



铁基非晶纳米晶磁粉心研究进展: 软磁性能及工业应用

黄潇颖^{1,2}, 杨世玉¹, 林波¹, 陈亚男¹, 章轩源¹, 向明亮^{1*}, 高萌¹, 霍军涛¹, 王军强¹, 张岩^{1*}

1. 中国科学院宁波材料技术与工程研究所, 宁波 315201

2. 宁波大学材料与化学工程学院, 宁波 315211

*联系人, 向明亮, E-mail: xiangmingliang@nimte.ac.cn; 张岩, E-mail: yzhang@nimte.ac.cn

收稿日期: 2024-09-30; 接受日期: 2025-01-24; 网络出版日期: 2025-05-28

国家重点研发计划(编号: 2024YFB3813700)、国家自然科学基金(编号: 52231006, 92163108)、浙江省“尖兵计划”(编号: 2022C01023)、福建省中科院STS计划配套项目(编号: 2022T3038)和深圳顺络电子有限公司联合项目(编号: NIMTE-51-2023-15)资助

摘要 第三代半导体(也被称为“宽带隙半导体”, WBG)在战略性新兴产业中已得到迅速普及和广泛应用. 随着数字时代的到来, 计算能力(算力)已经成为衡量一个国家综合国力的重要指标. 高算力的物理基础要求AI硬件实现高能量密度化、高集成度和小(微)型化. 电路中能量转换的核心器件、电感器(电感), 需要兼具高能量密度、优异的电、磁性能和低损耗特性. 因此, 开发适用于高频应用的高功率密度电感器件及软磁复合材料(磁粉心)势在必行. 近年来, 铁基非晶和纳米晶合金由于其高饱和磁感应强度、优异软磁性能和低铁损等优点, 引起了科研和工业界的极大关注. 在高频工况领域, 它们有望弥补传统硅钢和软磁铁氧体材料在高功率密度和低铁损方面的性能差距. 鉴于其独特的制备方法、特殊的原子结构以及高强度、高硬度, 有必要开发针对工业应用的特定的制备、加工、热处理工艺. 本文综述了铁基非晶/纳米晶软磁材料的发展、制备、加工和工业应用等方面的研发进展, 并对非晶/纳米晶软磁材料及磁粉心在工业应用中所面临的挑战和发展趋势做出展望.

关键词 非晶/纳米晶软磁合金, 磁粉心, 低损耗, 电感, 算力

PACS: 81.07.Bc, 75.50.Kj, 81.20.Ev, 84.32.Hh

1 前言

1.1 软磁材料应用背景

随着世界能源结构向可持续能源转变的趋势加强以及当前社会电气化程度增高的现状, 高能效的电力

转换器件在电能产生、传输和利用中发挥着重要的作用. 在电力电子领域, 软磁材料几乎无处不在, 如图1(a)所示, 其性能优劣直接影响能源的储存、传输及转换的效率. 基于磁性材料的无源器件需要满足高功率密度、低损耗、小型化、器件可定制化等需求, 专注

引用格式: 黄潇颖, 杨世玉, 林波, 等. 铁基非晶纳米晶磁粉心研究进展: 软磁性能及工业应用. 中国科学: 物理学 力学 天文学, 2025, 55: 286108

Huang X Y, Yang S Y, Lin B, et al. Research progress of Fe-based amorphous and nano-crystalline powder cores: Soft magnetic properties and industrial application (in Chinese). Sci Sin-Phys Mech Astron, 2025, 55: 286108, doi: [10.1360/SSPMA-2024-0426](https://doi.org/10.1360/SSPMA-2024-0426)

于改善软磁材料的研发和应用将会对全球能源效率产生重大影响^[1-3]. 伴随云计算、边缘计算、智能设备等技术的飞速发展, 计算能力(算力)资源呈现爆发式的部署趋势, 这增大了能源消耗、电力消耗. 此外, 宽禁带半导体的高速发展需要功率转换电子器件和电机控制器能够在更高频率下工作^[4,5], 高功率小型化的应用需求要求电力电子器件在高频工况下具有极低的损耗. 但是目前电力电子产业中无源器件(电阻、电容器和电感器)的性能与现实需求相比仍有滞后. 因此亟需开发具有高饱和磁感应强度、高磁导率、低损耗的新型软磁材料^[6-9]. 如图1(b)所示, 软磁材料的发展方向趋向于高功率密度、低损耗和尺寸小型化, 在饱和磁感应强度和铁损方面, 铁基非晶/纳米晶合金显示出较大的潜力来满足更高的性能要求.

1.2 材料磁学性能参数的评价方法

在讨论软磁材料之前, 首先要对描述软磁材料的一些关键参数有所了解. 人们通常用磁化曲线来描述铁磁性材料在磁化过程中磁感应强度与磁场强度之间的关系, 磁化曲线中描述的关键磁性参数主要有三个磁场矢量, 它们间的定义关系可以表示为^[1]

$$B = \mu_0(H + M) = \mu_0 H + J, \quad (1)$$

其中, μ_0 是真空磁导率, B 是磁感应强度, H 是磁场强度, M 是磁矩的磁化强度或体积密度, $J (= \mu_0 M)$ 是磁极化强度. 在材料科学中, 更常见的是用 M 来表示磁化状态, 而器件技术通常使用 B , 磁性材料对外加磁场的响应可用 $M-H$ 、 $B-H$ 或 $J-H$ 表示. 磁响应是一个复杂的过

程, 包括畴壁运动、磁矩旋转和涡流损耗^[2]. 图2^[1]展示了软磁材料的磁化曲线(磁滞回线)、 $M-H$ 曲线, 图中标记了 M_s (饱和磁化强度)、 H_c (矫顽力)和 M_r (剩磁)等参数. 矫顽力是材料在去除外部磁场后保持磁性的能力, 矫顽力越小, 材料越容易被磁化和退磁, 其磁滞损耗也就越低. 剩磁是指材料在外部磁场消失后, 材料所保持的磁感应强度, 剩磁越小, 磁滞损耗越低. 因此, 为了获得高功率密度、低损耗的电机、电感等电力电子器件, 软磁材料及磁粉心需要具有高 M_s 、低 H_c 和低 M_r 等磁学特性.

磁心损耗主要来源于三个方面: 磁滞损耗、涡流损耗和剩余损耗, 其关系如式(2)^[10]所示:

$$P_c = P_h + P_e + P_r, \quad (2)$$

其中, P_c 为磁心损耗(铁损), P_h 为磁滞损耗, P_e 为涡流损耗, P_r 为剩余损耗. 磁滞损耗通过磁性材料的矫顽力表现出来, 完成一个磁化周期时, 曲线内围成的面积就是能量损失的度量. 磁心的另一个重要来源是交变磁场下涡电流产生的涡流损耗. 根据法拉第感应定律, 电流回路产生与磁通量变化相反的磁场, 涡电流导致的功率损耗大致与工作频率的平方成比例, 因此涡电流成为高频工况下能量损耗的主要来源^[10]. 剩余损耗是由磁弛豫和共振损耗的结合构成^[11,12], 然而这种情况仅在感应水平极低和频率极高的情况下才会显得十分重要. 因此, 工程应用中评估磁心损耗时, 往往将剩余损耗视为可以被忽略的因素, 表示为式(3)^[13]

$$P_c \approx P_h + P_e. \quad (3)$$

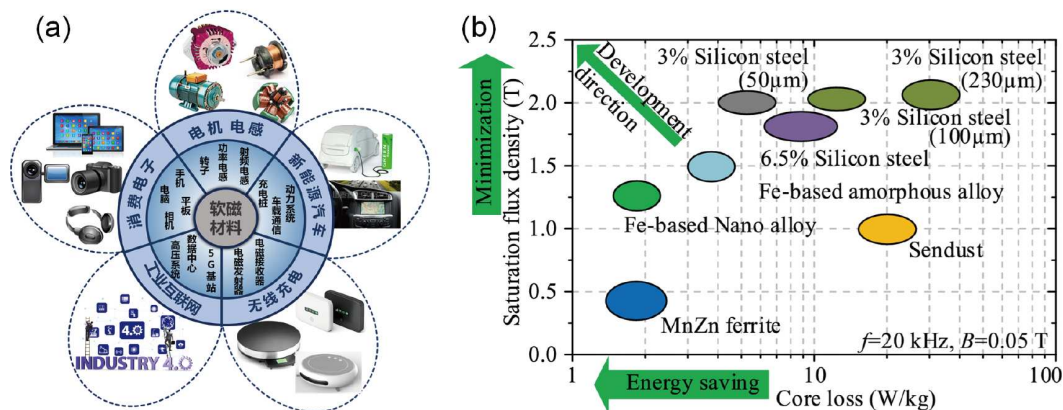


图1 (网络版彩图) (a) 软磁材料在电力电子领域的应用, (b) 软磁材料的发展趋势^[5]

Figure 1 (Color online) (a) Application of soft magnetic materials in the field of power electronics, (b) development trend of soft magnetic materials^[5].

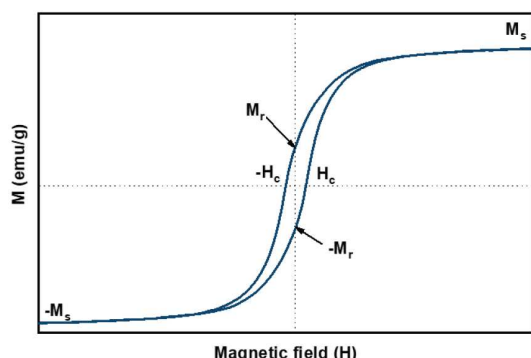


图 2 (网络版彩图)铁磁性材料的磁化曲线(磁滞回线)
Figure 2 (Color online) Magnetization curve (hysteresis loop) for a ferromagnetic material.

为了降低磁滞损耗,可以采用多种方法,包括降低矫顽力、提高材料纯度、使用颗粒尺寸较大的软磁粉末。涡流损耗是由感应电流引起的功率损耗,与磁场频率密切相关。涡流损耗会导致材料内部发热,影响设备的效率和可靠性,降低颗粒尺寸和改善绝缘效果有助于减小涡流损耗。

磁导率是表征磁介质磁性的物理量,它揭示了磁介质(材料)在磁场作用下的磁化水平和对磁场的反应程度。作为一个决定性的指标,磁导率对于电感器件的功能至关重要,尤其是在追求高效能、紧凑型和高性能设计的电磁设备中更是如此。对于磁粉材料来说,通常大颗粒磁粉具有较高的磁导率,但是大颗粒磁粉会导致损耗的升高进而影响软磁性能,可以采用不同颗粒尺寸的粉末互相掺杂、配比混合以获得高磁导率低损耗的磁粉心。软磁粉末的粒度和磁粉心的成型密度、孔隙度、内应力以及位错缺陷等因素也会引起磁导率的变化^[14-16]。除此之外,磁粉心的绝缘包覆及磁性黏结剂的使用会导致非磁性相引入,导致磁导率有所下降,因此需要在保证磁粉心绝缘效果的同时尽量减少黏结剂或绝缘包覆材料的含量。

直流偏置(DC Bias)性能是评价磁性材料在直流电流作用下性能好坏的一种重要参数,可以通过增量磁导率来表示。如果直流偏置性能较差,那么在直流电流通过时,材料的磁导率会迅速降低,导致电感量下降影响整个电路的性能,特别是在功率电子器件中,会引发效率降低、热量增加等问题。直流偏置性能在设计电感器和滤波器时尤为关键,高直流偏置性能的材料即使在较大直流磁场作用下,也能保持较高的磁

导率,可以保持良好的电磁性能。

品质因数(Quality Factor, Q),定义为储存能量与每个周期内损耗能量的比值。用于描述振荡系统、谐振器或滤波器的品质和选择性。 Q 因子越高,振荡系统或电路的能量损失越小,谐振峰就越尖锐。

居里温度(Curie Temperature, T_c),是磁性材料的一个重要热特性,也称为居里点或磁性转变点。一旦铁磁性材料加热到居里温度,感应热能就会干扰磁畴中的自发排列,降低系统磁化强度,达到顺磁性状态。居里温度可以通过磁化温度法^[17]和磁热失重法^[18]测量。软磁材料的应用场景需要考虑到居里温度,防止材料的磁性耦合失效。影响磁性材料居里温度的主要因素是金属阳离子之间的交换相互作用^[19],这表明可以通过合理的成分设计保持各个相之间的有效交换耦合作用,使非晶/纳米晶材料合金基体的居里温度低于应用温度。例如,在非晶/纳米晶材料的成分设计中加入Nb元素,可以起到晶粒细化的作用,但是却会降低材料的居里温度^[20]。Fe-Zr-B的晶间相居里温度较低,高温应用场景下耦合作用大大降低,导致软磁性能恶化^[20]。

1.3 软磁材料分类

铁磁性材料通常指能够直接或间接产生磁性的物质(如过渡族金属铁、钴、镍及其合金),其中铁元素在自然界中分布较为广泛且价廉易得,因此铁元素顺理成章地成为软磁材料的成分首选。自从1831年电磁感应被证实以来,铁磁粉就被选作电感的核心材料。铁磁粉具有较高的饱和磁感应强度、极低的磁致伸缩系数以及微小的磁晶各向异性等优异特性,但是其极低的电阻率不利于降低高频下的涡流损耗^[21]。

1900年,英国科学家Hadfield等人^[22]通过在铁中加入了3 wt.% (质量分数)的硅元素,研发出无取向硅钢,有效提高了材料的电阻率。1933年,美国冶金学家Goss^[23]发明了晶粒取向硅钢,进一步提高了硅钢的磁导率,时至今日无取向硅钢和取向硅钢作为叠层材料仍是电机和大型变压器的材料首选。1910年,美国贝尔实验室发现的镍含量78%的铁镍合金具有高达100000的磁导率,并将其命名为“坡莫合金(Permalloy)”^[24,25]。因镍含量较高,该合金的涡流损耗较高, B_s 较低,在当今的电感器件中并不常见。坡莫合金中加入少量的钼元素可以有效降低其损耗^[26],因此铁镍钼合金粉末常被制成磁粉心应用到电感元件中。1929年,

Elmen^[27]发现了等原子比的铁钴合金具有高饱和磁化强度、高磁导率、低损耗和高居里温度等优点, 但其极端脆性限制了工业的大范围应用. 直到1932年, White等人^[28]在Fe-Co基合金中加入了V元素, 提高了其延展性, 使FeCo-2V合金能够作为层压产品得以应用. 1930年, Kato等人^[29]开发了最早的铁氧体材料 (Zinc Ferrite), 为软磁铁氧体的发展奠定了基础, 该类材料在高频应用领域极具竞争力. 此外, 生产软磁铁氧体的陶瓷加工技术完善、原料获取途径广泛, 低成本优势明显. 目前软磁铁氧体在全球软磁材料所占的市场份额巨大, 仅次于硅钢材料^[2]. 但是, 软磁铁氧体较低的 B_s 限制了其在高功率密度器件中的应用. 尖晶石相的Ni-Zn铁氧体和六角密堆型的钡铁氧体是目前最常见且应用较为广泛的软磁铁氧体材料^[30,31]. 20世纪30年代, Masumoto等人^[32]开发出了性能优异的软磁合金材料Sendust (Fe-Si-Al), 近零的磁晶各向异性和磁致伸缩系数使其具有优异的磁学性能, 相较纯铁粉具有很高的电阻率; 同时, Fe-Si-Al合金的高性价比使其迅速得以产业化应用^[33]. 图3^[34]展示了产业中广泛应用软磁材料的磁极化强度和矫顽力范围.

1960年Duwez等人^[35]通过一种合金熔体急冷的方法制备出了Au-Si非晶态合金材料, 并于1967年制备出Fe-P-C非晶合金. 铁基非晶合金具有宏观磁性, 打破了铁磁性仅出现在长程有序结构的晶体材料中的传统观念^[36]. 1969年由Pond等人^[37]发明的合金熔体旋淬技术实现了非晶薄带的连续制备, 制备速度快、成分均匀度高, 为铁基非晶合金材料的发展提供了机遇. 1971年, Simpson等人^[38]制备了Co-P非晶材料, 并推测急冷制备过程中的成分不均匀性会引起矫顽力的提升. 1976年, Chi等人^[39]通过对Co-P合金进行均匀化退火使其矫顽力从70降低至30 Oe, 从实验角度验证了Simpson等人的推测, 明确了通过调控合金成分不均匀性可以优化非晶合金的软磁性能. 此外, 非晶合金制备过程中引入的内应力会增大其矫顽力则是另一项重大发现, 多项研究表明采用适当退火方法可以显著降低矫顽力^[40-42]. 因此, 非晶合金制备工艺的升级和优化软磁性能的退火方式, 为具有优异软磁性能的铁基非晶/纳米晶合金的研发及产业应用奠定了深厚的基础.

1988年, Yoshizawa等人^[43]发现Cu原子可以在Fe基非晶合金中偏析形核, 同时通过添加Nb、Mo、W、

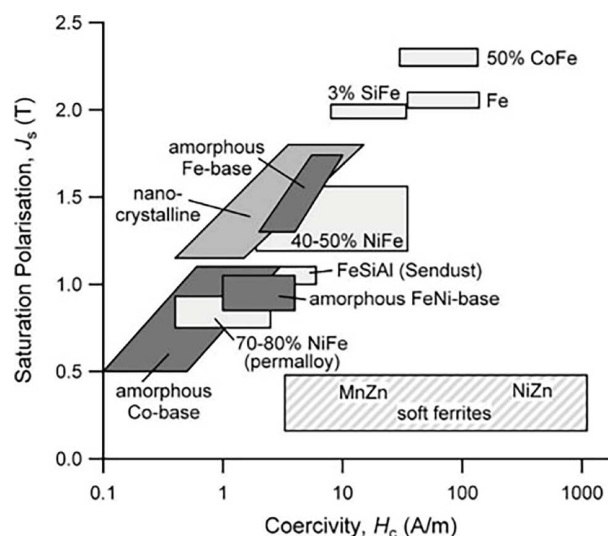


图3 各种软磁材料矫顽力和饱和磁极化强度对比^[34]

Figure 3 Comparisons of coercivity (H_c) and saturation polarization (J_s) for various soft magnetic materials [34].

Ta等固溶度低、扩散速率低的元素进行组织结构调控, 抑制晶粒长大, 在退火热处理后可以获得纳米尺寸的 α -Fe晶粒弥散分布在非晶基体中, 成功制备出了一种新型非晶/纳米晶软磁合金材料, 并注册为FINE-MET (Fe-Si-B-Nb-Cu). FINEMET材料兼具高磁导率、低矫顽力、低损耗和近似为零的磁致伸缩等特性. FINEMET系软磁合金的问世, 将非晶/纳米晶的研究和应用推向了高潮, 迅速在市场占据一席之地, 并一直被广泛使用. FINEMET合金的纳米晶结构主要以 α -Fe (Si)晶粒为主, 较高比例Si元素的添加降低了 α -Fe的磁矩, 因此该合金的饱和磁感应强度难以提升. 为了进一步提升材料的饱和磁感应强度, 研究人员不遗余力地对非晶/纳米晶的形核及晶粒成长机制进行了系统的研究^[44,45], 后续又制备出了一系列兼具高饱和磁感应强度、高磁导率、低矫顽力的非晶/纳米晶软磁材料. 1990年起, Makino等人^[46-48]陆续报道了Fe-M-B ($M = \text{Zr, Hf, Nb}$)非晶/纳米晶软磁合金体系, 被称为NANO-PERM, 其饱和磁感应强度达到1.5 T以上, 矫顽力为2-5 A/m; 其组成元素易于氧化, 制备环境严重依赖真空度, 因此尚未真正得到产业化应用. 1997年, McHenry等人^[49]发现用Co元素取代部分Fe元素可以获得具有更高居里温度的Fe-Co-M-B-Cu ($M = \text{Nb, Zr, Hf}$)非晶/纳米晶双相材料, 并注册为HITPERM, 在空间动力系统的高温磁应用具有显著优势^[50], 常常作为

电气化飞机中动力集成单元的变压器、磁轴承、磁力驱动器使用. Sharma等人^[44]和Makino等人^[51,52]开发了Fe-Si-B-P-Cu(-C)成分系非晶/纳米晶合金, 被注册为NANOMET. NANOMET合金制备态具有异质非晶结构材料, 可通过高温速率的退火热处理获得致密均匀的纳米晶结构, 显示出非常高的饱和磁感应强度(1.84 T以上)、高磁导率和低矫顽力. 该合金系的热处理条件较为苛刻, 但是仍具有非常高的商业潜力.

美国、日本、欧洲等国家和地区的研究极大地推动了铁基非晶/纳米晶软磁材料研发及应用的早期进程. 受限于工业发展水平, 同期我国在非晶/纳米晶合金的生产装备、合金成分、制备技术、加工及热处理工艺等各方面发展较为缓慢. 大概从20世纪70年代中期起, 我国开始了自主研发之路, 经过几十年的努力, 攻克了带状非晶合金生产线的搭建、在线自动卷取技术等, 建成了千吨级非晶合金带材生产线. 目前, 安泰科技、云路股份、中研非晶等多家企业已经处于领先地位, 逐渐缩小了与日本PROTERIAL(原日立金属)的差距. 伴随我国非晶合金制备水平和产业需求的飞速提升, 清华大学^[53-56]、松山湖材料实验室^[57-62]、大连理工大学^[63-66]、东南大学^[58,67-69]、郑州大学^[70-72]、钢铁研究总院^[73-76]、中国科学院宁波材料技术与工程研究所^[77-81]等科研单位已经开发出多种高饱和磁感应强度(高于1.8 T)、低损耗的铁基非晶/纳米晶软磁材料, 已引领该产业应用进入崭新阶段.

2 非晶/纳米晶的磁学模型

2.1 铁基非晶合金的软磁性能形成机理

优异软磁性能的获得需要材料具有较低的磁各向异性, 这与局部原子结构的对称性有关. 在传统的多晶材料中, 磁矩在磁化过程中趋向于朝结构单元的易磁化轴转动. 因此, 磁化过程由晶粒的局部磁晶各向异性常数确定. 但是铁基(铁钴基)非晶/纳米晶材料的结构相关长度很小(图4), 此时磁交换相互作用占主导地位, 在此作用下磁矩趋向于平行排列, 阻碍磁矩的磁化向每个单独结构单元的易磁化轴转动. 因此, 有效磁各向异性将会是几个结构单元的平均值. 为了明确复杂的随机各向异性行为, 众多学者已构建多种磁学模型^[82-86], 为探究非晶/纳米晶合金优异软磁性能来源提供了坚实的理论基础. 1978年, Alben等人^[85]首先对非

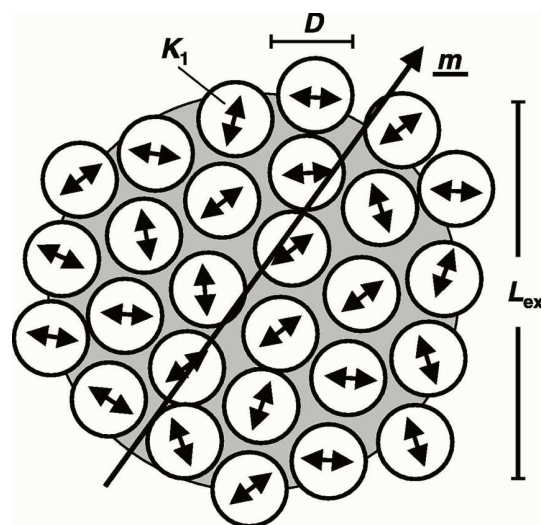


图4 理想软铁磁基体中晶粒随机各向异性模型的示意图^[34]

Figure 4 Schematic representation of the random anisotropy model for grains embedded in an ideally soft ferromagnetic matrix [34].

晶结构提出了随机各向异性模型, 并指出由于非晶合金不存在长程有序结构, 其磁致伸缩系数被有效减小, 因此非晶软磁合金对外表现出较低的矫顽力. 这种随机各向异性模型随后被Herzer拓展至多相系统用以解释纳米晶软磁材料优异软磁性能的来源^[87].

随机各向异性模型的微观结构特征是原子尺度上磁各向异性轴方向随机分布. 在随机各向异性模型中, 交换能和各向异性能之间的相互作用可由自由能密度 Φ 表示为^[34,85]

$$\Phi = A \sum_{i=x,y,z} (\nabla m_i)^2 + K_1 f_k(mu), \quad (4)$$

其中, A 为交换刚度系数, m 为磁化矢量方向, K_1 为局部磁晶各向异性常数, u 为局部对称轴的角度, f_k 为描述各向异性能量密度相对于 u 的无量纲常数, 并由此确定了铁磁交换的最小相关长度^[34]

$$L_0 = \varphi_0 \sqrt{A/K_1}, \quad (5)$$

其中, φ_0 为无量纲参数. 而非晶合金中的微小短程序结构都小于交换作用长度 L_0 , 这些微小杂乱的各向异性最终落入相互交换作用的平均区域, 平均后的各向异性常数比例表示为^[34]

$$\langle K_1 \rangle = K_1 (D/L_{ex})^{3/2}, \quad (6)$$

其中, D 为原子尺度(晶粒尺寸), 通过磁化方向的交换

作用相关长度.

经过平均后的磁各向异性影响自由能密度, 关于均匀磁化后的平均自由能密度表示为^[34]

$$\langle \phi \rangle \approx A \left(\frac{\alpha}{L_{\text{ex}}} \right)^2 - \frac{1}{2} \beta |K_{\parallel}| (D/L_{\text{ex}})^{\frac{3}{2}}, \quad (7)$$

其中, α 和 β 为无量纲参数.

根据式(4)中最小自由能密度得到的交换作用长度如式(8)^[34]所示:

$$L_{\text{ex}} = \varphi_0 \sqrt{A/\langle K_{\parallel} \rangle}, \quad (8)$$

其中, $\varphi_0 = \alpha \sqrt{8/\langle K_{\parallel} \rangle}$ ^[34].

由上述的推演可以看出, 各向异性常数 $K_{\parallel}$ 在小于交换作用尺度下不断迭代, 交换相互作用在平均化的同时由相互耦合的磁化矢量向下一个区域传递, 因此局部各向异性能够被更有效地平均化, 收敛自洽可得各向异性常数^[34]

$$\langle K_{\parallel} \rangle = K_{\parallel} (D/L_0)^6. \quad (9)$$

良好的软磁性能与低的各向异性常数密不可分. 铁基非晶合金的交换作用长度约为20–40 nm, Co基非晶合金的交换作用长度约为5–10 nm^[34,88], 而非晶合金的短程序仅有几个原子尺度大小. 根据随机各向异性模型, 其结构长度远小于交换长度. 因此, 铁磁交换作用占据主导地位, 磁矩趋向于平行排列, 被平均化的磁晶各向异性有所减小, 最终降低矫顽力和提高磁导率.

2.2 铁基纳米晶合金的软磁性能形成机理

各类软磁材料及铁基非晶/纳米晶软磁合金矫顽力和晶粒之间的关系如图5(a)^[34]所示. 传统晶态软磁材料降低矫顽力的方法, 往往通过获取大的晶粒尺寸以减少晶界对磁畴的钉扎作用; 然而非晶/纳米晶软磁材料则与之相反, 细小致密的 α -Fe纳米晶粒反而降低矫顽力进而提升其软磁性能. 由图5(a)中可以看出1 nm–1 μm 范围内, 传统晶态材料的矫顽力与 α -Fe晶粒尺寸大小呈反比关系, 即晶粒越大, 矫顽力越小; 而 α -Fe晶粒尺寸约100 nm范围内, 非晶/纳米晶合金的矫顽力随着晶粒细化而减小. Herzer^[34]认为, 非晶基体中随机分布 α -Fe纳米晶结构同样具备类似非晶的交换作用所引起的随机分布的磁各向异性, 具有较低的磁各向异性系数. 非晶/纳米晶结构可看作是一种多相复合系

统, 在铁磁交换作用长度范围内, 平均化的磁各向异性被减弱, 可以优化整个系统得到更小的磁各向异性.

在多相系统中的各向异性常数 $\langle K \rangle$ 被修正, 如式(10):

$$\langle K \rangle \approx K_{\text{u}} + \frac{1}{2} x_{\text{cr}} \sqrt{\beta |K_{\parallel}| K_{\text{u}}} (D/L_0)^3, \quad (10)$$

其中, K_{u} 为单轴各向异性, x_{cr} 为晶体相(晶粒)体积分数. 由式(9)和(10)可知, 影响各向异性常数的最小交换长度 D^6 变为了 D^3 , 此时的矫顽力 H_{c} 和磁导率 μ 分别表示为式(11)和(12):

$$H_{\text{c}} = V^2 P_{\text{c}} \frac{D^6 K^4}{J_s A^3}, \quad (11)$$

$$\mu = V^2 P_{\text{u}} \frac{J_s^2 A^3}{\mu_0 D^6 K^4}, \quad (12)$$

其中, V 表示纳米晶相体积分数, P_{c} 和 P_{u} 分别为单位数量级的无量纲常数, 由式(11)和(12)得出纳米晶合金的矫顽力 H_{c} 与 D^6 成正比, μ 与 D^6 成反比. 这个模型很好地解释了纳米晶合金软磁材料与传统晶态材料之间的差异, 同时为纳米晶软磁材料的研发提供了新的方向, 可以通过调控 α -Fe晶粒尺寸获得优异的软磁性能.

除了磁晶各向异性之外, 受应力各向异性(磁弹性)^[88–90]和感生各向异性(外加场诱导)^[14,91,92]等影响, 铁基纳米晶材料也会显示出额外的宏观磁各向异性, 由此叠加的长程各向异性亦显著影响材料的软磁性能. 在铁基纳米晶软磁合金体系里, 其他晶体相会严重影响合金的软磁性能, 如图5(b)^[88]所示, Fe-B相具有相对较高的磁晶各向异性^[93]. 即使较低体积分数的纳米尺度Fe-B晶粒析出, 也会提高整体系统的磁晶各向异性. 此时, Fe-B相起到钉扎作用, 导致软磁交换耦合作用变差, 显著恶化矫顽力.

铁基纳米晶合金的软磁性能与析出相、非晶/纳米晶相的体积分数、本征磁晶各向异性以及晶界的磁相互作用等因素有关. 为了更好实现非晶和纳米晶之间的有效磁耦合作用, 需要精准控制非晶基体析出 α -Fe晶相的平均晶粒尺寸、体积分数, 避免其他高磁各向异性晶体相的析出, 降低材料的感生、应力等各向异性, 减少杂质、气孔、缺陷等钉扎效应的影响^[20].

2.3 非晶/纳米晶磁性材料的磁畴理论

磁畴结构的变化可以根据磁各向异性的大小划分

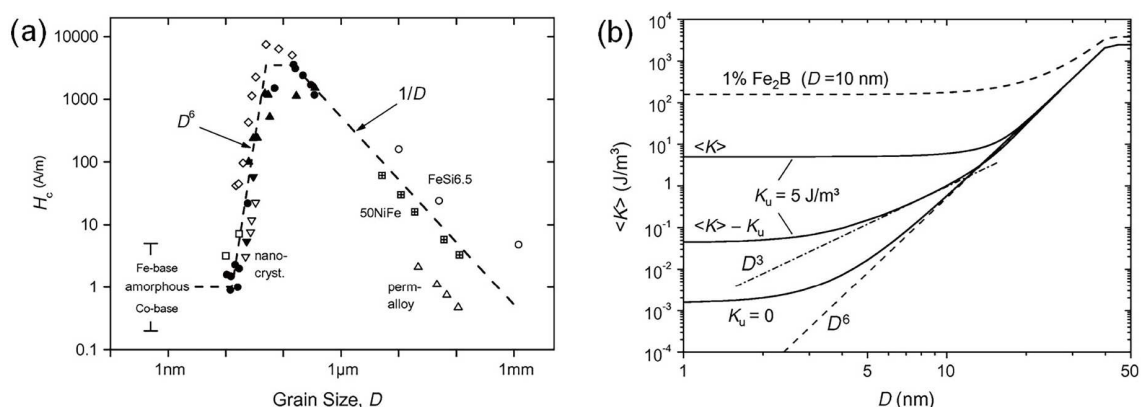


图 5 (a) 各种铁基软磁合金的矫顽力(H_c)与晶粒尺寸(D)的关系^[34]; (b) 对随机取向的体心立方 $\text{Fe}_{80}\text{Si}_{20}$ 和 Fe_2B 晶粒系统的平均各向异性的理论估算^[88]

Figure 5 (a) Dependence of coercivity (H_c) on grain size (D) for various soft magnetic metallic alloys [34]; (b) theoretical estimate of the average anisotropy for a system of randomly oriented crystallites of bcc $\text{Fe}_{80}\text{Si}_{20}$ and Fe_2B [88].

成两类。磁各向异性常数 K_1 较大的成分体系，如硅钢^[94,95]，磁畴重排伴随着畴壁移动而发生。在磁化过程中，各个磁畴内部原本的取向有所保留，但畴壁会向外加磁场的方向移动。而平行于外场的畴结构会与周围有相同转向的畴壁融合，形成更大的具有相同取向的磁畴^[96]，这种磁化方式通常发生在较大外加磁场的工况条件下。对于各向异性常数 K_1 较小的成分体系(如坡莫合金^[97,98]、非晶/纳米晶材料^[99,100])，这类材料的磁畴结构变化倾向于磁畴和畴壁都向外加磁场的方向转动。

根据磁畴能量最小化原理^[101]，静磁能是磁畴结构发生变化的主要驱动力。这意味着磁畴的大小和尺寸与材料的能量状态直接相关，因此磁畴结构的变化严重依赖其环境温度和所受应力的影响。磁畴结构是磁性材料宏观尺度和微观尺度的过渡，磁性能与其结构的变化方式息息相关。对磁畴结构进行研究可以为理论预测提供佐证，为改善磁性能以及对新型磁性材料的开发提供指导。

晶态软磁材料的矫顽力及磁导率等性能恶化，主要归结于晶格缺陷带来的畴壁钉扎，即其所引起的应力各向异性的升高。而非晶/纳米晶的软磁材料在结构上不存在传统意义上的晶格，因此很难用晶格缺陷等理论解释磁畴钉扎所引起的磁滞效应。畴壁的宽度通常由 $(A/K)^{1/2}$ 表示^[102]，其中 A 表示交换刚度系数， K 表示各向异性常数。理论上非晶/纳米晶合金的磁晶各向异性常数接近于零，因此畴壁的宽度在理论上是无限延伸的，这意味着在非晶/纳米晶材料体系中将磁畴和畴

壁区分开是没有意义的。但是非晶/纳米晶材料在快速冷却制备过程中无法避免会引入应力，这会导致残余各向异性，依旧可以被观察到磁畴和畴壁^[102,103]。因此，人们可以通过对磁畴进行表征^[104,105]，建立和解释淬态非晶/纳米晶软磁材料应力-结构-软磁性能的关联。Li等人^[106]使用磁光克尔(Magneto-Optical Kerr, MOKE)显微镜对Fe-Si-B-P-C非晶带材进行磁畴结构表征后发现，条纹状磁畴壁的Fe-Si-B-P-C非晶合金应力释放完全，磁畴转动的阻碍大大减少，具备最优越的软磁性能。Suzuki等人^[107]使用磁力显微镜(Magnetic Force Microscopy, MFM)观测了Fe-Zr-B纳米晶合金的畴壁宽度，并由此推测优异软磁性能来源于磁晶各向异性在纳米晶结构下的平均尺寸效应。Hiraoka等人^[108]利用洛伦兹电子显微镜(Lorentz Transmission Electron Microscopy, LTEM)和电子全息技术(Electron Holography)观测到非晶合金样品的磁畴结构，发现了磁场热处理后样品的诱导磁各向异性，解释了磁场热处理可以降低非晶合金的矫顽力。

3 铁基非晶/纳米晶软磁合金的工业应用

3.1 非晶/纳米晶磁粉心的应用背景

铁基非晶合金的制备需要较高的冷却速率，因此常常是以薄带或粉末的形态得以应用。无论是叠层或卷绕薄带制备的电感还是模压成型的磁粉心电感，都因气隙存在而拥有比其他软磁材料更低的涡流损耗。同时，非晶的无序结构使其电子运输行程大大减小，这

加剧了电子散射使非晶合金具有较高的电阻率^[109,110]. 因此非晶/纳米晶软磁材料非常适用于高频工况条件的电子器件. 非晶合金具有更高自由度的多组元设计特点, 可以通过合金成分调控来改善软磁性能, 目前已经广泛应用在电力电子器件领域. 此外, 非晶及纳米晶材料在电磁兼容性(EMC)和电磁干扰(EMI)等领域也有出色表现, 在确保电子设备的抗干扰方面至关重要^[111].

20世纪70年代能源危机之后, 铁基非晶/纳米晶作为电机转子的低损耗应用潜力^[112]逐渐被发现, 后续工业界和学术界一直致力于非晶/纳米晶材料电机的制造. 研究人员将叠层、卷绕的方法与机械加工相结合, 加速了非晶/纳米晶带材合金在电机制造领域的应用进程^[113-116]. 但是非晶/纳米晶材料具有高强度、高硬度等特性, 传统冲压工艺加工其薄带材料容易引起模具磨损, 精度难以控制, 其加工成本远高于传统硅钢材料^[4,117,118]. 该问题阻碍了薄带状非晶/纳米晶材料在复杂几何形状电机中的产业应用. 因此, 基于成熟的粉末冶金技术所制备的非晶/纳米晶磁粉心在复杂器件的应用化优势更加显著.

软磁复合材料(Soft Magnetic Composite, SMC), 也常称为磁粉心(Powder Core), 是在磁粉表面包覆上绝缘介质, 经过与黏结剂混合成复合坯料, 并利用粉末冶金技术压制成型^[26,119]. 磁粉心内部结构通常由磁粉颗粒、绝缘介质和气隙组成, 近邻的磁粉被有效隔离, 其多种物质复合结构为其带来了诸多优异性能; 根据励磁、损耗、工作频率等不同应用及工况需求, 磁粉和绝缘物质的选择和搭配具有很强的调节性. 与传统的软磁材料相比, 由于绝缘介质的存在, 磁粉心具有更高的电阻率, 可有效减小工作中所产生的涡流损耗, 更适用于高频电磁转换领域. 同时相较于传统的块体或片状软磁材料, 磁粉心对外呈现出三维各向同性的性质, 不仅可以实现器件的高功率密度化和小型化, 还能实现复杂器件的定制化生产. 用于磁粉心制备的传统商业化晶态类软磁粉末材料主要有羰基Fe粉、Fe-Si(-Cr)粉、Fe-Ni(-Mo)粉、Fe-Si-Al粉、软磁铁氧体粉. 随着电子器件对高功率低损耗及微型化(小型化)需求的提升, DC-DC电路的工作频率不断提高, 仅依赖晶态的传统铁基软磁粉末难以达到要求. 因此, 具有高饱和磁感应强度、低铁损的铁基非晶/纳米晶合金磁粉显示出更大的潜力, 已逐渐应用于高频工况条

件下的DC-DC电源模块的磁粉心, 例如一体成型功率电感器件. 使用了铁基非晶/纳米晶磁粉的一体成型电感器, 具有饱和性能优异、高频损耗低等特点, 大幅提升了转换效率, 有效改善了手机、智能穿戴、汽车电子等电路高集成度和温升问题.

铁基非晶/纳米晶磁粉心属于较晚被开发的软磁复合材料. 1984年, Raybould等人^[120]对Fe-Si-B 非晶薄带合金进行破碎处理, 并利用破碎后的粉末通过压制获得了非晶磁粉心. 纳米晶磁粉心则是在非晶磁粉心的基础上, 调整元素构成和热处理工艺得到的具有非晶-纳米晶双相结构的复合软磁材料^[121,122]. 随着铁基非晶及纳米晶合金体系的发展, 可用于制备非晶/纳米晶磁粉心的成分体系也逐渐扩大. 目前, 工业上主要以Fe-Si-B(-C-Cr)系非晶合金粉末及Fe-Si-B-Nb-Cu系纳米晶合金粉末作为前驱粉体制备磁粉心^[123,124].

磁粉心制备过程包括了磁粉的绝缘包覆、黏结、压制成型、固化及热处理等环节. 绝缘包覆主要是对磁粉颗粒进行绝缘处理, 以提高粉末成型后的电阻率. 黏结剂主要用于磁粉的黏结, 同时也起到润滑磁粉颗粒、隔离颗粒间涡电流、调整磁粉心机械强度等作用. 依据具体性能需求, 亦可通过不同配方软磁粉末混合并进行级配调控, 以提高磁粉心的损耗、有效工作频率、饱和磁感应强度、磁导率、品质因数、直流偏置等性能^[125,126]. 磁粉心的高致密成型依赖于压制力, 对于高强度高硬度的非晶/纳米晶合金粉末, 成型压力往往比较大, 因此材料也被引入了较大的应力. 因此, 磁粉心压制成型之后, 需要多道热处理工艺, 包括粘接剂固化热处理、磁粉纳米晶结构调控的退火热处理、应力消除退火热处理等工艺, 以此优化软磁性能和降低损耗. 高性能软磁器件的获得涉及材料成分设计和制备、热处理、成型工艺、加工方法等多个方面, 因此磁粉心的制备是多方面因素协调考虑、平衡的结果, 下文将详细介绍铁基非晶/纳米晶磁粉和磁粉心的制备及应用.

3.2 非晶/纳米晶磁粉心的制备工艺

3.2.1 非晶/纳米晶软磁材料的成分设计

软磁材料从纯铁至铁基非晶/纳米晶软磁合金经历了一百多年的发展历程, 其应用的工况条件亦从工频(低频)发展到兆赫兹乃至更高频率^[4,115], 因此衡量材料及器件的优劣已经从其本征磁学性能拓展到更多

方面. 随着电磁器件的高频化、轻量化和小型化发展, 饱和磁感应强度(B_s)、矫顽力(H_c)、磁导率(μ)等始终是非晶/纳米晶合金成分开发的重中之重. 合金成分设计需要考虑非晶形成能力(Glass Forming Ability, GFA)、铁磁性元素含量、元素添加对性能影响、磁致伸缩、工业制备可行性、热处理工艺的产业化可行性等诸多因素. 非晶形成能力是影响非晶合金是否可以制备的重要因素. 非晶合金得以大规模生产和应用的前提是设备冷却速率及工艺稳定性, 即工业制备水平. 而依托既有工业制备水平, 提高非晶合金性能及扩大工业产能则严重依赖非晶合金的GFA. 通常铁基非晶合金由75 at.%–90 at.%的铁磁性元素和10 at.%–25 at.%的类金属组成. 非晶/纳米晶合金中, 类金属元素(B、C、Si、P)的一种或多种可以有效调控GFA^[127]; Fe、Co、Ni铁磁性元素^[43,128–131]的添加比例, 基本上可以决定材料的饱和磁感应强度. 通过调整多元素组成及优化元素配比, 可以有效改善材料内部的微观组织结构及物相组成, 最终实现材料的矫顽力、电阻率、机械性能等多方面特性的调控^[132–134].

合金材料, 特别是非晶态合金属于多组元材料体系, 成分空间巨大, 传统的非晶/纳米晶软磁材料设计通常需要经过配料、熔炼、样品制备等工艺. 近年众多研究成果层出不穷, 铁基非晶/纳米晶软磁材料开发及性能调控也如火如荼. 2006年, Ogawa等人^[135]开发了一种饱和磁感应强度为1.6 T的Fe-Si-B-C的非晶软

磁合金, 并注册为HB1. 在励磁为1.4 T的工况条件下, HB1合金的损耗比Fe-P-C非晶合金低15%. Shi等人^[136]提出了一套铁基软磁非晶/纳米晶合金的成分设计准则, 这些合金表现出较高的 B_s . 如图6所示, 他们利用热力学、拓扑学和成分调控, 通过非晶形成能力调控的合金成分和结晶行为, 成功地开发了高 B_s 非晶/纳米晶软磁合金. 该方法为非晶/纳米晶材料的成分设计提供了新的理论和计算指导. Li等人^[62]通过成分设计, 在Fe-Co基非晶、纳米晶合金之间构建出一种过渡结构, 成功开发出具有低矫顽力和高饱和磁感应强度(1.9 T)的非晶/纳米晶合金. Cai等人^[137]基于Fe-metalloid体系, 系统研究了金属元素组成、温度扰动、热处理工艺对其磁学特性和非晶态结构非均匀性的影响规律(图7). 借助特征磁学参数和非晶结构转变参数的变化, 确定不同组分非晶合金结构转变相区, 有利于指导调控非晶合金GFA、磁性能和非晶-纳米晶双相结构设计, 为Fe基非晶合金和其他组分非晶合金的成分设计提供了新的思路.

传统的试错式方法开发新材料效率较低, 兼顾不同性能需要巨大的实验工作量. 最近, 日趋火热的机器学习方法已被用于材料研发领域, 加快了新型材料的研发速度. 机器学习的成分设计方法, 是在既有的实验数据库基础上, 利用机器学习算法识别软磁材料中磁性能随成分变化的趋势, 并通过数值优化进行新成分设计^[80,138–140]. Wang等人^[140]通过训练机器学习回

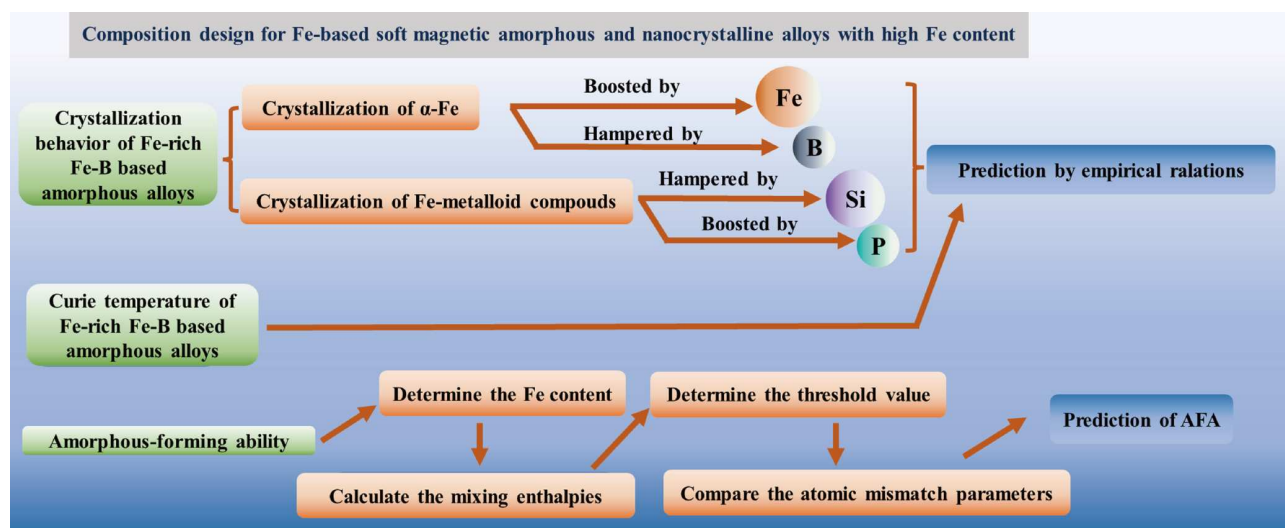


图 6 (网络版彩图)高铁含量Fe基非晶/纳米晶软磁合金成分设计准则^[136]

Figure 6 (Color online) The composition design rules for Fe-rich Fe-based soft magnetic amorphous/nano-crystalline alloys ^[136].

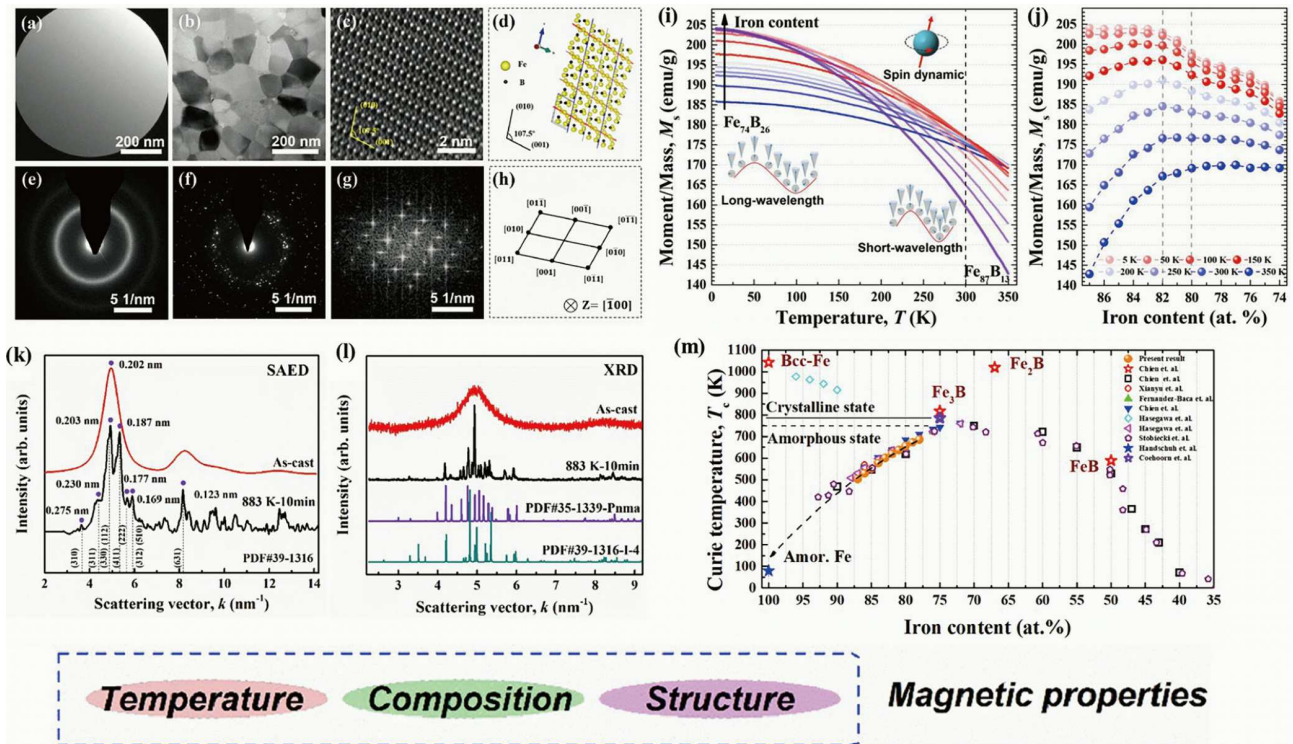


图 7 (网络版彩图)高铁含量Fe基非晶/纳米晶软磁合金成分设计准则。(a) 铸态非晶态的明场图像;(b) 在883 K下退火10 min的样品的明场图像;(c) 单个亚稳 Fe_3B 颗粒的高分辨透射电镜图(HRTEM);(d) I4型 Fe_3B 的单元结构在[100]方向上的投影的示意图 对应于图(c)中的2D衍射图案;(e) 图(a)的选区电子衍射图(SAED);(f) 图(b)的SAED;(g) 图(c)的快速傅里叶变换图像;(h) 对应于图(g)的衍射图案的示意图,其中电子束方向沿着[100]方向;(i) 铸态非晶带的磁化-温度(M_s - T)曲线,插图展示出了电子磁矩受温度干扰的图;(j) 在不同使用温度下 M_s 与Fe含量之间的关系;(k) 铸态非晶态和完全结晶状态的径向强度分布,分别对应于图(e)和(f);(l) 可能的 Fe_3B 相的常规XRD图案和模拟多晶衍射图案;(m) 非晶态 $\text{Fe}_x\text{B}_{100-x}$ 带材、非晶态薄膜以及亚稳态和稳定结晶Fe-B化合物的 T_c [137]

Figure 7 (Color online) The composition design rules for Fe-rich Fe-based soft magnetic amorphous/nano-crystalline alloys. (a) Bright field image (BF) of the as-cast amorphous state; (b) BF of the sample annealed at 883 K for 10 min; (c) high resolution transmission electron microscope (HRTEM) of a single metastable Fe_3B particle; (d) schematic graph of the projection of I4 type Fe_3B in [100] direction, corresponding to the 2D diffraction pattern in panel (c); (e) selected area electron diffraction (SAED) of panel (a); (f) SAED of panel (b); (g) fast Fourier transform (FFT) image of panel (c); (h) schematic graph of the diffraction pattern that corresponds to panel (g) with the electron beam direction along [100]; (i) magnetization-temperature (M_s - T) curves of as-cast amorphous ribbons and the insets show diagrams of the electron magnetic moment being disturbed by temperature; (j) relationship between M_s and Fe content at different service temperatures; (k) radial intensity profile of the as-cast amorphous and fully crystallized states, corresponding to panels (e) and (f), respectively; (l) conventional XRD patterns and simulated polycrystalline diffraction patterns of possible Fe_3B phases; (m) T_c of amorphous $\text{Fe}_x\text{B}_{100-x}$ ribbons, amorphous films, and metastable and stable crystalline Fe-B compounds [137].

归模型以预测饱和磁感应强度、矫顽力和磁致伸缩系数,并使用随机优化框架成功设计出与著名的商用FINEMET非晶/纳米晶合金类似性能的合金成分($\text{Fe}_{77.1}\text{Si}_{8.5}\text{Cu}_{0.4}\text{Nb}_{3.1}\text{Ta}_{0.6}\text{B}_{7.3}\text{P}_{0.3}\text{Zr}_{2.8}$ 、 $\text{Fe}_{78.9}\text{Si}_{8.9}\text{Cu}_{0.6}\text{Nb}_{2.5}\text{B}_{7.7}\text{P}_{0.2}\text{Zr}_{1.2}$ 和 $\text{Fe}_{76.3}\text{Si}_{12}\text{Cu}_{0.3}\text{Nb}_{3.1}\text{Mo}_{0.2}\text{Nb}_{2.2}\text{B}_9$). Bobzin等人[141]将人工神经网络和遗传算法结合,预测非晶形成过程中复杂的非线性行为,在限定范围内找到非晶形成能力的最大值。这种方法能够在实验之前预判和优化合金的非晶形成能力,从而促进新的块体

铁基非晶合金的发现。Zhang等人[80]通过机器学习建立了铁基纳米晶合金饱和磁感应强度和矫顽力之间的关系,设计出的两种成分($\text{Fe}_{81.4}\text{Si}_{6.8}\text{B}_{8.6}\text{Cu}_{0.7}\text{P}_{1.9}\text{Nb}_{0.6}$ 和 $\text{Fe}_{81.6}\text{Si}_{7.3}\text{B}_{8.5}\text{Cu}_{0.7}\text{P}_{1.8}\text{Nb}_{0.1}$)与机器学习预测误差值分别小于2.3%和1.8%。以上研究表明,机器学习用于辅助设计具有高饱和磁感应强度和低矫顽力的铁基纳米晶合金成分是具有可行性的。此外,机器学习技术可用于材料特性的统计推断,形成预测模型,建立材料性能、材料成分与工艺条件的关联性。此外,收集的数

据集和分析程序可以更深入地了解如何设计受各种应用启发的下一代铁基软磁非晶/纳米晶合金。

3.2.2 非晶/纳米晶软磁粉末制备

铁基非晶/纳米晶软磁合金具有优异的本征磁学特性,但是制成磁粉心则需要利用粉末状合金.磁粉心的性能会受到磁粉表面形貌、粉末颗粒尺寸以及粉末粒径分布范围的影响,这些因素都与粉末的生产工艺紧密相关.非晶合金粉末的常规工业制备方法主要有破碎法、机械合金法和雾化法(气雾化法和水雾化法).图8^[142-144]简单列举了不同制备方法下的工艺特点及粉末产物形貌特征.

破碎法^[145]通常指对非晶带状或块体合金进行破碎及球磨,其工艺简单,有利于工业化生产. Moon等人^[142]采用机械球磨破碎的方式对脆性纳米晶带材进行破碎,研究表明,粉末边缘随球磨时间的增加,呈现先平滑后尖锐的变化趋势.对于非晶形成能力较低的高铁含量非晶/纳米晶合金成分,雾化法制粉的难度大、产量少,机械破碎法则适用于非晶形成能力弱的

磁粉的大规模制备. Zhang等人^[146]将高含铁量的Fe-Si-B-P-Cu带材进行脆化后并通过机械球磨方式破碎处理,获得了粒径低于20 μm 纳米晶结构的软磁粉末,而且可以保持很好的软磁性能,其矫顽力低于10 A/m,饱和磁化强度高于1.85 T.该工作通过控制球磨时间,可以在保证其非晶/纳米晶结构的前提下获得更小尺寸的粉末颗粒^[146,147].但是对非晶薄带合金进行破碎和球磨,容易引起非晶磁粉的氧化,此外球磨破碎得到的磁粉球形度较差,不利于后续的绝缘包覆^[148-150].硬脆的带状合金经破碎和球磨后,可能依然存在尖锐边缘,在压制过程容易刺破绝缘层,引起局部电阻率降低,不利于高频工况软磁性能的稳定.

机械合金化法是通过高能机械力(如球磨)实现原材料的变形、破碎、冷焊,实现固态合金化的过程,可以用来制备非晶和纳米晶结构的合金.机械合金化作为一种特殊的固态反应,其反应温度低于晶化温度,是一种制备非晶块体和粉状合金的有效方法^[151-153]. Ipus等人^[154]基于球磨机械合金化法成功制备了非晶态的Fe-Nb-B合金粉末,研究显示球磨时间长短可以影

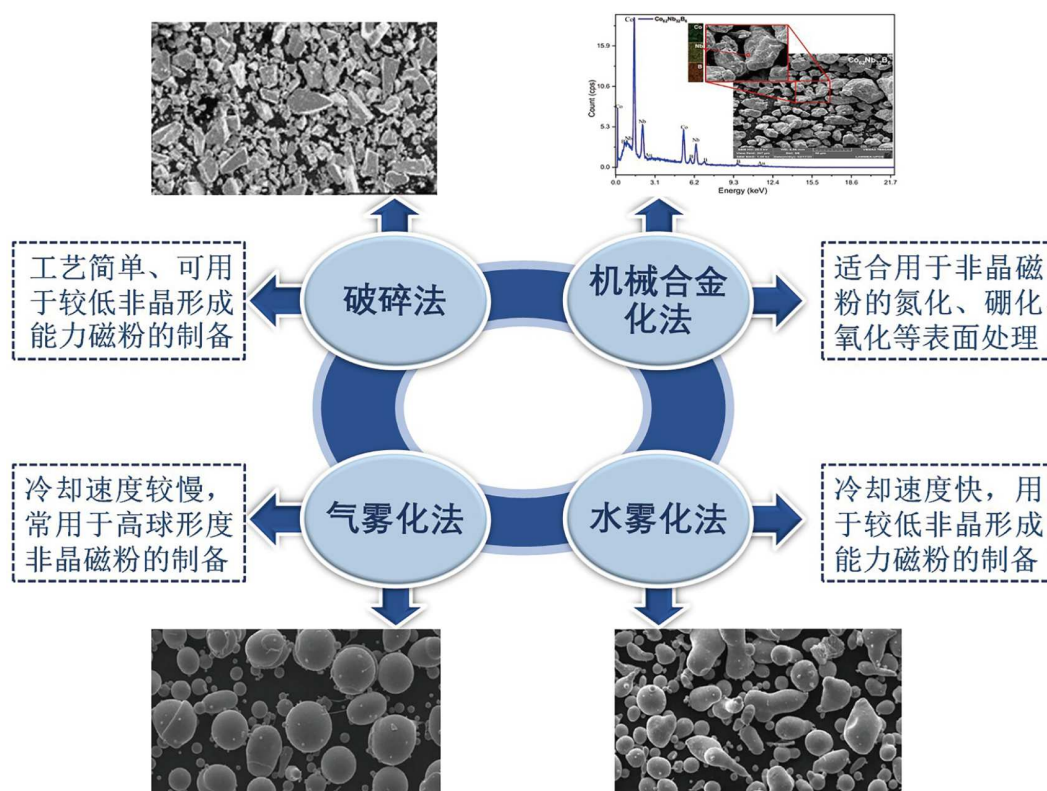


图 8 (网络版彩图)不同方法制备的非晶磁粉^[142-144]

Figure 8 (Color online) Amorphous magnetic powders prepared by different methods ^[142-144].

响合金组织结构, 其磁学性能与微观应变和非晶相占比相关. Roy^[155]使用机械合金化法研究了晶态和非晶态的 Fe_2Nb 的磁化行为, 发现机械合金化引起的无序性和应变显著影响 Fe_2Nb 的软磁特性.

雾化法是通过使用高速水流或高压惰性气体将熔融金属液体破碎并快速冷却, 最终凝固成粉末形态. 基于不同冷却介质, 雾化法衍生出来三种工艺, 水雾化工艺^[156,157]、气雾化工艺^[158,159]和水-气联合雾化工艺^[143]. 相较球磨破碎方式, 通过雾化方法制备的Fe基非晶粉末颗粒表面形态光滑, 球形度好. 水雾化工艺可以为非晶结构的形成提供更快的冷却速率($\sim 10^6 \text{ K/s}$), 但大多数所得粉末颗粒形状不规则, 粉末表面较为粗糙, 并且粒度分布差异显著. 水雾化方法依托高压水雾介质, 高温熔融金属液滴容易被氧化, 因此含氧量较高. 气雾化工艺的冷却速率基本介于 $10^3\text{--}10^6 \text{ K/s}$ 之间, 比水雾化工艺低一些, 因此往往制备适合相对较大非晶形成能力的合金体系才能获得良好的非晶结构; 该工艺制得的粉末具有颗粒尺寸较大、球形度高、氧含量低等特点. Zhao等人^[143]利用气雾化工艺研究并制备了颗粒尺寸可控的、具有高球形度和良好非晶结构的 $\text{Fe}_{73.5}\text{Si}_{13}\text{B}_{11}\text{Cr}_1\text{C}_{1.5}$ 非晶合金粉末. 为了兼顾冷却速率和球形度, 水-气联合雾化法特别适合相对较低非晶形成能力的高 B_s 铁基非晶合金体系, 因此该方法也被用于非晶合金粉末的生产. 水-气联合雾化方法, 复合了两种冷却介质(气和水), 制备工艺也稍有区别. 目前产业界具有高认可度的技术路线是旋转水雾化工艺(Spinning Water Atomization Process, SWAP), 基于此法可以获得高饱和磁感应强度纳米晶粉末, 并可用于

低损耗非晶/纳米晶磁粉心的制备^[160,161]. 此外, Ciftci等人^[162]开发了新的工艺路线, 在气体雾化器下方布置四个氩气/水喷嘴, 气体雾化器产生的熔融液滴由水和氩气混合物冷却. 影响雾化过程及磁粉特性的因素除了雾化方式之外还有很多其他因素, 包含喷嘴结构、雾化气体压力、气体温度、雾化气体介质、合适的导管伸出长度等^[163–165]. 目前为提高雾化粉末收得率和细化粒度, 超声雾化、多级雾化、层流雾化等雾化制粉方式也相继被开发出来^[166–168].

3.2.3 磁粉复合与级配

铁基非晶/纳米晶合金材料具有较高的强度和硬度, 在其压制过程中很难既保持磁粉完整又实现致密化成型, 仅凭单一成分/种类磁粉材料很难获得磁粉心性能的提升^[125,126,169]. 为了优化磁粉心的软磁性能, 除了调控磁粉的合金成分以及改善绝缘材料, 还可以通过复合性能优异的小尺寸磁粉来提高磁粉心的软磁性能. 级配是指将不同粒径的软磁粉末按照一定比例混合, 以优化磁学性能和物理性能的过程. 研发特定的级配方法, 在非晶/纳米晶磁粉中掺入其他类型软磁粉末是优化改善非晶/纳米晶磁粉心性能的有效方式. 通过不同尺寸磁粉的级配, 可以改善磁粉心的孔隙率、成型密度、磁学稳定性等. 此外, 还可以根据具体需求, 通过不同成分的磁粉级配改善磁粉心的体电阻率、有效磁导率、直流偏置性能以及不同频率的损耗等^[170–173](图9).

羰基铁粉(Carbonyl Iron Powder, CIP)具有高饱和磁感应强度和低硬度的特点, 常与非晶/纳米晶磁粉复

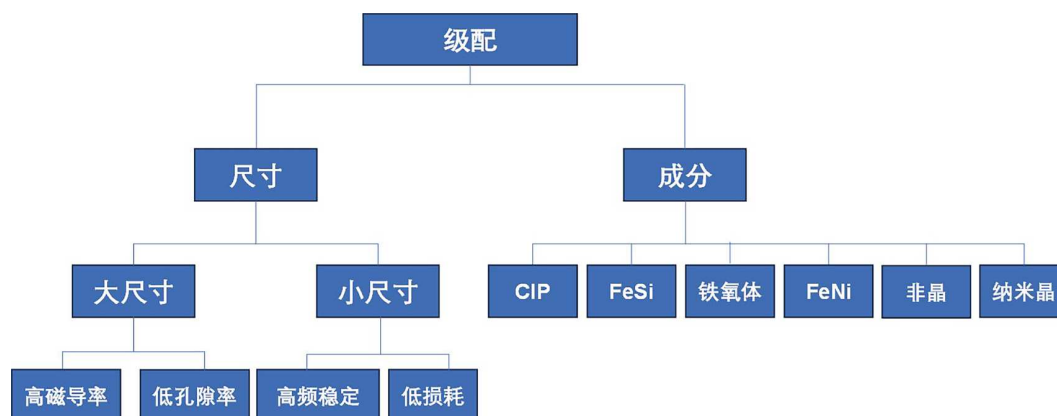


图 9 (网络版彩图)磁粉级配示意图

Figure 9 (Color online) Schematic diagram of magnetic powder grading.

合,用以制备密度和磁导率更高的复合磁粉心.随着电子元器件行业的快速发展,人们对磁粉心的性能要求越来越高.例如,Gong等人^[174]通过引入并调控CIP粉末的添加含量,制备了具有更高磁导率和优异直流偏置性能的Fe-Si-Cr/CIP的复合磁粉心,其损耗 $P_{50\text{mT}/100\text{kHz}}$ 为 1684 mW/cm^3 .多项研究表明,通过将具有高 B_s 的CIP与非晶/纳米晶合金磁粉复合可以有效提高软磁性能(B_s 、 μ 和 Q 等)^[125,175,176].除了CIP,具有较高的 μ 和 B_s 等Fe-Ni、Fe-Si合金粉末也常用作配粉复合制备高性能磁粉心.Guo等人^[172]发现,将微米级Fe-Si磁粉掺入FINEMET磁粉中,FINEMET/Fe-Si复合磁粉心表现出更高的磁导率和更好的直流偏置性能,同时实现了磁心损耗的降低.

3.2.4 磁粉的绝缘包覆

磁粉心的应用场景趋向于高频工况条件,损耗及磁导率的截止频率是非常重要的性能参数.工业上,磁粉在压制过程中可能出现破碎现象,破碎的尖角或者边缘容易刺破黏结剂绝缘层或突破绝缘层束缚,导致颗粒间涡电流增加,即引起磁粉心损耗上升;随频率升高,损耗上升更加明显,磁导率下降.因此粉末良好的绝缘效果是降低高频下损耗的有效方法.磁粉间绝缘效果主要来源于黏结剂和绝缘包覆材料.黏结剂既有黏结成型作用,又可以作为粉末颗粒间绝缘层有效阻隔涡电流,提高磁粉心的宏观电阻率.软磁粉末的绝缘包覆方法主要分为无机包覆和有机包覆.

无机包覆体系中,绝缘包覆工艺通常是在磁粉颗粒表面形成致密的绝缘层.工业上,较为成熟的磷酸盐包覆技术广泛应用在软磁粉末的绝缘处理中^[177].Meng等人^[178]利用磷酸钝化方法对Fe-Si-Cr-B非晶磁粉进行绝缘处理,有效提高了磁粉心复数磁导率的实部与虚部.Luo等人^[179]研究了磷酸浓度对Fe-Si-B-Cr非晶磁粉心性能的影响,低浓度溶液很难使得粉末表面的磷化膜分布均匀,而高浓度溶液则容易导致磷化膜剥落,在0.5 wt.%的浓度下,磷化膜厚度致密均匀.然而,磷化膜厚度增加会导致复合材料的密度降低和孔隙率增加.因此,该技术的选择需要考虑磷化膜的厚度,以减轻由过厚磷化膜绝缘层及高孔隙率引起的磁导率下降.无机绝缘物质的涂覆也是有效的包覆方法,如二氧化硅(SiO_2)、二氧化钛(TiO_2)^[180,181]、二氧化锆(ZrO_2)等无机氧化物具有优异的化学惰性、高温

稳定性和高绝缘性能,且化学涂覆工艺相对简单,因此亦常用于软磁粉末的绝缘工艺中.球磨方法可用于将纳米无机氧化物粉末包覆到铁基非晶粉末颗粒的表面上^[182].此外,使用溶胶-凝胶法,可制备厚度薄,包覆均匀的无机绝缘层.Zhou等人^[180,183]通过溶胶凝胶法制备了 SiO_2 、 TiO_2 绝缘层,以不同浓度的前驱体溶液控制绝缘层的厚度,以此调控微观结构和磁性能的影响.结果表明,均匀的绝缘层提高了非晶磁粉心的频率稳定性,提高了其品质因数,降低了其涡流损耗.Wu等人^[184]以TEOS和水合氧氯化锆($\text{ZrOCl}_2 \cdot 8\text{H}_2\text{O}$)为原料,制备了 $\text{FeSiBCCr@SiO}_2\&\text{ZrO}_2$ 核壳结构非晶磁粉心.该工作系统地研究了绝缘物质含量对 $\text{FeSiBCCr@SiO}_2\&\text{ZrO}_2$ 非晶磁粉心软磁性能的影响.发现 $\text{SiO}_2\&\text{ZrO}_2$ 绝缘层可显著提高电阻率,降低铁损,有效改善直流偏置性能.

有机包覆则指利用具有高电阻率和较高粘接强度的有机树脂(有些亦可作为黏结剂)进行磁粉颗粒间的绝缘^[185].在有机包覆体系中,有机树脂主要分为两种不同的类型,即热塑性树脂和热固性树脂.有机树脂包覆工艺简单,且电阻率高,磁粉心的软磁性能及损耗主要受树脂类型和含量影响.Chang等人^[158]对环氧树脂(1 wt.%–5 wt.%)为绝缘包覆材料和黏结剂的Fe-Si-B-P非晶磁粉心的磁学性能进行了研究;随环氧树脂含量增加,磁粉心的磁导率和饱和磁感应强度逐渐降低,直流偏置性能和铁损逐渐改善.含有2 wt.%环氧树脂的非晶磁粉心具有最佳的软磁性能,同时最适合后续退火的结构调控.Zhang等人^[186]采用化学气相沉积法在Fe-Si-B-P-Nb-Cr非晶磁粉形成了绝缘性能优异、耐热性好和动摩擦系数低的聚对二甲苯绝缘层,基于该包覆粉末制备的磁粉心具有更高的电阻率和密度,铁损降低12%,饱和磁感应强度提高8.5%,直流偏置性能提高24%.聚多巴胺(Polydopamine, PDA)与非晶磁粉表面有很强的结合力,Huang等人^[187]将PDA与聚乙烯亚胺(Polyethyleneimine, PEI)进行交联耦合,通过化学共沉积法在Fe-Si-B-C-Cr非晶软磁粉末表面形成一种三维交联网状结构的绝缘膜,其制备流程如图10所示.该磁粉心有效磁导率在10 MHz以内稳定,铁损 $P_{50\text{mT}/100\text{kHz}}$ 为 511.6 mW/cm^3 .尽管有机绝缘层和黏结剂在不断发展,但它们还有密度低、高温机械强度低和温度稳定性差等缺点.这些因素导致有机树脂制备的磁心不适合用作大尺寸、高功率器件的材料^[188,189].

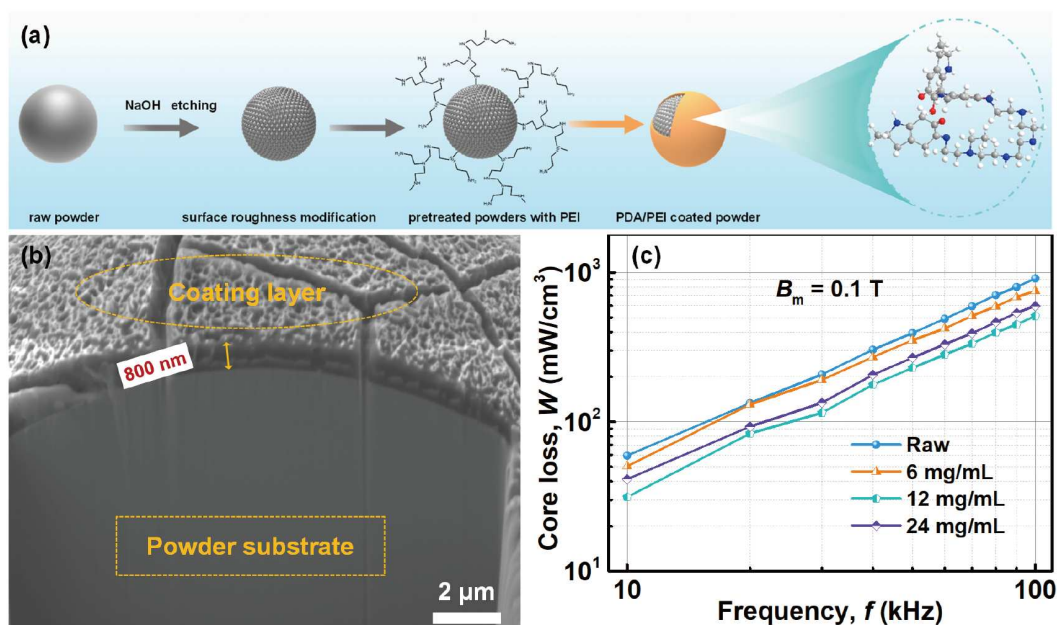


图 10 (网络版彩图) (a) 聚多巴胺/聚乙烯亚胺包覆层制备流程图; (b) 在不同浓度的聚多巴胺/聚乙烯亚胺溶液中包覆的非晶磁粉的横截面SEM图像; (c) 通过不同浓度聚多巴胺/聚乙烯亚胺包覆的磁粉心的磁心损耗^[187]

Figure 10 (Color online) (a) Schematic illustration of the Polydopamine/polyethyleneimine (PDA/PEI) coating procedures; (b) cross-sectional SEM image of the amorphous powders coated in PDA/PEI solution with different concentrations; (c) the core loss of powder cores coated by different concentrations [187].

此外, 亦有研究报道了无机包覆、有机包覆相结合的绝缘包覆方法, 如 TiO_2/EP 、 $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{EP}$ 等^[190,191] (EP, Epoxy Resin, 指环氧树脂), 既可以提高磁粉心的耐高温性能, 又可以改善无机包覆所引起的机械性能差的问题, 进而使软磁复合材料的综合性能得到显著提高^[192]. 表1^[57,125,172–174,184,188,193–207]中列举了近五年磁粉心制备相关工作的内容, 表中包括了粉末及复合物种类、绝缘处理方式、磁导率及损耗等相关磁学性能信息.

3.2.5 非晶/纳米晶磁粉心的压制成型工艺

压制成型工艺被广泛用于磁粉心制备, 该过程包括将绝缘包覆后的磁性粉末填充至模具中, 施加压力以获得所需形状的成型体, 包括冷压成型法、热压成型法、放电等离子烧结法、超声振动压制法等. 图11^[119,208–212]展示了多种不同的成型方法、工艺特性、成型体的外观形貌等相关对比.

冷压成型法(Cold Press, CP), 通常指将包覆完成之后的软磁粉末倒入模具, 对模具施加高的轴向压力使磁粉成型^[213]. 工业上, 大部分磁粉心是通过冷压法

制备的, 其工艺简单, 生产效率高, 适合大规模生产. 适当提升压力有助于提高磁粉心成型密度, 可以改善抗饱和特性及磁导率, 但是过高压力会导致绝缘层破碎和局部密度不均匀等问题, 反而引起软磁性能下降. Li等人^[214]研究成型压力对Mn-Zn/Fe-Si-Al磁粉心软磁性能的影响. 随着压力提升, 磁粉心的磁导率呈先增加后下降的趋势. 然而, 伴随压力提升, 密度提高的同时引入了较大的内应力, 形成结构缺陷, 引起磁心软磁性能的恶化. 非晶/纳米晶材料因其硬度高, 在压制成型环节往往需要施以较大的压制力, 随着磁粉心的面积增加, 所需要压机的吨位也随之增加, 压机成本也随之上升且对模具的损耗加剧.

热压成型法(Hot Press, HP), 通常指在压制过程中引入高温, 除了提高磁粉心的密度, 还能抑制压制过程中过高应力的引入. 但是过高温度可能会引起非晶/纳米晶结构发生相转变, 也有可能引起有机绝缘层烧毁. 此外, 部分包覆层属于热塑性树脂, 热压方法可以软化树脂, 提高树脂在磁粉颗粒间的游移, 进而提高磁粉心的密度^[215–217]. Omuro等人^[218]研究了热压工艺参数对非晶/纳米晶板状样品的致密化影响. 他们的研究发现

表 1 不同工艺制备的磁粉心软磁性能

Table 1 Soft magnetic properties of SMC prepared by different processes

序号	磁粉种类	绝缘处理	复合物	损耗	磁导率	年份
1 ^[125]	Fe-Si-B-C-Cr	—	CIP	$P_{50/100k} = 296 \text{ mW cm}^{-3}$	47	2021
2 ^[193]	Fe-Si-B-C-Cr	SiO ₂	—	$P_{50/100k} = 122.26 \text{ mW cm}^{-3}$	79.2	2020
3 ^[184]	Fe-Si-B-C-Cr	SiO ₂ +ZrO ₂	—	$P_{50/100k} = 2290 \text{ mW cm}^{-3}$	48.4	2023
4 ^[57]	Fe-Si-B-C-Cr	纳米Fe-B	—	$P_{20/100k} = 954.7 \text{ mW cm}^{-3}$	31	2024
5 ^[194]	Fe-Si-B-C-Cr	—	Fe-Si	$P_{100/100k} = 123.3 \text{ W kg}^{-3}$	66	2020
6 ^[188]	Fe-Si-B-C-Cr	植酸	—	$P_{50/100k} = 2949.2 \text{ mW cm}^{-3}$	33.8	2023
7 ^[172]	FINEMET	—	Fe-Si	$P_{50/300k} = 614 \text{ mW cm}^{-3}$	80	2020
8 ^[173]	FINEMET	磷酸钝化、硅树脂	片状	$P_{50/100k} = 294 \text{ mW cm}^{-3}$	43	2022
9 ^[195]	FINEMET	ZrO ₂	—	$P_{50/150k} = 194 \text{ mW cm}^{-3}$	57.8	2023
10 ^[196]	FINEMET	磷酸钝化、SiO ₂	—	$P_{50/100k} = 135.8 \text{ mW cm}^{-3}$	80.6	2024
11 ^[197]	FINEMET	磷酸钝化、SiO ₂	—	$P_{20/200k} = 854 \text{ mW cm}^{-3}$	40	2024
12 ^[198]	Fe-Si-B-Cr	环氧树脂	Fe-B-P	$P_{30/100k} = 511 \text{ mW cm}^{-3}$	22.4	2022
13 ^[199]	Fe-Si-B-Cr	有机硅树脂	CIP	$P_{20/100k} = 418.1 \text{ mW cm}^{-3}$	68.7	2024
14 ^[200]	Fe-Si-B-Cr	有机硅树脂	—	$P_{6/500k} = 515.52 \text{ mW cm}^{-3}$	31	2023
15 ^[201]	Fe-Si-B-Cr	—	硅石粉	$P_{20/100k} = 196.2 \text{ mW cm}^{-3}$	28.9	2024
16 ^[198]	Fe-Si-B-Cr	—	Fe-B-P	$P_{30/100k} = 511 \text{ mW cm}^{-3}$	20	2022
17 ^[202]	Fe-Si-Cr	MgO	—	$P_{10/250k} = 248.48 \text{ mW cm}^{-3}$	32	2022
18 ^[174]	Fe-Si-Cr	—	CIP	$P_{50/250k} = 1684 \text{ mW cm}^{-3}$	31	2021
19 ^[203]	Fe-Si-Cr	SiO ₂ , NSO	—	$P_{50Gs/100k} = 327.6 \text{ mW cm}^{-3}$	96.1	2023
20 ^[204]	Fe-Si-Cr	—	Fe-Si	$P_{20/100k} = 444.1 \text{ mW cm}^{-3}$	19.9	2023
21 ^[205]	Fe-Si-B-C	—	Fe-Si-Cr	$P_{50/100k} = 239.15 \text{ mW cm}^{-3}$	18.0	2023
22 ^[205]	Fe-Si-B-C	—	CIP	$P_{50/100k} = 192.10 \text{ mW cm}^{-3}$	26.3	2023
23 ^[206]	Fe-Si-B-C	Fe ₃ O ₄	—	$P_{50/200k} = 5.58 \text{ J m}^{-3}$	36.2	2024
24 ^[207]	Fe-Si-B-C	SiO ₂	—	$P_{50/100k} = 2625 \text{ mW cm}^{-3}$	22.2	2024

粉末的均匀化与非均匀化变形有一个转变温度 T_p ，在转变温度 T_p 之上进行压制能提高成型体密度。Batalyuk等人^[219]用树脂包覆之后的Fe-Si-B-Nb-Cu粉末进行热压，系统研究了热压参数对环状样品的密度、孔隙率和铁磁性物质填充率的影响。研究发现，高成型压力、高热压温度和较长热压保压时间都对提高环状样品的密度有益。Wang等人^[217]以流动性较差的片状FINEMET合金为原料，研究了硅树脂种类和热压参数对软磁性能的影响。研究发现，硅树脂在高温下具有流动性，能够有效减少压制过程中的摩擦，提升磁粉心的成型密度。Kang等人^[220]使用热压烧结的方式，将氧化后的Fe-Si-B-Nb磁粉压制成为磁心，磁导率在10 MHz频率工况下依然保持良好的稳定性，其氧化层的生成起到了降低损耗的作用。

放电等离子烧结(Spark Plasma Sintering, SPS)法^[221-223]，是一种较新的合成和加工方法，利用通-断

直流脉冲电流直接通电烧结的加压烧结方法。SPS成型工艺具有低电压、高电流、烧结温度低、高升温速率、烧结时间短的特点，可以尽量保持材料结构使粉末快速烧结致密。基于以上优势，可以被用于容易产生结构相变的非晶/纳米晶软磁粉末的压制成型，有效抑制非晶结构的晶化或纳米晶粒尺寸长大^[147]，烧结过程中电流在颗粒接触处产生焦耳热，允许高达1000°C/min的高加热速率^[224]。SPS烧结温度、压力和脉冲电流等辅助促进基体与增强相之间的界面结合，可以提高磁粉心的力学性能和密度。Zhang等人^[210]使用SPS法制备的层片状Fe-Si-B-P-Cu磁粉心，在SPS的烧结温度、压力、脉冲电流等作用下，促进了基体和增强相之间的结合，成功提高磁粉心的密度和力学性能。磁粉心表现出较强的机械性能，相对密度达到98.4%，维氏硬度达到1274；同时软磁性能优异，饱和磁化强度达到1.72 T，矫顽力为30 A/m，磁导率为660。

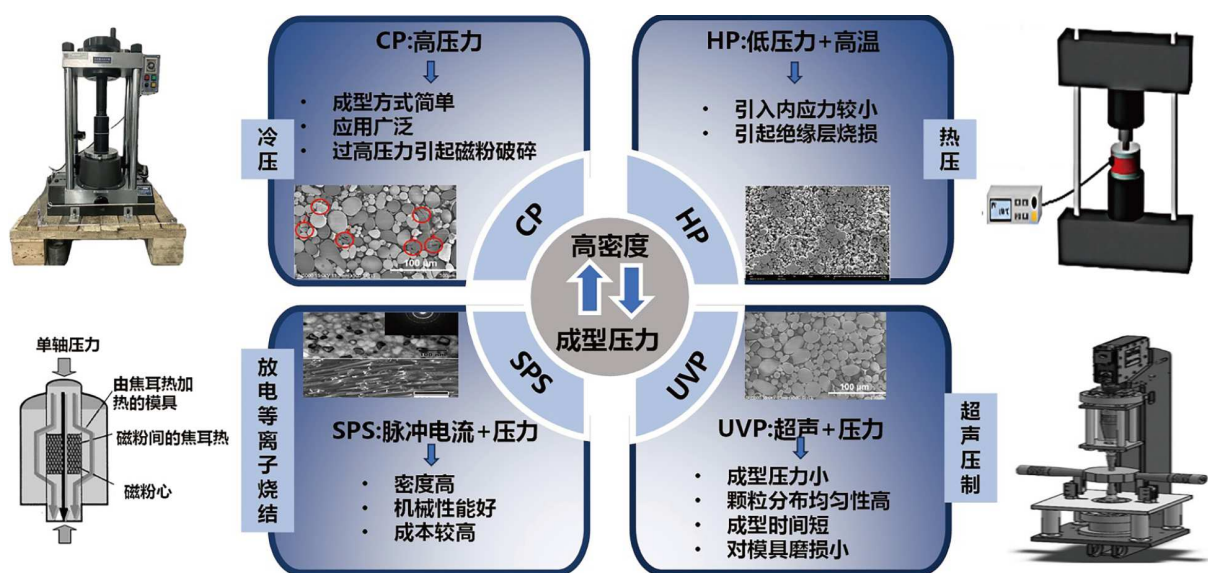


图 11 (网络版彩图)不同的磁粉心压制方法^[119,208–212]

Figure 11 (Color online) Different magnetic powder core pressing methods ^[119,208–212].

超声振动压制(Ultrasonic Vibration Pressing, UVP), 是对粉末压坯施加轴向压力, 同时由压头施加轴向超声振动或由模具施加径向超声振动的动态辅助成型方法^[225,226]。超声振动可以减小粉末与粉末之间、粉末与模壁之间的摩擦力, 降低轴向压制力的损失, 促使粉末颗粒之间的重排、移动, 降低孔隙率, 提高成型密度^[182,227]。UVP法可以有效解决硬脆粉末颗粒破碎问题, 仅需较低压力即可实现如纳米晶软磁粉末的高致密成型, 同时也可期待降低高致密成型所需要的绝对压力。最近, Zhang等人^[118]基于UVP法制备了磁粉颗粒分布均匀的Fe-Si-B-Nb-Cu纳米晶磁粉心, 较低压力(~ 20 MPa)下UVP磁粉心成型密度可以匹敌传统1100 MPa冷压法制得样品, 并显示更低损耗和更高磁导率等多方面性能优势; 在 180°C – 480°C 的退火温度范围内, UVP法制备的磁粉心内应力很小, 损耗 $P_{50\text{mT}/100\text{kHz}}$ 仅为 $220\text{ mW}/\text{cm}^3$ 。该研究表明超声激励的高频振动促进颗粒重排, 减少了颗粒团聚及局部颗粒破碎, 有效促进磁粉分布的均匀性, 降低涡流损耗, 提高磁导率及其高频稳定性。UVP法有望成为一种适合高频低损耗的非晶/纳米晶磁粉心制备新方法。图12展示了基于UVP方法的纳米晶磁粉心制备的压制过程、成型机理, 并对比了冷压法制备磁心的颗粒分布差异。

除上述常规磁粉心压制成型方法之外, 注射成型作为一种用于生产复杂形状和缺陷较少的金属复合材

料的方法, 也适用于各种金属合金和磁性材料^[228]的器件成型。注射成型技术使复杂形态的磁粉心制备更加容易, 其成型率高并且可以减少合金成分偏析。Ma等人^[229]通过注射成型方法制备具有三种黏结剂的Fe-Si-B非晶磁粉心; 该方法往往需要较多含量的黏结剂(非磁性), 因此导致磁导率下降, 比冷压方法制备的磁粉心降低了18%。此外, 通过偶联剂对磁粉表面进行改性, 也可以提高注塑成型磁粉心的拉伸和冲击强度, Wang等人^[230]的研究表明硅烷偶联剂的量应小于1 wt.%. 否则, 由于其多分子交联层的脆性, 冲击强度和拉伸强度将降低。虽然注射成型工艺可以制备高力学性能的磁粉心, 但是该方法仍然需要使用非磁性偶联剂, 对磁粉心的磁性能不可避免有稀释作用。

3.2.6 非晶/纳米晶磁粉心的退火工艺

在非晶/纳米晶磁粉心成型过程中施加高压可以获得高强度、高密度的磁粉心。但是高压力的压制过程会引入应力, 引起应力各向异性, 导致矫顽力变大, 造成磁粉心磁导率降低、磁滞损耗增加等软磁性能的恶化。在居里温度以上、晶化温度以下的温度范围内进行去应力退火, 可以有效抑制各向异性, 显著改善软磁性能^[231,232]。退火也可以实现材料结构的转变, 致密的纳米晶结构可以兼顾高饱和和磁感应强度和低矫顽力, 有效降低磁心材料的损耗。非晶合金的晶化行为显

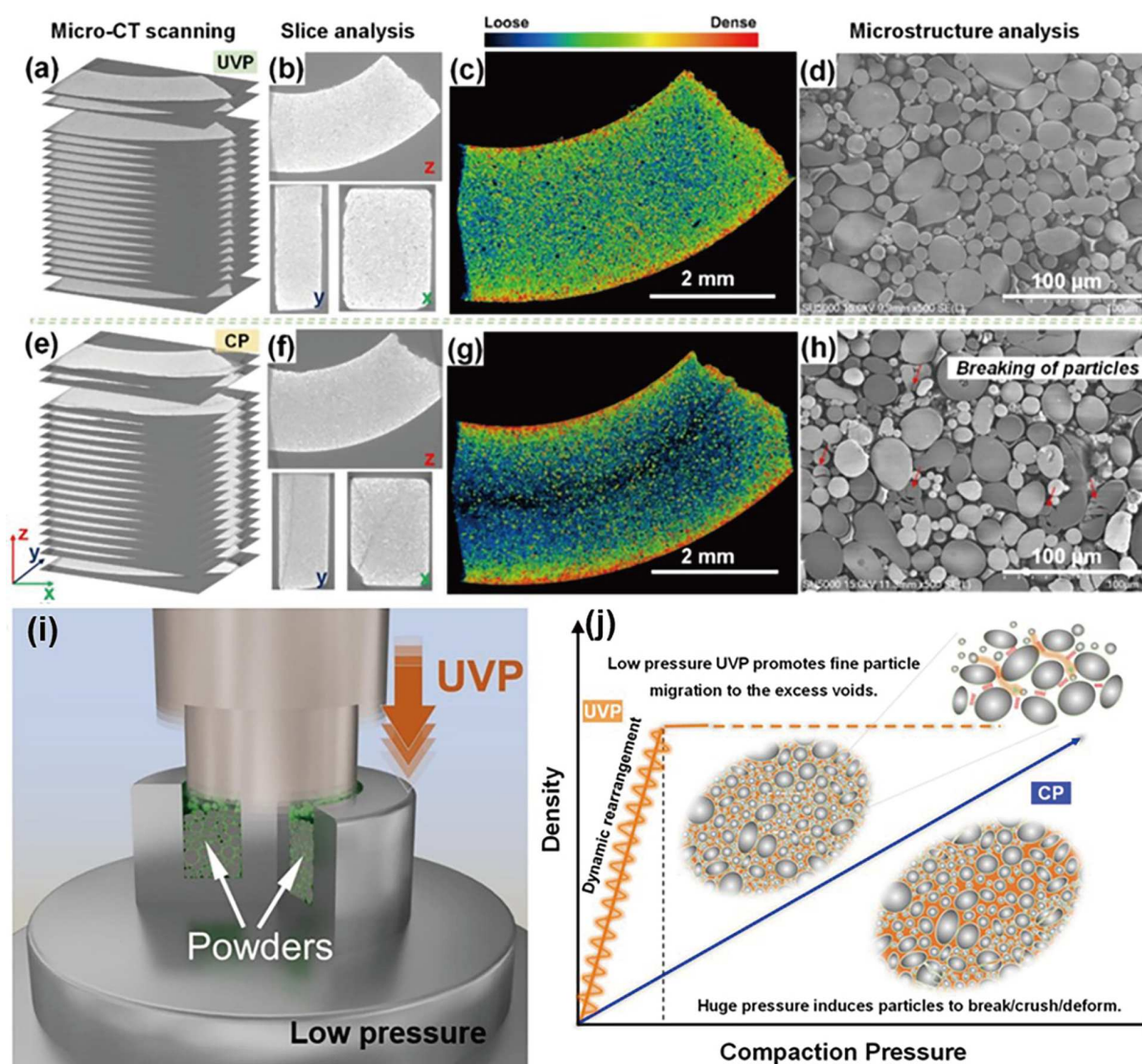


图 12 (网络版彩图)超声压制和冷压试样的显微组织分析和示意图. (a) UVP样品的3D Micro-CT扫描; (b) UVP样品不同方向的局部Micro-CT切片分析; (c) UVP样本Z方向切片的彩色渲染图像; (d) 抛光UVP样品的近表面SEM形态; (e) CP样品的3D Micro-CT扫描; (f) CP样品在不同方向上的局部Micro-CT切片分析; (g) CP样本Z方向切片的显色图像; (h) 在抛光CP样品的近表面SEM形态中, 一些纳米晶颗粒断裂(由红色箭头指示); (i) 具有单轴振动方向的UVP过程的示意图; (j) 纳米晶磁粉心UVP和CP工艺示意图^[118]

Figure 12 (Color online) Microstructure analysis of ultrasonic pressed and cold pressed samples. (a) 3D Micro-CT scanning of UVP sample; (b) local Micro-CT slice analysis in different directions of UVP sample; (c) color rendering image of a Z-direction slice of UVP sample; (d) near-surface SEM morphology of polished UVP sample; (e) 3D Micro-CT scanning of CP sample; (f) local Micro-CT slice analysis in different directions of CP sample; (g) color rendering image of a Z-direction slice of CP sample; (h) near-surface SEM morphology of polished CP samples, some nanocrystalline particles are broken (indicated by red arrows); (i) schematic illustration of the UVP process with a uniaxial vibration direction; (j) schematic diagram of the UVP and CP process of nano-crystalline magnetic powder core ^[118].

著受到温度的影响, 调控热处理过程中的加热速率、加热温度、保温时间等条件可以获得均匀细小的纳米晶粒^[233–235]. 此外, 磁场退火可以调控磁各向异性 and 调整磁滞回线的矩形度, 是一种获得高磁导率、低矫顽

力的有效途径^[67,236,237].

去应力退火, 通过退火热处理可以有效降低其内应力, 改善微观组织结构, 从而降低磁粉心的矫顽力, 优化软磁性能^[238–242]. 非晶/纳米晶磁粉心的退火工艺

需要考虑两个主要问题: (1) 非晶合金属于非平衡亚稳态结构, 过高退火温度或长时间退火会触发非晶态到晶态的相变; (2) 有机绝缘层的热稳定性存在变化, 在退火过程中被破坏的有机物会增大磁粉心的损耗. Yu 等人^[243]报道了Fe-Si-B-Cr非晶磁粉心退火后的矫顽力可从520降低到39.6 A/m, 磁导率从20.4增加到36.4, 但是当Fe-Si-B-Cr磁粉心在520°C退火后, 非晶基体会析出Fe-B晶化相, 导致软磁粉末材料的矫顽力上升、磁导率下降及电阻率降低. 因此, 在退火过程中需要控制好温度和时间, 考虑是否会有恶化软磁性能的相析出.

晶化退火可以获得均匀致密非晶-纳米晶双相复合结构, 可以有效降低非晶/纳米晶的磁致伸缩系数, 优化软磁性能. 非晶材料的退火过程促使纳米晶结构的形成, 与其非晶结构对应物相比, 纳米晶磁粉心表现出更优异的热稳定性和软磁性能, 因此, 该工艺也在众多研发和生产中被广泛应用^[244,245]. Lee等人^[246]通过对Fe-B-P-C-Nb-Hf非晶粉末进行球磨和退火处理, 在氧化物层和非晶粉末之间获得均匀分散的纳米晶, 用球磨和退火处理之后的纳米晶粉末制备的磁粉心再经400°C退火后, 矫顽力降低了96.88%, 饱和磁化强度提高了2.6%. 对非晶/纳米晶磁粉心热处理工艺的调控可从以下三点出发, 分别为退火温度、升温速率以及保温时间: 不同的纳米晶合金体系对温度的敏感程度不同, 具有软磁特性的 α -Fe晶粒的析出温度也不相同, 同时须严格控制退火温度在较高磁晶各向异性Fe-B相析出温度以下. 有众多研究者指出, 升温速率以及保温时间可起到纳米晶形核和长大的作用, 有效改善其纳米晶化程度, 进而提升非晶/纳米晶磁粉心的综合性能^[134,247,248]. Li等人^[134]研究了 $\text{Fe}_{83}\text{B}_{12-x}\text{P}_x\text{C}_4\text{Cu}_1$ ($x = 3, 5, 7$)合金对于升温速率以及保温时间的敏感性, 指出低P元素含量(≤ 5 at.%)的合金对升温速率以及保温时间的敏感性更高, 适当提高升温速率可有效提升合金的形核率并细化晶粒, 同时随保温时间的延长, 晶粒则会逐渐长大, 软磁性能也会随着恶化.

磁场退火可明显改善磁粉心内部的磁晶各向异性, 提高磁导率, 优化磁粉心磁畴结构^[249,250]. Jia等人^[250]的研究表明, 在不添加其他合金元素的情况下, 磁场退火可以改善 $[(\text{Fe}_{0.5}\text{Co}_{0.5})_{0.75}\text{B}_{0.2}\text{Si}_{0.05}]_{96}\text{Nb}_4$ 非晶/纳米晶磁粉心的软磁性能. Cai等人^[67]通过纵向磁场退火对 $\text{Fe}_{75}\text{Co}_8(\text{B}_{10}\text{Si}_3\text{C}_3\text{P}_1)_{1-x/17}\text{Cu}_x$ ($x = 0.5, 0.75, 1, 1.25$)

的纳米晶材料进行磁各向异性调控, 获得极低 H_c 、高 B_s 的纳米晶合金. 总而言之, 合理设计在高压下生产的高密度非晶/纳米晶磁粉心的最佳热处理方法是一项富有挑战且极具研究价值的工作. 展望未来, 探索高密度、小残余应力的非晶/纳米晶磁粉心的制备技术值得进一步研究.

3.3 铁基非晶/纳米晶软磁粉末的电感器件应用

功率系电感的功能主要是稳定电压, 起到电压转换和扼流的作用, 在电子设备、汽车电子等领域应用广泛. 功率系电感的分类有绕线电感、叠层电感和一体成型电感(模压电感的一种). 绕线电感的结构主要由电极、金属合金材料和绕线构成, 具有大电流、高稳定性, 但是尺寸较大, 不适用于电力电子器件的小型化生产. 叠层电感通常在磁心上涂覆有机树脂再与电极和绕阻构成. 与绕线电感相比, 叠层电感尺寸小、散热性好, 但是叠层电感的制备工艺复杂、成本高、耐电流能力较低.

一体成型电感有别于传统绕线电感和叠层电感的加工工艺, 是由不同工艺平台制造, 由数控自动绕线机绕制空心线圈、植入特定模具并填充磁性粉体制成, 属于传统涂敷有机绝缘胶的绕线电感的升级产品, 解决了传统绕线电感的尺寸规格难以标准化及线圈漏磁问题. 传统绕线电感因基座有方形、圆形, 导致各厂商尺寸难以统一, 而一体成型电感是将绕组本体埋入金属磁性粉末内部再压制, 因此可以形成明确的尺寸定义. 此外, 一体成型电感在加工过程中将绕阻本体埋入金属磁性粉末内部, 形成的独特磁屏蔽结构避免了磁粉心因间隙所产生噪声, 解决了传统线圈的漏磁问题. 一体成型功率电感在体积、功耗、大电流等多方面的优势, 使其在无线电能传输^[251,252]和电动汽车^[253,254]等能源转换领域存在非常广阔的市场前景, 亦能在智能手机、航天、通信、计算机、数据中心等多个领域得到应用.

随着电力电子应用的快速发展, 高频大功率非晶/纳米晶磁粉心已成为进一步提高器件功率密度和系统效率的关键. 铁基非晶/纳米晶材料问世以来, 其优异性能引人注目, 已经在高性能电感中得以应用, 例如智能手机中的一体成型电感从2050 (2.0 mm × 5.0 mm)尺寸, 逐步缩小到2016 (2.0 mm × 1.6 mm)、2012 (2.0 mm × 1.2 mm)、1608 (1.6 mm × 0.8 mm)等规格. 一体

成型电感中的线圈通常会选择微细圆线和扁平线绕制, 过高的成型压力会破坏内部线圈的结构, 导致直流电阻变大甚至层间短路. 因此, 制备使用高强高硬非晶/纳米晶粉末的一体成型电感时, 常需采用多级尺寸、不同成分、不同硬度的磁粉进行复合, 以达到无需高成型压力即可保证成型密度及调控综合性能的目的.

在光伏、汽车等领域使用的大体积电感通常采用 Fe-Si、Fe-Ni、Fe-Si-Al 等晶态结构的软磁粉末. 大体积电感制备对粉末需求量大, 目前高性能非晶/纳米晶软磁粉末的大量使用尚未铺开, 主要原因可以归结为以下几点: 相较 Fe-Si-Al、Fe-Si-Cr 等传统软磁粉末, 非晶/纳米晶软磁粉末产能低、成本高, 在低成本产品市场的驱动力不足; 非晶/纳米晶粉末的高致密成型依赖高压制力, 大尺寸磁粉心制备对压机吨位、模具损耗等综合成本提出了更高的要求; 高密度成型也可以通过烧结、排胶、热处理等工艺环节辅助实现, 但是过高温度的环境容易引起非晶/纳米晶材料结构发生变化而导致磁粉本征磁学特性的恶化. 因此, 非晶/纳米晶软磁粉末在电感领域的广泛应用需要综合考虑电感磁心的性能需求、工况条件、制备成本等多方面因素, 其工业化进度对材料成分开发、结构的调控与优化、绝缘包覆方法、级配、压制成型及热处理工艺等诸多方面提出了更加严苛的要求.

4 总结与展望

数字化、5G+、AI 等光鲜亮丽的时代标签引人注目, 其背后对算力、电力提出了格外高的要求. 作为电磁转换的主角, 软磁材料在电机、变压器、电感等电力电子工业领域的能量转换效率方面, 当仁不让地被推到了前台. 从近 100 年的软磁材料发展历史来看, 其更新迭代的周期基本为 20 年以上. 基于具有优异软磁性能的铁基非晶/纳米晶合金粉末, 结合压制成型方法获得的磁粉心, 具有三维各向同性, 可以实现复杂器件的定制化制备, 有望满足高频工况下高功率密度、低损耗、小型化等电力电子器件的产业需求. 因此, 新型软磁材料的研究与开发至关重要; 同时针对不同工况和应用场景的电力电子器件, 材料成分设计、制备方法、设备、加工、热处理、成型方法等各个工艺和环节都需要同步提升.

本文沿着软磁材料的发展历史梳理了不同工业时代、不同应用需求下主流软磁材料的更新与迭代, 结合产业发展导向及未来趋势概括了铁基非晶/纳米晶合金材料的重要性, 从原子结构特征、软磁性能形成机制、基于退火等热处理的结构调控、粉末的制备方法、绝缘包覆工艺、磁粉级配方法、压制成型工艺及电感发展需求等不同维度, 详细阐述了从非晶/纳米晶材料到电力电子器件, 再到高频大功率应用产业的各种内在关联, 归纳了新材料在高性能电子器件工业应用中亟需解决的关键问题. 相信不远的未来, 高频软磁材料研发、性能优化和加工制备所面临的关键瓶颈将逐步被突破, 满足第三代半导体在战略新兴产业的应用要求基础上, 亦可更加促进相关领域技术革新, 实现中国制造向中国“智造”转变.

非晶/纳米晶磁粉心的制备工艺和商业应用涉及大量的科学与工程问题. 而成分设计、磁粉级配、绝缘包覆、成型、加工及热处理等工序拓宽了磁粉心结构调控和性能优化的空间, 近几十年来的研究已为非晶/纳米晶磁粉心的大规模应用拉开序幕. 随着新能源汽车、5G 通信、算力等新兴领域应用的发展, 兼具优异软磁性能和高频稳定性能的非晶/纳米晶磁粉心的研究进展迅猛, 已取得一定成果, 但是仍有一些问题亟需解决.

(1) 优异软磁性能非晶/纳米晶合金粉末制备: 为了追求更优的高频稳定性, 磁粉粒径趋于向小尺寸发展. 但是受限表面张力, 极小尺寸淬态合金粉末 ($\sim 1\ \mu\text{m}$) 的制备难度很大. 因此, 小尺寸非晶/纳米晶球形粉末制备成为科研人员和产业界争相攻克的技术难题. 开发具有高冷却速率、小尺寸粉末制备的设备十分必要. 此外, 非晶/纳米晶合金成分体系庞大, 面向不同性能及工况, 需要使用不同性能的软磁粉末. 突破传统试错式成分开发方法, 如通过 AI 算法设计具有高非晶形成能力、优异本征软磁特性、高电阻率的合金成分方法已走入大众视野. 此外, 通过高通量性能筛选方式, 减少试错成本, 或与 AI 计算结合, 大大提高合金成分开发效率.

(2) 软磁粉末的绝缘/黏结工艺: 电感器件中, 绝缘包覆可以提高磁粉的电阻率, 降低磁心损耗. 包覆剂及黏结剂的材料特性、包覆/黏结工艺、固化及热处理工艺等对磁粉心综合性能影响巨大. 如何提高磁粉心器件在具体工况下的服役稳定性、减少磁稀释作用、

提高电阻率是不可回避的话题. 因此, 开发具有高的温度稳定性、高黏结强度的包覆/黏结材料可能成为未来的研发重点. 开发新型包覆方式, 如表面纳米工程、表面氧化处理等方式或可为磁粉绝缘工作提供新思路.

(3) 软磁粉末的成型工艺: 成型密度严重影响磁粉心的磁滞损耗、涡流损耗、机械强度、磁性物质与绝

缘物质的分布特性等重要性能. 磁粉心密度提升可以通过磁粉复合级配、包覆/黏结材料、压制成型工艺等解决. 针对各种不同磁粉本征磁学特性、形貌、尺寸等特征, 使用或优化成型方法及工艺, 如热(温)压、增材制造、注塑成型、超声辅助压制成型、放电等离子烧结等方式, 更有利于实现优异软磁粉末、高性能磁粉心在高频工况下功率型电感器件的性能发挥.

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: eaao0195
- 2 Webster J G, Fiorillo F, Bertotti G, et al. Soft magnetic materials. In: Wiley Encyclopedia of Electrical and Electronics Engineering. Hoboken: Wiley-Interscience, 2016
- 3 Moses A J. Advanced soft magnetic materials for power applications. In: Handbook of Magnetism and Advanced Magnetic Materials. Hoboken: Wiley, 2007
- 4 Lu S, Wang M, Zhao Z. Recent advances and future developments in Fe-based amorphous soft magnetic composites. *J Non-Cryst Solids*, 2023, 616: 122440
- 5 Jiang C, Li X, Ghosh S S, et al. Nanocrystalline powder cores for high-power high-frequency applications. *IEEE Trans Power Electron*, 2020, 35: 1
- 6 Ding D, You J, Cui X, et al. Application of amorphous and nanocrystalline soft magnetic materials in balanced-force-type electromagnetic relay. *Micromachines*, 2024, 15: 368
- 7 Ma H J, Wei W Q, Bao W K, et al. Research progress and application prospect of Fe-based nanocrystalline soft magnetic alloys. *Rare Met Mater Eng*, 2020, 49: 2904–2912
- 8 Inoue M, Odawara S, Fujisaki K, et al. Nanocrystalline soft magnetic material applied to IPMSM evaluated by FEM calculation. In: Proceedings of the 19th International Conference on Electrical Machines and Systems (ICEMS). Chiba, 2016
- 9 Theisen E A. Recent advances and remaining challenges in manufacturing of amorphous and nanocrystalline alloys. *IEEE Trans Magn*, 2022, 58: 1–7
- 10 Flohrer S, Schafer R, Mccord J, et al. Magnetization loss and domain refinement in nanocrystalline tape wound cores. *Acta Mater*, 2006, 54: 3253–3259
- 11 Taghvaei A H, Shokrollahi H, Ebrahimi A, et al. Soft magnetic composites of iron-phenolic and the influence of silane coupling agent on the magnetic properties. *Mater Chem Phys*, 2009, 116: 247–253
- 12 Kollár P, Birčáková Z, Füzér J, et al. Power loss separation in Fe-based composite materials. *J Magn Magn Mater*, 2013, 327: 146–150
- 13 Xie D Z, Lin K H, Lin S T. Effects of processed parameters on the magnetic performance of a powder magnetic core. *J Magn Magn Mater*, 2014, 353: 34–40
- 14 Flohrer S, Schafer R, Mccord J, et al. Dynamic magnetization process of nanocrystalline tape wound cores with transverse field-induced anisotropy. *Acta Mater*, 2006, 54: 4693–4698
- 15 Chen H, Wang Y, Yao Y, et al. Attractive-domain-wall-pinning controlled Sm-Co magnets overcome the coercivity-remanence trade-off. *Acta Mater*, 2019, 164: 196–206
- 16 Woo H J, Ahn J H, Kim C P, et al. Effect of the particle size classification of FeSiCrB amorphous soft magnetic composites to improve magnetic properties of power inductors. *J Non-Cryst Solids*, 2022, 577: 121309
- 17 Liu X, Zhang Y, Wang Y, et al. Comprehensive understanding of magnetic hyperthermia for improving antitumor therapeutic efficacy. *Theranostics*, 2020, 10: 3793–3815
- 18 Lu D, Chen M, Yu L, et al. Smart-polypeptide-coated mesoporous Fe₃O₄ nanoparticles: non-interventional target-embolization/thermal ablation and multimodal imaging combination theranostics for solid tumors. *Nano Lett*, 2021, 21: 10267–10278
- 19 Levstik A, Blinc R. Dielectric constant of rochelle salt in a magnetic field and vibronic theory of ferroelectricity. *Ferroelectrics*, 1982, 44: 51–53

- 20 Yoshizawa Y, Yamauchi K. Magnetic-properties of nanocrystalline Fe-based soft magnetic-alloys. In: Proceedings of the Symp at the 1991 Spring Meeting of the Materials Research Soc-Magnetic Materials: Structure and Properties. Anaheim, 1991
- 21 Xie X X, Lv J W, Jin Z W, et al. Research progress of metal soft magnetic powder core (in Chinese). Therm Spraying Technol, 2014, 6: 71–76 [谢旭霞, 吕建伟, 金兆伟, 等. 金属软磁粉芯的研究进展. 热喷涂技术, 2014, 6: 71–76]
- 22 Barrett W F, Brown W, Hadfield R A. On the electrical conductivity and magnetic permeability of various alloys of iron. Sci Trans R Dublin Soc, 1900, 7: 76–126
- 23 Goss N P. Electrical sheet and method and apparatus for its manufacture and test. US Patent, 1965559, 1933
- 24 Boothby O L, Bozorth R M. A new magnetic material of high permeability. J Appl Phys, 1947, 18: 173–176
- 25 Arnold H D, Elmen G W. Permalloy, a new magnetic material of very high permeability. Bell Syst Technical J, 1923, 2: 101–111
- 26 Shokrollahi H, Janghorban K. Soft magnetic composite materials (SMCs). J Mater Process Tech, 2007, 189: 1–12
- 27 Elmen G W. Magnetic material and appliance. US Patent, 1715646A, 1929
- 28 White J H, Wahl C V. Workable magnetic compositions containing principally iron and cobalt. US Patent, 1862559, 1932
- 29 Kato Y, Takei T. Studies on zinc ferrite. Its formation, composition, and chemical and magnetic properties. J Electrochem Soc, 1930, 57: 297–312
- 30 Rana G, Dhiman P, Kumar A, et al. Recent advances on nickel nano-ferrite: A review on processing techniques, properties and diverse applications. Chem Eng Res Des, 2021, 175: 182–208
- 31 Schaller G E. Review of non-standard applications in soft ferrites. In: Proceedings of the 22nd Electrical Electronics Insulation Conference/ Electrical Manufacturing and Coil Winding Conference. Rosemont, 1995
- 32 Masumoto H, Yamamoto T. On a new alloy “sendust” and its magnetic and electric properties. J Jpn Inst Met, 1937, 1: 127–135
- 33 Takahashi M, Nishimaki S, Wakiyama T. Magnetocrystalline anisotropy and magnetostriction of Fe-Si-Al (Sendust) single crystals. J Magn Mater, 1987, 66: 55–62
- 34 Herzer G. Modern soft magnets: Amorphous and nanocrystalline materials. Acta Mater, 2013, 61: 718–734
- 35 Klement W, Willens R H, Duwez P O L. Non-crystalline structure in solidified gold-silicon alloys. Nature, 1960, 187: 869–870
- 36 Bureš R, Strečková M, Fáberová M, et al. Advances in powder metallurgy soft magnetic composite materials. Arch Metallurgy Mater, 2017, 62: 1149–1154
- 37 Pond R, Maddin R. A method of producing rapidly solidified filamentary castings. Trans Metall Soc Aime, 1969, 245: 2475
- 38 Simpson A W, Brambley D R. The magnetic and structural properties of bulk amorphous and crystalline Co-P alloys. Phys Status Solidi (b), 1971, 43: 291–300
- 39 Chi G C, Cargill Iii G S. Annealing effects in amorphous Co-P alloys. Mater Sci Eng, 1976, 23: 155–159
- 40 Fujimori H, Yoshimoto H, Masumoto T, et al. Anomalous eddy current loss and amorphous magnetic materials with low core loss (invited). J Appl Phys, 1981, 52: 1893–1898
- 41 Luborsky F, Becker J, McCary R. Magnetic annealing of amorphous alloys. IEEE Trans Magn, 1975, 11: 1644–1649
- 42 Chien C L, Hasegawa R. Magnetic properties of a ferromagnetic metallic glass $\text{Fe}_{80}\text{P}_{16}\text{B}_1\text{C}_3$. IEEE Trans Magn, 1976, 12: 951–953
- 43 Yoshizawa Y, Oguma S, Yamauchi K. New Fe-based soft magnetic alloys composed of ultrafine grain structure. J Appl Phys, 1988, 64: 6044–6046
- 44 Sharma P, Zhang X, Zhang Y, et al. Competition driven nanocrystallization in high B_s and low coreloss Fe-Si-B-P-Cu soft magnetic alloys. Scripta Mater, 2015, 95: 3–6
- 45 Shen N, Dou Z, Li Y, et al. Effect of Fe content on crystallization behavior and soft magnetic properties in FINOMET-type alloys. Mater Lett, 2021, 305: 130759
- 46 Makino A, Hatanai T, Naitoh Y, et al. Applications of nanocrystalline soft magnetic Fe-M-B (M = Zr, Nb) alloys “NANOPERM(R)”. IEEE Trans Magn, 1997, 33: 3793–3798
- 47 Suzuki K, Makino A, Inoue A, et al. Low core losses of nanocrystalline Fe-M-B (M = Zr, Hf, or Nb) alloys. J Appl Phys, 1993, 74: 3316–3322
- 48 Hsiao A, McHenry M E, Laughlin D E, et al. The thermal, magnetic, and structural characterization of the crystallization kinetics of $\text{Fe}_{88}\text{Zr}_7\text{B}_4\text{Cu}_1$, an amorphous soft magnetic ribbon. IEEE Trans Magn, 2002, 38: 3039–3044
- 49 McHenry M E, Willard M A, Laughlin D E. Amorphous and nanocrystalline materials for applications as soft magnets. Prog Mater Sci, 1999, 44: 291–433

- 50 Willard M A, Huang M Q, Laughlin D E, et al. Magnetic properties of HITPERM (Fe,Co)₈₈Zr₇B₄Cu₁ magnets. *J Appl Phys*, 1999, 85: 4421–4423
- 51 Makino A. Nanocrystalline soft magnetic Fe-Si-B-P-Cu alloys with high B₉₀ of 1.8–1.9 T contributable to energy saving. *IEEE Trans Magn*, 2012, 48: 1331–1335
- 52 Zhang Z, Sharma P, Makino A. Role of Si in high B₉₀ and low core-loss Fe_{85.2}B_{10-x}P₄Cu_{0.8}Si_x nano-crystalline alloys. *J Appl Phys*, 2012, 112: 103902
- 53 Wang R, Jia J, Wu Y, et al. Magnetic properties of soft magnetic composites prepared by gas-atomized glassy powders from a new Fe-based alloy with high glass-forming ability. *Sci China-Phys Mech Astron*, 2024, 67: 116111
- 54 Wang R, Chang H S, Jia J, et al. The role of Cr in optimizing properties of Fe-B-C-P-Si-Mo-Cr metallic glasses for applications. *Intermetallics*, 2024, 172: 108400
- 55 Jia J, Wu Y, Shi L, et al. Influence of annealing process on soft magnetic properties of Fe-B-C-Si-P amorphous alloys. *Materials*, 2024, 17: 1447
- 56 Ding H, Zhang Q, Yao K. Composition design strategy for high entropy amorphous alloys. *Materials*, 2024, 17: 453
- 57 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
- 58 Zhou J, Li X, Hou X, et al. Ultrahigh permeability at high frequencies via a magnetic-heterogeneous nanocrystallization mechanism in an iron-based amorphous alloy. *Adv Mater*, 2023, 35: 2304490
- 59 Tong X, Zhang Y, Wang Y, et al. Structural origin of magnetic softening in a Fe-based amorphous alloy upon annealing. *J Mater Sci Tech*, 2022, 96: 233–240
- 60 Li X, Sun R, Li D, et al. A plastic iron-based nanocrystalline alloy with high saturation magnetic flux density and low coercivity via flexible-annealing. *J Mater Sci Tech*, 2024, 190: 229–235
- 61 Li X S, Su F C, Zhou J, et al. Ductile Fe-based amorphous alloy with excellent soft magnetic properties induced by low-temperature stress annealing. *Intermetallics*, 2024, 166: 108201
- 62 Li X, Zhou J, Shen L, et al. Exceptionally high saturation magnetic flux density and ultralow coercivity via an amorphous-nanocrystalline transitional microstructure in an FeCo-based alloy. *Adv Mater*, 2023, 35: 2205863
- 63 Wang C, Li Y, Li B, et al. Optimizing structure and magnetic softness of low-Nb-content Fe-Si-B-Nb-Cu nanocrystalline alloys by regulating Si/B ratio and Cu content. *Mater Today Commun*, 2024, 40: 110043
- 64 Guo S, Li Y, Zhang Y, et al. Reduction of high-frequency core loss of a Fe_{77.2}Si₁₁B_{8.5}Cu_{0.8}Nb_{2.5} soft magnetic nanocrystalline alloy by minor alloying. *Acta Metall Sin (Engl Lett)*, 2024, 37: 1984–1992
- 65 Guo M, Xue J, Li Y, et al. Effects of Cr addition on structure, magnetic properties and corrosion resistance of a Fe_{85.5}B₁₃Cu_{1.5} nanocrystalline alloy. *J Mater Res Tech*, 2024, 30: 2902–2910
- 66 Zhao M, Yang D, Zhang W, et al. Effect of 0.5 at.% Cu addition on the crystallization behavior and soft magnetic properties of Fe₈₃B₁₁C₁Si₂P₃ alloy. *J Alloys Compd*, 2024, 988: 174267
- 67 Cai M, Guo Z, Li L, et al. Obtaining extremely low coercivity of high B₉₀ FeCoBSiCPCu nanocrystalline alloys through modulation of magnetic anisotropy. *J Mater Sci Tech*, 2025, 207: 105–112
- 68 Jiang M, Wang J, Cai M, et al. Improvement of soft magnetic properties for Fe-based amorphous/nanocrystalline alloy by longitudinal magnetic field annealing. *J Non-Cryst Solids*, 2025, 650: 123382
- 69 Jiang M, Cai M, Zhou J, et al. Superior high-frequency performances of Fe-based soft-magnetic nanocrystalline alloys. *Mater Today Nano*, 2023, 22: 100307
- 70 Li F, Zhang T, Guan S, et al. A novel dual-amorphous-phased bulk metallic glass with soft magnetic properties. *Mater Lett*, 2005, 59: 1453–1457
- 71 Li F, Zhang T, Inoue A, et al. (Fe,Co)-Zr-Nd-B bulk amorphous alloys with good soft magnetic properties. *Intermetallics*, 2004, 12: 1139–1142
- 72 Yi H, Li H, Zhang S, et al. Investigations on the surface crystallization behavior and magnetic properties of Fe_{81.5+x}Si₃B_{10-x}P_{3.5}C_{0.2}Cu_{0.8}Nb₁ soft magnetic nanocrystalline alloys. *J Mater Eng Perform*, 2024,
- 73 Song Y, Zhou S, Zhang Z, et al. Improvement for soft magnetic properties of FeSiBCuNb nanocrystalline powder cores by adding FeNi powder. *J Non-Cryst Solids*, 2024, 646: 123260
- 74 Zhang Q, Meng Y, Zhao C, et al. Rapid-annealed FeSiBPCu nanocrystalline alloy with high B₉₀ approaching 1.9 T and good bendability. *J Mater*

- [Res Tech](#), 2024, 33: 5204–5209
- 75 Cui H, Dong B, Xing Y, et al. Significant improvement of soft magnetic properties for FeCoSiBC amorphous alloy cores by magnetic field annealing. [J Mater Sci-Mater Electron](#), 2024, 35: 393
- 76 Cui H, Dong B, Xing Y, et al. Soft magnetic properties of FeCoSiBC amorphous alloys with high saturation magnetization. [J Mater Sci-Mater Electron](#), 2023, 34: 1801
- 77 Yang F, Cai P, He A, et al. Effect of stress annealing on permeability and magnetic domains of FeCuSiBNbMn(Mo) amorphous alloys. [J Mater Sci-Mater Electron](#), 2024, 35: 1111
- 78 Zhang L, Wu Y, Dong Y, et al. Fabrication of FeSiBPCNbCu nanocrystalline soft magnetic powders with high saturation magnetization and low core loss. [J Mater Sci](#), 2024, 59: 8784–8795
- 79 Xie L, Li Q, Chang C, et al. Effects of Si addition on crystallization process and soft magnetic properties of high-Fe and high-Cu-content Fe-Si-B-P-Cu nanocrystalline alloys. [J Mater Res Tech](#), 2024, 30: 5905–5915
- 80 Zhang N, He A, Zhang G, et al. Interpretable machine learning-assisted design of Fe-based nanocrystalline alloys with high saturation magnetic induction and low coercivity. [J Mater Sci Tech](#), 2024, 188: 73–83
- 81 Wu Y, Dong Z, Shen N, et al. Magnetic properties of an Fe-based amorphous soft magnetic composite prepared via *in-situ* steam oxidation. [Intermetallics](#), 2024, 166: 108174
- 82 Fähnle M, Herzer G, Kronmüller H, et al. The magnetic phase transition in amorphous ferromagnets and in spin glasses. [J Magn Magn Mater](#), 1983, 38: 240–252
- 83 Herzer G. Creep induced magnetic anisotropy in nanocrystalline Fe-Cu-Nb-Si-B alloys. [IEEE Trans Magn](#), 1994, 30: 4800–4802
- 84 Herzer G. Soft magnetic nanocrystalline materials. [Scripta Metall Mater](#), 1995, 33: 1741–1756
- 85 Alben R, Becker J J, Chi M C. Random anisotropy in amorphous ferromagnets. [J Appl Phys](#), 1978, 49: 1653–1658
- 86 Noh T H, Lee M B, Kim H J, et al. Relationship between crystallization process and magnetic properties of Fe-(Cu-Nb)-Si-B amorphous alloys. [J Appl Phys](#), 1990, 67: 5568–5570
- 87 Herzer G. Grain structure and magnetism of nanocrystalline ferromagnets. [IEEE Trans Magn](#), 1989, 25: 3327–3329
- 88 Herzer G. Anisotropies in soft magnetic nanocrystalline alloys. [J Magn Magn Mater](#), 2005, 294: 99–106
- 89 Herzer G. Effect of domain size on the magneto-elastic damping in amorphous ferromagnetic metals. [Zeitschrift Fur Metallkunde](#), 2002, 93: 978–982
- 90 Ohnuma M, Herzer G, Kozikowski P, et al. Structural anisotropy of amorphous alloys with creep-induced magnetic anisotropy. [Acta Mater](#), 2012, 60: 1278–1286
- 91 Herzer G. Magnetic field induced anisotropy in nanocrystalline Fe-Cu-Nb-Si-B alloys. [Mater Sci Eng-A](#), 1994, 181-182: 876–879
- 92 Suzuki K, Herzer G. Magnetic-field-induced anisotropies and exchange softening in Fe-rich nanocrystalline soft magnetic alloys. [Scripta Mater](#), 2012, 67: 548–553
- 93 Dirba I, Chandra C K, Ablets Y, et al. Evaluation of Fe-nitrides, -borides and -carbides for enhanced magnetic fluid hyperthermia with experimental study of α'' -Fe₁₆N₂ and ϵ -Fe₃N nanoparticles. [J Phys D-Appl Phys](#), 2023, 56: 025001
- 94 Williams H J, Bozorth R M, Shockley W. Magnetic domain patterns on single crystals of silicon iron. [Phys Rev](#), 1949, 75: 155–178
- 95 Houze G L. Effect of longitudinal tensile stress on the static and 60 Hz domain structures of grain-oriented silicon steel. [J Appl Phys](#), 1969, 40: 1090–1091
- 96 Néel L. Anisotropie magnétique superficielle et surstructures d'orientation. [J Phys Radium](#), 1954, 15: 225–239
- 97 Kryder M, Kie Ahn M, Mazzeo N, et al. Magnetic properties and domain structures in narrow NiFe stripes. [IEEE Trans Magn](#), 1980, 16: 99–103
- 98 Filippov B N, Shmatov G A, Dichenko A B. The domain structure of thin-film permalloy bars. [J Magn Magn Mater](#), 1990, 88: 316–324
- 99 Livingston J D, Morris W G, Luborsky F E. Domain studies on amorphous ribbons with transverse or oblique magnetic anisotropy. [J Appl Phys](#), 1982, 53: 7837–7839
- 100 Schäfer R, Hubert A, Herzer G. Domain observation on nanocrystalline material. [J Appl Phys](#), 1991, 69: 5325–5327
- 101 Bogdanov A N. Magnetic domains: The analysis of magnetic microstructures. [Low Temp Phys](#), 1999, 25: 151–152
- 102 Schaefer R, Herzer G. Continuous magnetization patterns in amorphous ribbons. [IEEE Trans Magn](#), 2001, 37: 2245–2247
- 103 Ito N, Michels A, Kohlbrecher J, et al. Effect of magnetic field annealing on the soft magnetic properties of nanocrystalline materials. [J Magn Magn Mater](#), 2007, 316: 458–461

- 104 Hono K, Zhang Y, Inoue A, et al. Atom probe studies of nanocrystalline microstructural evolution in some amorphous alloys. *Mater Trans JIM*, 1995, 36: 909–917
- 105 Hernando A, Vázquez M, Kulik T, et al. Analysis of the dependence of spin-spin correlations on the thermal treatment of nanocrystalline materials. *Phys Rev B*, 1995, 51: 3581–3586
- 106 Li H, He A, Wang A, et al. Improvement of soft magnetic properties for distinctly high Fe content amorphous alloys via longitudinal magnetic field annealing. *J Magn Magn Mater*, 2019, 471: 110–115
- 107 Suzuki K, Wexler D, Cadogan J M, et al. Magnetic force microscopy study of nanocrystalline Fe₉₁Zr₇B₂ soft magnetic alloy. *Mater Sci Eng-A*, 1997, 226–228: 586–589
- 108 Hiraoka M, Akase Z, Shindo D, et al. Observation of magnetic domain structure in Fe₈₁B₁₅Si₄ amorphous alloy by lorentz microscopy and electron holography. *Mater Trans*, 2009, 50: 2839–2843
- 109 Doi M, Hanamura T, Matsui M, et al. Electric resistivity and cyclic deformation of liquid-quenched Fe-based and Co-based amorphous alloys. *Jpn J Appl Phys*, 1980, 19: 449–452
- 110 Cochran R W, Harris R, Ström-Olsen J O, et al. Structural manifestations in amorphous alloys: Resistance minima. *Phys Rev Lett*, 1975, 35: 676–679
- 111 Takenaka K, Setyawan A D, Zhang Y, et al. Production of nanocrystalline (Fe, Co)-Si-B-P-Cu alloy with excellent soft magnetic properties for commercial applications. *Mater Trans*, 2015, 56: 372–376
- 112 Mischler W, Rosenberry G, Frischmann P, et al. Test results on a low loss amorphous iron induction motor. *IEEE Trans Power Apparatus Syst*, 1981, PAS-100: 2907–2911
- 113 Fukao T, Chiba A, Matsui M. Test results on a super-high-speed amorphous-iron reluctance motor. *IEEE Trans Ind Applicat*, 1989, 25: 119–125
- 114 Kolano R, Kolano-Burian A, Polak M, et al. Application of rapidly quenched soft magnetic materials in energy-saving electric equipment. *IEEE Trans Magn*, 2014, 50: 1–4
- 115 Silveyra J M, Xu P, Keylin V, et al. Amorphous and nanocomposite materials for energy-efficient electric motors. *J Elec Materi*, 2016, 45: 219–225
- 116 Okamoto S, Denis N, Kato Y, et al. Core loss reduction of an interior permanent-magnet synchronous motor using amorphous stator core. *IEEE Trans Ind Applicat*, 2016, 52: 2261–2268
- 117 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-Cryst Solids*, 2023, 613: 122373
- 118 Zhang D, Cai Y, Zhang Y, et al. Designing homogeneous and dense-packing magnetic composites with low core loss through ultrasonic compression. *J Magn Magn Mater*, 2024, 610: 172525
- 119 Périgo E A, Weidenfeller B, Kollár P, et al. Past, present, and future of soft magnetic composites. *Appl Phys Rev*, 2018, 5: 031301
- 120 Raybould D, Tan K S. Factors affecting the magnetic properties of consolidated amorphous powder cores. *J Mater Sci*, 1985, 20: 2776–2786
- 121 Kim Y B, Jee K K, Choi G B. Fe-based nanocrystalline alloy powder cores with excellent high frequency magnetic properties. *J Appl Phys*, 2008, 103: 07E704
- 122 Cho E K, Kwon H T, Cho E M, et al. The control of nano-grain size and magnetic properties of Fe₇₃Si₁₆B₇Nb₃Cu₁ soft magnetic powder cores. *Mater Sci Eng-A*, 2007, 449–451: 368–370
- 123 Duwez P, Lin S C H. Amorphous ferromagnetic phase in iron-carbon-phosphorus alloys. *J Appl Phys*, 1967, 38: 4096–4097
- 124 Yoshizawa Y. Magnetic properties and microstructure of nanocrystalline Fe-based alloys. *Mater Sci Forum*, 1999, 307: 51–62
- 125 Chi Q, Xie L, Chang L, et al. Study on the properties of carbonyl iron powder/FeSiBCCr composite amorphous magnetic powder core. *Mater Rev*, 2021, 35: 10023–10028
- 126 Chang C, Guo J, Li Q, et al. Improvement of soft magnetic properties of FeSiBPNb amorphous powder cores by addition of FeSi powder. *J Alloys Compd*, 2019, 788: 1177–1181
- 127 Wang A, Zhao C, He A, et al. Composition design of high B_s Fe-based amorphous alloys with good amorphous-forming ability. *J Alloys Compd*, 2016, 656: 729–734
- 128 Li X, Zhang Y, Kato H, et al. The effect of Co addition on glassy forming ability and soft magnetic properties of Fe-Si-B-P bulk metallic glass. *Key Eng Mater*, 2012, 508: 112–116
- 129 Zhang Y, Sharma P, Makino A. Effects of minor precipitation of large size crystals on magnetic properties of Fe-Co-Si-B-P-Cu alloy. *J Alloys*

- Compd, 2017, 709: 663–667
- 130 Shen F, Zang B, Song L, et al. Ultra-fine microstructure and exceptional low coercivity developed in a high- B_s Fe-Si-B-P alloy by co-alloying Ni, Mo, and Cu. *Scripta Mater*, 2023, 236: 115666
- 131 Chen Z, Kang S, Zhu Q, et al. Effect of Fe/Ni ratio on amorphization, crystallization kinetics, and magnetic properties of FeNiSiBCuNb alloys. *J Non-Cryst Solids*, 2022, 595: 121842
- 132 Meng S, Ling H, Li Q, et al. Development of Fe-based bulk metallic glasses with high saturation magnetization. *Scripta Mater*, 2014, 81: 24–27
- 133 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
- 134 Li Y, Shen N, Wu Y, et al. High B_s Fe-B-P-C-Cu nanocrystalline alloy with longtime annealing stability and low heating rate sensitivity. *J Magn Magn Mater*, 2022, 543: 168623
- 135 Ogawa Y, Naoe M, Yoshizawa Y, et al. Magnetic properties of high Fe-based amorphous material. *J Magn Magn Mater*, 2006, 304: e675–e677
- 136 Shi L, Yao K. Composition design for Fe-based soft magnetic amorphous and nanocrystalline alloys with high Fe content. *Mater Des*, 2020, 189: 108511
- 137 Cai Y, Lin B, Wang Y, et al. Relationship among intrinsic magnetic parameters and structure and crucial effect of metastable Fe_3B phase in Fe-metalloid amorphous alloys. *J Mater Sci Tech*, 2024, 180: 141–149
- 138 Anijdan S H M, Bahrami A, Hosseini H R M, et al. Using genetic algorithm and artificial neural network analyses to design an Al-Si casting alloy of minimum porosity. *Mater Des*, 2006, 27: 605–609
- 139 Bobzin K, Wietheger W, Johann L M. Shallow neural networks to predict glass transition, crystallization and liquidus temperature of iron-based metallic glasses. In: Proceedings of the 22nd Chemnitz Seminar on Materials Engineering (WTK). Chemnitz, 2021
- 140 Wang Y, Tian Y, Kirk T, et al. Accelerated design of Fe-based soft magnetic materials using machine learning and stochastic optimization. *Acta Mater*, 2020, 194: 144–155
- 141 Bobzin K, Heinemann H, Burbaum E, et al. Data driven development of iron-based metallic glasses using artificial neural networks. *J Alloys Compd*, 2024, 972: 172895
- 142 Moon B G, Sohn K Y, Park W W, et al. Effect of milling on the soft magnetic behavior of nanocrystalline alloy cores. *Mater Sci Eng-A*, 2007, 449–451: 426–429
- 143 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
- 144 Nascimento L, Leal E, da Silva A L, et al. Evaluation of the microstructure and magnetic properties of amorphous $Co_{62}Nb_{32}B_6$ alloy produced by mechanical alloying. *Braz J Phys*, 2024, 54: 87
- 145 Wang X, Lu Z, Lu C, et al. Magnetic properties of FeSiBC amorphous alloy powder cores using mechanical-crushed powder. *J Iron Steel Res Int*, 2014, 21: 1055–1058
- 146 Zhang Y, Wen Y R, Makino A. Fabrication of nanocrystalline $Fe_{84.3}Si_4B_8P_3Cu_{0.7}$ powders with high magnetization. *Key Eng Mater*, 2012, 508: 133–140
- 147 Zhang Y, Sharma P, Makino A. Spark plasma sintering of soft magnetic Fe-Si-B-P-Cu nanocrystalline alloy in the form of magnetic cores. *Mater Trans*, 2011, 52: 2254–2257
- 148 Hibino T, Bitoh T. Ternary Fe-B-C and quaternary Fe-B-C-Si amorphous alloys with glass transition and high magnetization. *J Alloys Compd*, 2017, 707: 82–86
- 149 Sun H, Guo Z, Liang Z, et al. Enhancements of preparation efficiency and magnetic properties for Fe-based amorphous magnetic flake powder cores upon the adoption of a novel double-paralleled slits nozzle. *J Magn Magn Mater*, 2020, 500: 166358
- 150 Zheng Y Y, Wang Y G, Xia G T. Amorphous soft magnetic composite-cores with various orientations of the powder-flakes. *J Magn Magn Mater*, 2015, 396: 97–101
- 151 Eckert J. Mechanical alloying of highly processable glassy alloys. *Mater Sci Eng-A*, 1997, 226–228: 364–373
- 152 Chen H S, Coleman E. Structure relaxation spectrum of metallic glasses. *Appl Phys Lett*, 1976, 28: 245–247
- 153 Benjamin J S. Mechanical alloying. *Sci Am*, 1976, 234: 40–49
- 154 Ipus J J, Blázquez J S, Franco V, et al. The use of amorphous boron powder enhances mechanical alloying in soft magnetic FeNbB alloy: A magnetic study. *J Appl Phys*, 2013, 113: 17A330
- 155 Roy M. Synthesis and magnetic properties of Laves phase Fe_2Nb amorphous alloy. *Appl Phys A*, 2006, 86: 177–180

- 156 Liu Y, Niu S, Li F, et al. Preparation of amorphous Fe-based magnetic powder by water atomization. *Powder Tech*, 2011, 213: 36–40
- 157 Zhang L, Li D R, Lu Z C, et al. Novel Fe-based amorphous magnetic powder cores with ultra-low core losses. *Sci China Tech Sci*, 2010, 53: 1290–1293
- 158 Chang C, Dong Y, Liu M, et al. Low core loss combined with high permeability for Fe-based amorphous powder cores produced by gas atomization powders. *J Alloys Compd*, 2018, 766: 959–963
- 159 Alvarez K L, Baghbaderani H A, Martín J M, et al. Novel Fe-based amorphous and nanocrystalline powder cores for high-frequency power conversion. *J Magn Magn Mater*, 2020, 501: 166457
- 160 Zhang Y, Sharma P, Makino A. Fe-rich Fe-Si-B-P-Cu powder cores for high-frequency power electronic applications. *IEEE Trans Magn*, 2014, 50: 1–4
- 161 Zhang Y, Sharma P, Makino A. Production and properties of soft magnetic cores made from Fe-rich FeSiBPCu powders. *IEEE Trans Magn*, 2015, 51: 1–4
- 162 Ciftci N, Yodoshi N, Armstrong S, et al. Processing soft ferromagnetic metallic glasses: On novel cooling strategies in gas atomization, hydrogen enhancement, and consolidation. *J Mater Sci Tech*, 2020, 59: 26–36
- 163 Zeoli N, Gu S. Computational validation of an isentropic plug nozzle design for gas atomisation. *Comput Mater Sci*, 2008, 42: 245–258
- 164 Urionabarrenetxea E, Avello A, Rivas A, et al. Experimental study of the influence of operational and geometric variables on the powders produced by close-coupled gas atomisation. *Mater Des*, 2021, 199: 109441
- 165 Li X, Zhu Q, Shu S, et al. Fine spherical powder production during gas atomization of pressurized melts through melt nozzles with a small inner diameter. *Powder Tech*, 2019, 356: 759–768
- 166 Xu J X, Chen C Y, Shen L Y, et al. Atomization mechanism and powder morphology in laminar flow gas atomization. *Acta Phys Sin*, 2021, 70: 140201
- 167 Dai J Y, Zhao Y G, Zhou C Z. Numerical simulation and optimal design of upper cone angle parameters of gas-solid two-phase flow double-layer atomizer (in Chinese). *Chin Powder Technol*, 2016, 22: 15–18 [代继义, 赵玉刚, 周成柱. 气-固两相流双层雾化器上层锥角参数的数值模拟与优化设计. *中国粉体技术*, 2016, 22: 15–18]
- 168 Yang F B, Xu J, Shi L K. The latest research progress of ultrasonic atomization of spherical fine metal powder (in Chinese). *Rare Metal*, 2005, 5: 785–790 [杨福宝, 徐骏, 石力开. 球形微细金属粉末超声雾化技术的最新研究进展. *稀有金属*, 2005, 5: 785–790]
- 169 Pèrigo E A, Nakahara S, Pittini-Yamada Y, et al. Magnetic properties of soft magnetic composites prepared with crystalline and amorphous powders. *J Magn Magn Mater*, 2011, 323: 1938–1944
- 170 Chen S F, Chen C Y, Cheng C S. Passivation layer for the magnetic property enhancement of $\text{Fe}_{72.8}\text{Si}_{11.2}\text{B}_{10.8}\text{Cr}_{2.3}\text{C}_{2.9}$ amorphous powder. *J Alloys Compd*, 2015, 644: 17–24
- 171 Amini R, Shokrollahi H, Salahinejad E, et al. Microstructural, thermal and magnetic properties of amorphous/nanocrystalline FeCrMnN alloys prepared by mechanical alloying and subsequent heat treatment. *J Alloys Compd*, 2009, 480: 617–624
- 172 Guo Z, Wang J, Chen W, et al. Crystal-like microstructural Finemet/FeSi compound powder core with excellent soft magnetic properties and its loss separation analysis. *Mater Des*, 2020, 192: 108769
- 173 Shi G, Hu X, Lai Y, et al. Preparation and electromagnetic performances of Finemet nanocrystalline soft magnetic composites with flake and spherical powders. *J Alloys Compd*, 2022, 925: 166740
- 174 Gong M, Dong Y, Huang J, et al. The enhanced magnetic properties of FeSiCr powder cores composited with carbonyl iron powder. *J Mater Sci-Mater Electron*, 2021, 32: 8829–8836
- 175 Zhang Z, Liu X, Jiang Y, et al. Enhanced high-frequency electromagnetic properties of Fe-based amorphous soft magnetic composites by adding carbonyl iron powder. *J Mater Sci-Mater Electron*, 2024, 35: 411
- 176 Wang B, Zhang Z, Shen J, et al. Mechanism of adding carbonyl iron powder to enhance the magnetic properties of Fe-Si-B-Cu-Nb nanocrystalline soft magnetic composites. *J Alloys Compd*, 2024, 972: 172812
- 177 Grosseau-Poussard J L, Milhet X, Huvier C, et al. Consolidation of iron powders through the influence of phosphate thin films. *J Mater Process Tech*, 2008, 205: 151–159
- 178 Meng Q S, Yang F Y, Wu X Y, et al. Magnetic spectra of soft magnetic composites based on Fe-Si-Cr-B amorphous and carbonyl-iron powders. *J Supercond Nov Magn*, 2019, 32: 2987–2994
- 179 Luo P, Yu H, Wang C, et al. Properties optimization of soft magnetic composites based on the amorphous powders with double layer inorganic

- coating by phosphating and sodium silicate treatment. *Metals*, 2023, 13: 560
- 180 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
- 181 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
- 182 Yan L, Yan B, Jian Y. Fabrication of Fe-Si-B based amorphous powder cores by spark plasma sintered and their magnetic properties. *Materials*, 2022, 15: 1603
- 183 Zhou B, Dong Y, Chi Q, et al. Fe-based amorphous soft magnetic composites with SiO₂ insulation coatings: A study on coatings thickness, microstructure and magnetic properties. *Ceramics Int*, 2020, 46: 13449–13459
- 184 Wu S, Dong Y, Zhao R, et al. Microstructure evolution and soft magnetic property optimization of core-shell FeSiBCr/SiO₂&ZrO₂ amorphous magnetic powder cores. *Ceramics Int*, 2023, 49: 7515–7523
- 185 Daguo J, Beibei X U, Zhenghou Z H U, et al. Preparation and soft-magnetic properties of amorphous nano-crystal powder/epoxy resin composite. *Mater Rev*, 2007, 21: 201–203
- 186 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
- 187 Huang Y, Zang B, Zhang C, et al. Polydopamine/polyethyleneimine enhanced Fe-based amorphous powder cores with improved magnetic properties. *J Alloys Compd*, 2022, 920: 165889
- 188 Chen X, Zhang Y, Zhao F, et al. Fabrication and excellent performance of amorphous FeSiBCr/organic-inorganic hybrid powder core. *J Non-Cryst Solids*, 2023, 616: 122482
- 189 Gutfleisch O, Willard M A, Brück E, et al. Magnetic materials and devices for the 21st century: Stronger, lighter, and more energy efficient. *Adv Mater*, 2011, 23: 821–842
- 190 Zhang Y, Dong Y, Liu L, et al. High filling alumina/epoxy nanocomposite as coating layer for Fe-based amorphous powder cores with enhanced magnetic performance. *J Mater Sci-Mater Electron*, 2019, 30: 14869–14877
- 191 Strečková M, Sopčák T, Medvecký L, et al. Preparation, chemical and mechanical properties of microcomposite materials based on Fe powder and phenol-formaldehyde resin. *Chem Eng J*, 2012, 180: 343–353
- 192 Ipús J J, Blázquez J S, Franco V, et al. Mechanical alloying of Fe_{100-x-y}Nb_xB_y ($x = 5, 10$; $y = 10, 15$): From pure powder mixture to amorphous phase. *Intermetallics*, 2008, 16: 1073–1082
- 193 Sun H, Wang C, Wang J, et al. Fe-based amorphous powder cores with low core loss and high permeability fabricated using the core-shell structured magnetic flaky powders. *J Magn Magn Mater*, 2020, 502: 166548
- 194 Wang J, Guo Z, Zeng Q, et al. Magnetic properties regulation and loss contribution analysis for Fe-based amorphous powder cores doped with micron-sized FeSi powders. *J Magn Magn Mater*, 2020, 510: 166931
- 195 Zhao R, Dong Y, Wu S, et al. Enhancing soft magnetic properties of FeSiBNbCu nanocrystalline powder cores by coating ZrO₂ insulation layer. *Adv Powder Tech*, 2023, 34: 103952
- 196 Xu J, Chen H, Shi Q, et al. Interdiffusion mechanism of hybrid interfacial layers for enhanced electrical resistivity and ultralow loss in Fe-based nanocrystalline soft magnetic composites. *Appl Surf Sci*, 2024, 670: 160662
- 197 Zhang J, Dong Y, Li Y, et al. The effect of phosphate/TiO₂ composite insulating layer on the high frequency magnetic properties of FeSiBPCu nanocrystalline soft magnetic powder cores. *Mater Today Commun*, 2024, 38: 107809
- 198 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
- 199 Chen H, Zhang C, Zhu Y, et al. Magnetic properties of FeSiBCr/carbonyl iron amorphous soft magnetic composites with high permeability. *J Mater Eng Perform*, 2024,
- 200 Huang Y, Zhang H, Shang R, et al. Improved magnetic properties in amorphous FeSiBCr soft magnetic composites with easy-plane anisotropy for high-frequency applications. *J Phys D-Appl Phys*, 2023, 56: 065004
- 201 Li H, Yang Y, Chen C, et al. Fabrication of FeSiBCr/wollastonite amorphous soft magnetic powder cores with low loss and high-quality factor. *J Alloys Compd*, 2024, 984: 174000
- 202 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
- 203 Wang P, Zhu Z, Liu J, et al. Industrial-scale fabrication of FeSiCr magnetic powder cores with high magnetic permeability and low loss. *J Alloys Compd*, 2023, 962: 171095
- 204 Li H, Yang Y, Chen C, et al. Influence of soft magnetic properties of FeSiCr amorphous powder cores by the addition of FeSi powders. *J Mater Sci-Mater Electron*, 2023, 34: 2098
- 205 Zhu Z, Wang P, Liu J, et al. Magnetic property regulation and mechanism analysis of FeSiBC soft magnetic composites by mixing with FeSiCr or carbonyl iron powder. *J Magn Magn Mater*, 2023, 588: 171413
- 206 Liu J, Zhu Z, Wang P, et al. Selection of insulation coatings for industrial-grade FeSiBC amorphous soft magnetic composites based on dry particle coating method. *J Mater Sci-Mater Electron*, 2024, 35: 1770
- 207 Liu S, Geng Z, Li D, et al. Co-hydrolysis of TEOS and DDS to obtain a modified hydrophobic SiO₂ insulation layer for FeSiBC amorphous magnetic powder core with low energy loss. *J Magn Magn Mater*, 2024, 599: 172072
- 208 Yamamoto S, Horie S, Tanamachi N, et al. Fabrication of high-permeability ferrite by spark-plasma-sintering method. *J Magn Magn Mater*, 2001, 235: 218–222
- 209 Hoyt M R, Falcon G I, Pearce C J, et al. Fabrication and characterization of net-shaped iron nitride-amine-epoxy soft magnetic composites. *Front Mater*, 2023, 10: 1258382
- 210 Zhang Y, Sharma P, Makino A. Sintered magnetic cores of high B_s Fe_{84.3}Si₄B₈₈P₃Cu_{0.7} nano-crystalline alloy with a lamellar microstructure. *J Appl Phys*, 2014, 115: 17A322
- 211 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
- 212 Ning F, Cong W. Ultrasonic vibration-assisted (UV-A) manufacturing processes: State of the art and future perspectives. *J Manuf Processes*, 2020, 51: 174–190
- 213 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
- 214 Li J, Peng X, Yang Y, et al. Preparation and characterization of MnZn/FeSiAl soft magnetic composites. *J Magn Magn Mater*, 2017, 426: 132–136
- 215 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
- 216 Cao P, Liu Y, Li J, et al. Enhanced magnetic properties of hot-pressed Fe-based nanocrystalline powder cores with low-melted glass-modified insulating. *IEEE Trans Magn*, 2021, 57: 1–7
- 217 Wang P, Zhu Z, Liu J, et al. Finemet nanocrystalline magnetic powder cores: Application of binder and warm compaction process. *J Magn Magn Mater*, 2024, 596: 171985
- 218 Omuro K, Miura H. Temperature dependence of deformation process of metal-metalloid type amorphous alloy powders during warm consolidation. *Mater Trans JIM*, 1995, 36: 972–976
- 219 Baitalyuk B S, Maslyuk V A, Nosenko V K. Production and properties of soft-magnetic dielectric materials based on nanocrystalline Fe₇₃Si₁₅B_{7.2}Cu₁Nb₃ alloy powder. *Powder Metall Met Ceram*, 2012, 51: 289–294
- 220 Kang E Y, Kim Y B, Kim K Y, et al. Vacuum hot pressing of Fe-Si-B-Nb-based amorphous powder cores and their high-frequency magnetic properties. *J Appl Phys*, 2006, 99: 08F111
- 221 Ishihara S, Zhang W, Kimura H, et al. Consolidation of Fe-Co-Nd-Dy-B glassy powders by spark-plasma sintering and magnetic properties of the consolidated alloys. *Mater Trans*, 2003, 44: 138–143
- 222 Shen B, Kimura H, Inoue A, et al. Preparation of Fe₆₅Co₁₀Ga₅P₁₂C₄B₄ bulk glassy alloy with good soft magnetic properties by spark-plasma sintering of glassy powder. *Mater Trans*, 2002, 43: 1961–1965
- 223 Hansen J D, Rusin R P, Teng M, et al. Combined-stage sintering model. *J Am Ceramic Soc*, 1992, 75: 1129–1135
- 224 Singh A, Paul T, Katakam S, et al. *In situ* nanocrystallization-induced hardening of amorphous alloy matrix composites consolidated by spark plasma sintering. *J Minerals Metals Mater Soc*, 2016, 68: 1932–1937
- 225 Tsujino J, Ueoka T. Studies on the ultrasonic butt welding of metal plates. *Jpn J Appl Phys*, 1984, 23: 215
- 226 Zhou H S, Lv K Z, He J H, et al. Research progress of acoustic pressing powder forming technology (in Chinese). *Acoustical Technol*, 2015, 34:

- 35–42 [周红生, 吕珂臻, 贺建华, 等. 超声压制粉体成形技术研究进展. *声学技术*, 2015, 34: 35–42]
- 227 Hulbert D M, Anders A, Dudina D V, et al. The absence of plasma in “spark plasma sintering”. *J Appl Phys*, 2008, 104: 835–838
- 228 Zlatkov B S, Mitrović N S, Nikolić M V, et al. Properties of MnZn ferrites prepared by powder injection molding technology. *Mater Sci Eng-B*, 2010, 175: 217–222
- 229 Ma R, Yu P. The influences of matrix materials on the magnetic and mechanical properties of $\text{Fe}_{78}\text{Si}_9\text{B}_{13}$ soft magnetic composites fabricated by injection molding. *Mater Res Bull*, 2021, 139: 111256
- 230 Wang L, Qiao L, Zheng J, et al. Microstructure and properties of FeSiCr/PA6 composites by injection molding using FeSiCr powders by phosphating and coupling treatment. *J Magn Magn Mater*, 2018, 452: 210–218
- 231 Moya J, Cremaschi V, Silva F C S, et al. Influence of the heat treatment method on magnetic and mechanical properties of the $\text{Fe}_{73.5}\text{Si}_{13.5}\text{B}_9\text{Nb}_3\text{Cu}_1$ alloy. *J Magn Magn Mater*, 2001, 226–230: 1522–1523
- 232 Yu X, Quan B, Narita K. Magnetic properties of flash annealed Fe-based amorphous cores. *J Magn Magn Mater*, 1994, 133: 344–346
- 233 Pradeep K G, Herzer G, Choi P, et al. Atom probe tomography study of ultrahigh nanocrystallization rates in FeSiNbBCu soft magnetic amorphous alloys on rapid annealing. *Acta Mater*, 2014, 68: 295–309
- 234 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
- 235 Lu W, Yang L, Yan B, et al. Structural relaxation and nanocrystallization of amorphous Finemet alloy investigated by positron annihilation techniques. *Mater Sci Eng-B*, 2006, 128: 179–183
- 236 Flohrer S, Schäfer R, Polak C, et al. Interplay of uniform and random anisotropy in nanocrystalline soft magnetic alloys. *Acta Mater*, 2005, 53: 2937–2942
- 237 Wang P, Zhu Z, Chai Y, et al. Industrial-scale fabrication of FeSiBC cores with balanced soft magnetic properties by transverse magnetic field annealing and mixing of carbonyl iron powder. *J Alloys Compd*, 2024, 977: 173381
- 238 Zhang J, Qiao L, Zheng J, et al. The magnetic properties of FeSiCr/epoxy resin soft magnetic composites for injection molding in a broad frequency up to 2000 kHz. *J Electron Mater*, 2022, 52: 1024–1035
- 239 Wu S, Sun A, Zhai F, et al. Annealing effects on magnetic properties of silicone-coated iron-based soft magnetic composites. *J Magn Magn Mater*, 2012, 324: 818–822
- 240 Xiao L, Sun Y, Ding C, et al. Annealing effects on magnetic properties and strength of organic-silicon epoxy resin-coated soft magnetic composites. *Proc Inst Mech Eng Part C*, 2013, 228: 2049–2058
- 241 Zhang C, Tao P, Zhu K, et al. Study of novel Fe-based amorphous/nanocrystalline soft magnetic powder cores with $\text{NiCuZnFe}_2\text{O}_4$ coating layer. *J Supercond Nov Magn*, 2021, 34: 2389–2396
- 242 Shokrollahi H, Janghorban K. Different annealing treatments for improvement of magnetic and electrical properties of soft magnetic composites. *J Magn Magn Mater*, 2007, 317: 61–67
- 243 Yu H, Li J, Li J, et al. Enhancing the properties of FeSiBCr amorphous soft magnetic composites by annealing treatments. *Metals*, 2022, 12: 828
- 244 Chen F G, Wang Y G, Miao X F, et al. Nanocrystalline $\text{Fe}_{83}\text{P}_{16}\text{Cu}_1$ soft magnetic alloy produced by crystallization of its amorphous precursor. *J Alloys Compd*, 2013, 549: 26–29
- 245 Zhou B, Lv M, Wu J, et al. Preparation and electromagnetic absorption properties of $\text{Fe}_{73.2}\text{Si}_{16.2}\text{B}_{6.6}\text{Nb}_3\text{Cu}_1$ nanocrystalline powder. *Materials*, 2022, 15: 2558
- 246 Lee Y, Jeon J, Nam S, et al. Soft magnetic properties of Fe-based amorphous/nanocrystalline hybrid materials. *Powder Tech*, 2018, 339: 440–445
- 247 Li Z, Parsons R, Kishimoto H, et al. Nanocrystalline $(\text{Fe}, \text{Co}, \text{Ni})_{86}\text{B}_{14}$ soft magnetic alloys prepared by ultra-rapid annealing. *J Alloys Compd*, 2022, 902: 162544
- 248 Jiang L, Zhang Y, Tong X, et al. Unique influence of heating rate on the magnetic softness of $\text{Fe}_{81.5}\text{Si}_{10.5}\text{B}_{4.5}\text{P}_{11}\text{Cu}_{0.5}\text{C}_2$ nanocrystalline alloy. *J Magn Magn Mater*, 2019, 471: 148–152
- 249 Harada K, Tsurekawa S, Watanabe T, et al. Enhancement of homogeneity of grain boundary microstructure by magnetic annealing of electrodeposited nanocrystalline nickel. *Scripta Mater*, 2003, 49: 367–372
- 250 Jia P, Wang E, Han K. The effects of a high magnetic field on the annealing of $[(\text{Fe}_{0.5}\text{Co}_{0.5})_{0.75}\text{B}_{0.2}\text{Si}_{0.05}]_{96}\text{Nb}_4$ bulk metallic glass. *Materials*, 2016, 9: 899

- 251 Mi C C, Buja G, Choi S Y, et al. Modern advances in wireless power transfer systems for roadway powered electric vehicles. *IEEE Trans Ind Electron*, 2016, 63: 6533–6545
- 252 Luo Z, Li X, Jiang C, et al. Permeability-adjustable nanocrystalline flake ribbon in customized high-frequency magnetic components. *IEEE Trans Power Electron*, 2024, 39: 3477–3485
- 253 Dorn-Gomba L, Magne P, Danen B, et al. On the concept of the multi-source inverter for hybrid electric vehicle powertrains. *IEEE Trans Power Electron*, 2018, 33: 7376–7386
- 254 Tan L, Wu B, Rivera S, et al. Comprehensive DC power balance management in high-power three-level DC-DC converter for electric vehicle fast charging. *IEEE Trans Power Electron*, 2016, 31: 89–100

Research progress of Fe-based amorphous and nano-crystalline powder cores: Soft magnetic properties and industrial application

HUANG XiaoYing^{1,2}, YANG ShiYu¹, LIN Bo¹, CHEN YaNan¹, ZHANG XuanYuan¹,
XIANG MingLiang^{1*}, GAO Meng¹, HUO JunTao¹, WANG JunQiang¹ & ZHANG Yan^{1*}

¹ Ningbo Institute of Materials Technology and Engineering, Chinese Academy of Sciences, Ningbo 315201, China

² School of Materials Science and Chemical Engineering, Ningbo University, Ningbo 315211, China

*Corresponding authors (XIANG MingLiang, email: xiangmingliang@nimte.ac.cn; ZHANG Yan, email: yzhang@nimte.ac.cn)

The third-generation semiconductor (also known as the “wide energy gap semiconductor”, WBG) has been widely adopted and applied in strategic emerging industries. As the digital age unfolds, computing ability has become an important indicator of a country’s comprehensive national strength. The physical foundation for high computing power requires AI hardware to enable high energy density, high integration, and miniaturization. Given its key role in circuit energy conversion, the inductor must not only exhibit high energy density but also maintain excellent electrical and magnetic properties, posing significant challenges in minimizing losses during high-frequency operation. Therefore, it is imperative to develop new inductors and soft magnetic materials for high-power density and high-frequency applications. Recently, Fe-based amorphous and nano-crystalline alloys have attracted great attention in scientific research and industry because of their high saturated magnetic flux density and low core loss. Under high-frequency operating conditions, they are expected to bridge the performance gap between traditional silicon steel and soft magnetic ferrite materials in terms of high-power density and low core loss. Given their unique preparation methods, atomic structures, high strength, and hardness, it is necessary to develop specific processing and heat treatment methods tailored to amorphous and nano-crystalline alloys for industrial applications. This paper reviews the progress of Fe-based amorphous/nano-crystalline soft magnetic materials, including their development, preparation, processing, and industrial applications. The challenges and future development trends of amorphous/nano-crystalline soft magnetic powders and powder cores in potential industrial applications are discussed.

amorphous/nano-crystalline soft magnetic alloy, powder core, low core loss, inductor, computility

PACS: 81.07.Bc, 75.50.Kj, 81.20.Ev, 84.32.Hh

doi: [10.1360/SSPMA-2024-0426](https://doi.org/10.1360/SSPMA-2024-0426)