

兴趣放在磁性多层膜的磁性和磁光特性的研究上。继 Carcia^[4]首先在1985年在钯-钴多层膜上测得了很强的垂直膜面磁各向异性后,钯-钴多层膜的研究工作进展很快。结果表明当钴层的厚度为1—2原子层厚,钯的厚度在1—2nm时,钯(钯)-钴多层膜具有很强的垂直膜面各向异性,在800nm波长时,它具有比非晶磁光存储膜稍高的克尔角,同时它的反射率比非晶的高,因而磁光优值比非晶的好。它虽是多晶材料,但晶粒尺寸很细,小于0.01 μm 。尤其是在短波长时,钯-钴多层膜的克尔角明显地比非晶的大,此外,该材料具有优良的抗腐蚀性,然而它的制作成本高,多层膜界面受热而引起原子互扩散所带来的热稳定性差是钯-钴多层膜的问题。然而钯-钴多层膜仍将是与非晶磁光盘存储材料相竞争的一个材料系统。近年来我国科学工作者在掺杂的锰铋合金膜上获得了很大的磁光优值,是一个具有潜在应用价值的材料系统^[5]。

最后,还应该简单地叙述一下磁泡存储材料及其器件的研究。早在60年代中,美国贝尔实验室 Bobeck 等人首先提出用磁泡实现固体化存储器的设想。磁泡实际上是在磁性单晶膜如外延石榴石薄膜中形成的一种圆柱状的磁畴。在某一位置上有磁泡和没有磁泡是两个稳定的物理状态,可以用来存储二进制位的数字信息。控制磁泡的发生、缩灭、传输就可实现信息的写入、清除和读出。80年代初,日本学者又提出了利用石榴石单晶膜的条状磁畴壁中的垂直布洛赫线来作为信息的载体。这样存储密度会更高。有人估计布洛赫线存储器的理论存储密度极限

也可与磁光存储器的存储密度相比。但此类存储介质需要单晶基片,生长工艺较复杂,成本高,直至目前似乎很少有人把它作为未来的计算机外存储器来讨论过。但是,它具有工作可靠,能耐恶劣环境的优点,估计在通讯、航天等一些特定的领域能找到它的应用。

在本文结束时还应说明一下,信息存储材料不限于磁性介质。从存储原理来说,任何材料只要能提供二个不同的以物理量表征的状态,而且能转换和检出,都能作为信息记录介质。例如有希望进入商品市场的相变材料光盘,是利用其晶体结构的两种状态:非晶态到晶态或者是由一种结构的非晶态到另一种结构的非晶态的转变来实现信息存储。原理是两种状态对光的反射率不相同。此外,电子俘获材料,利用在低能级上的电子被激发到能量高的能级上,然后跃迁到两个不同低能态能级上所发射出能量的差别来区别两个物理状态,也可进行信息存储。据估算,这一技术若能实现,能得到更高的存储密度。

- [1] M. H. Kryder, *IEEE Trans. Magnetics*, **MAG-25** (1989), 4358.
- [2] P. Chaudhari et al., *IBM J. Res. Dev.*, **11**(1973), 66.
- [3] S. Iwasaki and Y. Nakamura, *IEEE Trans. Magnetics*, **MAG-14**(1987), 438.
- [4] P. F. Carcia et al., *Appl. Phys. Lett.*, **47**(1985), 178.
- [5] Y. J. Wang, *Journal of Magnetism and Magnetic Materials*, **84**(1990), 39; R. Y. Fang et al., *Journal of the Magnetic Society of Japan*, **15**, Supplement, No. S1(1991), 177.

非晶态合金的晶化与纳米晶软磁材料

何开元 周 飞

(东北工学院材料科学与工程系,沈阳 110006)

从非晶态合金的晶化出发,介绍了最近发展起来的新型优质软磁材料——纳米晶软磁合金。其中包含:(1)非晶态合金的晶化概念以及微晶析出对非晶态合金磁性的影响;(2)纳米晶软磁材料的发现及其具有的优良的综合磁性能;(3)分析了该合金优良磁性能的来源,介绍了目前理论上的解释。最后展望了该合金的发展趋势。

Abstract

Beginning with the crystallization of amorphous alloys, this paper introduces the newly developed nanocrystalline soft magnetic materials which have excellent properties. The following items are involved: (1) The concept of crystallization in amorphous alloys and the effect of crystalline precipitates on the magnetic properties of amorphous alloys. (2) The discovery of Fe-Cu-Nb-Si-B nanocrystalline soft magnetic alloys and their excellent magnetic properties. (3) The origin of the excellent soft magnetic properties in the nanocrystalline alloys. Finally the development trends of these nanocrystalline alloys are discussed.

人类对新材料的开发总是在不断的实验和理论分析的基础上发展起来的,软磁材料也不例外。最早应用的软磁材料是纯铁,后来知道添加一些合金元素可以提高其电阻率而更加适合在交流磁化场合下的应用,经过多次实验后出现了 Fe-Si 合金,即常见的硅钢片,可以大量用于电力变压器中。为了能提高软磁材料的弱场磁导率,发展了坡莫合金,也就是镍-铁基软磁材料以及 Fe-Si-Al 软磁材料,其初始相对磁导率 μ_r 异常高,前者的 μ_r 值可达 10^5 数量级。与之相应的是磁化理论的发展。人们发现对软磁材料来说,同时具有低的磁致伸缩系数 λ_s 和磁晶各向异性常数 K 是获得优良软磁性能的条件。

但是,在晶态材料中,要使 λ_s 和 K 同时很低或趋近于零绝非易事。在将近50年的探索中,人们找到的能使 K 和 λ_s 同时趋近于零的合金仅有两种。一种是森德斯特(Sendust)合金,成分为 5.4%Al-9.6%Si-Fe,另一种是超坡莫合金(Supermalloy),成分为 79%Ni-5%Mo-Fe。它们都具有十分优良的软磁性能。尽管在以上成分的基础上可以作一些元素的代换,但却不可能有较大的变动。否则,由于不能满足 K 和 λ_s 同时为零的条件而使软磁性能明显下降。

非晶态合金首先是在 Au-Si 系中制成的,它虽不是磁性材料,但对于磁学工作者来说,仍是十分令人鼓舞的。由于非晶态结构不存在规则的点阵,因此也不存在磁晶各向异性,即磁晶各向异性常数 K 为零,所以要获得优良的软磁性能,只需使 λ_s 趋近于零即可,这样在非晶态合金中可望获得更佳性能软磁材料。经过实验研究,人们发现在钴基非晶态合金中,凡成分符合 $Co/(Fe+Co) \approx 94\%$ 时, λ_s 趋近于零,这就

开发出一系列钴基高导磁非晶合金。它比晶态的坡莫合金有较宽的成分范围。

以上两类高导磁合金,虽然在弱场下都有很好的磁性,但都有一个共同的缺陷,即它们的饱和磁感应强度 B_s 较低,约为 0.6T,因此它们的应用范围受到限制。多年来人们总是希望能找到这样一种理想的软磁材料,它不仅能在弱场下具有高的磁导率、低的矫顽力,而且能在较强磁场中具有较高的饱和磁感强度 B_s 。本文介绍的纳米晶软磁材料正是这种理想的初步体现。

一、非晶态合金的晶化

将一合金熔体从高温冷却下来,如果冷却速度足够快,则可能保持液态结构一直冷却成为固体而不发生结晶,这样的固体就是非晶态。非晶态固体在结构上的特点是原子在三维空间的长程范围内的无序排列,即不存在晶体点阵结构,但原子的排列也不是象气态那样完全无序,而象液态那样在原子的近邻附近仍存在一定的短程序,因此非晶态合金也可以看成是一种深过冷的熔体。

由于以上结构特点,非晶态合金是一种亚稳态,将它进行加热时,到一定温度便开始结晶,称之为晶化。非晶态合金在晶化以后,在一般情况下,许多由非晶态结构带来的材料的优异特性,如高强度、耐腐蚀和高导磁等将消失,因此设法提高非晶态合金的热稳定性和提高晶化温度,是一直受到重视的研究课题。但是另一方面,非晶态合金在加热晶化过程中,会出现新的结构或新的亚稳相,它们或许不能用其他方

法制成,因而有可能拓宽材料结构的形态或实际应用的新领域;这大约就是多年来人们对非晶晶化问题的研究持久不衰的主要原因.另外,由于非晶态可看成是一个深过冷的熔体,所以人们对研究其中的晶化过程的成核长大机制,具有浓厚兴趣.非晶合金的晶化有很多内容,本文仅就和软磁合金有关的问题进行讨论.

二、少量微晶析出对非晶态合金磁性的影响

铁基非晶态合金由于比钴基或镍基非晶态合金价格低廉,并且有较高的磁感应强度,因此它是变压器铁芯的首选材料.这类合金的商品牌号典型的有 Metglas 2605sc ($\text{Fe}_{80}\text{B}_{15}\text{Si}_5$)和 Metglas 2605 sc ($\text{Fe}_{78}\text{Si}_9\text{B}_{13}$)以及 Metglas 2605 s3 ($\text{Fe}_{79}\text{B}_{17}\text{Si}_4$)等合金.通常这类合金由于在低频区域(1kHz 以下)具有较低的损耗,而在高频区域(1kHz 以上)损耗较大,所以它们往往更适

合于在60—400 Hz 范围内使用.为了进一步降低铁基非晶态合金的低频损耗,获得在电力变压器中应用的最佳磁性,往往可以采用在较低的温度下纵向磁场退火的办法,但同样的办法对于降低其高频损耗却无能为力.如果提高退火温度,使这类合金部分晶化,析出很少量的 $\alpha\text{-Fe}$ 晶粒,则可以达到降低高频损耗的目的.

以 Metglas 2605sc 合金为例.文献[1]对上述现象进行了较详细的报道.表1和图1示出该合金进行不同温度退火后的磁性能的变化结果.可以看到,在365℃,385℃和430℃纵向磁场下退火处理后,得到三种明显不同的B-H磁滞回线,其中以385℃处理后的高频(50kHz)损耗最低,而365℃和430℃处理后的高频损耗都明显高.通过电镜观察分析了出现上述现象的原因,高频损耗明显降低是由于在非晶基体中出现了少量(体积比约为0.05)的晶化相 $\alpha\text{-Fe}$,而没有晶化相或晶化相所占比例较高都不能使磁性改善.

表1 不同热处理对 Metglas 2605sc 合金组织和磁性的影响^[1]

退火温度和 时间	B-H 曲线 形状	显微组织特征		磁性(50kHz, 1T)	
		晶粒间距	晶粒体积分数	损耗(W/kg)	励磁功率(VA/kg)
365℃/2h	矩形	无析出		18	44
385℃/2h	圆滑形	2—3 μm	<0.05	6	26
430℃/30min	扁形	0.5—1 μm	>0.3	18	270

另外,在 Hasegawa 等人^[2]制成的含有少量晶化相的 $\text{Fe}_{75}\text{Ni}_4\text{Mo}_3\text{B}_{16}\text{Si}_2$ 合金中, $\alpha\text{-Fe}$ 晶粒所占体积比小于0.01,晶粒大小约为100—300nm,但该合金却可显著提高高频特性,它在高频下的损耗甚至可与超坡莫合金相当.

以上的研究结果说明,在 FeSiB 或 FeNi-MoSiB 非晶合金基体上产生少量的晶化相,由于细化磁畴结构,可以明显降低超额涡流损耗(excess eddy current loss),因此可以降低总的损耗.但对低频或静态磁导率来说,是不利的.这种少量晶化的非晶态合金的结构特点是晶化相很少,只占百分之几,晶粒大小约为100—300nm,可以说仍属于非晶态磁性材料,如果晶

化相占有较大的体积分数,则磁性会显著下降.

三、纳米晶软磁合金的发现及其磁特性

前面提到,材料工作者一直努力寻找既有较高的饱和磁感应强度 B_s 又有较好的软磁性能(如高磁导率)的软磁材料.铁基非晶态合金在少量晶化之后,尽管改善了高频性能,使损耗降低,但同时对于静态磁导率有损伤作用.特别是当非晶软磁合金中析出的晶化相比较多时,弱场磁导率便显著下降,这是众所周知的事实,因此多年来人们几乎都未将寻求高导磁新合金的希望寄托在非晶晶化的研究工作中.但是到1988

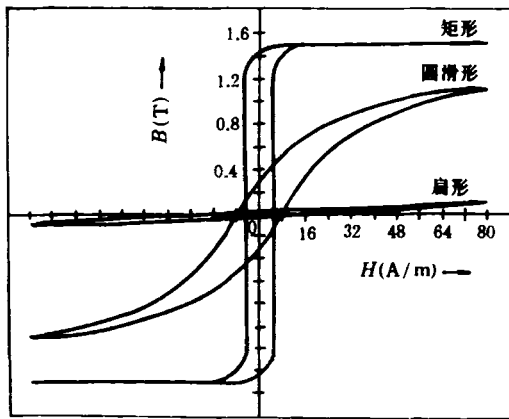


图1 Metglas 2605sc 合金的“矩形”、“圆滑形”、“扁形”三种直流 $B-H$ 回线^[1]

年,日本日立金属公司的吉沢克仁等人^[3]首先将含有 Cu 和 Nb 的 FeSiB 非晶态合金退火后,形成了在非晶基体上均匀分布着的无规取向的直径约为 10—15nm 的 α -Fe(Si) 晶粒的纳米晶合金. 其最大特点是它在晶化以后,其弱场磁导率不是下降而是大幅度提高,同时并具有相当高的饱和磁感应强度 ($B_s = 1.3T$),他们将这种合金称为“Finemet”. 在图 2 中示出这种合金的磁导率和其他软磁合金的比较,可见其优越性. 这一发现可以说是出人意料的. 因为对于晶态大块软磁材料来说,晶粒大小是毫米量级,一般的结论是软磁特性随晶粒减小而恶化^[4]. 应当提及,吉沢的发现也非偶然, Ishiwata 等人^[5]的工作,发现细晶粒的铁基薄膜磁头材料有较好的软磁性能,或许会对他有所启发.

典型的纳米晶铁基材料的成分是 $Fe_{73.5}$

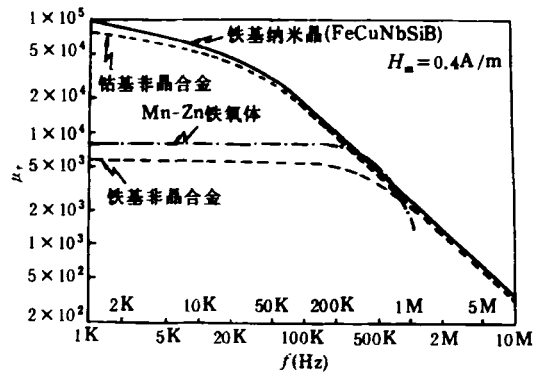


图2 在不同频率下纳米软磁材料“Finemet”和其他软磁材料的相对磁导率^[3]

$Cu_1Nb_3-Si_{13.5}B_9$, 先用熔体快淬的方法制成非晶,然后在晶化温度(对该合金是 510℃)以上 540—580℃ 热处理约一小时,使其晶化,形成晶粒直径为 10—20nm 的 α -Fe(Si) 单一固溶体. 这样形成的新的结构与以往晶化产生的任何其他结构都不一样. 通常 FeSiB 合金在晶化后,晶粒尺寸要大得多,约为 0.1—1 μ m,而且要析出 α -Fe 及 Fe_2B, Fe_3B 相,不能形成单一的均匀结构. 仅仅加入 Nb 而不加 Cu 的合金,在相同条件加热晶化后,其晶粒尺寸稍大,约为 25nm^[6]. 因此上述成分可以形成单一固溶体的纳米晶结构是由于同时加入元素 Cu 和 Nb 的缘故. Cu 被认为可成为晶化成核的核心,而 Nb 则起到抑制晶粒长大的作用. 实验表明^[7],用 Ag 代替 Cu,用 Mo, W, Ta 等替代 Nb,可起到类似效果,也可形成纳米软磁合金.

纳米软磁合金除了具有起始磁导率 μ_r 高、

表2 典型的纳米软磁材料和其他软磁材料的磁性比较^[8]*

	材料 (原子%)	板厚 (μ m)	B_s (T)	B_r/B_s (%)	H_c (A/m)	μ_r (10^4)	P_s (kW/m^3)	λ_s (10^{-6})
N	$Fe_{73.5}Cu_1Nb_3Si_{13.5}B_9$	18	1.24	54	0.53	10.0	280	+2.1
	$Fe_{74}Cu_1Nb_3Si_{16}B_6$	18	1.22	53	2.1	8.6	250	~0
A	$(FeCr)_{79.5}(SiB)_{20.5}$	20	1.44	16	6.9	0.6	460	+20
	$(CoFeMn)_{72}(SiBM)_{28}$	18	0.53	50	0.32	8.0	300	~0
Z	Mn-Zn Ferrite	—	0.51	19	14.3	0.23	600	—

* N: 纳米晶 A: 非晶 Z: 铁氧体

P_s : 铁心损耗 ($f=100kHz, B_m=0.2T$)

μ_r : 相对磁导率 ($f=1kHz, H_m=0.4A/m$)

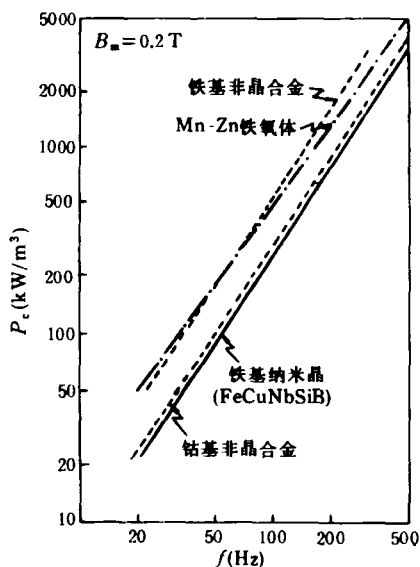


图3 纳米软磁材料“Finemet”和其他几种软磁材料的铁心损耗随频率变化关系^[3]

矫顽力 H_c 低等特点外, 还具有很低的铁芯损耗性能。表 2^[8] 是典型的纳米软磁合金 FeCuNb-SiB 系和一些其他软磁材料的磁性能的比较, 可以看到, 纳米软磁材料综合性能最佳。图 3^[3] 是在 $B_m = 0.2\text{T}$ 时, 纳米晶 FeCuNbSiB 和其他几种软磁材料的铁芯损耗随频率的变化关系。可见, 在各种频率下, 纳米晶的铁芯损耗均比铁基非晶态合金和 Mn-Zn 铁氧体的低, 结合图 2 示出的起始磁导率随频率变化曲线, 可以看出这种纳米软磁材料在宽的频率范围内 ($\sim 100\text{kHz}$) 均表现出很优良的磁性。

四、纳米晶软磁材料的结构和磁相互作用

材料的性能和其组织结构之间有密切的关系, 对于软磁材料也应该如此, 因此首先应该从研究纳米晶软磁材料的结构出发来揭示这种合金优异磁性能的来源。

前面已提到过, 纳米合金 FeCuNbSiB 是由非晶基体上均匀分布的晶粒直径为 10—20nm 的 $\alpha\text{-Fe}(\text{Si})$ 的单一固溶体组成。Herzer^[9,10] 对上述纳米晶材料的结构作了进一步的分析, 发现在纳米晶 FeCuNbSiB 系合金中有晶体和晶界两个磁性相, 晶体相是含 Si 约 20at% 的 $\alpha\text{-Fe}$ 物理

(Si) 固溶体, 其体积约占 70—80%, 晶间层的体积约占 20—30%, 并且认为晶间仍是无规的近似非晶的结构, 其厚度大约为 1nm (4—5 个原子层)。Hiraga 等人^[11] 用高分辨透射电镜观察到的结果和以上结论基本相符, 即该合金是由许多约 10nm 大小的椭球形晶粒和晶间的非晶区组成。

为什么这种均匀细小的纳米晶结构有如此好的软磁性能, 这是很吸引人的问题。该问题尚未十分清楚, 有些细节正在研究中, 以下我们引用 Herzer^[10] 的解释。他认为各向异性为 K_1 的多个小晶粒间存在铁磁相互作用, K_1 将被平均掉, 而磁性取决于各向异性的平均涨落 $\langle K \rangle$ 。采用 Alben 等的无规取向各向异性模型 (Random anisotropy model), 若晶粒直径为 D , 且 $D \ll l_{ex}$, l_{ex} 为铁磁交换长度 (ferromagnetic exchange length), 则

$$\langle K \rangle = K_1(D/l_{ex})^{3/2}. \quad (1)$$

又因为:

$$l_{ex} = (A/\langle K \rangle)^{1/2}, \quad (2)$$

故可得到:

$$\langle K \rangle = K_1^4 \cdot D^6/A^3, \quad (3)$$

式中 A 为交换劲度 (exchange stiffness)。对于 $\alpha\text{-Fe}$, $A = 10^{-11}\text{J/m}$, $K_1 = 8\text{kJ/m}^3$, 因此可以计算 $\langle K \rangle$ 和 D 之关系, 如图 4 所示。可见随着 D 减少, 则 $\langle K \rangle \rightarrow 0$, 此图可以解释纳米晶软磁材料有好的磁性的原因是由于其有效磁各向异性 $\langle K \rangle \rightarrow 0$ 。

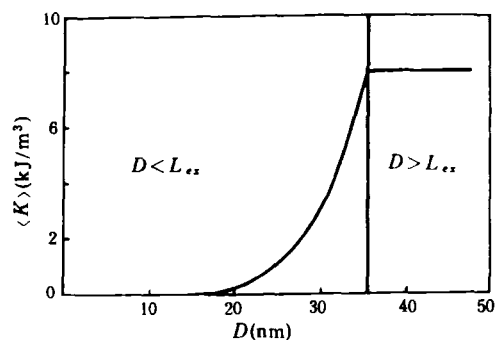


图4 无规则取向的 $\alpha\text{-Fe-20at\%Si}$ 的平均^[9]磁各向异性 $\langle K \rangle$ 与晶粒大小 D 的关系

若假定磁化过程是自旋的一致转动过程 (coherent spin rotation), 则矫顽力 H_c 和起始磁导率 μ_i 仅与 $\langle K \rangle$ 有关, 从而可导出以下关系式^[10]:

$$H_c = P_c \frac{\langle K \rangle}{J_s} \approx P_c \frac{K_1^4 \cdot D^6}{J_s \cdot A^3}, \quad (4)$$

$$\mu_i = P_\mu \frac{J_s^2}{\mu_0 \langle K \rangle} \approx P_\mu \frac{J_s^2 \cdot A^3}{\mu_0 K_1^4 \cdot D^6},$$

式中 P_c 和 P_μ 为常数, J_s 为饱和磁极化强度. 此式说明, 若晶粒尺寸 $< Lex$, 则有 $H_c \sim D^6$, $\mu_i \sim D^{-6}$. 这一结果说明, 对于纳米晶材料, H_c 和 $1/\mu_i$ 是和 D^6 成正比的, 随着晶粒尺寸变小, 磁导率显著上升, 矫顽力明显下降. 这一情况和通

常的较大晶粒的软磁材料完全不一样, 此时晶粒大小超过畴壁厚度, 磁化过程决定于晶界上的畴壁钉扎, 因此有 $H_c \propto D^{-1}$, $\mu_i \propto D$, 即随着晶粒尺寸减小, 磁导率下降而矫顽力上升.

图5(a)和(b)为晶粒尺寸 D 与矫顽力和起始磁导率的关系曲线^[10], 图中虚线为理论曲线. 可见用以上理论可以很好地说明这个结果.

应当说明, FeSiNbCuB 合金在晶化以后具有很好的磁性除以上提到的原因外还和它具有很低的磁致伸缩系数 λ_s 有关. 该合金测得的 λ_s 值在非晶态时约为 20×10^{-6} . 在退火过程中逐渐下降到很低的值, 约为 2×10^{-6} , 可以认为测得的 λ_s 值是合金中两相的平均值. 退火时产生的晶化相是含 Si 约为 20at% 的 Fe-Si 固溶体, 它自身的 λ_s 值约为 -6×10^{-6} , 其余的非晶或界面相的 λ_s 值约为 20×10^{-6} . 若设晶化相所占的体积百分数为 V_c , 则

$$\lambda_s \approx -6 \times 10^{-6} \times V_c + 20 \times 10^{-6} \times (1 - V_c). \quad (5)$$

可见若晶化相占 70%, 则 $\lambda_s \approx 2 \times 10^{-6}$; 若晶化相达到 77%, 则 $\lambda_s \rightarrow 0$.

五、展 望

从非晶态合金的晶化研究到晶粒大小为纳米级的软磁材料的发现, 为软磁材料的研究前景展现出一个新的领域. 目前的研究工作大都集中在 FeCuMSiB (M: Nb, Ta, Mo, W, Zr, Hf, 等) 的成分范围内, 以便能更好地了解获得优异软磁特性原因. 其他合金系中可形成纳米晶软磁材料的工作已有报道, 如 K. Suzuki 等人^[12] 发现的具有更高的饱和磁通密度 B_s 的 FeZrB 和 FeZrBM (M: Hf, Nb, 或者 Ta) 纳米软磁合金, 其 B_s 在 1.5T 以上; Co 基、Ni 基合金中可形成纳米晶软磁的工作也已有专利报道. 而 $Ni_{30}P_{20}$ 非晶态合金可以通过晶化而形成纳米晶结构^[13] 也具有启发性. 相信在不远的将来, 将会有更多的纳米软磁材料问世. 可以认为, 凡是能通过晶化而形成单一纳米晶的材料, 只要它能具有较高的饱和磁化强度就可以形成

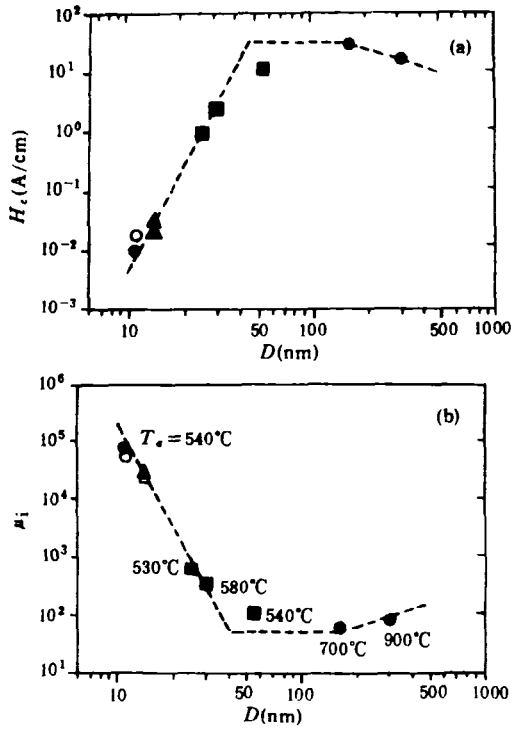


图5(a) $Fe_{74.5-x}Cu_xNb_3Si_{22.5-y}B_y$ 合金的 H_c 与晶粒尺寸 D 的关系曲线^[10]

- 无 Cu, 9 at% B;
- 1at% Cu, 9 at% B;
- ▲△ 1 at% Cu, 6 at% B

(b) $Fe_{74.5-x}Cu_xNb_3Si_{22.5-y}B_y$ 合金的 μ_i 与晶粒尺寸 D 关系曲线^[10]

- ▲ 空冷;
- △ 炉冷;
- Ta 退火一小时

好的软磁材料;含有多种纳米晶的材料可能会出现特殊磁性;对于含有稀土元素的钴基或铁基合金,如能有效地控制其晶粒大小,按无规各向异性模型的理论则可以实现用同一成分的合金制成从软磁到硬磁的系列材料,这将是很有意义的,有待通过实验来实现。

- [1] A. Datta et al., Proc. 4th Int. Conf. on Rapidly Quenched Metals, eds, I. Masumoto and K. Suzuki, The Japan Institute of Metals, Sendai, Japan, (1982), 1007.
- [2] R. Hasegawa et al., Proc. 4th Int. Conf. on Rapidly Quenched Metals, eds. I. Masumoto and K. Suzuki, The Japan Institute of Metals, Sendai, Japan, (1982), 929.
- [3] Y. Yoshizawa et al., *J. Appl. Phys.*, **64**(1988), 6044.
- [4] F. Pfeiffer and C. Radloff, *J. Magn. Magn. Mat.*, **19**

- (1980), 190.
- [5] N. Ishiwata et al., *IEEE Trans. Magn.*, **MAG-23** (1987), 2152.
- [6] Y. Yoshizawa and K. Yamauchi, *Mater. Trans. Japan Inst. Metals*, **31** (1990), 307.
- [7] Y. Yoshizawa and K. Yamauchi, *Mater. Sci. Eng.*, **A133** (1991), 176.
- [8] 吉沢克仁,山内清隆,日本金属学会会报, **31** (1992), 29.
- [9] G. Herzer, *IEEE Trans. Magn.*, **MAG-25** (1989), 3327.
- [10] G. Herzer, *IEEE Trans. Magn.*, **MAG-26** (1990), 1397.
- [11] K. Hiraga and O. Kohmoto, *Mater. Trans, Japan Inst. Metals*, **33** (1991), 868.
- [12] K. Suzuki et al., *Mater. Trans. Japan Inst. Metals*, **32** (1991), 93.
- [13] K. Lu et al., *J. Appl. Phys.*, **69** (1991), 522.

宝光的理论

胡波

(西北纺织学院物理教研室,西安 710048)

国外从本世纪40年代开始对宝光进行理论研究,先后提出了几种解释宝光现象的理论,从而对宝光问题作出了相当深刻的解释.本文简要介绍和评述了这些研究成果,主要包括米氏散射理论、范德赫尔斯特的表面波理论和努森兹维格的复角动量理论.显然,经典的几何光学和一般的衍射理论都不能或难以解释宝光现象.

宝光(俗称佛光,英文名 Glory)通常包括有两个独立的部分——观察者的身影和环绕在观察者身影头部四周的瑰丽的彩色光环,色序为内紫外红.因为在四川的峨眉山和德国的布罗肯地区可常见这种现象,所以国内也称这种绮丽的光象为峨眉宝光,国外则有“布罗肯幽灵”之称.

宝光现象如何解释?因为宝光发生在反日点的周围,光环的色序与虹相同,因此,有人试图象解释虹一样用几何光学解释之^[1];又因为宝光与日月华的色序相同,而且光环的角半径相接近,于是,也有人认为一般的衍射理论可以解释宝光现象^[2].然而,宝光光环的角半径一般

只有几度,远小于虹(42°);华是日、月光通过云中水滴的向前衍射形成的,而宝光归因于云雾前面水滴的后向散射光的干涉作用,而且光环的角分布也与通常的衍射理论不一致.因此,经典的几何光学和通常的衍射理论不能或不足以解释宝光现象.

对于宝光现象的正确解释的基础是米氏(G. Mie)散射理论;范德赫尔斯特(Van de Hulst)的表面波理论是关于宝光的第一个有价值的理论;努森兹维格(H. M. Nussenzvig)将复角动量理论应用于宝光现象,对宝光问题作出了相当深刻的解释.