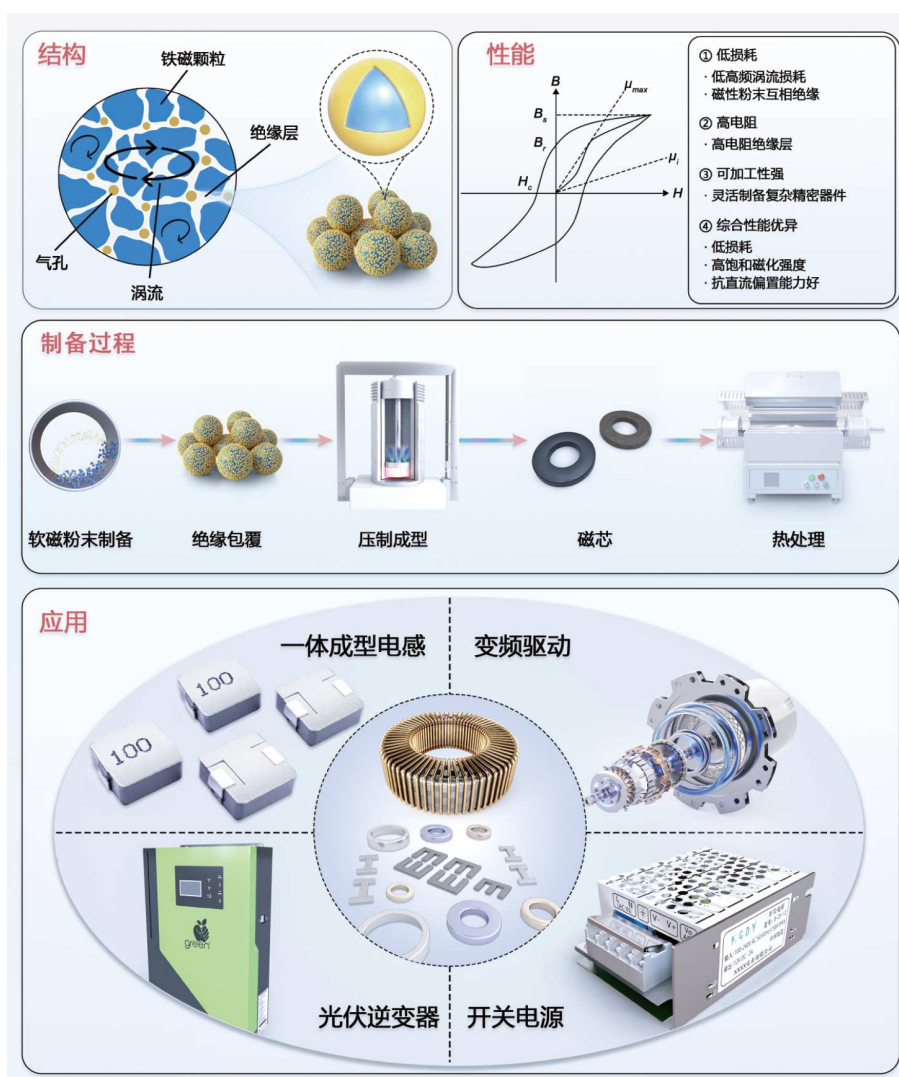


图 2 (网络版彩图)软磁复合材料结构特征、性能特点、制备流程与典型应用

Figure 2 (Color online) Structure, properties, preparation processes, and applications of soft magnetic composites.

直接接触,可以有效减小涡流损耗,从而使得磁粉芯应用频率较高.此外,软磁复合材料还具有磁导率恒定、抗直流偏置能力良好、形状加工自由度高、可灵活制备复杂精密器件等特性.因其优异软磁性能和良好加工性能,软磁复合材料被广泛用于电力电子领域,例如滤波器、直流转换器、开关电源、扼流圈、一体成型电感等.目前,已开发出铁粉芯、坡莫合金磁粉芯、FeSiAl磁粉芯和非晶/纳米晶磁粉芯等多种软磁复合材料.非晶合金原子排列长程无序,具有比晶态金属更高的电阻率,因而更利于降低高频涡流损耗.兼具强磁性

与低损耗是软磁复合材料研发的核心目标,图3汇总了几种典型磁粉芯材料饱和磁感应强度和损耗数据,可以看到,非晶软磁复合材料具有比传统金属软磁复合材料更低的高频损耗,以及比软磁铁氧体材料更高的磁化强度.近年来,电力电子技术的迅猛发展,尤其是第三代半导体的迅速迭代,对电子器件提出了高频化、高效化、大功率、小型化、集成化等要求,传统单一组分软磁材料的弊端开始凸显,非晶软磁复合材料因其优异综合高频软磁性能,被认为是高频电子器件的理想软磁材料.本文从磁粉制备、绝缘包覆、磁芯成型、微观结构和软磁性能调控等方面综述了非晶软磁复合材料的研究进展,并对现阶段研究存在的问

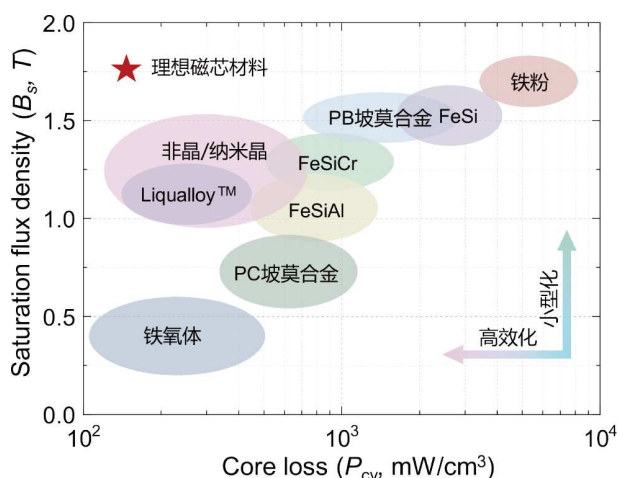


图 3 (网络版彩图)软磁复合材料饱和磁感应强度(B_s)和损耗($P_{cv}@100\text{ mT}$, 100 kHz)对比图

Figure 3 (Color online) Comparison of saturation magnetic flux density (B_s) and core loss ($P_{cv}@100\text{ mT}$, 100 kHz) of soft magnetic composites.

题和发展前景进行了剖析和展望。

2 非晶软磁复合材料的制备

2.1 非晶磁粉制备

非晶软磁复合材料的基本组成是非晶磁粉。目前,制备非晶粉末的方法主要有非晶带材破碎法、机械合金化法和雾化法三种。

非晶带材破碎法,是目前制备非晶粉末最常用的

方法。采用带材破碎法制备非晶粉体,首先需制备非晶带材,然后把制备好的非晶带材在晶化温度以下进行脆化退火,最后将脆化后的带材再利用球磨法、气流法等物理方法破碎成粉末。带材破碎法制备的非晶粉末成分准确且杂质较少、简单高效,适用于大规模工业生产,但粉末极不规则、存在大量棱角,不利于绝缘包覆和降低涡流损耗。

机械合金化法,是一种可以用来制备超饱和固溶体、金属间化合物、纳米晶、准晶以及非晶等合金粉末的制备技术^[25-35]。其过程是在球磨机中利用磨球对单一合金粉末或混合粉末进行持续机械作用,使粉末不断产生破碎与冷焊过程,促进粉体中原子扩散,最后获得所需合金化粉末^[25,26]。球磨参数对机械合金化过程中粉末的非晶化转变影响显著,球磨参数的差异,会造成不同非晶形成机制,进而影响最终产物^[27]。主要球磨参数有球磨时间、球料比、转速、分散剂以及保护气氛等。通常随球磨时间延长,粉末非晶化程度提高^[28]。但并非球磨时间越长越好,球磨时间过长,球磨时易混入杂质,导致产生晶化相。控制球料比和球磨转速,可调节能量注入程度,合适的能量注入会促进非晶化过程^[30,31]。此外,球磨气氛也会影响粉末的非晶转变进程,需根据不同材料体系选择合适保护气氛。机械合金化法制备非晶粉末具有工艺简单、生产成本低等明显优势,且对材料非晶形成能力要求较低,理论上所有成分均可通过机械合金化法制备非晶粉末,可制备熔

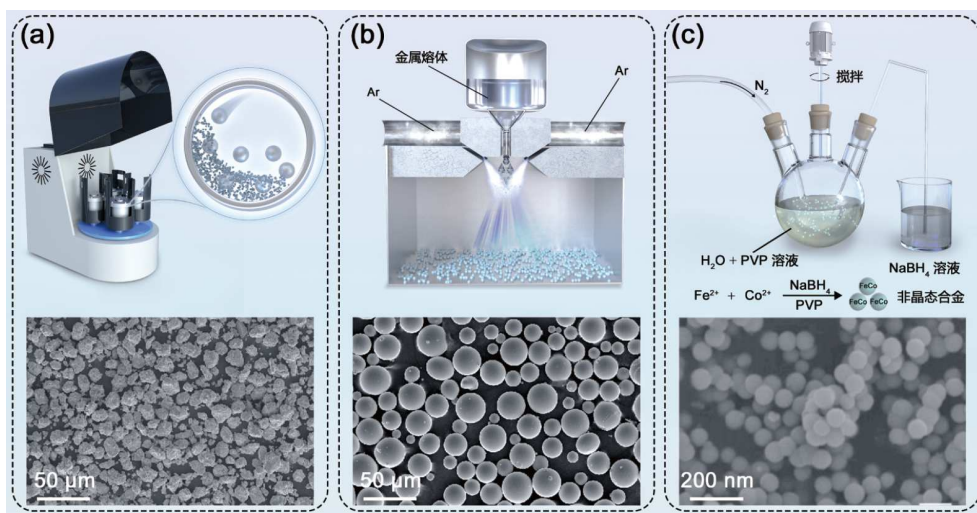


图 4 (网络版彩图) (a) 机械合金化法, (b) 雾化法, (c) 化学法制备不同尺度和不同形貌非晶粉末

Figure 4 (Color online) (a) Mechanical alloying method, (b) atomization method, (c) chemical method to prepare amorphous powders with different scales and morphologies.

体急冷法难以获得的非晶合金体系^[34].

雾化法, 主要有气雾化和水雾化两种, 又称双流雾化. 此外, 还有离心力雾化、超声雾化和等离子雾化等技术^[36-46]. 其中, 气雾化通过高压气流冲击, 将液态金属分散成液滴随后冷却形成粉末; 类似地, 水雾化则是通过高压水泵装置产生的高压水冲击金属液流, 使液流不断被粉碎成小液滴并落入冷却装置中形成粉末^[36]. 气雾化制备的粉末球形度高且表面光滑, 便于后续绝缘包覆处理, 同时粉末氧含量少; 水雾化制备的粉末多呈不规则形状, 有利于后续压制过程中粉末压实, 从而提高磁芯密度^[37]. 一般情况下, 只要能形成液体的材料都可以通过雾化法来制备粉末, 因此雾化法也常被用于制备非晶粉末. 与其他制粉方法相比, 雾化法制备非晶粉末具有效率高、粉末成型性好、粉末球形度高等优点. 但雾化法对合金体系非晶形成能力要求较高, 且水雾化过程中粉末容易氧化^[38].

传统非晶软磁复合材料粉末粒径在微米级别, 但近年来一些研究开始关注纳米尺度非晶粉末^[12,13,47-53]. 从理论上讲, 减小粉末粒径可降低高频涡流损耗. 纳米非晶粉末制备方式主要有: 化学还原法、共沉淀法、溶胶凝胶法、碳热冲击法、气相沉积法和激光刻蚀法等. 制备方式不同, 纳米粉末粒径从几纳米到几百纳米变化, 分散性也差别较大. 相较而言, 化学还原法工艺简单、一次制粉量较多、适用合金成分较广, 但所制备纳米颗粒分散性不佳、杂质较多. 目前, 纳米非晶软磁粉芯研究尚处于初步探索阶段, 相关报道较少.

2.2 绝缘包覆

粉体绝缘包覆是非晶软磁复合材料制备过程中的

关键工序之一, 通过在磁粉表面包覆绝缘层以隔绝磁粉互相直接接触, 从而提高磁粉电阻率, 降低磁粉芯高频涡流损耗. 理想包覆剂应具备良好的绝缘和黏结性、抗压性和耐高温性, 以及一定导磁性, 既可起到绝缘包覆效果, 又能使粉末在压制和后续热处理工艺中黏结在一起, 同时不恶化非晶粉末本征磁性^[54-56].

目前, 绝缘包覆材料主要分为有机包覆剂和无机包覆剂. 比较成熟的有机包覆剂有环氧树脂、聚酰胺树脂、硅树脂、酚醛树脂等, 虽然其黏接性好, 但耐热性差, 限制了磁粉芯的热处理温度^[56-58]; 无机包覆剂主要有 SiO_2 , Al_2O_3 , MgO 和 TiO_2 等一些高电阻率氧化物, 其耐热性好, 但黏附性不理想, 磁芯容易开裂^[17,59-62]. 以上两类包覆剂作为非磁性物质, 适量添加可以起到隔绝粉末、降低涡流损耗的作用, 但同时也会稀释磁性, 导致磁芯饱和磁化强度和有效磁导率降低, 这也是非晶软磁复合材料有效磁导率普遍在100以下的主要原因之一^[17,58]. 近年来, 磁性绝缘包覆材料逐渐引起研究者重视. Pittini-Yamada等人^[10]研究了添加相是否具有磁性对磁导率的影响. 图5(a)和(b)显示了不同磁性基质和填料含量对磁导率的影响. 少量非磁性物质的加入就会导致磁导率显著下降, 在此基础上即使再添加高磁导率材料也不能有效提高磁导率. 因此, 使用磁性绝缘包覆材料(如铁氧体材料)是获得兼具高磁性和低损耗非晶软磁复合材料的潜在策略之一. Li等人^[62]在丙酮溶液中, 用超声波清洗机将2 wt.% $(\text{NiZn})\text{Fe}_2\text{O}_4$ 纳米颗粒充分分散在环氧树脂中, 然后将粒径小于 $75\ \mu\text{m}$ 的 $\text{Fe}_{76}\text{Si}_9\text{B}_{10}\text{P}_5$ 非晶粉末加入丙酮溶液中, 用玻璃棒不断搅拌, 直至丙酮溶液完全挥发, 干燥得到包覆粉末. 与未包覆样品相比, 包覆

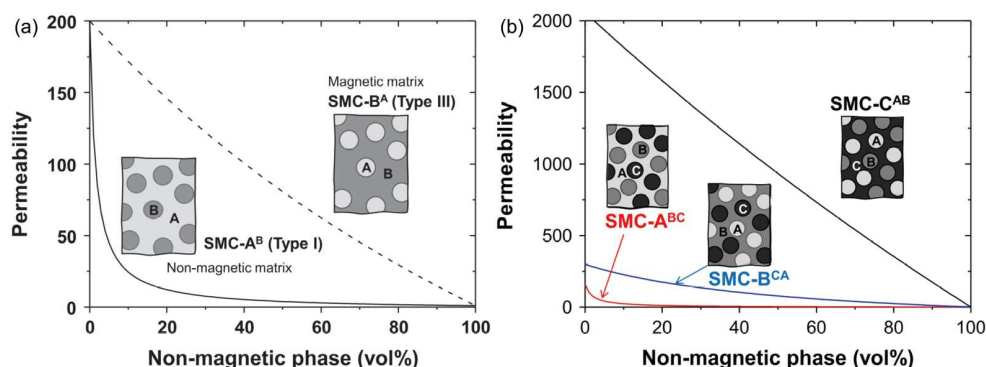


图 5 (网络版彩图)具有两种微观结构(a)和三种微观结构(b)的软磁复合材料的有效磁导率^[10]

Figure 5 (Color online) The effective permeability of soft magnetic composites with two microstructures (a) and three microstructures (b) [10].

(NiZn)Fe₂O₄纳米颗粒样品的磁芯磁导率提升44%，达到101；此外，包覆后的磁芯保持了相对较低的铁芯损耗1210 mW/cm³ ($B_m=0.1$ T, $f=100$ kHz), 如图6所示。

2.3 磁芯成型

磁粉经绝缘包覆处理后需压制成型，其过程是将包覆粉末放入模具，再利用压力器械压制成磁粉芯。可根据磁粉芯性能需求选择不同压制方式，目前主流成型方式有冷压成型、热压成型和烧结等^[8,9,11,16,63–66]，其中最常用的是冷压成型，其特点是效率高、可批量化生产。

冷压成型是在常温下将粉末压制成型的一种技术，应用比较广泛，其中成型压力对材料的磁性会产生重要的影响。压制过程中，成型压力、保压时间以及升压速率等参数都会影响磁粉芯最终性能。通常，磁粉芯密度随成型压力增大以及保压时间延长提高，因此，高成型压力有利于提升磁粉芯磁导率。然而过高的成型压力会破坏粉末表面的绝缘包覆层，绝缘效果变差，从而导致磁粉芯涡流损耗增大，同时也可能会对模具造成一定损伤。Tian等人^[67]采用冷压成型制备了具有核壳结构的FeSiBNbCu/SiO₂的软磁复合材料，系统地研究了压实压力和退火温度对其微结构和软磁性能的影响。随着成型压力从1400 MPa增加到2200 MPa，磁导率急剧增加，同时损耗逐渐减小。在最佳退火温度和压实压力组合下，具有核壳结构的软磁复合材料(SMCs)表现出高磁导率为84，低损耗为174 kW/m³ ($B_m=0.1$ T, $f=50$ kHz)的优异软磁性能，如图7，有望作为大功率电子器件的应用。

热压成型技术相对于冷压、温压成型技术，所需

压力较小。由于铁基非晶粉末强度硬度高，几乎没有塑性变形能力，成型所需压力通常在1.5 GPa以上。但是，大成型压力势必会引入更大的内应力，后续热处理过程难以完全去除(受限於晶化温度，热处理温度不能过高)；同时也会带来包覆层和模具破坏等问题。Ma等人^[60]通过水热反应在非晶态Fe₇₃Si₁₁B₁₁C₃Cr₂粉末上包覆一层Fe₃O₄，由此制备出的非晶复合材料中，涡流将被绝缘的Fe₃O₄层限制在单个非晶粒子中，由于Fe₃O₄的铁磁特性，同时可以避免由非磁性绝缘层引起的磁稀释效应。然后在390°C–470°C，600 MPa的低压下对包覆后的粉末进行热压，制备密度高、软磁性能优异的磁粉芯。经430°C退火释放热压过程产生内应力后，有效磁导率提高到43 (100 kHz)，磁芯损耗降低到498 kW/m³ (100 kHz, 50 mT)，如图8所示。热压成型技术能够降低磁芯的成型压力，降低内应力引入的同时提高磁芯致密度，但是对模具要求较高(需要模具具有耐高温性)，生产效率较低，不利于规模化生产。

放电等离子烧结是一种常见的烧结方式，是在对粉末颗粒施压的同时通入脉冲电流，用火花放电瞬间产生的等离子体进行加热，利用热效应、电流效应在短时间内烧结成型的一种技术。相比于传统的热压烧结、热等静压等方式，放电等离子烧结的烧结速度快、烧结温度低、工艺参数精确可控，更加适用于非晶合金、纳米晶等非平衡材料的制备。Zhang等人^[68]采用放电等离子烧结在696–712 K条件下，制备出相对密度高($\rho_r=94\%$)、饱和磁感应强度高($B_s=1.34$ T)、磁导率高(20 kHz, $\mu=163$)的Fe_{77.7}Si₈B₁₀P₄Cu_{0.3}非晶软磁复合材料，如图9所示。在烧结过程中，放电效应和焦耳热等促使非晶粉末区域有足够高的温度，发生大量

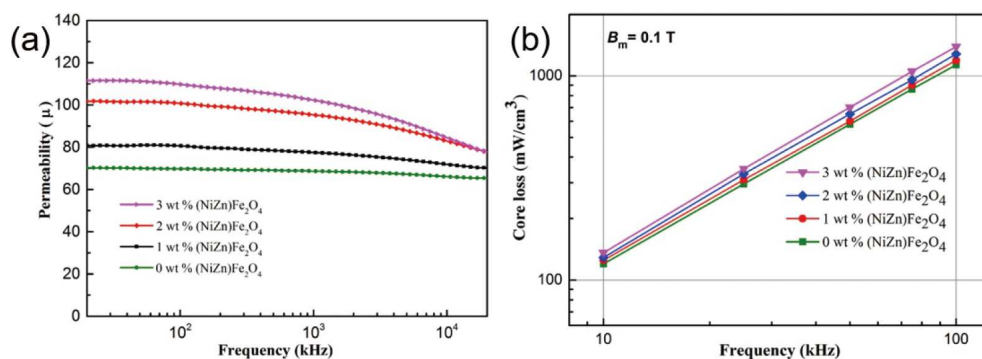


图 6 (网络版彩图)不同(NiZn)Fe₂O₄纳米颗粒含量的Fe₇₆Si₉B₁₀P₅非晶粉芯磁导率(a)和粉芯损耗(b)的频率依赖性^[62]

Figure 6 (Color online) Frequency dependence of the permeability (a) and the core loss (b) for the Fe₇₆Si₉B₁₀P₅ amorphous powder cores with different contents of (NiZn)Fe₂O₄ nanoparticles [62].

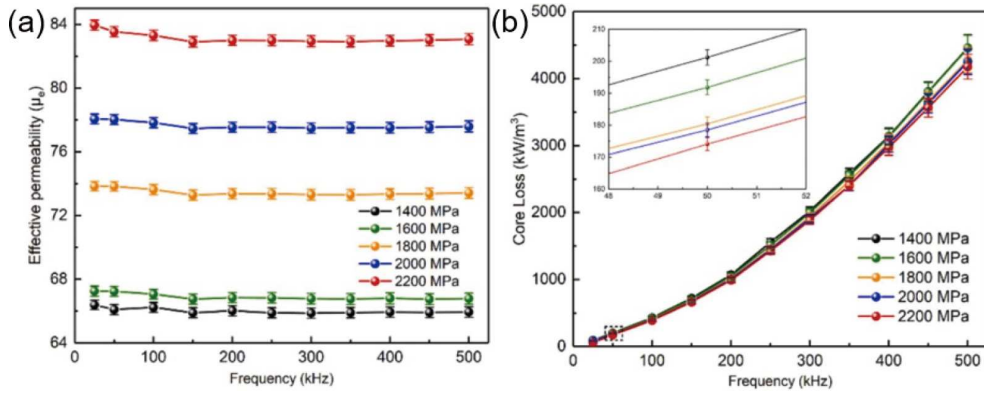


图 7 (网络版彩图)不同压实压力下退火FeSiBNbCu/SiO₂ SMCs的有效磁导率(μ_e) (a)和损耗(P_{cv}) (b)的频率依赖性^[67]

Figure 7 (Color online) Frequency dependence of effective permeability (μ_e) (a) and core loss (P_{cv}) (b) for the annealed FeSiBNbCu/SiO₂ SMCs under different compaction pressures [67].

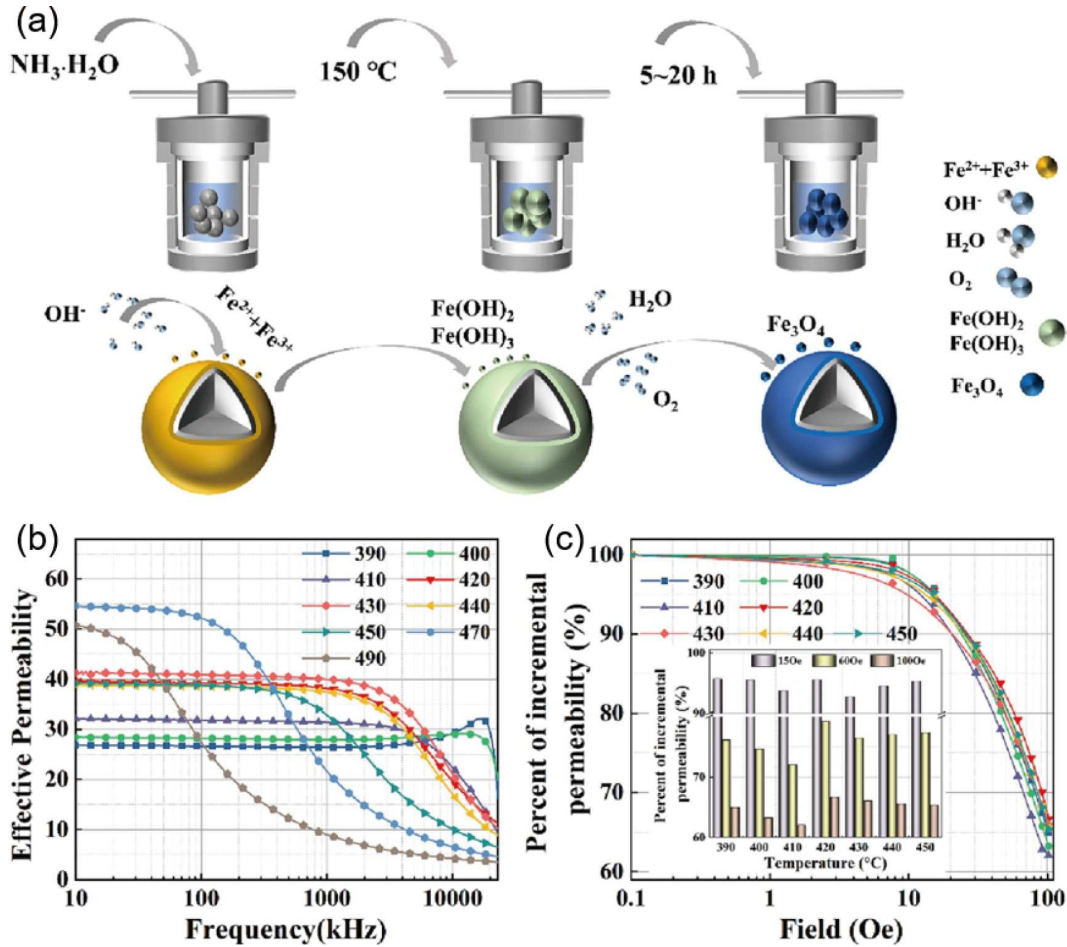


图 8 (网络版彩图) (a) 粉末绝缘反应机理示意图; (b) SMCs的有效磁导率随频率的变化; (c) 随偏置直流场变化的SMCs直流偏置特性, 插图显示了SMCs在15, 60和100 Oe三种特殊偏置场下的直流偏置特性^[60]

Figure 8 (Color online) (a) Schematic illustration of the reaction mechanism of powder insulation; (b) effective permeabilities of the SMCs varying with frequency; (c) DC-bias properties of the SMCs varying with the bias DC field; the inserted figure shows the DC-bias properties of these SMCs at three peculiar bias fields of 15, 60, and 100 Oe [60].

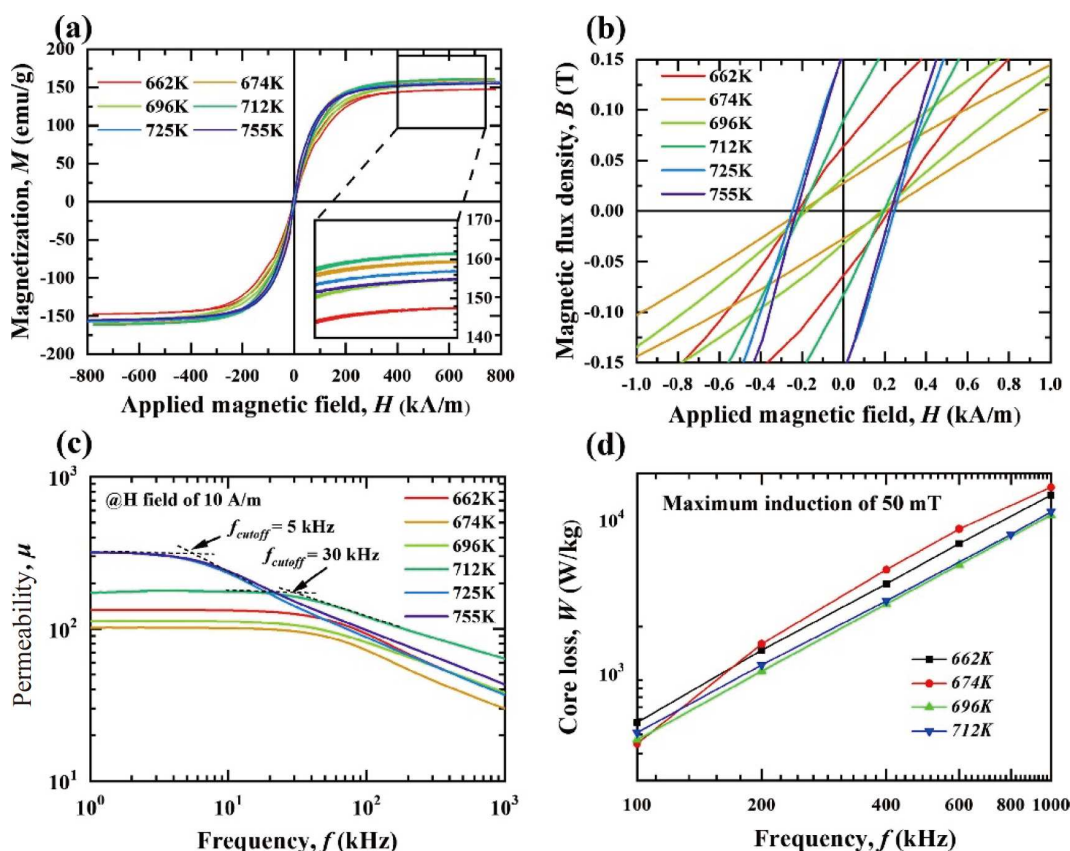


图 9 (网络版彩图)不同放电等离子烧结温度下制备的磁粉芯性能. (a) 磁感应强度(M_s); (b) 矫顽力(H_c); (c) 磁导率(μ); (d) 损耗(W) [68]

Figure 9 (Color online) Properties of magnetic powder cores prepared at different spark plasma sintering temperatures. (a) Magnetic induction intensity (M_s), (b) coercivity (H_c), (c) permeability (μ), and (d) core loss (W) [68].

原子扩散现象, 形成致密绝缘层. 由于这种高温是瞬时形成的, 持续时间短, 能够使磁粉保持完全非晶态的结构. 但是, 烧结过程中电流效应会击穿绝缘层, 破坏绝缘效果, 同时, 相比于冷压成型, 放电等离子烧结成型效率较低. 因此, 受限于是有成型技术, 非晶软磁复合材料本征优异软磁性能并没有得到完全发挥, 磁芯综合性能远未达到理想状态, 这是一个需要着重关注的问题.

3 热处理和微观结构调控

制备高性能磁粉芯, 热处理是相当关键的步骤. 合理的热处理工艺不仅能消除压制过程产生的内应力, 降低矫顽力和磁滞损耗, 也能均匀化绝缘层, 提高包覆效果, 进而降低涡流损耗, 提升磁芯机械强度^[9-11,66,69-76]. 此外, 热处理也是调控磁芯微观结构, 进一步优化磁

芯综合软磁性能的有效手段. 软磁复合材料的结构调控主要包括三个方面: 磁粉微结构调控、界面结构调控和磁畴结构调控.

3.1 磁粉微结构调控

磁粉微结构调控是非晶软磁复合材料获得优异综合软磁性能的重要微观结构调控途径, 主要体现在通过热处理实现非晶合金纳米晶化^[70-72,74]. 相比于非晶基体, α -Fe(Si)纳米晶化相具有更高饱和磁化强度, 并且纳米晶化相之间的交换软磁作用可进一步提高磁导率, 降低矫顽力, 优化合金软磁性能. 此外, 纳米晶化可以使非晶合金在晶化温度以上进行热处理, 提高热处理温度, 有利于磁芯内应力去除, 进一步改善磁芯软磁性能. 因此 α -Fe(Si)纳米晶的可控析出是实现非晶软磁复合材料高磁化强度和优异软磁性能兼具的有效途径. Wu等人^[70]通过雾化法制备 $\text{Fe}_{74.75}\text{Si}_8\text{B}_{10}\text{P}_3\text{C}_2$ -

$\text{Nb}_{1.5}\text{Cu}_{0.75}$ 的非晶粉末, 晶化温度窗口为 73.4 K, 饱和磁化强度为 151 emu/g, 其非晶形成能力和饱和磁化强度均优于 FINEMET 合金. 该体系纳米晶化行为依赖于热处理升温速率且呈现非线性行为, 升温速率由 40 K/min 提高到 100 K/min, 平均晶粒尺寸由 25.17 nm 减小到 20.94 nm, 进一步提高升温速率到 500 K/min, 平均晶粒尺寸再次增加到 23.01 nm, 如图 10 所示, 磁芯磁导率、矫顽力和损耗也呈现对应变化. 纳米晶化后该体系有效磁导率均可达 60 以上, 截止频率在 10 MHz 以上.

前述 FeSiBPNCu 合金为经典非晶纳米晶体系, 含有纳米晶形核元素 Cu/P 和抑制晶粒长大元素 Nb, 可通过在 T_{x1} 和 T_{x2} 之间适当温度热处理得到经典非晶纳米晶结构, 进一步优化磁性软磁性能. 然而, 众多 Fe 基非晶合金不含 Cu 和 Nb 等元素, DSC 曲线仅呈现单一晶化峰, 无法通过热处理获得非晶纳米晶结构, 如何改善其软磁性能值得深入探索.

针对上述无法纳米晶化的 Fe 基非晶合金体系, 通过优化热处理工艺, 在非晶态和纳米晶态之间寻找一临界状态, 引入大量类 α -Fe 中程序, 有望进一步改善非晶合金综合软磁性能, 如图 11 所示^[11]. 近期, Shao 等人^[11]发现旋转磁场热处理可以大幅缩短晶化孕育期,

促进形核, 在接近晶化温度处热处理时, 诱导类 α -Fe 中程序析出(含量达到 20%), 但不形成纳米晶, 进而可以避免纳米晶异常长大和硬磁相析出, 成功在 FeSiBCCr 非晶合金中构建了一种临界态非晶结构, 如图 12 所示. 这种临界态非晶结构一方面可以增强铁磁交换作用, 提高饱和磁化强度; 另一方面可以引入交换软磁作用, 调制磁畴结构, 降低矫顽力, 提高磁导率, 进而优化合金综合软磁性能, 如图 12(h) 和 (i) 所示. 磁芯饱和磁化强度为 170 emu/g, 有效磁导率为 65 且稳定到 20 MHz, 高频损耗仅为 70 mW/cm³ (0.01 T, 1 MHz).

序调控策略是对传统纳米晶化策略的拓展, 其不仅包含经典非晶-纳米晶双相结构的构建, 还包括团簇结构、中程序、极细晶粒、过渡态、晶相等结构调控. 序调控策略将结构调控维度拓展到了短程有序、长程无序非晶到长程有序晶体的整个序空间, 某种特殊序结构的构建都有可能导优异软磁性能的涌现, 也将助力更多具有优异结构功能特性的非晶新材料研发.

3.2 界面结构调控

相比其他软磁材料, 软磁复合材料的最大特点是其复合结构, 这赋予该类材料丰富的界面, 精准构筑

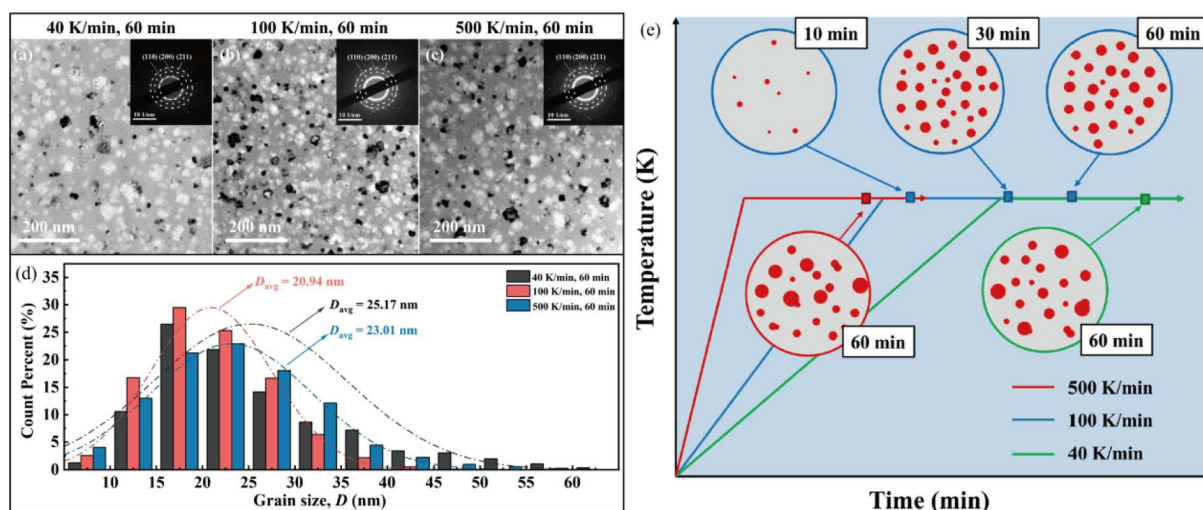


图 10 (网络版彩图) (a)–(c) FeSiBPNCu 非晶 SMCs 以 40、100 和 500 K/min 升温速率升温到 783 K, 保温 60 min 后的样品 TEM 图片, 插图为对应选区电子衍射图; (d) 不同升温速率对应样品的晶粒尺寸分布图; (e) FeSiBPNCu SMCs 非晶纳米晶结构随热处理升温速率和时间演变图^[70]

Figure 10 (Color online) (a)–(c) TEM images of FeSiBPNCu amorphous SMCs after heating up to 783 K at 40, 100, and 500 K/min heating rates for 60 min, the inset shows the electron diffraction patterns of the corresponding selective region; (d) grain size distribution of samples corresponding to different heating rates; (e) evolution of FeSiBPNCu SMCs amorphous nanocrystalline structure with heating rate and time during heat treatment [70].

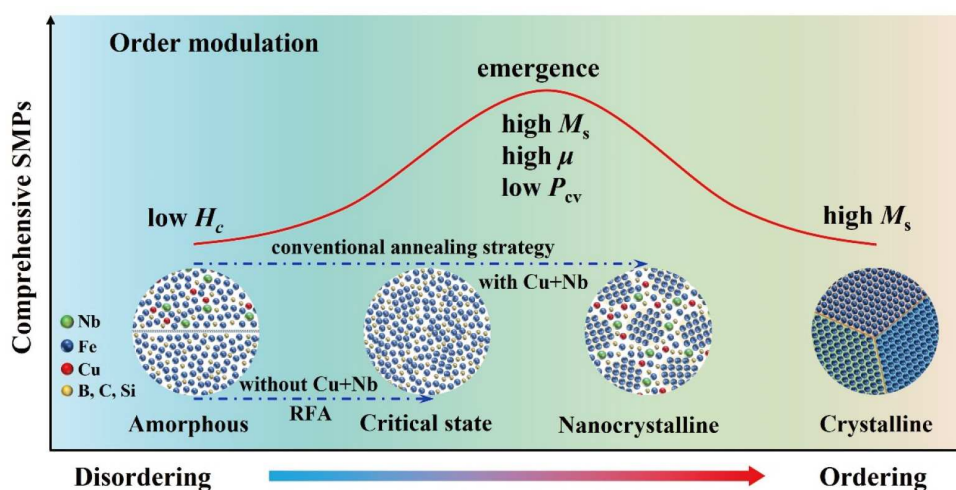


图 11 (网络版彩图) Fe基非晶合金序调控策略及软磁性能演变示意图^[11]

Figure 11 (Color online) Schematic diagram of the sequence regulation strategy of Fe-based amorphous alloys and the evolution of soft magnetic properties [11].

界面结构对定向调控材料软磁性能起着重要作用。界面结构调控通常是在绝缘包覆过程完成, 最常见的为单一界面结构, 即非晶粉末-有机/无机包覆层界面。但是, 单一界面结构往往难以满足软磁复合材料后续制备工艺及复杂工作环境。因此, 多层界面结构是研究者关注热点之一, 如非晶-无机-有机界面结构, 非晶- $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{Fe}_2\text{O}_3/\text{SiO}_2/\text{TiO}_2/\text{ZrO}_2/\text{MoO}_2/\text{Y}_2\text{O}_3$ -EP/SR多层界面结构均有报道。总的来说, 非晶- TiO_2 -EP界面引入后磁芯综合软磁性能更优, 有效磁导率可超过80, 这可能与热处理过程中 TiO_2 和非晶表面发生电子转移, 进而生成弱磁性界面有关。此外, 表面纳米工程也是一种有效的界面调控策略。这里特别介绍一种基于表面纳米工程, 在非晶粉末表面原位生成磁性非晶纳米颗粒作为应力缓冲层, 改善磁芯综合软磁性能的方法。Bai等人^[66]利用化学还原法在 FeSiBCCr 非晶磁粉表面原位合成了 FeB 非晶纳米颗粒, 在后续压制成型过程中, 纳米颗粒起到应力缓冲层的作用, 显著降低了非晶磁粉芯内部的应力集中, 使磁畴结构更加规则, 钉扎效应减弱, 大幅优化了软磁性能, 如图13所示。相比传统包覆工艺磁粉芯, 磁导率提高28%, 高频损耗降低25%。此外, 由于 FeB 纳米颗粒的Fe含量更高, 因此非晶磁粉芯的饱和磁化强度由153 emu/g提高到171 emu/g, 同时实现了“磁强度”和“磁塑性”的大幅改善。基于表面纳米工程的磁性非晶纳米颗粒制备几乎不受非晶形成能力限制, 为非晶软磁复合材料研发提供了新思路。

热驱动原位界面反应, 如固相反应、液相烧结, 也是界面结构调控的有效策略。目前, 有关非晶软磁复合材料烧结工艺的研究还相对较少, 主要原因是非晶合金存在晶化温度(通常低于 600°C)的限制, 而烧结过程中的界面固相反应通常发生在较高温度。不过, 在晶体金属软磁复合材料方面已有研究。Bai等人^[9]通过引入 MoO_3 低熔点(850°C – 900°C)氧化物作为烧结过程中的液相介质, 在低成型压力下一步完成致密化和绝缘包覆, 并且烧结过程中原位反应生成 Al_2O_3 过渡层, 进一步加强绝缘效果, 获得250 MPa高强度和110 MHz超高截止频率的 FeSiAl 软磁复合材料, 如图14所示。

虽然非晶合金较低的晶化温度限制其烧结温度, 传统固相反应和液相烧结等策略难以实现, 但是非晶合金独特的玻璃转变过程提供了新思路, 未来或许可以开发一些具有较宽过冷液相区的软磁非晶合金体系, 运用半固态成型和液相烧结的方式研发新型高性能软磁复合材料。Luan等人^[77]将 $\text{Fe}_{81.4}\text{Si}_3\text{B}_{10}\text{P}_5\text{Cu}_{0.6}$ 和40 wt.%的 $\text{Fe}_{55}\text{C}_{10}\text{B}_5\text{P}_{10}\text{Ni}_{15}\text{Mo}_5$ 非晶合金粉末充分混合, 采用放电等离子烧结技术在 $\text{Fe}_{55}\text{C}_{10}\text{B}_5\text{P}_{10}\text{Ni}_{15}\text{Mo}_5$ 粉末的过冷液相区烧结制备纳米晶磁粉芯, 获得低磁芯损耗2.2 W/kg (1 T, 50 Hz)和500 MPa的高断裂强度, 比传统磁粉芯高一个数量级。部分铁基非晶合金具有过冷液体区, 在该温度范围内, 可实现半固态成型, 作为烧结介质兼具强黏结性和磁性, 进而同时提高磁芯力学和软磁性能(图15)。

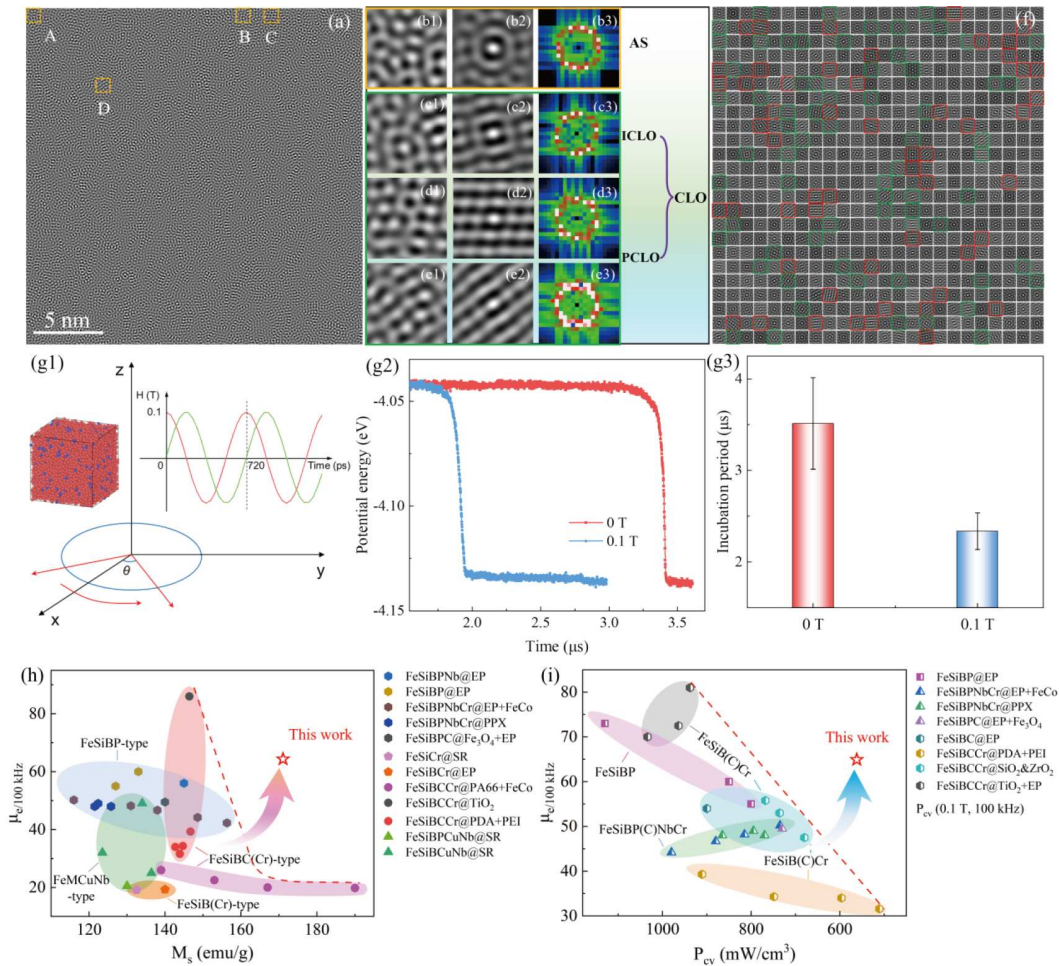


图 12 (网络版彩图) (a)–(f) FeSiBCCr 临界态非晶合金结构表征; (g) 分子动力学模拟旋转磁场热处理对 Fe 基非晶合金晶化动力学影响; (h), (i) Fe 基非晶 SMCs 综合软磁性能对比^[11]
Figure 12 (Color online) (a)–(f) Structural characterization of FeSiBCCr critical-state amorphous alloys; (g) molecular dynamics simulation of the effect of rotating magnetic field heat treatment on the crystallization kinetics of Fe-based amorphous alloys; (h), (i) comparison of comprehensive soft magnetic properties of Fe-based amorphous SMCs [11].

3.3 磁畴结构调控

磁畴结构为微观结构和宏观性能之间架起了一座可视化桥梁, 在软磁材料性能优化方面起着重要作用. 得益于非晶软磁复合材料独特的结构和工艺流程, 其磁畴结构调控方式也更为丰富. 一方面可以像非晶条带一样进行横向/纵向/旋转磁场热处理, 另一方面可以在成型过程中引入磁场调控磁畴结构.

Dong 等人^[71]研究了横向磁场热处理对 Fe₇₈Si₉B₁₃ 非晶软磁复合材料磁性能的影响, 相比于普通热处理, 0.5 T 横向磁场热处理磁芯有效磁导率达 90, 可以稳定到 2 MHz. 与此同时, 磁芯损耗 (0.1 T, 100 kHz) 降低了 10%. 在 350°C 以上热处理, 施加磁场后软磁性能均会

得到一定程度改善, 这得益于磁畴结构的优化. 此外, 分步磁场热处理也常用于非晶软磁复合材料磁性能优化^[72]. 图 16(a)–(d) 为 FeSiBNbCu 粉末畴壁运动情况, 可以发现两步热处理样品磁畴壁位移所需外加磁场 (133 Oe) 明显小于普通热处理样品 (250 Oe), 较小的畴壁位移场对应较低的矫顽力. 此外, 常规+横磁两步热处理后, 非晶粉末枝晶畴壁数量明显减少, 分布变得相对均匀, 磁畴更加规则, 畴壁钉扎点更少, 畴壁钉扎效应减弱, 磁畴运动阻力降低, 磁芯矫顽力降低 38%, 磁芯损耗降低 14%, 磁芯抗直流偏置能力小幅提升, 如图 16(e) 和 (f) 所示.

随着“more-than Moore”集成电路封装技术的发

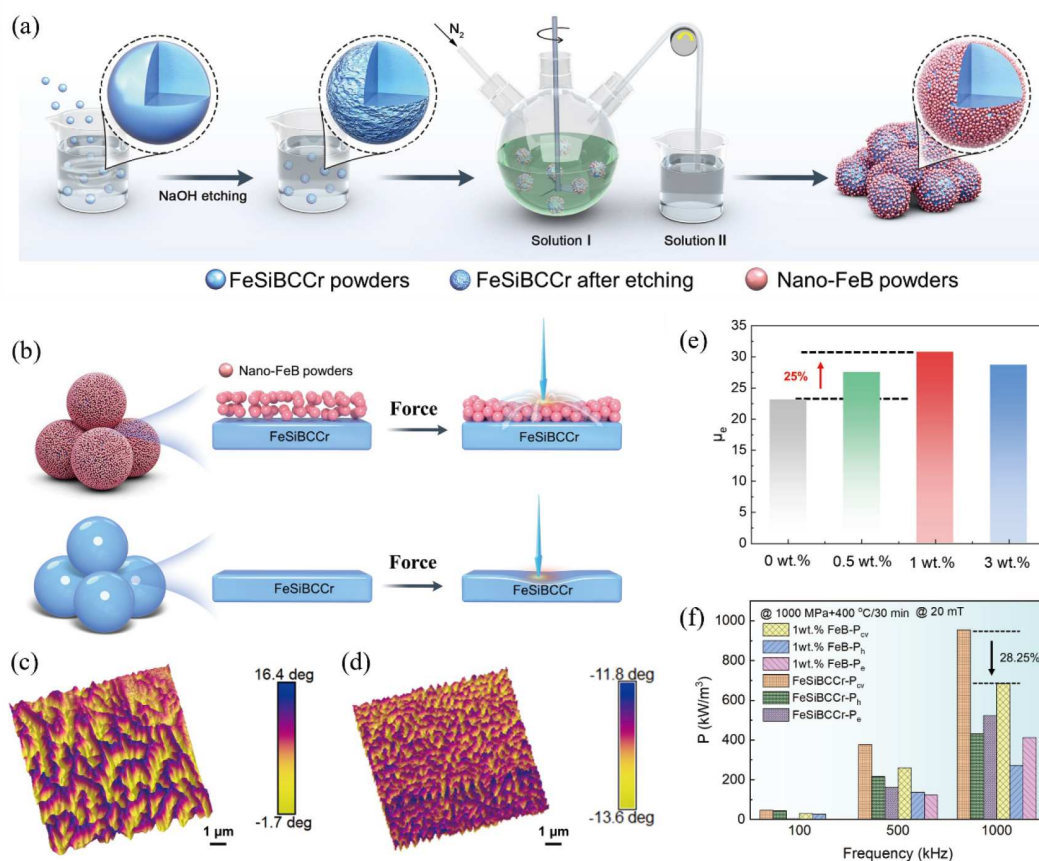


图 13 (网络版彩图) (a) 表面纳米工程流程图; (b) 表面FeB非晶纳米颗粒可作为应力缓冲层; 表面纳米处理后(c)和原始态(d) SMCs磁畴结构图(MFM测试结果); (e), (f) 表面纳米处理前后SMCs磁导率和损耗对比^[66]

Figure 13 (Color online) (a) Schematic diagram of surface nano-engineering processes; (b) FeB amorphous nano-particles on the surface can be used as a stress buffer layer; surface nano-treatment (c) and original (d) SMCs domain structure (MFM test results); (e), (f) comparison of SMCs permeability and loss before and after surface nano-treatment [66].

展, 工作频率在100 MHz以上的PCB集成电感已开始被采用, 这就对在该频率下拥有稳定磁导率的软磁材料提出了新的需求. 传统铁氧体材料虽然磁导率可以在很高频率稳定, 但是其饱和和磁化强度和居里温度都很低, 不利于电感集成. 软磁复合材料独特的分布式气隙结构和丰富可调的磁畴结构理论上可适用于更高频率. 磁涡旋是微纳米磁性材料的基本磁拓扑结构, 包含一个围绕中心区域的卷曲自旋结构, 其磁矩指向平面外以避免产生奇点, 具有零静磁能、拓扑保护和高谐振频率等优点. 近期, Bai等人^[8]利用具有磁涡旋结构的软磁粉末制备软磁复合材料, 消除传统磁性材料中的畴壁共振, 获得了超高稳定性的磁导率频谱特性, 如图17所示, 有望在集成磁器件中实现应用. 研究发现粉末磁畴结构和粒径密切相关, 当粉末粒径小于单畴

临界尺寸时呈现单畴结构, 粒径在常规微米级别(一般大于5 μm)时呈现复杂多畴结构, 粒径介于二者之间尤其是亚微米尺度时呈现独特磁涡旋结构. 这种复合材料由具有磁涡旋结构的超细FeSiAl磁粉通过烧结工艺制备, 磁粉之间磁绝缘, 并且通过 $\text{Al}_2\text{SiO}_5/\text{SiO}_2/\text{Fe}_2(\text{MoO}_4)_3$ 界面层共价结合. 这种独特的磁结构和界面结构, 使得该软磁复合材料在1 GHz仍能够保持13的有效磁导率、105 emu/g的饱和磁化强度以及48 A/m的低矫顽力. 通过洛伦兹透射电镜和微磁学模拟进一步证明是复合材料均匀分布的磁涡旋结构诱导了上述优异软磁性能. 同时, 由于颗粒间绝缘层的外延生长, 复合材料的抗压强度也提高到337.1 MPa. 相比于FeSiAl晶态合金, 非晶合金具有更高的电阻率, 未来引入磁涡旋结构策略结合工艺优化, 或许可以开发出截止频率

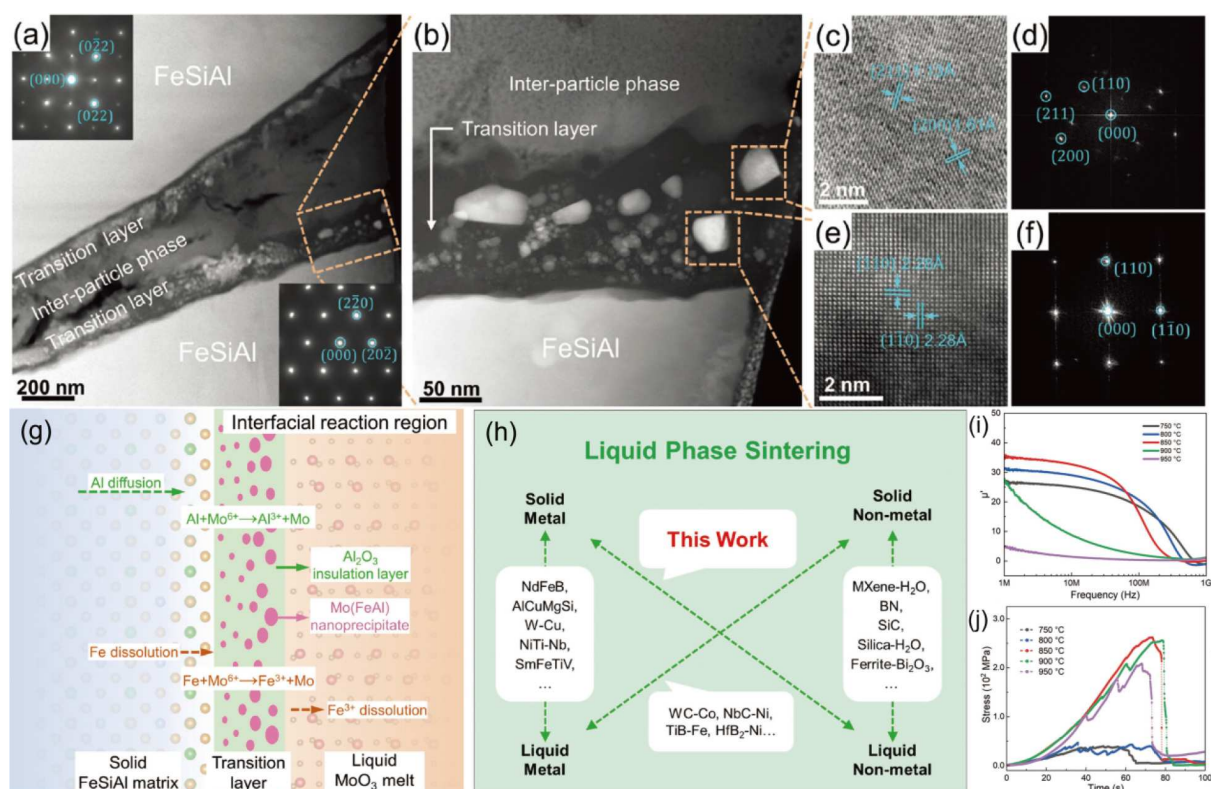


图 14 (网络版彩图) (a)–(f) 850°C液相烧结FeSiAl SMCs界面结构表征; (g) FeSiAl和MoO₃界面反应示意图; (h) 液相烧结体系; (i) 不同温度烧结样品磁导率随频率变化图; (j) 不同温度烧结样品力学性能变化图^[9]

Figure 14 (Color online) (a)–(f) Characterization of the interface structure of liquid-phase sintered FeSiAl SMCs at 850°C; (g) schematic diagram of FeSiAl and MoO₃ interface reactions; (h) liquid-phase sintering systems; (i) magnetic permeability of sintered samples at different temperatures as a function of frequency; (j) variation of mechanical properties of sintered samples at different temperatures [9].

更高、损耗更低新型非晶软磁复合材料。

3.4 纳米非晶磁粉芯设计

理论上讲, 减小磁粉粒径是降低损耗最有效的方式之一, 这与带材通过制备超薄带降低损耗有异曲同工之处。磁粉粒径减小也会抑制磁导率高频下的衰减, 从而提高其频率稳定性, 最终获得兼具低损耗与高应用频率的磁粉芯。但是, 目前主流粉末都是微米尺度, 商业上也还没有可用的由纳米颗粒制备的磁粉芯。

前述2.1节简单介绍了几种纳米非晶软磁粉末制备方式, 研究较多的为化学还原法。Yang等人^[53]通过化学还原法, 利用NaBH₄作为还原剂, PVP作为表面活性剂, 制备出高纯高热稳定FeCo非晶纳米颗粒, 其平均粒径约20 nm, 晶化温度为468°C, 饱和磁化强度达196 emu/g。进一步利用冷压成型制备出磁芯, 有效磁导率超过50, 在MHz稳定性较好, 如图18(a)–(c)所示。

利用相似方法, 改变化学试剂, Li等人^[47]制备出高球形度、高分散性、粒径在600–900 nm的亚微米级FeBP非晶粉末, 如图18(d)所示, 磁芯有效磁导率接近10, 可以稳定到GHz。

随着维度降低, 材料往往会呈现出一些意想不到的特性。与微米粉相比, 纳米粉还具有以下特性: 铁基纳米颗粒具有大比表面积、化学活性强、极易氧化等特点, 因此制备出的纳米颗粒通常会原位生成一层薄氧化膜, 可作为绝缘包覆层, 有望一步实现粉末制备与包覆, 进而不再需要后续繁琐绝缘包覆工序; 纳米颗粒界面丰富、黏结性强, 无需额外添加有机黏结剂便可实现高质量成型, 进而避免了磁稀释效应, 有望实现磁芯高磁化强度和低损耗兼具; 粉末细化通常会导致截止频率提高, 纳米非晶粉芯有望将软磁复合材料应用频率上限从MHz拓展到GHz, 满足第三代半导体等领域应用。此外, 纳米颗粒容易进行表面改性, 可

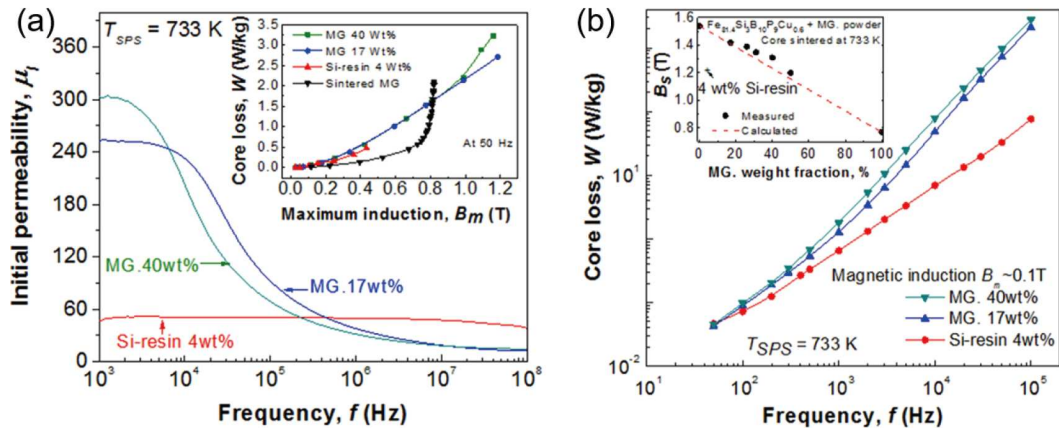


图 15 (网络版彩图)不同含量 $\text{Fe}_{55}\text{C}_{10}\text{B}_5\text{P}_{10}\text{Ni}_{15}\text{Mo}_5$ 非晶粉作为黏结剂所获得磁芯的初始磁导率(a)和损耗(b); (a)中插图显示了相同磁芯在50 Hz下测得的磁芯损耗(W)与最大饱和磁感应强度(B_m)的函数关系; (b)中插图显示了不同质量分数非晶粉作为黏结剂的磁芯所获得的饱和磁通密度^[77]

Figure 15 (Color online) Initial permeability (a) and core loss (b) of cores obtained with different concentrations of $\text{Fe}_{55}\text{C}_{10}\text{B}_5\text{P}_{10}\text{Ni}_{15}\text{Mo}_5$ amorphous powder as binders; the inserted figure in (a) shows the core loss (W) as a function of maximum induction (B_m) measured at 50 Hz for the same cores; the inserted figure in (b) shows the saturation magnetic flux density obtained for the cores with different weight fractions of amorphous powder as a binder ^[77].

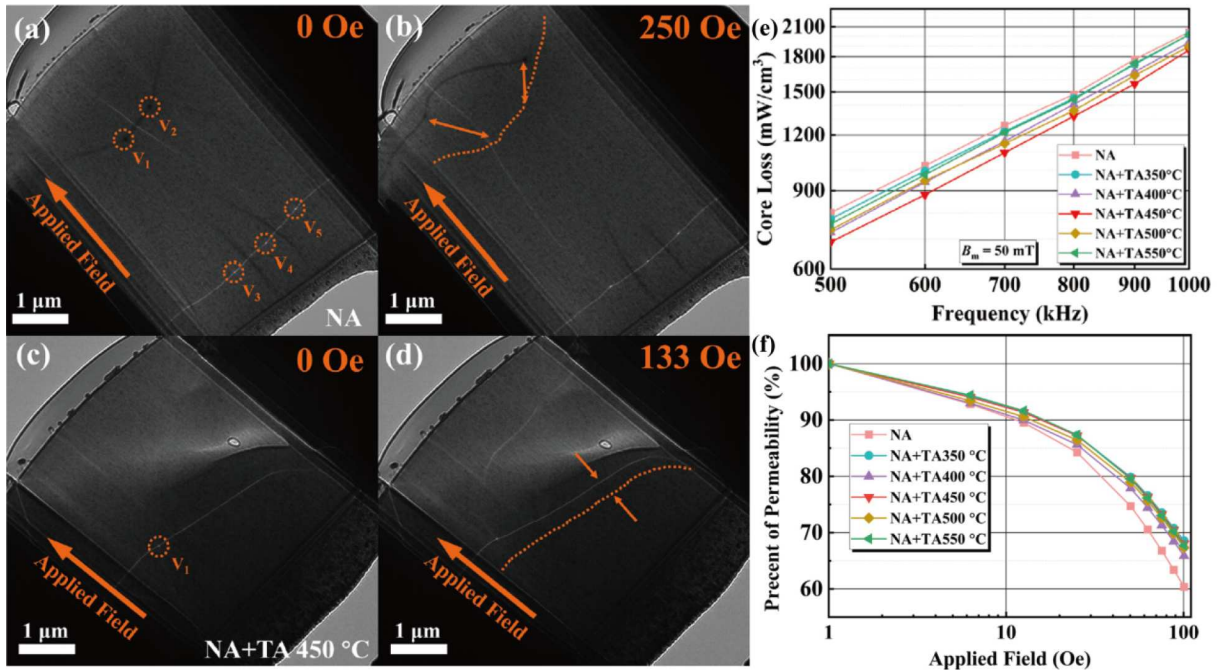


图 16 (网络版彩图) (a)–(d) 常规热处理和分步磁场热处理样品洛伦兹透射电镜畴结构图; (e) 不同热处理工艺SMCs样品损耗随频率变化图; (f) 不同热处理工艺SMCs样品抗直流偏置能力^[72]

Figure 16 (Color online) (a)–(d) Lorentz TEM domain structure of conventional heat treatment and stepwise magnetic field heat treatment samples; (e) frequency variation of SMCs sample loss with different heat treatment processes; (f) resistance to DC bias of SMCs samples with different heat treatment processes ^[72].

借鉴磁性液滴相关研究, 运用表面纳米工程制备具有核壳结构的磁性纳米颗粒, 亦可一步法原位构建具有多层磁性相的复合纳米材料, 定向调控磁粉芯软磁性

能。例如, Yang等人^[78]合成了直径为10–13 nm的球形 FeNiB 磁性非晶纳米颗粒, 并用油酸(Oleic Acid, OA)改善其疏水和亲油性能, 制备得到 Fe-Ni-B@OA 磁性

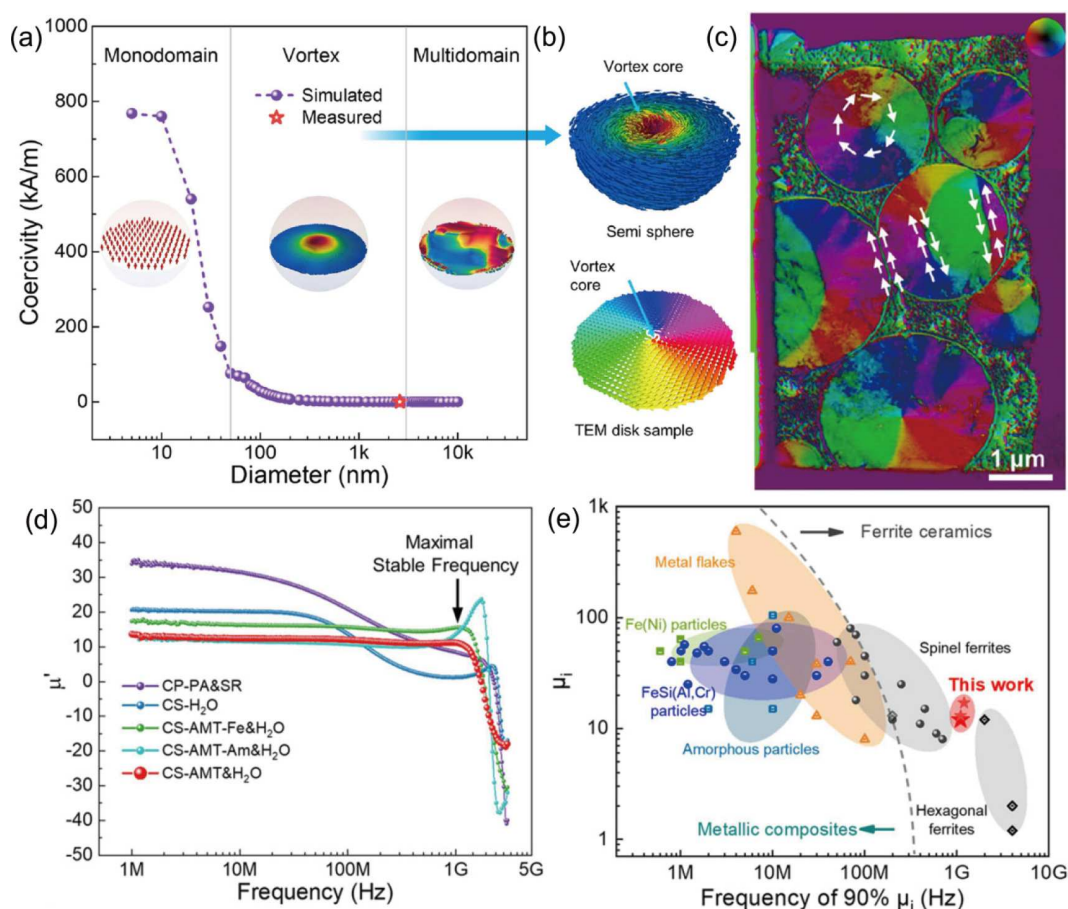


图 17 (网络版彩图) (a) 计算模拟得到不同粒径 FeSiAl 粉末矫顽力和磁畴结构图; (b) 粒径为 2.6 μm FeSiAl 颗粒磁畴结构重构图; (c) 洛伦兹电镜表征磁畴结构图; (d) 不同包覆工艺 SMCs 磁导率随频率变化图; (e) 不同种类 SMCs 和铁氧体磁芯磁导率和频率稳定性对比图^[8]

Figure 17 (Color online) (a) The coercivity and magnetic domain structure of FeSiAl powders with different particle sizes were obtained by calculation and simulation; (b) reconstruction of the magnetic domain structure of FeSiAl particles with a particle size of 2.6 μm; (c) Lorentz electron microscopy characterization of the domain structure; (d) frequency variation of the permeability of SMCs with different coating processes; (e) comparison of permeability and frequency stability of different types of SMCs and ferrite cores [8].

纳米流体, 如图 19(a) 所示. 纳米颗粒的独特性质及丰富核壳结构的构建为非晶软磁复合材料研发提供了新思路^[79].

4 总结与展望

时至今日, 软磁材料已发展近 150 年. 总的来讲, 可以概括为 4 个阶段: 一是初现, 以电工纯铁和硅钢为代表的金属材料拉开了软磁材料的序幕, 至今仍是电力电子领域软磁材料的主力军; 二是突破, 软磁铁氧体突破了铁磁性金属软磁材料的局限, 亚铁磁性金属氧化物极大拓展了软磁材料的高频应用; 三是质变, 非

晶/纳米晶合金实现了软磁材料本征原子结构的质变, 长程无序的原子结构赋予了软磁材料极高磁导率和极低矫顽力, 将软磁材料带入了一个新时代, 目前而言, 非晶纳米晶合金是最有希望打破“磁强度”和“磁塑性”trade-off 关系的软磁材料; 四是跨越, 软磁复合材料突破了单一组分材料限制, 实现了软磁材料跨越式发展, 极大丰富了组分设计、结构调控、工艺优化的可能性, 将加速新型软磁材料的研发. 然而, 非晶软磁复合材料涉及工序较多, 已不单纯是一个材料/科学问题, 亦涉及大量工程技术问题, 目前尚处于预研阶段, 取得了一定成果, 但仍有较多关键问题亟待突破.

(1) 成分和制备技术. 综合来讲, 雾化法是最适合

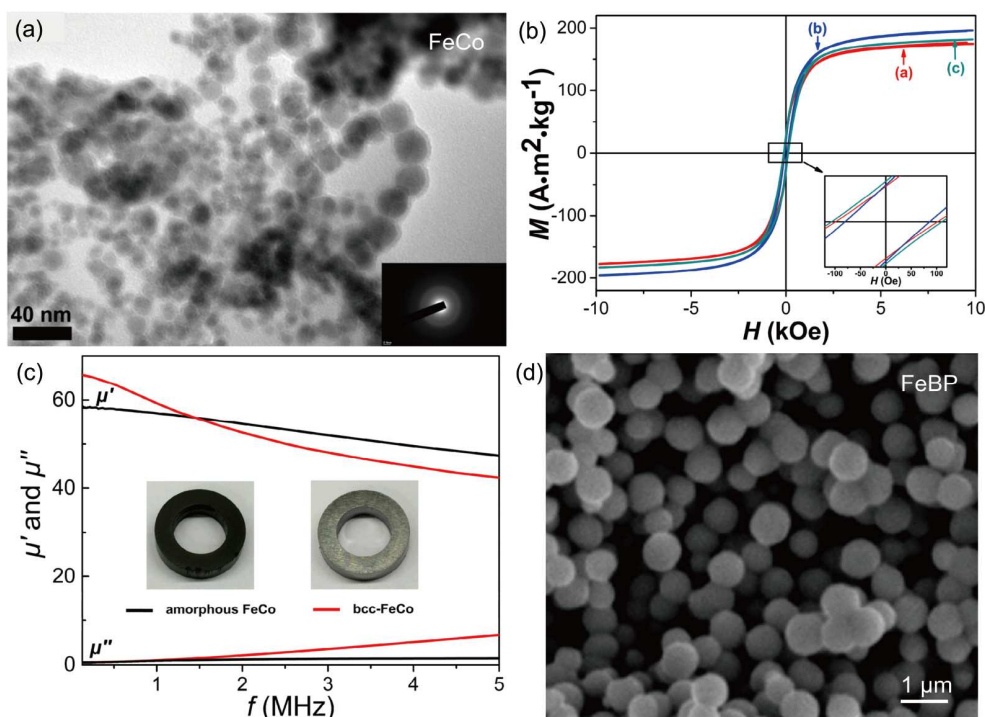


图 18 (网络版彩图) (a) 化学还原法合成FeCo非晶纳米颗粒; (b) FeCo非晶纳米颗粒磁滞回线; (c) 由FeCo非晶纳米颗粒所制备磁芯的磁导率随频率变化; (d) 化学还原法制备FeBP亚微米非晶粉末形貌图^[47,53]

Figure 18 (Color online) (a) Synthesis of FeCo amorphous nanoparticles by chemical reduction; (b) FeCo amorphous nanoparticle hysteresis loops; (c) the permeability of cores prepared from FeCo amorphous nanoparticles varies with frequency; (d) morphology of FeBP submicron amorphous powder prepared by chemical reduction ^[47,53].

规模化制备非晶粉末的技术。然而, 受限于冷却速率, 大部分非晶薄带成分无法通过雾化法直接制备高质量非晶粉末, 从源头上制约了潜在高性能非晶软磁复合材料的研发。解决该问题一方面需要继续开发兼具高形成能力和优异磁性能的合金成分(实际上, 经过几十年的发展, 开发出大量铁基非晶合金成分, 新成分开发已进入瓶颈期), 另一方面亟需雾化或其他制粉技术的突破, 降低甚至一定程度上摆脱对合金非晶形成能力的依赖, 或许非晶制造技术有可能成为一个突破口。

(2) 绝缘包覆。基于软磁复合材料的定义, 磁粉绝缘包覆是不可或缺的关键步骤之一。现有有机和无机包覆材料互有优劣, 未来或许可以着重从以下几个方面开展工作: 研发新型磁性绝缘包覆材料, 实际上, 目前已有一些相关研究, 比如利用铁氧体作为包覆剂, 但整体效果还不太理想, 有待改善; 创新绝缘包覆理念/技术, 借助界面工程、表面纳米工程、原子制造等理念实现新形式绝缘包覆。

(3) 成型技术。冷压成型是目前应用最广泛的成型

技术, 但由于非晶合金本征高强高硬、塑性变形能力差, 冷压成型的问题开始凸显。未来, 应基于非晶合金本身特性, 发展适用于非晶合金的特殊成型技术, 如半固态成型、低压烧结、超声成型等制造技术。

(4) 结构性能关联性建立。相比于传统单一组分软磁材料, 非晶软磁复合材料结构更为复杂, 这使得结构性能关联性建立难度更大, 但也为结构调控提供了更多可能。未来可以着重从以下几个方面开展工作: 非晶合金本身序调控研究, 相比于传统纳米晶化, 序调控范围更广, 性能涌现几率更大; 界面设计, 类似于半导体材料多层界面结构, 设计/原位生产复合界面结构, 或许可以实现软磁性能定向调控; 特殊磁结构, 非晶粉末粒径跨度广、形态丰富、界面多样, 这些均有利于特殊磁结构的形成, 进而调控软磁性能, 例如研究人员通过独特磁涡旋结构设计获得了极高频率稳定性的软磁复合材料。

(5) 磁学理论。作为一类由铁磁、亚铁磁、抗磁等多磁态物质和有序、有序组元组成的软磁材料, 现有

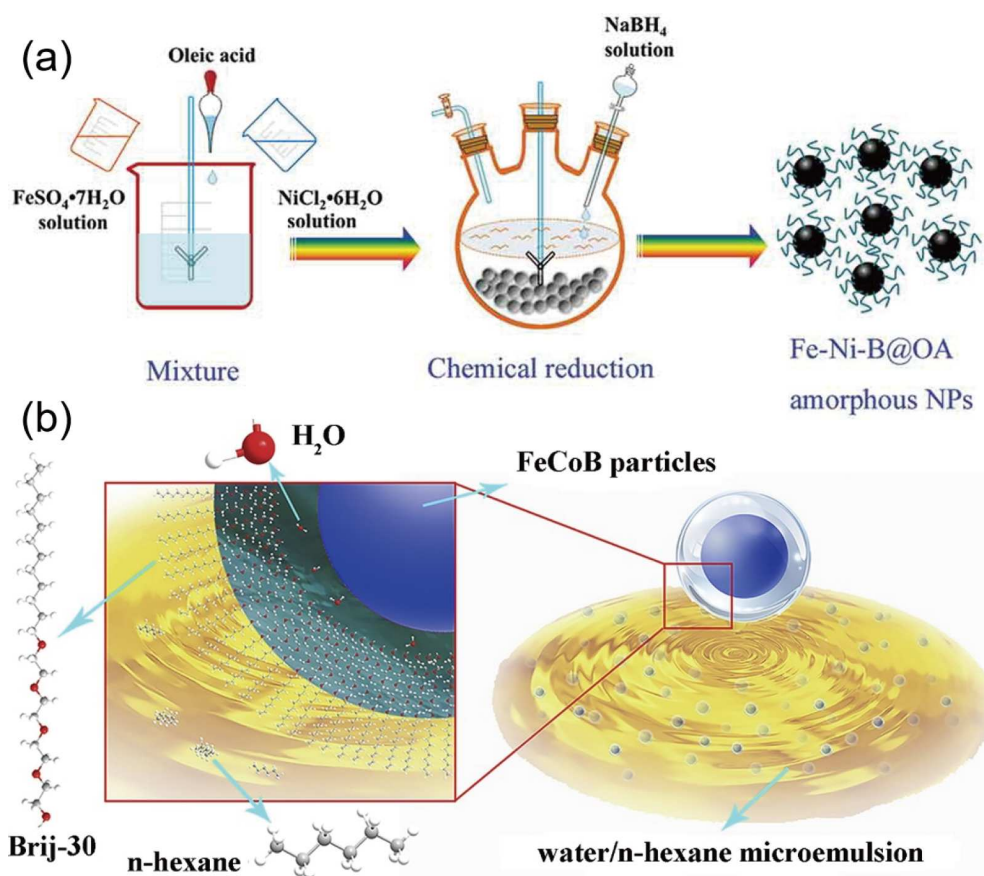


图 19 (网络版彩图) 基于表面纳米工程制备核壳结构磁性纳米颗粒. (a) 使用油酸合成非晶 FeNiB 磁性纳米颗粒; (b) 在水和正己烷微乳液中, 采用硼氢化物还原合成磁性 FeCoB 非晶纳米粒子^[78,79]

Figure 19 (Color online) Preparation of core-shell structure magnetic nanoparticles based on surface nanoengineering. (a) Amorphous FeNiB magnetic nanoparticles were synthesized by oleic acid; (b) magnetic FeCoB amorphous nanoparticles were synthesized by borohydride reduction in water/n-hexane microemulsions [78,79].

非晶/纳米晶磁学理论难以完全适用. 此外, 随着频率升高, 软磁材料的磁化机制、损耗模型、磁导率稳定机制等都和低频条件下大不相同, 有待完善.

(6) 稳定性和一致性. 非晶软磁复合材料要想真正实现大规模应用, 性能稳定性和一致性是必须着重解决的问题, 尤其是对国内产品而言, 该问题尤为严重. 非晶合金本身是一种亚稳态材料, 不均匀性是其灵魂, 毫不夸张地讲世界上找不到两个完全相同的非晶合金, 这给材料性能一致性带来了一定挑战. 更重要的是, 非晶软磁复合材料制备流程繁琐, 每一个工序对

最终器件性能都至关重要. 某种程度上讲, 这更多是一个技术问题, 有赖于相关技术革新.

非晶软磁复合材料是一块璞玉, 为我们提供了无限可能, 有待我们去精雕细琢. 如何把它雕琢好、雕出彩、刻出神, 有赖于科研工作者在材料成分、结构、维度和理论机制等方面的创新, 也离不开技术人员在制备技术、包覆工艺和成型技术等方面的突破. 前途是光明的, 道路是曲折的. 相信在众多研究人员的共同努力下, 非晶软磁复合材料必将在软磁材料史上留下浓墨重彩的一笔.

参考文献

- 1 Silveyra J M, Ferrara E, Huber D L, et al. Soft magnetic materials for a sustainable and electrified world. *Science*, 2018, 362: 418
- 2 Lu S, Wang M, Zhao Z. Recent advances and future developments in Fe-based amorphous soft magnetic composites. *J Non-Crystall Solids*, 2023,

616: 122440

- 3 Périgo E A, Weidenfeller B, Kollár P, et al. Past, present, and future of soft magnetic composites. *Appl Phys Rev*, 2018, 5: 031301
- 4 Shokrollahi H, Janghorban K. Soft magnetic composite materials (SMCs). *J Mater Process Tech*, 2007, 189: 1–12
- 5 Chen P B, Wang A D, Zhao C L, et al. Development of soft magnetic amorphous alloys with distinctly high Fe content. *Sci China-Phys Mech Astron*, 2017, 60: 106111
- 6 Yan M, Peng X L. Fundamentals of Magnetism and Magnetic Materials (in Chinese). Hangzhou: Zhejiang University Press, 2019 [严密, 彭晓领. 磁学基础与磁性材料. 杭州: 浙江大学出版社, 2019]
- 7 Zang B, Song L, Parsons R, et al. Influence of thermal history on the crystallization behavior of high- B_s Fe-based amorphous alloys. *Sci China-Phys Mech Astron*, 2023, 66: 256111
- 8 Bai G, Sun J, Zhang Z, et al. Vortex-based soft magnetic composite with ultrastable permeability up to gigahertz frequencies. *Nat Commun*, 2024, 15: 2238
- 9 Bai G, Liu J, Bandaru S, et al. Interfacial reaction enhanced liquid-phase sintering of metal/oxide soft magnetic composite. *Adv Funct Mater*, 2023, 33: 2303951
- 10 Pittini-Yamada Y, Périgo E A, de Hazan Y, et al. Permeability of hybrid soft magnetic composites. *Acta Mater*, 2011, 59: 4291–4302
- 11 Shao L, Bai R, Wu Y, et al. Critical state-induced emergence of superior magnetic performances in an iron-based amorphous soft magnetic composite. *Mater Futures*, 2024, 3: 025301
- 12 Wu S, Kou Z, Lai Q, et al. Dislocation exhaustion and ultra-hardening of nanograined metals by phase transformation at grain boundaries. *Nat Commun*, 2022, 13: 5468
- 13 Yang Y, Gao M Y. Preparation of fluorescent SiO₂ particles with single CdTe nanocrystal cores by the reverse microemulsion method. *Adv Mater*, 2005, 17: 2354–2357
- 14 Wang P P, Wang J Q, Huo J T, et al. Fast degradation of azo dye by nanocrystallized Fe-based alloys. *Sci China-Phys Mech Astron*, 2017, 60: 076112
- 15 Liang X, Zhu X L, Li X, et al. High-entropy alloy and amorphous alloy composites fabricated by ultrasonic vibrations. *Sci China-Phys Mech Astron*, 2020, 63: 116111
- 16 Li H, Bai G, Zhao R, et al. High-performance FeSiAl soft magnetic composites achieved by confined solid-state reaction. *Acta Mater*, 2023, 255: 119102
- 17 Nakahara S, Périgo E A, Pittini-Yamada Y, et al. Electric insulation of a FeSiBC soft magnetic amorphous powder by a wet chemical method: Identification of the oxide layer and its thickness control. *Acta Mater*, 2010, 58: 5695–5703
- 18 Zhang Y. Research and application of amorphous soft magnetic powder materials for inductance (in Chinese). In: Inductive Device Branch of China Electronic Components Industry Association. 2024 [张岩. 电感用非晶软磁粉末材料的研究及应用. 见: 中国电子元件行业协会电感器元件分会. 2024]
- 19 Wang J, Song L J, Huo J T, et al. Designing advanced amorphous/nanocrystalline alloys by controlling the energy state. *Adv Mater*, 2024, 36: 2311406
- 20 Cullity B, Graham C. Soft magnetic materials. In: Introduction to Magnetic Materials. Hoboken: John Wiley & Sons, 2008. 439–476
- 21 Arnold H D, Elmen G W. Permalloy, a new magnetic material of very high permeability. *Bell Syst Technical J*, 1923, 2: 101–111
- 22 Vries D, Marc J, Boersma F. 80 years of research at the philips natuurkundig laboratorium (1914–1994). *Res Paper Econom*, 2006, 8: 441–444
- 23 Duwez P, Lin S C H. Amorphous ferromagnetic phase in iron-carbon-phosphorus alloys. *J Appl Phys*, 1967, 38: 4096–4097
- 24 Yoshizawa Y, Oguma S, Yamauchi K. New Fe-based soft magnetic alloys composed of ultrafine grain structure. *J Appl Phys*, 1988, 64: 6044–6046
- 25 Bai H Y, Michaelsen C, Gente C, et al. Amorphization by mechanical alloying in metallic systems with positive Gibbs energy of formation. *Phys Rev B*, 2001, 63: 064202
- 26 Bai H Y, Michaelsen C, Sinkler W, et al. Amorphous phase formation in the Fe-W system. *Mater Sci Forum*, 1996, 235-238: 361–366
- 27 Chebli A, Cesnek M, Djekoun A, et al. Synthesis, characterization and amorphization of mechanically alloyed Fe₇₅Si₁₂Ti₆B₇ and Fe₇₃Si₁₅Ti₅B₇ powders. *J Mater Sci*, 2022, 57: 12600–12615
- 28 Jezeh M R J, Tavoosi M, Ghasemi A, et al. Metastable phases in Co₇₀B₂₀Si₅Fe₄Mo₁ alloy fabricated by non-equilibrium processes. *J Non-Crystall Solids*, 2015, 427: 26–33

- 29 Khazaei Feizabad M H, Sharafi S, Khayati G R, et al. Modeling of stress relaxation kinetics of amorphous $\text{Fe}_{0.7}\text{Nb}_{0.1}\text{Zr}_{0.1}\text{Ti}_{0.1}$ alloy powder: A novel approach based on differential thermal analysis. *Powder Tech*, 2018, 336: 441–448
- 30 Taghvaei A H, Stoica M, Prashanth K G, et al. Fabrication and characterization of bulk glassy $\text{Co}_{40}\text{Fe}_{22}\text{Ta}_8\text{B}_{30}$ alloy with high thermal stability and excellent soft magnetic properties. *Acta Mater*, 2013, 61: 6609–6621
- 31 Li X X, Wang J G, Ke H B, et al. Extreme rejuvenation and superior stability in a metallic glass. *Mater Today Phys*, 2022, 27: 100782
- 32 Li J, Shao L, Bai R, et al. Ultrahigh saturation magnetization in FeCoB powders with controllable amorphous-nanocrystalline structure via the synergism of deformation and energy injection. *Sci China Mater*, 2024, 67: 1985–1993
- 33 Shao L, Xue L, Luo Q, et al. Heterogeneous GdTbDyCoAl high-entropy alloy with distinctive magnetocaloric effect induced by hydrogenation. *J Mater Sci Tech*, 2022, 109: 147–156
- 34 Suryanarayana C. Mechanical alloying and milling. *Prog Mater Sci*, 2001, 46: 1–184
- 35 Suryanarayana C, Al-Aqeeli N. Mechanically alloyed nanocomposites. *Prog Mater Sci*, 2013, 58: 383–502
- 36 Liu J Q, Pang J, Wang P, et al. Research progress on liquid metal atomization forming and amorphous alloy milling (in Chinese). *China Metall*, 2022, 32: 1–14 [刘佳奇, 庞靖, 王璞, 等. 液态金属雾化成形及非晶合金制粉的研究进展. *中国冶金*, 2022, 32: 1–14]
- 37 Liu K J, Le C, Zhao F, et al. Amorphous nanocrystalline FeCuNbSiBC powder prepared by water-gas combined atomization method (in Chinese). *J Magn Mater Dev*, 2021, 52: 37–40 [刘坤杰, 乐晨, 赵放, 等. 水气联合雾化法制备的非晶纳米晶FeCuNbSiBC粉末. *磁性材料及器件*, 2021, 52: 37–40]
- 38 Meng L B, Yu H C, Lv S Y, et al. Study on the properties of amorphous soft magnetic alloy powder with high sphericity (in Chinese). *Powd Metall Ind*, 2021, 31: 105–110 [孟令兵, 于海琛, 吕世雅, 等. 高球形度非晶软磁合金粉末性能研究. *粉末冶金工业*, 2021, 31: 105–110]
- 39 Ciftci N, Ellendt N, Soares Barreto E, et al. Increasing the amorphous yield of $\{(\text{Fe}_{0.6}\text{Co}_{0.4})_{0.75}\text{B}_{0.2}\text{Si}_{0.05}\}_{96}\text{Nb}_4$ powders by hot gas atomization. *Adv Powder Tech*, 2018, 29: 380–385
- 40 Zhao T, Chen C, Wu X J, et al. FeSiBCrC amorphous magnetic powder fabricated by gas-water combined atomization. *J Alloys Compd*, 2021, 857: 157991
- 41 Shi Y, Lu W, Sun W, et al. Impact of gas pressure on particle feature in Fe-based amorphous alloy powders via gas atomization: Simulation and experiment. *J Mater Sci Tech*, 2022, 105: 203–213
- 42 Shi Y T, Lu W Y, Sun W H, et al. Pressure-dependent microstructure evolution of Fe-based amorphous alloy powders via high-pressure gas atomization. *J Alloys Compd*, 2022, 920: 166038
- 43 Wang P, Wei M, Dong Y, et al. Crystallization evolution behavior of amorphous $\text{Fe}_{85.7}\text{Si}_{7.9}\text{B}_{3.6}\text{Cr}_{2}\text{C}_{0.8}$ powder produced by a novel atomization process. *J Non-Crystall Solids*, 2022, 594: 121824
- 44 Yu H, Zhang G, Meng L, et al. $\text{Fe}_{(81-x-y)}\text{Si}_9\text{B}_{10}\text{C}_x\text{Cr}_y$ amorphous magnetic powder fabricated by gas-water coupled rapid-setting sedimentation atomization. *J Non-Crystall Solids*, 2023, 610: 122308
- 45 Shao L, Luo Q, Zhang M, et al. Dual-phase nano-glass-hydrides overcome the strength-ductility trade-off and magnetocaloric bottlenecks of rare earth based amorphous alloys. *Nat Commun*, 2024, 15: 4159
- 46 Alvarez K L, Baghbaderani H A, Burgos N, et al. Extremely low coercivity of powder Co-rich amorphous alloy obtained by gas atomisation. *J Alloys Compd*, 2024, 990: 174443
- 47 Li W, Han X, Li Q, et al. High frequency application of ultrafine submicron FeBP amorphous soft magnetic composites. *J Alloys Compd*, 2023, 936: 168164
- 48 Li W, Xiao S, Li W, et al. Hybrid amorphous soft magnetic composites with ultrafine FeSiBCr and submicron FeBP particles for MHz frequency power applications. *J Magn Magn Mater*, 2022, 555: 169365
- 49 Wang C, Peng S, Lacroix L M, et al. Synthesis of high magnetic moment CoFe nanoparticles via interfacial diffusion in core/shell structured Co/Fe nanoparticles. *Nano Res*, 2010, 2: 380–385
- 50 Wang T, Bian X, Yang C, et al. Ferrofluids based on Co-Fe-Si-B amorphous nanoparticles. *Appl Surf Sci*, 2017, 399: 663–669
- 51 Wang Y, Zheng Y, Hu S. Synthesis of mono-dispersed Fe-Co nanoparticles with precise composition control. *J Phys Chem Solids*, 2017, 100: 78–82
- 52 Yu M, Bian X, Liu S, et al. 3D hollow porous spherical architecture packed by iron-borate amorphous nanoparticles as high-performance anode for lithium-ion batteries. *ACS Appl Mater Interfaces*, 2019, 11: 25254–25263
- 53 Yang B, Wu Y, Li X, et al. Chemical synthesis of high-stable amorphous FeCo nanoalloys with good magnetic properties. *Nanomaterials*, 2018,

8: 154

- 54 Zhou B, Dong Y, Liu L, et al. The core-shell structured Fe-based amorphous magnetic powder cores with excellent magnetic properties. [Adv Powder Tech](#), 2019, 30: 1504–1512
- 55 Zhou B, Dong Y, Liu L, et al. Enhanced soft magnetic properties of the Fe-based amorphous powder cores with novel TiO₂ insulation coating layer. [J Magn Magn Mater](#), 2019, 474: 1–8
- 56 Zhang Y, Dong Y, Zhou B, et al. Poly-para-xylylene enhanced Fe-based amorphous powder cores with improved soft magnetic properties via chemical vapor deposition. [Mater Des](#), 2020, 191: 108650
- 57 Chen X, Zhang Y, Zhao F, et al. Fabrication and excellent performance of amorphous FeSiBCCr/organic-inorganic hybrid powder core. [J Non-Crystall Solids](#), 2023, 616: 122482
- 58 Gao G, Zhang S, Wang L, et al. Developing highly tough, heat-resistant blend thermosets based on silicon-containing arylacetylene: A material genome approach. [ACS Appl Mater Interfaces](#), 2020, 12: 27587–27597
- 59 Lauda M, Füzer J, Kollár P, et al. Magnetic properties and loss separation in FeSi/MnZnFe₂O₄ soft magnetic composites. [J Magn Magn Mater](#), 2016, 411: 12–17
- 60 Ma R, Chang L, Ye S, et al. Magnetic properties of soft magnetic composites fabricated from amorphous Fe₇₃Si₁₁B₁₁C₃Cr₂ powder by hot pressing under a low pressure. [Powder Tech](#), 2023, 426: 118639
- 61 Wu S, Dong Y, Li X, et al. Microstructure and magnetic properties of FeSiCr soft magnetic powder cores with a MgO insulating layer prepared by the sol-gel method. [Ceramics Int](#), 2022, 48: 22237–22245
- 62 Li X L, Dong Y Q, Liu M, et al. New Fe-based amorphous soft magnetic composites with significant enhancement of magnetic properties by compositing with nano-(NiZn)Fe₂O₄. [J Alloys Compd](#), 2017, 696: 1323–1328
- 63 Ding H, Bao X, Zhang M, et al. Novel experimental strategy towards temperature inhomogeneity during spark plasma sintering of metallic glasses. [Adv Powder Mater](#), 2023, 2: 100109
- 64 Thorsson L, Unosson M, Teresa Pérez-Prado M, et al. Selective laser melting of a Fe-Si-Cr-B-C-based complex-shaped amorphous soft-magnetic electric motor rotor with record dimensions. [Mater Des](#), 2022, 215: 110483
- 65 Dudina D V, Bokhonov B B, Batraev I S, et al. Interaction between Fe₆₆Cr₁₀Nb₅B₁₉ metallic glass and aluminum during spark plasma sintering. [Mater Sci Eng-A](#), 2021, 799: 140165
- 66 Bai R, Shao L, Ding H, et al. Optimizing the high-frequency magnetic properties of soft magnetic composites via surface nanoengineering. [J Mater Sci Tech](#), 2025, 211: 82–88
- 67 Tian M, Xu J, Yang S, et al. Effects of heat treatment and compaction pressure on the microstructure and magnetic properties of core-shell structured FeSiBNbCu/SiO₂ soft magnetic composites. [J Alloys Compd](#), 2022, 923: 166394
- 68 Zhang D W, Zhang Y, Cai Y F, et al. Magnetic properties evaluation of Fe-based amorphous alloys synthesized via spark plasma sintering. [J Non-Crystall Solids](#), 2023, 613: 122373
- 69 Cai M, Guo Z, Li L, et al. Obtaining extremely low coercivity of high Bs FeCoBSiCPCu nanocrystalline alloys through modulation of magnetic anisotropy. [J Mater Sci Tech](#), 2025, 207: 105–112
- 70 Wu Y, Dong Y, Yang M, et al. Effect of annealing process on microstructure and magnetic properties of FeSiBPCNbCu nanocrystalline soft magnetic powder cores. [Metals](#), 2022, 12: 845
- 71 Dong Y, Li Z, Liu M, et al. The effects of field annealing on the magnetic properties of FeSiB amorphous powder cores. [Mater Res Bull](#), 2017, 96: 160–163
- 72 Li X, Dong Y, Wu S, et al. Evolution of magnetic domain structure and magnetic properties of Fe-based nanocrystalline powder cores during transverse magnetic field annealing. [Adv Powder Tech](#), 2022, 33: 103823
- 73 Chang J, Zhan T, Peng X, et al. Improved permeability and core loss of amorphous FeSiB/Ni-Zn ferrite soft magnetic composites prepared in an external magnetic field. [J Alloys Compd](#), 2021, 886: 161335
- 74 Li Z, Dong Y, Pauly S, et al. Enhanced soft magnetic properties of Fe-based amorphous powder cores by longitude magnetic field annealing. [J Alloys Compd](#), 2017, 706: 1–6
- 75 Wu Z Y, Fan X A, Li G Q, et al. Intergranular insulated Fe-6.5 wt% Si/SiO₂ composite compacts with tunable insulating layer thickness for low core loss applications. [RSC Adv](#), 2015, 5: 67031–67040
- 76 Dobák S, Füzer J, Kollár P. Effect of a DC transverse magnetic field on the magnetization dynamics in FeCuNbSiB ribbons and derived

- nanostructured powder cores. *J Alloys Compd*, 2015, 651: 237–244
- 77 Luan J, Sharma P, Yodoshi N, et al. Mechanically strong nanocrystalline Fe-Si-B-P-Cu soft magnetic powder cores utilizing magnetic metallic glass as a binder. *AIP Adv*, 2016, 6: 055934
- 78 Yang C, Liu Z, Yu M, et al. Magnetic nanofluid based on amorphous Fe-Ni-B@OA particles applied in the treatment of oil slick. *Soft Mater*, 2021, 19: 159–167
- 79 Zhao S, Bian X, Yang C, et al. Synthesis of FeCoB amorphous nanoparticles and application in ferrofluids. *Appl Surf Sci*, 2018, 435: 1314–1321

Research progresses on amorphous soft magnetic composites

LIU LiChen^{1,3}, SHAO LiLiang^{1,2*}, BAI RongSheng¹, DING HuaPing^{1,2}, YAN YuQiang¹,
ZHOU Jing¹, TONG Xing¹, YANG WeiMing³, KE HaiBo^{1*} & WANG WeiHua^{1,2}

¹ Songshan Lake Materials Laboratory, Dongguan 523808, China

² Institute of Physics, Chinese Academy of Sciences, Beijing 100190, China

³ School of Mechanics and Civil Engineering, China University of Mining and Technology, Xuzhou 221116, China

*Corresponding authors (SHAO LiLiang, email: shaoliliang@sslslab.org.cn; KE HaiBo, email: kehaibo@sslslab.org.cn)

The rapid progression of third-generation semiconductors, new energy technologies, and next-generation communication systems has led to an increased demand for power electronic devices, particularly in high-frequency applications. The significance of high-frequency eddy current losses cannot be underestimated, and energy efficiency has emerged as a crucial impetus for the advancement of novel materials. Amorphous soft magnetic composites represent a new category of soft magnetic materials, which are derived from traditional powder metallurgy techniques, involving the insulation coating of amorphous powders and subsequent compression molding. Compared with conventional soft magnetic materials, amorphous soft magnetic composites offer several advantages, including three-dimensional magnetic isotropy, significantly reduced eddy current losses, lower core losses at medium and high frequencies, enhanced resistance to direct current bias, and superior comprehensive soft magnetic properties. Additionally, these materials facilitate flexible machine design and assembly, enabling the fabrication of complex and miniature devices. This study provides a comprehensive review of recent researches on amorphous soft magnetic composites, focusing on various aspects such as the preparation of amorphous powders, insulation coating and molding techniques, heat treatment processes, microstructure and soft magnetic property regulation, as well as the development of magnetic powder cores manufactured by nanoscale amorphous powder. Furthermore, we anticipate the future research trends in this field, alongside the key challenges, prospects and applications associated with amorphous soft magnetic composites.

amorphous soft magnetic composites, manufacture processes, microstructure, soft magnetic property, nanoscale amorphous powder

PACS: 75.50.Kj, 81.40.Ef, 51.60.+a, 81.07.Wx

doi: [10.1360/SSPMA-2024-0414](https://doi.org/10.1360/SSPMA-2024-0414)