第9卷 第1期
1995年3月

高 压 物 理 学 报
CHINESE JOURNAL OF HIGH PRESSURE PHYSICS

Vol. 9, No. 1
Mar., 1995

纳米晶 FeCuNbMSiB(M=Nb,V,Mo)合金的微结构及其电阻率与压力的关系*

苏 昉[1,2] 谢 斌[1]

(1. 中国科学技术大学基础物理中心,合肥 230026)
(2. 中国科学技术大学结构分析开放实验室,合肥 230026)

摘要 X射线衍射和透射电镜的结果表明:非晶 FeCuNbMSiB(M=Nb,V,Mo)合金在540℃退火20min,表面析出的纳米晶是α-FeSi固溶体,粒度为10～20nm。此外,在0.0001～2.4GPa范围内测量了它们的常压室温电阻率以及电阻率随静水压的变化,得到了电阻率与压力的线性关系式。最后探讨了热处理方式和温度对非晶 $Fe_{73.1}Cu_{1.2}Nb_{3.2}Si_{12.5}B_{10}$ 合金退火形成纳米晶的影响。

关键词 纳米固体 非晶态合金 电阻率 流体静压力

中图法分类号 TG139.8

1 引 言

非晶态合金不仅在美国大量用作电力变压器铁芯,其损耗与激磁电流分别为硅钢的1/3,节能效益十分显著;而且其高频磁特性还优于坡莫合金,在价格上又低于坡莫合金。故日本和中国亦广泛用于开关电源、漏电开关、脉冲变压器、磁头、磁屏蔽、磁分离技术、非晶传感器等电子磁性器件[1]。

非晶 Fe-Si-B 系经合金化添加少量金属(Ni,Mo,Mn,Cr,V)后,并采用局部晶化热处理法,可得到优异的高频磁特性。例如 $(Fe_{0.97}M_{0.03})_{76}Si_{14}B_{10}$ 和 $Fe_{75}Ni_4Mo_3B_{16}Si_2$ 等用于高频开关电源,其原因是微晶相或沉淀粒子导致磁畴细化,使涡流损耗降低[2]。

1988年日本 Yoshizawa 等[3]又更上一层楼,将含有 Cu 和 Nb 的 Fe-Si-B 合金在退火后形成直径约为15nm 的纳米晶合金,它具有高磁化强度,其弱场磁导率高达 1×10^5(一般 Fe 基非晶合金在1～200kHz 为 5×10^3)。低矫顽力和低的高频损耗(用作高频转换器,其心耗低至2 kW/m²),成为目前公认最好的软磁材料。他们称这种合金为"Finemet"。人们纷纷改变组分,探讨各种类型超微晶合金的优异磁性及形成机理,并取代体积大的铁氧体和昂贵的钴基合金,应用在高灵敏度微型漏电保护器、工业漏电开关、检测电网污染漏电、空调器开关电源、中小功率脉冲变压器、霍尔电流传感器等方面[4],显示出美好的应用前景,掀起软磁材料研究领域的一个新热点。

* 国家科委基础处资助项目。
1993年9月6日收到原稿,同年11月24日收到修改稿。

降低交流损耗的关键在于增大铁芯材料的电阻率。根据日本东芝公司的研究[1]，非晶合金应力敏感性强，无论是张力还是弯曲力，均导致损耗增大。因此非晶合金电阻率在受压后如何变化，更加令人关注。本文研究了非晶 FeCuNbMSiB(M=Nb,V,Mo)合金薄带退火形成的纳米晶状况及其电阻率在(0.0001～2.4GPa)流体静压力范围内的变化，得到一些定量结果。对于该类新型微晶软磁材料的研制，将它们制成变压器实际应用在高压力环境(如海洋深处、战场爆炸)，均具有较重要的意义。

2 实验方法

2.1 纳米晶合金制备

形成非晶态的类金属元素 Si 取 12.5at.%，B 取 10at.%，加入 Cu1at.%可形成晶化成核的核心，并能抑制晶粒长大。以上组分均保持固定不变。加入 Nb 则不仅有抑制晶粒长大的作用，还会使 λ_s 大为降低。另外，用 Mo 代替 Nb 可达类似效果，仍具有高起始磁导率、低矫顽力、低损耗的优良磁性，但更为廉价、容易制造。因此用单辊快淬法制备出非晶合金条带 FeCuNbMSiB(M=Nb,Mo,V)系列，带宽 9～30mm，带厚 27～31μm。所有样品均在 540℃热处理 20min，并随炉冷却。

2.2 流体静压力的产生和测量

采用 4 MN(400 吨力)四柱双缸液压机双向加压。由同步箍紧式活塞圆筒型高压装置产生静水压，装置剖面图详见文献[5]，液体传压介质采用石油醚，压力腔内装有自制的并经高纯铋丝校正的锰铜丝压力计。外接 0.02 级 QJ-36 型单双臂两用电桥和 LZ3-204 型函数记录仪测量流体静压力，测压误差小于 0.003。

2.3 直流电阻率测量

采用标准的四端引线法。压力腔内布置图及测量电路图请看文献[6]。R_0 采用 BZ3 型直流标准电阻，浸在纯净的 52# 变压器油中，误差$<\pm 0.01\%$，其电压 V_1 用 JDS-Ⅱ型高灵敏度 4(1/2)位四量程自动切换电压表测量。待测电阻 R_x 与 R_0 串联，其电压 V_2 用 7150 型 6(1/2)位数字电压表测量。故 $R_x=V_2/I=(V_2/V_1)R_0$。设计了双刀换向开关，使电流先后从正、反向流过待测电阻，所有压力点均取正、反向电流下的平均值 $\bar{R}_x=(1/2)(R_x^+ + R_x^-)$。室温和常压下的电阻率 $\rho_0=\bar{R}_{x0}\times W_0h_0/L_0$(其中 W_0、h_0 和 L_0 分别是非晶合金薄带在室温和常压下的平均宽度、平均厚度和两个内端之间的长度)。

根据热电偶测量，每次加压对传压介质做功使其温升 1～2℃，约一分钟才恢复到室温。故每次加压后均等一分钟再开始测量，从而消除电阻率因加压造成的温度效应。

室温和高压下的电阻率 $\rho=\bar{R}_x\cdot Wh/L=\bar{R}_x\cdot W_0h_0/L_0\cdot(1-\varepsilon)$，式中 W、h 和 L 分别是同一非晶合金带在室温和高压下的平均宽度、平均厚度和两个内端之间的长度。由于液压和非晶态材料均为各向同性，一维受压缩为$(1-\varepsilon)$，因此，$\rho/\rho_0=(\bar{R}_x/\bar{R}_{x0})\cdot(1-\varepsilon)$，即电阻率的相对值由两部分相乘。前者是样品电阻在压力下的相对值。从实验中得知：在 2.4GPa 下，$(\bar{R}_x-\bar{R}_{x0})/R_{x0}=-1.64\%\sim-1.55\%$，相对变化量颇小；后者是非晶合金受压缩后的尺寸效应因子。估算如下：三向平均应力[7] $\sigma=(\sigma_x+\sigma_y+\sigma_z)/3=p$；体积应变 $\theta=\varepsilon_x+\varepsilon_y+\varepsilon_z=3\varepsilon$；体积弹性模量 $K\equiv\sigma/\theta=164(\mathrm{GPa})\times(1-7\%)$，(金属玻璃体积模量比晶态合金低 7%[8])。由此得出：$\varepsilon=p/(3\times0.93\times164)=0.52\%$。后者是前者的 1/3，属于同一数量级，

不能被忽略。故该两部分受压的变化都必须考虑和计算在内。

3　结果与讨论

3.1　X 射线衍射物相分析

在日本 RIGAKU 旋转阳极 X 光衍射仪上进行 X 射线衍射物相分析。测量的工作条件均为：铜靶、K_α 辐射、$\lambda=0.15418$ nm、管电压 40kV、管电流 100mA、计数率 1000 CPS、$2\theta=20\sim90°$。结果见图 1。

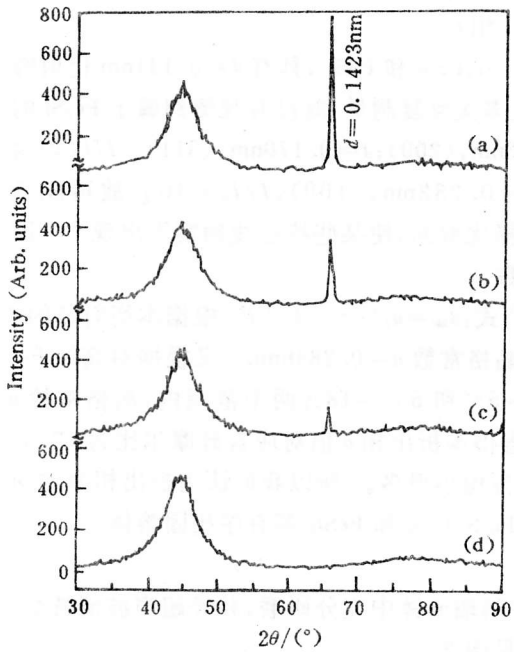

图 1　非晶合金薄带 540℃退火后的 X 光衍射曲线
(a) 5# 非晶合金 $Fe_{73}Cu_1Nb_{1.5}Mo_2Si_{12.5}B_{10}$ 的暗表面
(b) 3# 非晶合金 $Fe_{73.5}Cu_1Nb_{0.5}Mo_{2.5}Si_{12.5}B_{10}$ 的暗表面
(c) 4# 非晶合金 $Fe_{73.5}Cu_1Nb_1Mo_2Si_{12.5}B_{10}$ 的暗表面
(d) 3#、4#、5# 非晶合金的亮表面

Fig. 1　X-ray diffraction curve of amorphous alloy after annealing at 540℃ for 20 min
(a) 5# dark surface of amorphous alloy $Fe_{73}Cu_1Nb_{1.5}Mo_2Si_{12.5}B_{10}$,
(b) 3# dark surface of amorphous alloy $Fe_{73.5}Cu_1Nb_{0.5}Mo_{2.5}Si_{12.5}B_{10}$,
(c) 4# dark surface of amorphous alloy $Fe_{73.5}Cu_1Nb_1Mo_2Si_{12.5}B_{10}$,
(d) Bright surface of amorphous alloy 3#, 4#, 5#

图 1(a)、(b)和(c)分别是非晶合金薄带 $Fe_{73}Cu_1Nb_{1.5}Mo_2Si_{12.5}B_{10}$、$Fe_{73.5}Cu_1Nb_{0.5}Mo_{2.5}Si_{12.5}B_{10}$ 和 $Fe_{73.5}Cu_1Nb_1Mo_2Si_{12.5}B_{10}$ 经 540℃退火 20 min 随炉冷却后暗表面的 X 光衍射曲线。除了非晶态漫散射形成的大包外，还有一个结晶态衍射峰($d=0.1423$nm)属于 α-Fe 的第三条强线，相对强度 $I/I_0=20$，面指数(200)，该峰的强度明显与非晶合金组分有关。查手册得知：α-Fe 的第一条强线在 $d=0.2027$nm，$I/I_0=100$，面指数(110)；第二条强线在 $d=0.1170$nm，$I/I_0=30$，面指数(211)。这二条线的相对强度均比第三条大，应该同时也出现，然而却没有出现。

图 1(d)是图 1(a)、(b)、(c)中同一样品的另一发亮表面的 X 光衍射曲线。只见非晶态漫散射形成的包，未见任何晶态衍射峰。如果某些晶粒的晶面不在与合金薄带表面平行的方向，则用 θ-2θ 联动就测不到。我们固定样品令探测器改测摇摆曲线，仍未见任何衍射峰，故排除了此种可能性，确认发亮表面完全是非晶态。

峰是 X 射线遇见周期性结构衍射迭加的结果。图 1(a)、(b)、(c)只有一个峰，表明只在该峰对应的密勒指数(200)面方向有周期性层状排列，即 α-Fe 微晶沿薄带表面析出时，多数析出相的(100)面完全平行于薄带的表面。而在第一强线对应的(110)面方向和第二

强线对应的(211)面方向，排列较混乱，属无序状态，没有周期性。

根据谢乐方程式计算的晶粒平均尺寸：5#非晶合金为 20.6 nm，3#非晶合金为 20 nm，4#非晶合金为 25nm。纳米金属颗粒光的反射率只有 1%，可能这就是析晶表面发暗的原因。

对照 Herzer[9,10]的结构分析，非晶 $Fe_{73.5}Cu_1Nb_3Si_{13.5}B_9$ 合金在 540℃退火约 1h，其中含 α-FeSi 固溶体晶体相，体积约占 70%～80%；而晶界层仍为非晶，约占 20%～30%。文献[11]测量并计算非晶 $Fe_{73.1}Cu_{1.2}Nb_{3.2}Si_{12.5}B_{10}$合金在 540℃退火 40 min 的 Mössbauer 谱，亦认为含大约 70%的 α-FeSi 固溶体，属于有序相 $Fe_{75+y}Si_{25-y}$；约 26%的晶界非晶相和 3.9%的顺磁相(似乎是 Fe 和 Nb 形成的电子化合物 ε 相)

α-FeSi 有序固溶体共四种，它们是 Fe_3Si、Fe_2Si、FeSi 和 $FeSi_2$，具有 $d=0.141$nm 衍射峰的只有 Fe_3Si 和 Fe_2Si 两种。但是本实验样品经多次反复测量，既没有观测到属于 Fe_2Si 的另三条特征谱线[$d=0.325$nm，(111)；$d=0.283$nm，(200)；$d=0.170$nm，(311)。I/I_0 均为 40]，亦未观测到属于Fe_2Si的第四条谱线[$d=0.282$nm，(100)，$I/I_0=40$]。故可能是 α-FeSi 有序相未曾析出；也可能定向析出时有择优取向，使某些特征线确实不出现了。因此，要鉴定真正的析出相必须精确测定晶格常数。

α-Fe 是体心立方结构，$Im3m$，其晶面间距公式：$d_{hkl}=a/\sqrt{h^2+k^2+l^2}$。根据本衍射峰的 $d=0.1423$nm 和面指数(200)，可算出析出相的晶格常数 $a=0.2846$nm。又根据对高纯 Fe-Si 合金的研究结果[12]，当含 Si 的质量比在 0～5%和 5%～18%两个范围内，晶格常数 a 与 Si 含量分别以不同斜率成线性关系。由此查得本析出相 a 值对应含硅摩尔比为 12.8 at.%，比 Fe_3Si 含 Si 25at.%、Fe_2Si 含 Si 33at.%均小得多。所以我们认为析出相为含 Si 12.8at.%的 α-FeSi 固溶体，但尚未构成 Fe_3Si、Fe_2S、FeSi 和 $FeSi_2$ 等有序相固溶体。

3.2 透射电镜的粒度和物相观测

将非晶 $Fe_{73.5}Cu_1Nb_1Mo_2Si_{12.5}B_{10}$合金薄带在玛瑙研钵中充分研磨，并经超声波清洗后，挑选极薄片放在铜网上用透射电镜观测，结果见图 2。

图 2 中，(a)是该非晶合金极薄片的形貌象。左边较厚处呈黑色，中间与右边极薄处能被电子射线穿透，析出的晶粒清晰可见。微晶颗粒度为 10～20 nm，与 X 光结果基本上相符合。看来(a)来自非晶合金薄带的暗表面。(b)是对准(a)的选区 200 nm 的电子衍射照片。两圈较宽的弥散晕环依稀可辨。它表明试样主要是非晶态，存在原子间的近程序，不存在长程序，故其衍射图上不出现多晶体的许多明锐衍射环。个别亮点是非晶基体析出的不同取向的 α-Fe 晶粒衍射电子射线造成。(c)是表面有密集晶粒析出的薄片形貌像。(d)是对准(c)的选区 200 nm 的电子衍射照片。三道相当明锐的光环是由许多十几纳米的微晶粒的衍射点组成。大的光点是大颗粒的衍射点，看来它具有六次对称性(或三次对称性)。(d)反映出(c)以结晶相为主。

3.3 常压室温电阻率与组分的关系

五种非晶合金薄带在540℃退火20min随炉冷却后，测其在大气压和室温(11～13.5℃)下的电阻率 ρ_0，列于表 1。

尽管纳米合金材料的电导率只有一般合金材料的 1%，因为 1#两表面全是非晶，3#、

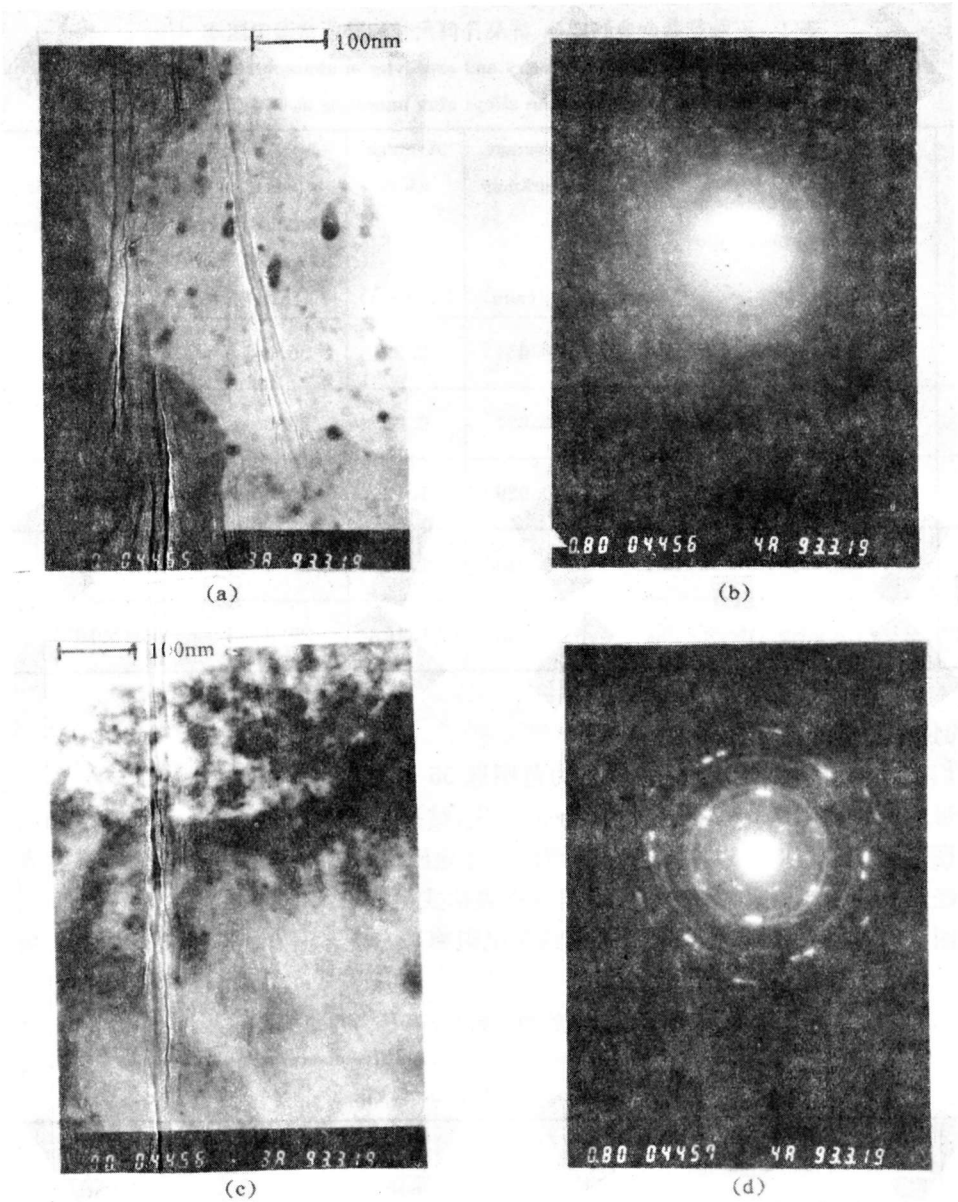

图 2　非晶 $Fe_{73.5}Cu_1Nb_1Mo_2Si_{12.5}B_{10}$ 合金在 540℃退火 20min 炉冷后的透射电镜照片

Fig. 2　TEM images of amorphous alloy $Fe_{73.5}Cu_1Nb_1Mo_2Si_{12.5}B_{10}$ after annealing at 540℃ for 20 min

4#、5#仅有一暗表面析出纳米晶，另一亮表面仍是非晶，2#两表面皆析出纳米晶，估计体内仍是非晶，故它们的常压室温电阻率只比一般非晶合金略高一点（如美国的非晶合金代表性产品 2605S-2[1]，成分为 $Fe_{78}B_{12}Si_9$，$\rho_0=130\mu\Omega\cdot cm$）。

表1 五种非晶合金的成分、样品几何尺寸和常压室温电阻率

Table 1 Composition, sample geometry and resistivity at atmospheric pressure and room temperature in five amorphous alloys after annealing at 540℃ for 20 min

No. of sample	Composition of amorphous alloy	Average thickness h_0/(mm)	Average width W_0/(mm)	Length between terminal C and D L/(mm)	Resistivity under atmospheric pressure and room temp. ρ_0/(Ω·cm)
1#	$Fe_{73.1}Cu_{1.2}Nb_{3.2}Si_{12.5}B_{10}$	0.031	3.22	30.0	1.66×10^{-4}
2#	$Fe_{70}Cu_1Nb_{1.5}V_5Si_{12.5}B_{10}$	0.027	0.92	30.0	1.71×10^{-4}
3#	$Fe_{73.5}Cu_1Nb_{0.5}Mo_{2.5}Si_{12.5}B_{10}$	0.029	1.12	29.0	2.05×10^{-4}
4#	$Fe_{73.5}Cu_1Nb_1Mo_2Si_{12.5}B_{10}$	0.029	1.90	29.0	1.67×10^{-4}
5#	$Fe_{73}Cu_1Nb_{1.5}Mo_2Si_{12.5}B_{10}$	0.028	1.10	29.0	2.01×10^{-4}

3.4 约化电阻率与流体静压力的关系

我们在0.0001～2.4GPa流体静压力范围选55个压力点，准确测量了上述五种非晶合金薄带的约化电阻率(ρ/ρ_0)随静水压 p 的变化，结果见图3和图4。

从图3可见：1#、3#、5#非晶合金薄带的约化电阻率(ρ/ρ_0)与压力 p 保持严格的直线关系。经过一阶多项式作精确拟合，得到解析表达式见表2。

由图4可见：2#、4#非晶合金薄带的约化电阻率(ρ/ρ_0)与压力 p 保持折线关系。两段

表2 五种非晶合金的约化电阻率与压力的关系式

Table 2 Pressure-relative resistivity equation of five amorphous alloys after annealing at 540℃ for 20 min

No. of sample	Composition of amorphous alloy	Empiric equation	Variance
1#	$Fe_{73.1}Cu_{1.2}Nb_{3.2}Si_{12.5}B_{10}$	$\rho/\rho_0=1-6.379\times10^{-3}p$	1.920×10^{-9}
2#	$Fe_{70}Cu_1Nb_{1.5}V_5Si_{12.5}B_{10}$	(a) $\rho/\rho_0=1-5.951\times10^{-3}p$	3.850×10^{-9}
		(b) $\rho/\rho_0=1-6.794\times10^{-3}p$	1.968×10^{-9}
3#	$Fe_{73.5}Cu_1Nb_{0.5}Mo_{2.5}Si_{12.5}B_{10}$	$\rho/\rho_0=1-6.876\times10^{-3}p$	3.639×10^{-9}
4#	$Fe_{73.5}Cu_1Nb_1Mo_2Si_{12.5}B_{10}$	(a) $\rho/\rho_0=1-6.236\times10^{-3}p$	2.900×10^{-9}
		(b) $\rho/\rho_0=1-6.928\times10^{-3}p$	1.263×10^{-8}
5#	$Fe_{73}Cu_1Nb_{1.5}Mo_2Si_{12.5}B_{10}$	$\rho/\rho_0=1-6.753\times10^{-3}p$	9.134×10^{-10}

Note: Pressure range: (a) 0.0001～0.95GPa, (b) 0.95～2.40GPa.

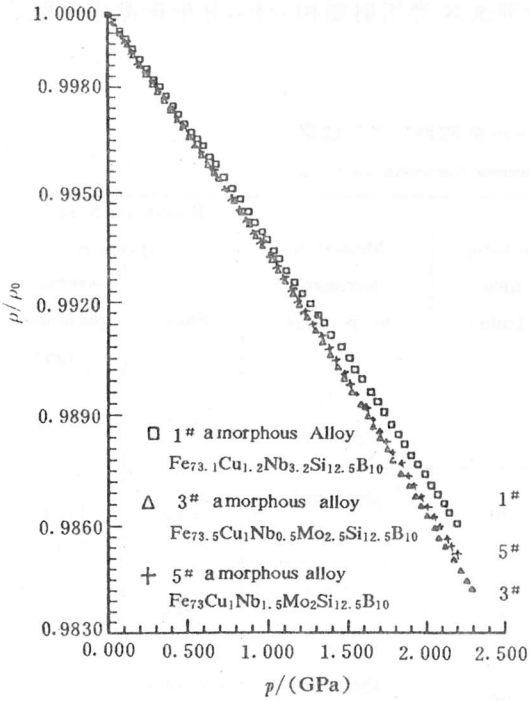

图 3　1#、3#、5#非晶合金退火后约化电阻率随静水压的变化

Fig. 3　Hydrostatic pressure dependence of the relative resistivity of amorphous alloy 1#, 3#, 5# after annealing at 540℃ for 20 min

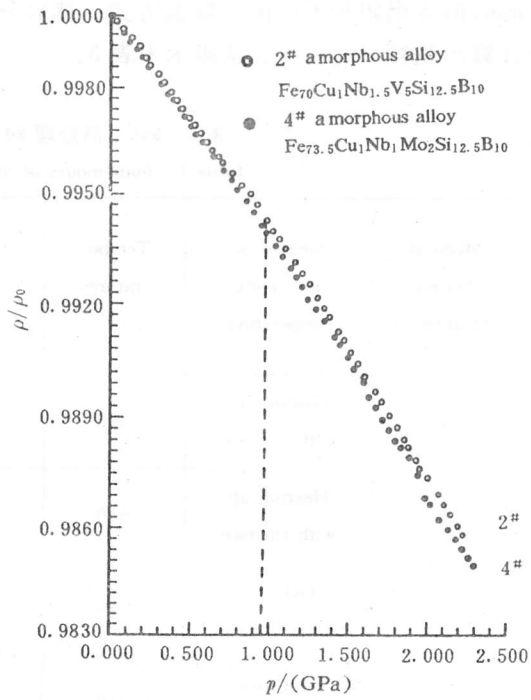

图 4　2#、4#非晶合金退火后约化电阻率随静水压的变化

Fig. 4　Hydrostatic pressure dependence of the relative resistivity of amorphous alloy 2#, 4# after annealing at 540℃ for 20 min

直线的转折点在 0.95GPa。在两段压力范围可分别用一阶多项式去精确拟合，所得解析式及方差见表 2。

根据上述解析表达式，可计算出五种非晶合金薄带退火后在 0.0001～2.40GPa 范围内任一压力 p 所对应的(ρ/ρ_0)值。

3.5　热处理方式和温度对晶粒度的影响

影响晶粒度的首要因素是非晶合金的组分。通常 FeSiB 合金在晶化后晶粒尺寸要大得多，约 0.1～1μm；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 的合金在相同加热条件下，晶化后其晶粒尺寸约 25 nm[9]，因此可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 的作用。已有实验表明[10]，Ag 可代替 Cu 成为晶化成核的核心，而用 Mo、W、Ta 等代替 Nb 亦起到抑制晶粒长大的类似作用。

组分确定后，热处理的方式和温度对晶粒度亦有重要的影响。根据 X 光衍射和透射电镜结果，2#、3#、4#、5#非晶合金薄带退火后表面确实析出 10～20 nm 的晶粒。问题是形成的纳米晶数量太少。为了增加纳米晶的数量，必须研究如何改进热处理。

我们选择 1# 非晶 $Fe_{73.1}Cu_{1.2}Nb_{3.2}Si_{12.5}B_{10}$ 合金，放入 SK2-2-10H 型回转式管式电阻炉内，并以 DWT-702 精密温度自动控制仪控温（精度为±0.5℃），都在 540℃热处理 20

min，但采用四种不同的升降温方式。然后分别做X光衍射物相分析，并根据谢乐方程式计算出晶粒平均尺寸。结果示于表3。

表3 540℃热处理20 min的四种方式与结果

Table 3 Four modes of thermal treatment and results

Mode of thermal treatment	Method of increasing temperature	Temperature t/(℃)	Holding time /(min)	Method of decreasing temperature	Results on X-ray diffraction	
					Phase	Average graininess /(nm)
1	Heating up with furnace	540	20	Furnace-cooled	α-Fe	11.4
2	Heating up with furnace	540	20	Quenched in air	α-Fe	11.8
3	Get into 540℃ furnace	540	20	Furnace-cooled	α-Fe	10.7
4	Get into 540℃ furnace	540	20	Quenched in air	Amorphous state	0

前三种方式都得到α-Fe的完全结晶(三个强峰都出现)。显然，只要随炉升温或随炉冷却，受热时间比较长，才能完成晶核形成和长大过程，达到完全结晶态。因此我们选择第二种方式，随炉升温而不随炉冷却(立即取出)，可及时中断晶化过程，便于控制。

采用第二种热处理方式，我们对非晶$Fe_{73.1}Cu_{1.2}Nb_{3.2}Si_{12.5}B_{10}$合金薄带分别在不同温度退火20 min，然后作X光衍射物相分析，观测不同热处理温度下的结晶程度，得图5。

取α-Fe的第一条强峰($d=0.201$nm)的半高宽，根据谢乐方程式，计算出上述七种不同的热处理温度下的平均晶粒尺寸，见图6。

由图6可见，热处理温度从490℃升高到540℃，导致衍射峰强度增大，它表明结晶粒数量增多，这是有利的一面。同时平均晶粒度亦从3.5 nm增大到13.2 nm，由于Cu和Nb的抑制作用被控制在一定的范围。关于我们与上海钢铁研究所的热处理设备、方式不同对晶化造成较大差异，以及图4的2#、4#两种材料在0.95GPa是否有相变，均尚待进一步探讨。

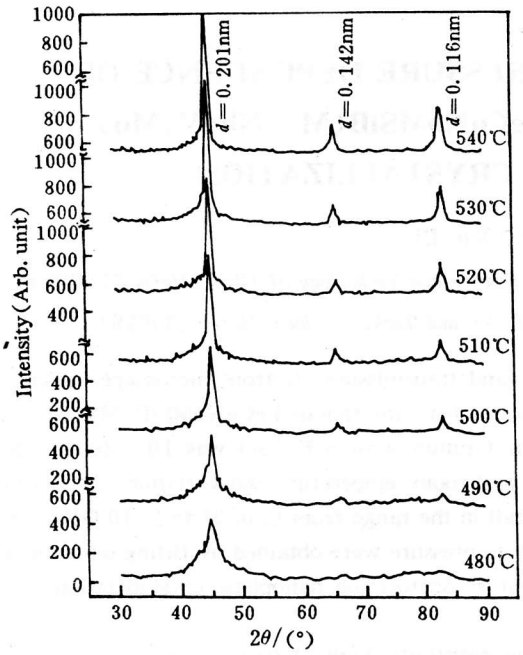

图 5　非晶 $Fe_{73.1}Cu_{1.2}Nb_{3.2}Si_{12.5}B_{10}$ 在不同温度热处理后的 X 光衍射曲线

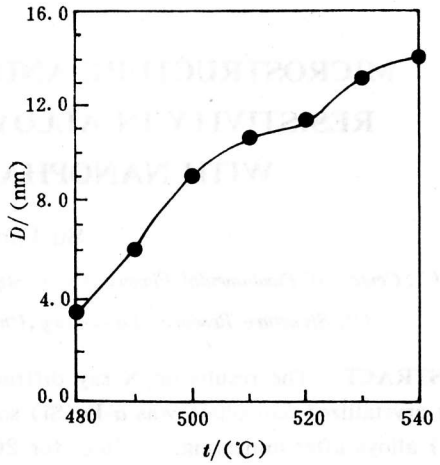

图 6　平均晶粒度随不同热处理温度的变化

Fig. 6　Variation of average graininess with annealing temperature

Fig. 5　X-ray diffraction curve of amorphous alloy $Fe_{73.1}Cu_{1.2}Nb_{3.2}Si_{12.5}B_{10}$ after annealing at different temperature for 20 min (Mode 2 of thermal treatment)

对上海钢铁研究所张延忠博士等提供非晶合金薄带样品，作者深表感谢。

参　考　文　献

1　杨国斌. 物理，1989，18：744～749
2　唐与谌. 国外金属材料，1983，(1)：35
3　Yoshizawa Y，Oguma S，Yamauchi K. J Appl Phys，1988，64：6044～6046
4　张延忠，等. 第六届全国非晶材料和物理学术讨论会论文集. 桂林，1991 年 11 月. 215；221；225
5　苏　昉，车荣钰，等. 高压物理学报，1990，4：63
6　苏　昉，苏　骏. 高压物理学报，1993，7：92
7　徐　灏，等编. 机械设计手册(第一卷). 北京：机械工业出版社，1991. 4～55
8　郭贻诚，王震西主编. 非晶态物理学. 北京：科学出版社，1984. 297
9　Herzer G. IEEE Trans Magn，1989，25：3327
10　Herzer G. IEEE Trans Magn，1990，26 1397
11　张延忠，金慧娟，许桂琴. 科学通报，1992，37：230
12　Bozokth R M. Ferromagnetism. lsm. Third printing. New York，Toronto，London：D Van Nostrand Company，Inc，1955. 74

MICROSTRUCTURE AND PRESSURE DEPENDENCE OF RESISTIVITY IN ALLOY FeCuNbMSiB(M=Nb,V,Mo) WITH NANOPHASE CRYSTALLIZATION

Su Fang[1,2], Xie Bin[1]

(1. *Center of Fundamental Physics, University of Science and Technology of China, Hefei* 230026)

(2. *Structure Research Laboratory, Univ. of Sci. and Tech. of China, Hefei* 230026)

ABSTRACT The results on X-ray diffraction and transmission electron microscope indicated that crystallized nanophase was α-Fe(Si) solid solution in amorphous FeCuNbMSiB(M=Nb,V, Mo) alloys after annealing at 540℃ for 20 min. Graininess of α-Fe(Si) was 10～20 nm. Besides, their resistivity under atmospheric pressure and room temperature and variation of resistivity with hydrostatic pressure were measured in detail in the range from 0.0001 to 2.40 GPa. Linear empirical equations of their relative resistivity to pressure were obtained by fitting on computer. Finally, effect of annealing mode and temperature on forming nanophase crystallization were discussed.

KEY WORDS nanophase solid, amorphous alloy, resistivity, hydrostatic pressure.