

非晶态物理与软磁材料的产业化*

周少雄[†] 卢志超 陈金昌

(钢铁研究总院,安泰科技股份有限公司 北京 100081)

摘要 由于非晶态材料具有独特的结构和优异的性能,其发现和发展对相关传统材料及其应用领域产生了巨大的冲击和深远的影响.从1960年首次发现非晶合金至今已有40余年,基础研究和应用开发均取得长足进展,特别是作为软磁材料的非晶合金带材已经实现了产业化,并获得了广泛应用.文章综述了非晶态物理方面的一些基本问题,以及非晶软磁合金的发展历程和产业化现状.

关键词 非晶态合金,纳米晶合金,软磁材料,快速凝固

AMORPHOUS STATE PHYSICS AND THE MANUFACTURE OF SOFT MAGNETIC MATERIALS

ZHOU Shao-Xiong[†] LU Zhi-Chao CHEN Jin-Chang

(Central Iron & Steel Research Institute, Advanced Technology & Materials Corporation Ltd., Beijing 100081, China)

Abstract The discovery of the first amorphous alloy in 1960 made an enormous impact on conventional magnetic materials because of its unique structure and excellent properties. Since then great progress has been made in both basic research and development, and many amorphous magnetic materials have been successfully used in a wide variety of applications. We discuss some of the fundamental problems concerning amorphous state physics and review last developments as well as the current status of production of amorphous soft magnetic materials.

Key words amorphous alloy, nanocrystalline alloy, soft magnetic materials, rapid quenching

1 引言

自1960年美国Duwez^[1]教授发明了用快淬工艺制备Au-Si系非晶态合金以来,由于其独特的组织结构、高效的制备工艺、优异的材料性能和广阔的应用前景,一直受到材料物理学家和产业界的特别关注.在过去的40年中,伴随着非晶态材料基础研究、制备工艺和应用产品开发的不断进步,各类非晶态材料已经逐步走向实用化.特别是作为软磁材料的非晶合金带材已经实现了产业化,并获得了广泛应用.其中在传统电力工业中,非晶软磁合金带材正在取代硅钢,使配电变压器的空载损耗降低70%以上,从节能和环境保护角度被人们誉为绿色材料.在现代电子工业中,最近发展起来的纳米晶合金进一步兼备了非晶合金和各类传统软磁材料的优点,成为促进电子产品向高效节能、小型轻量化方向发展的关键材料.

2 非晶态物理的一些基本问题

2.1 非晶态固体的定义和结构

非晶态固体一词常用来表明不具有晶态结构的固体,也就是说,构成非晶态固体的原子或原子团,没有任何的长程序(LRO),只在几个原子间距的区间内具有短程序(SRO).一般从否定含义下可对非晶态固体作如下定义:非晶态固体没有晶态结构,原子在三维空间呈无序排列.所谓“无序”不是单纯的混乱,而是残缺不全的秩序.例如,晶胞型无序是指尽管没有严格意义上的晶格,但在形式上还残留着规则的格子,不过占据这些格点上的原子种类却是杂乱的、随机的,即只能推知某处是否有原子存在,但不知该位置上究竟是什么原子,故又可称为成分无序或化学无序(CSRO),置换型合金和混晶就属于

* 国家“九五”攻关项目(批准号:96-A09-01)

2002-03-26收到

[†] 通讯联系人. E-mail: szzhou@atmen.com

这类无序态.这种无序态是广义非晶态.当消除了晶胞型无序中残留的长程序,使原子所处的位置也变成无序时,这就是狭义的非晶态.通常称为结构型无序或拓扑型无序(TSRO),二者的本质是一样的.前者用在以金属键结合的非晶态合金,而后者用在以共价键结合为标志的非晶态半导体中.那么是否可以完全消除短程序变为完全无序呢?对于固体来说,原子间存在一定的结合力,只要外界条件和组成固体的原子种类已经确定,则结合力的类型也就确定,原子的排列方式不可能是任意的,只能取特定的方式,即短程有序,故结合力的类型制约着原子的短程排列.

材料的性能归根结底是由其微观结构决定的.什么是非晶固体的微观结构?能否确定非晶态中的全部原子坐标?能否用合适的参量来描述微观结构?由于非晶态固体的主要特征是不存在平移对称性,或者说不具有长程有序,故用来定义晶体结构及对晶体分类的方法失效了.实验上也无法确定无穷多个原子坐标,即使知道,也无法用来描述非晶固体的结构.即不可能找出类似晶体中的原胞,也不存在倒易空间,也不可能把处理无穷多的粒子问题转化为原胞中有限粒子的问题.现就有关问题简要讨论如下.

2.1.1 非晶态合金与晶态合金的结构比较

非晶态合金与晶态合金的结构相似之处在于:每一过渡金属原子有12个左右的近邻原子.主要差别在于:非晶态合金的四面体密堆结构均匀,无微晶,原子间距与晶态的fcc和hcp结构不同,且呈各向同性,这与晶态合金具有显著的各向异性有根本的差别.非晶结构的Voronoi多面体以五重对称性为主,而晶体结构不具有五重对称性.

描述非晶结构的一个重要参数是径向分布函数 $RDF = 4\pi r^2 \rho(r)$,它表示与每个原子间距 $r \rightarrow r + dr$ 的球壳内的平均原子数目,是每个原子周围其他原子分布的统计平均.通过RDF的测定可给出原子近邻分布情况.其中第一峰值位置 r_1 代表原子平均间距,第二峰由两个分裂的亚峰组成,不同于液态金属的单峰,特别是在 $\sqrt{2}r_1$ 处不出现峰值,而 $\sqrt{2}r_1$ 正是晶体相邻密排面的间距.这表明非晶态金属的原子排列具有不同于液体和晶体的某种规律性,即非晶结构存在一定的短程有序.而短程有序中的“有序”仅仅是指原子分布的某种规律性,长程无序中的“无序”是指不具有平移对称性,这两个序的确切含义是不相同的.

2.1.2 结构模型化方法

所谓模型化方法,就是根据原子间相互作用的知识 and 已经认识的长程无序和短程有序等特点,建立理想化的原子排布的具体模型.再将模型得出的性质与实验比较,如果相一致,表明模型反映了实际结构的某些特征.检验模型常用径向分布函数或双体关联函数,同时模型所计算得到的密度必须与实验值一致.通常采用无规密堆模型,所谓无规密堆是把非晶态看作是一些均匀连续的、致密填充的、混乱无规的原子硬球的集合.其中均匀连续是指不存在微晶与周围原子以晶界划分开的情况;致密填充是指硬球堆积中,没有足以容纳另一球的空洞;混乱无规是指在相隔5个球以外,球之间仅有很弱的关联性.主要模型有硬球无规密堆模型^[2]和Polk模型.这些硬球无规密堆的计算机模拟结果与TM-M合金的实验所获得的分布函数进行比较,二者基本吻合,第一峰位置吻合,第二峰都呈现分裂.二者差别是计算机模拟第二峰的两个亚峰高度呈现第一亚峰低,第二亚峰高,而实验上则相反;计算机所获得的模型,密度都低于实验值,而且模型越大,密度越低于实验值.这些不足是由于硬球势这一基本假设未能正确反映原子间的相互作用而造成^[3].后来,人们采用硬球模拟的松弛^[4-10],这个模型的出发点是假设 r_0 是势能取极小值时的原子间距.当 $r < r_0$ 时,相互作用的排斥势并不是无穷大,选用较软的势作为约束条件,例如,Morse势,经过Morse势的松弛,第二峰的两个亚峰的高度的次序已与实验吻合,第一亚峰与第二亚峰的位置分别移到了 $1.68r_1$ 以及 $1.91r_1$ 处,而松弛前分别是 $1.74r_1$ 及 $2.00r_1$ 处.

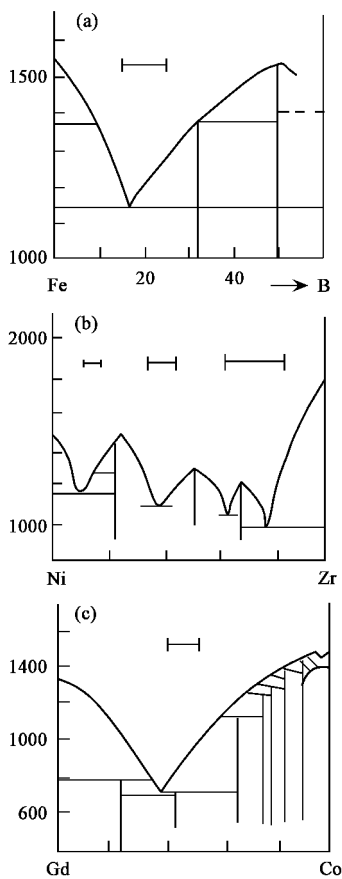
综上所述,非晶态合金是局部密堆积结构,宏观上均匀,各向同性.它的径向分布函数的第一峰值位置给出第一近邻的平均间距,比配位数为12的晶体大2%左右,由第一峰面积得出的平均近邻数为11.5—13,第二近邻平均间距为 $1.63-1.73r_1$,而在晶体bcc或hcp中第二近邻间距均为 $\sqrt{2}r_1 = 1.41r_1$,表明在非晶态中没有形成fcc或hcp的短程有序的结构单元.在晶体中是四面体与八面体以一定配比形成的三维密堆结构.在非晶态中,可以认为是以四面体为主并与其他结构单元混合而成.

2.2 非晶态合金的形成能力

2.2.1 相图和成分

常见的非晶合金体系有后过渡金属(LM)-类金属(M),如二元合金Fe-B(13at%—25at%),三元

合金 Fe-(Si-B)(13at%—35at%) ;过渡金属(TM) -后过渡金属(LM),如 Ni-Zr(33at%—42at%), Fe-Zr(9at%—11at%) ;稀土金属(RE) -后过渡金属(LM),如 Gd-Cd(40at%—45at%) 等三类,这些合金通常位于低共熔点附近,如图 1(a),1(b)和 1(c)所示. Turnbull 和 Cohen^[11] 认为非晶态转变温度 T_g 与熔点 T_m 之比,可作为非晶合金的形成能力(GFT)的判据,即 T_g/T_m 越大,越易形成非晶, T_g 可作为聚合能的标度. 设 T_E 为低共熔点温度,在低共熔体系中, T_E/T_m 可达 0.6 左右. 从这点可看出,低共熔体系对非晶态形成能力的重要性. 从实验中可获知不同类型的二元金属体系的非晶形成区. 其一是过渡族或贵金属-类金属体系,如 Pd-Si, Au-Si, Ni-P, Fe-B 等可形成 Pd₈₀Si₂₀, Au₇₅Si₂₅, Ni₈₀P₂₀ 及 Fe₈₀B₂₀



(a) Fe-B 相图 (b) Ni-Zr 相图 (c) Cd-Co 相图
图 1

等非晶态合金,其中类金属原子含量一般在 10%—30%,恰好在低共熔点组分附近;其二是 TM-TM 体系,其中后过渡族元素如 Ni, Fe, Co, Pd, Rh, 原子含量一般在 20%—40% 附近,如 Zr₇₀(Ni, Fe, Co, Pd, Rh)₃₀, Nb₆₀Rh₄₀. Zr-Cu, Ti-Cu, Nb-Ni 可以在非常

宽的低共熔组分范围内形成非晶态;其三是含有 Be, Mg, Ca 的 II A 族金属的体系,如 Mg-Zn 系中含 Zn 25%—35%, Ca-Mg 系中含 Ca 20%—45%, Ca-Al 系中含 Al 25%—50% 均可形成非晶态合金.

2.2.2 大块非晶形成条件和超冷液区的稳定性

上述非晶合金的临界冷却速率一般大于 10^4 K/s,通常是厚度低于 $50\mu\text{m}$ 的准二维薄带. 近 30 年来(1960—1998 年)几乎没有临界冷却速率很低的大块非晶的报道. 1988 年以后,发现了具有低的临界冷却速率 R_c (10^3 — 0.1K/s) 的大块非晶合金. 样品厚度达到 2—80mm,约化温度 T_g/T_m 超过 0.65,如图 2 所示^[12]. 有研究表明,影响大块非晶合金形成能力(GFA)的三个因素^[13]是,多于三种元素以上的多组分体系,合金中三种主要元素的原子相对尺度差要超过 12%,各元素间呈负的混合热^[14].

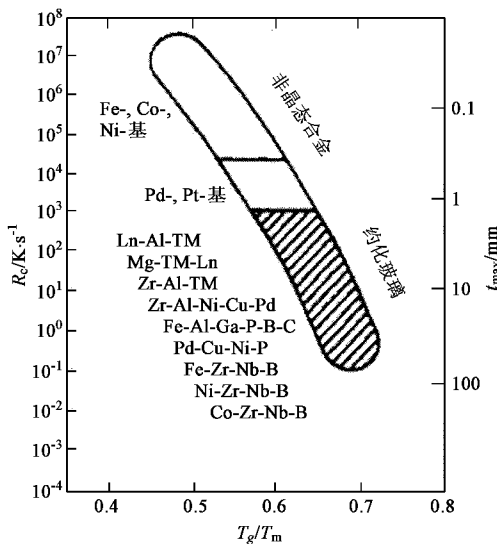


图 2 典型大块非晶合金的临界冷却速率 R_c 、样品最大厚度 t_{max} 和约化玻璃转变温度 T_g/T_m 的关系

对于大 GFA,从热力学观点来看,要求从液态转变到固态的自由能低. 自由能可表示为 $\Delta G = \Delta H_m - T\Delta S_m$,其中 ΔH_m 及 ΔS_m 分别是熔融焓及熔融熵. 要想 ΔG 低,则希望 ΔH_m 低, ΔS_m 高. 由于 ΔS_m 与微观状态数成正比,故在多组分合金体系中能实现 ΔS_m 高的要求;由于原子尺度差加大使无规密堆程度增加,导致固液界面能增加,从而使 ΔH_m 下降,呈现负的混合热. 从动力学观点来看,要求成核率 I 和生长率 U 低. 定义 $T_r = T/T_m$ 及 $\Delta T_r = 1 - T_r$ 分别是约化温度及约化过冷度.

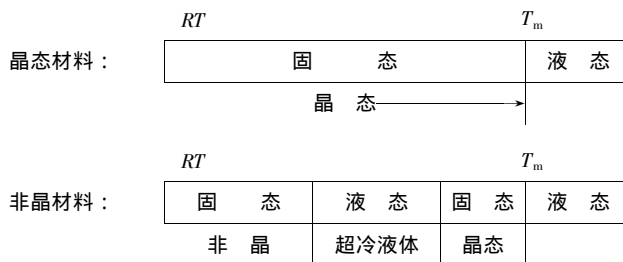
$$I = \frac{k_n}{\eta} \left[- \frac{16\pi\alpha^3\beta}{3T_r^3(1-T_r)} \right] \text{I cm}^{-3} \cdot \text{s}^{-1},$$

$$U = \frac{k' \eta}{\gamma} [1 - \exp(-\beta \frac{\Delta T_r}{T_r})] (\text{cm} \cdot \text{s}^{-1}),$$

其中 $\eta, \alpha = (N_0 V)^{\frac{1}{3}} \sigma / \Delta H_m$ 及 $\beta = \Delta S_m / R$ 是重要参数. 因为, 当 η, α, β 增加时, 使 I, U 值下降, 导致 GFA 增高. α, β 增加意味着液/固界面能 σ 和 ΔS_m 上升及 ΔH_m 下降, 这与热力学观点一致. 从更深一层讲, η 值与约化非晶态转变温度 T_g/T_m 密切相关, 而 $\alpha^3 \beta$ 表示超冷液体的热稳定性. 从结构观点看, 原子尺度相差 12% 的大、中、小三种原子, 在超冷液体中将使密堆的密度增高, 从而使液/固的界面能增高. X 射线衍射^[15] 的干涉函数表明, 在小角度没出现峰值, 它的第二峰也没出现分裂亚峰, 这与液体金属的结构十分相似, 这意味着, 与形成高度无序密堆结构相对应的是三元非晶态合金的均匀混合原子位型. 这样一个高度密堆结构确定了大的非晶态形成

能力. 对于原子尺度差异大和大的负混合热的超冷液体, 堆集密度增加将使成核率和晶体生长率升高的困难程度增加.

从实用出发, 期望中的新型非晶态合金是: 具有低的临界冷却速率, 方便的加工工艺, 并具备大规模生产能力. 这样可以减少产品的形状与尺寸的限制, 使得非晶态合金的应用范围得到大大扩展. 为此要找到更大超冷液体区间的合金, 超冷液体区间定义为 $\Delta T_x = T_x - T_g$, 其中 T_x 是晶化温度, T_g 是非晶态转变温度, 该处粘滞系数 η 达 10^{12} P, 并且在 T_g 附近, 几乎所有物理性质发生剧变. 例如在高于 T_g 时, 与晶体的扩散模式十分不同的是采用协同原子扩散模式, 温度到达 T_g 时, 比热、比容及粘滞性均发生剧变. 所以具有很宽超冷区的非晶态合金与晶态合金有本质上不同.



特别是在加热过程中的相变十分不同, 对非晶来说, 在 T_g 与 T_x 之间的极低温区内存在一个液态, 它与熔融玻璃相似且通过粘滞流而形变, 这有利于非晶合金的二次加工成型.

有人研究 Fe-Nb-B 三元非晶态合金^[16] 的超冷液区 $\Delta T_x = T_x - T_g$ 与晶化产物的关系. 研究最佳成分为 $\text{Fe}_{62}\text{Nb}_8\text{B}_{30}$, 此时具有最大的 $\Delta T_x = 71\text{K}$, 并发现 ΔT_x 与 B 含量有关. 而最佳磁性能 $B_s = 0.68\text{T}$, $H_c = 2.6\text{A/m}$, 在 1kHz 下的 $\mu_e = 19300$. 并认为磁性与 Nb 的含量有关. $\text{Fe}_{62}\text{Nb}_8\text{B}_{30}$ 非晶态合金晶化时单一放热峰, 三个晶化相是 $\alpha\text{-Fe}$, Fe_2B 和 FeNb_2B_2 . 这种晶化模式要求长程原子重排, 对抑制晶化和形成高稳定性的超冷液区起决定性作用.

综上所述, 近年来引入的大块非晶合金形成能力三要素和超冷液区的概念十分重要, T_x 范围大小及稳定性的研究进展一直吸引有关研究者特别关注. 大块非晶态合金的研究工作目前沿属起步阶段, 在不久的将来会有更大进展.

2.3 非晶合金的晶化

非晶合金的晶化包括两个方面: 一是在制备中 (快速凝固) 可能发生的结晶过程, 二是在随后的热处理中的晶化过程, 二者都受成核与晶体生长两个阶段的控制, 都是相变过程. 不同点在于: 前者是在 T_m 到 T_g 的整个冷却过程当中进行的, 扩散速度随温度下降而急剧下降, 过冷度由 0 变为 $T_m - T_g$, 相变驱动力随温度下降而加大, 其结果与前述非晶形成能力密切相关. 后者是在 T_g 以下温度进行的, η 很大, 属于固相内的扩散, 过冷度很大, 因此相变驱动力很大. 在多数情况下, 非晶合金的晶化将导致性能变坏, 这是要尽量避免的. 但在特殊情况下, 如纳米晶化, 可能获得所希望的特性能.

1988 年, Yoshizawa^[17] 等人首先发现, 在 Fe-Si-B 非晶合金的机体中加入少量 Cu 和 M ($M = \text{Nb, No, W, Ta}$ 等), 经适当温度晶化退火后, 可获得一种性能优异的具有 bcc 结构的超细晶粒 ($D \approx 10\text{nm}$) 软磁合金, 其典型成分为 $\text{Fe}_{73.5}\text{Cu}_1\text{Nb}_3\text{Si}_{13.5}\text{B}_9$, 最佳退火工艺为 550°C 退火 1 小时, 典型磁性能为

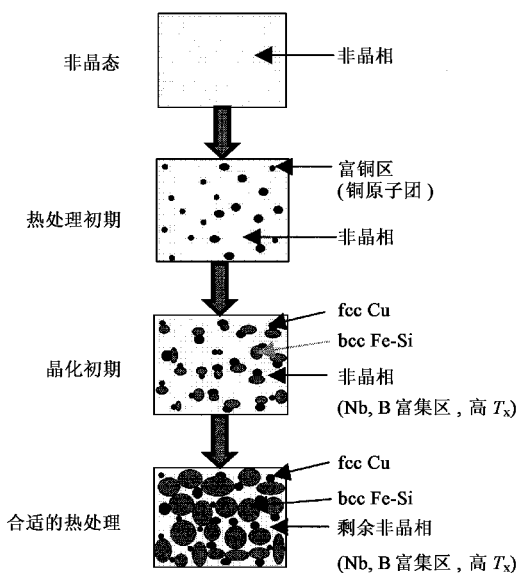


图3 $Fe_{73.5}Cu_1Nb_3Si_{13.5}B_9$ 非晶合金晶化过程示意

$B_s = 1.24T, H_c = 0.53A/m, r, \mu_c(1kHz) = 100000$. 关于纳米晶合金的形成机制,对 $Fe_{73.5}Cu_1Nb_3Si_{13.5}B_9$ 的研究比较多,可以肯定 Cu 和 Nb 是获得超微晶结构的关键元素. Hono^[18]等人根据高分辨电镜的观察结果给出图3所示的形成过程示意图,即在加热初期,先在非晶机体中形成富 Cu 的原子团,由于 Cu 富集引起在其附近各点 Fe 浓度的增高,乃成为 $\alpha - Fe(Si)$ 晶化成核的核心.而当 $\alpha - Fe(Si)$ 晶粒长大时,在其外围的剩余非晶相中,由于 Nb 和 Si 含量的显著提高,导致晶化温度升高,进而阻止晶粒的进一步长大.该类纳米晶合金是在非晶基体上晶化制成, $\alpha - Fe$ 的体积约占 70%,其余是剩余非晶相而形成的一种特有结构.这种晶化和少量析出的晶化不同,在 Fe 基非晶合金中少量析出 $\alpha - Fe$ 时,尽管析出的晶粒尺寸也很小,但仅可以降低高频损耗,而不能提高综合软磁性能.比较而言,纳米晶合金的晶粒尺寸小于磁交换作用长度,导致平均磁晶各向异性很小,并且通过调整成分,可以使其磁致伸缩趋近于零.因此,纳米晶合金具有优异的综合软磁性能.

3 非晶软磁材料的产业化

3.1 发展历史概述

非晶软磁合金的发展历程大体上可以分为两个主要阶段:

(1)1967—1988年:1967年, Duwez^[19]教授率先开发出 Fe-P-C 系非晶软磁合金,带动了第一个非晶合金研究开发热潮.1979年,美国 Allied Signal

公司开发出非晶合金宽带的平面流铸带技术,并于1982年建成非晶带材连续生产厂,先后推出命名为 Metglas 的 Fe 基、Co 基和 FeNi 基系列非晶合金带材,标志着非晶合金产业化和商品化的开始.1984年,美国四个变压器厂家在 IEEE 会议上展示了实用的非晶配电变压器,从而将非晶合金应用开发推向高潮.在这期间,美国主要致力于非晶合金带材的大规模生产和节能非晶配电变压器的推广应用,在技术和产品方面基本形成垄断.到1989年,美国 Allied Signal 公司已经具有年产6万吨非晶带材的生产能力,全世界约有100万台非晶配电变压器投入运行,所用铁基非晶带材几乎全部来源于该公司.除美国之外,日本和德国在非晶合金应用开发方面拥有自己的特色,重点是电子和电力电子元件,例如高级音响磁头、高频电源(含开关电源)用变压器、扼流圈、磁放大器等.但在1988年以前,由于专利问题,日本的非晶发展始终受到美国的制约.

(2)1988年至今:1988年,日本日立金属公司的 Yashizawa 等人在非晶合金基础上通过晶化处理开发出纳米晶软磁合金(Finemet).此类合金的突出优点在于兼备了铁基非晶合金的高磁感和钴基非晶合金的高磁导率、低损耗,并且是成本低廉的铁基材料.因此铁基纳米晶合金的发明是软磁材料的一个突破性进展,从而把非晶态合金研究开发又推向一个新高潮.纳米晶合金可以替代钴基非晶合金、晶态坡莫合金和铁氧体,在高频电力电子和电子信息领域中获得广泛应用,达到减小体积、降低成本等目的.1988年期间,日立金属公司纳米晶合金实现了产业化,并有产品推向市场.1992年,德国 VAC 公司开始推出纳米晶合金替代钴基非晶合金,尤其在网络接口设备上,如 ISDN,大量采用纳米晶磁芯制作接口变压器和数字滤波器件.在此期间,美国 Allied Signal 公司(现被 Honeywell 公司兼并)也加强了非晶合金在电力电子领域的推广应用,先后推出4个系列的铁芯制品.

在非晶合金的产业化发展过程中,非晶纳米晶合金带材及其铁芯制品一直是主流,非晶丝材的研究开发和产业化是重要分支.1980年,日本 Hagiwara 首先提出采用内圆水纺法制备非晶合金丝材,随后,日本的 Unitika 公司开始利用此法商业生产 Fe 基和 Co 基非晶丝,作为产业化的软磁材料,应用重点集中在图书馆和超市用防盗标签.此外,利用非晶丝材各种独特的物理效应开发各类高性能传感器一直受到特别关注.尤其是最近在钴基非晶丝材中发现巨

磁阻抗效应以来,高精度磁敏传感器的开发成为热点.1999年,日本科学技术振兴事业团委托名古屋大学和爱知钢铁公司联合开发MI微型磁传感器和专用集成电路芯片,目标是将非晶丝MI传感器用于高速公路汽车自动导航和安全监测系统.

我国的非晶材料研究始于1976年,国家科委从“六五”开始连续5个五年计划均将非晶、纳米晶合金研究开发和产业化列入重大科技攻关项目.其中标志性的成果分别是:“七五”期间建成百吨级非晶带材中试生产线,带材宽度达到100mm;“八五”期间突破了非晶带材在线自动卷取技术,并建成年产20万只非晶铁芯中试生产线;“九五”期间,成立了国家非晶微晶合金工程技术研究中心,建成了千吨级铁基非晶带材生产线,带材宽度达到220mm,同时建成年产600吨非晶配电变压器铁芯生产线.通过前4个五年科技攻关计划的实施,我国基本实现了非晶合金带材及制品产业化.在“十五”期间,纳米晶带材及其制品产业化开发又被列入重大科技攻关计划,国家给予重点支持,旨在推动纳米晶材料应用开发快速发展,满足电力电子和电子信息等高新技术领域日益增长的迫切需求.经过30余年的研究开发和产业化攻关,目前国内约有10余家企业可以规模化生产非晶、纳米晶合金带材及其制品,其中铁基非晶

带材的生产能力达到3000吨,纳米晶带材的年产量超过500吨.

3.2 主要应用领域

作为软磁材料,兼备高饱和磁感、高磁导率、低损耗、低成本始终是追求的目标.图4比较了各类软磁材料的磁感应强度和磁导率.显然,非晶、纳米晶合金的综合软磁性能明显优于传统晶态软磁材料.表2给出了各类非晶、纳米晶材料的典型性能及部分应用.目前,非晶、纳米晶合金正在取代传统软磁材料,在相关领域获得越来越广泛的应用.

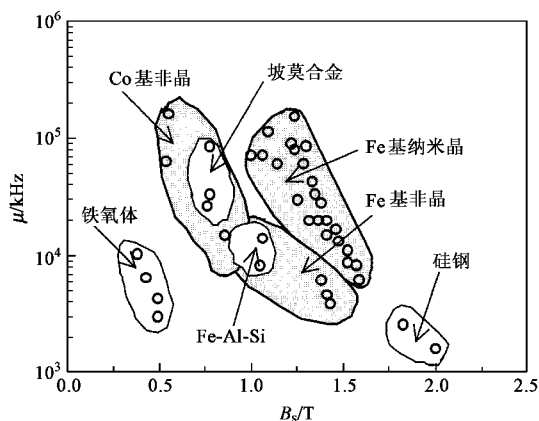


图4 各类软磁材料的磁感应强度和磁导率

表2 非晶纳米晶带材的主要性能及应用领域

性能	非晶纳米晶带材			
	铁基 (FeMSiB)	铁镍基 (FeNiMPB)	钴基 (CoFeMSiB)	纳米晶 (FeCuNbSiB)
B_s/T	1.6	0.7—1.4	0.55—0.8	1.25
$\lambda_s(10^{-6})$	20—30	10—20	~0	1—2
T_c/K	>673	523—703	>583	>773
$H_c(A/m)$	<8	<4.5	<1.2	<2
$\mu_m(10^4)$	1—20	1—80	1—100	1—50
B_r/B_s	0.05—0.90	0.1—0.85	0.05—0.95	0.1—0.90
应用	配电变压器 中频变压器	漏点保护开关 电流互感器	磁放大器 高频变压器 扼流圈 脉冲变压器 饱和电抗器	磁放大器 高频变压器 扼流圈 脉冲变压器 饱和电抗器

在电力领域,非晶、纳米晶合金均得到大量应用.其中铁基非晶合金的最大应用是配电变压器铁芯.由于非晶合金的工频铁损仅为硅钢的1/5—1/3,利用非晶合金取代硅钢可使配电变压器的空载损耗

降低60%—70%,因此,非晶配电变压器作为换代产品有很好的应用前景.在“九五”期间,我国自行建成了年生产能力1000吨的非晶带材生产线及相应的年产600吨非晶配电变压器铁芯生产线,这在

我国大力推广节能型非晶配电变压器奠定了良好基础。纳米晶合金的最大应用是电力互感器铁芯。电力互感器是专门测量输变电线路上电流和电能的特种变压器。近年来高精度等级(如 0.2 级、0.2S 级、0.5S 级)的互感器需求量迅速增加。传统的冷轧硅钢片铁芯往往达不到精度要求,虽然高磁导率坡莫合金可以满足精度要求,但价格高。而采用纳米晶铁芯不但可以达到精度要求,而且价格低于坡莫合金。

在电力电子领域,随着高频逆变技术的成熟,传统大功率线性电源开始大量被高频开关电源所取代,而且为了提高效率、减小体积,开关电源的工作频率越来越高,这就对其中的软磁材料提出了更高的要求。硅钢高频损耗太大,已不能满足使用要求;铁氧体虽然高频损耗较低,但在大功率条件下仍然存在很多问题,一是饱和磁感低,无法减小变压器的体积;二是居里温度低,热稳定性差;三是制作大尺寸铁芯成品率低,成本高。目前采用功率铁氧体的单个变压器的转换功率不超过 20kW。纳米晶软磁合金同时具有高饱和磁感和很低的高频损耗,且热稳定性好,是大功率开关电源用软磁材料的最佳选择。采用纳米晶铁芯的变压器的转换功率可达 500kW,体积比功率铁氧体变压器减少 50% 以上。目前在逆变焊机电源中纳米晶合金已经获得广泛应用,在通信、电动交通工具、电解电镀等领域用开关电源中的应用正在积极开发之中。

在电子信息领域,随着计算机、网络和通信技术的迅速发展,对小尺寸、轻量化、高可靠性和低噪音的开关电源和网络接口设备的需求日益增长,要求越来越高。例如,为了减小体积,计算机开关电源的工作频率已经从 20kHz 提高到 500kHz;为了实现 CPU 的低电压大电流供电方式,采用磁放大器稳定输出电压;为了消除各种噪音,采用抑制线路自生干扰的尖峰抑制器,以及抑制传导干扰的共模和差模扼流圈。因此,在开关电源和接口设备中增加了大量高频磁性器件。非晶、纳米晶合金在此大有用武之地。

在电子防窃系统中,早期利用钴基非晶窄带的谐波式防盗标签在图书馆中获得了大量应用。最近利用铁镍基非晶带材的声磁式防盗标签克服了谐波式防盗标签误报警率高、检测区窄等缺点,应用已经扩展到超级市场。另外,利用非晶丝材的标识编码标签正在开发之中,这种标签是由多根具有不同开关场的非晶丝构成,遥感解码系统通过分析脉冲序列来识别标签,既可以标识身份、种类,又可以防盗防

伪,用途更为广阔。可以预见,随着开放式服务方式的发展,作为防盗仿伪的非晶合金带材和丝材的应用会急剧增长。

在民用产品中,变频技术有利于节约电能,并减小体积和重量,正在大量普及,但负面效应不可忽视,如果变频器中缺少必要的抑制干扰环节,会有大量高次谐波注入电网,使电网总功率因素下降,减少电网污染最有效的办法之一是在变频器中加入功率因数校正(PFC)环节,其中关键部件是高频损耗低、饱和磁感大的电感铁芯。铁基非晶合金在此类应用中有明显优势,将在变频家电绿色化方面发挥重要作用。目前在变频空调中使用非晶 PFC 电感已经成为一个热点。

总之,非晶、纳米晶合金不仅软磁性能优异,而且工艺简单,成本低廉,正在成为一类十分重要的、具有市场竞争优势的基础功能材料。可以预见,非晶、纳米晶材料对我国传统产业改造和高新技术快速发展将发挥越来越重要的作用。

参 考 文 献

- [1] Duwez P, Willens R H, Klement W. *J. Appl. Phys.*, 1960, 31 :1136
- [2] Scott G D, Kilgani D M. *J. Appl. Phys.*, 1969, 40 :863
- [3] Finney J L. *Mat. Sci. Eng.*, 1976, 23 :199
- [4] 王京汉等. *物理学报*, 1986, 35 :482 [Wang J H *et al.* *Acta Physica Sinica*, 1986, 35 :482 (in Chinese)]
- [5] 陈金昌等. *物理学报*, 1986, 35 :969 [Chen J C *et al.* *Acta Physica Sinica*, 1986, 35 :969 (in Chinese)]
- [6] 王京汉等. *物理学报*, 1986, 35 :1383 [Wang J H *et al.* *Acta Physica Sinica*, 1986, 35 :1383 (in Chinese)]
- [7] 王京汉等. *物理学报*, 1987, 36 :172 [Wang J H *et al.* *Acta Physica Sinica*, 1987, 36 :172 (in Chinese)]
- [8] 石双合等. *物理学报*, 1988, 37 :1849 [Shi S H *et al.* *Acta Physica Sinica*, 1988, 37 :1849 (in Chinese)]
- [9] 王绪威等. *物理学报*, 1988, 37 :1775 [Wang X W *et al.* *Acta Physica Sinica*, 1988, 37 :1775 (in Chinese)]
- [10] 王绪威等. *物理学报*, 1989, 38 :784 [Wang X W *et al.* *Acta Physica Sinica*, 1989, 38 :784 (in Chinese)]
- [11] Turnbull D, Cohen M H. *J. Chem. Phys.*, 1961, 34 :120
- [12] Inoue A, Zhang T. *J. Non-Cryst. Solids*, 1999, 250—252 :552
- [13] Inoue A. *Mater. Sci. Eng.*, 1997, A226—228 :307
- [14] Inoue A *et al.* *J. Non-Cryst. Solids*, 1993, 156—158 :473
- [15] Matsubara E *et al.* *Mater. Trans. JIM*, 1990, 31 :228
- [16] Itoi T *et al.* *Mater. Trans. JIM*, 1999, 40 :643
- [17] Yoshizawa Y, Oguma S, Yamauchi K. *J. Appl. Phys.*, 1988, 64 :6044
- [18] Hono K *et al.* *Acta Mater.*, 1992, 40 :2137
- [19] Duwez P, Lin S C H. *J. Appl. Phys.*, 1967, 38 :4096