

W 对非晶态 Fe-B 基合金的磁性、电性及热稳定性的影响

陈金昌

(北京师范大学物理系)

沈保根 詹文山 赵见高

(中国科学院物理研究所)

1985年7月10日收到

提 要

本文研究了由于元素W的加入,对非晶态 Fe-B 合金的居里温度 T_c , 热稳定性及电阻率温度系数 α 所产生的影响. 指出随着W含量 x 的增加,居里温度 T_c 下降,稳定性得到提高. 随着温度增高,电阻率的变化可用声子及局域自旋涨落的散射来解释.

一、引 言

非晶态 Fe-B 合金系列的电性、磁性及热稳定性已经得到广泛研究. 近年来,由于加入周期表铁族的左列(如 VB 族 V, Nb, Ta; VIB 族 Cr, Mo 及 W)的过渡金属元素,使非晶态合金的电性、磁性及热稳定性发生了很大变化或反常. Nielsen 等人^[1-3]研究了非晶态 $\text{Fe}_{80-x}\text{Cr}_x\text{B}_{20}$ 和 $\text{Fe}_{80-x}\text{Mo}_x\text{B}_{20}$ 合金的磁矩和居里温度随成分 x 的变化,得到了磁矩和居里温度随 Cr, Mo 含量 x 的增加而下降的结果. 他们认为这是 Fe 的 $3d$ 电子和 Cr, Mo 的 $3d$ 电子间的反铁磁耦合所导致的. 并讨论了 Cr, Mo 含量对非晶态 Fe-B 合金的晶化温度所产生的影响. 在非晶态合金中,电阻率极小现象不仅在稀释磁性合金中存在,而且在强铁磁性的非晶态合金中也普遍存在,即低温电阻率极小与铁磁性共存的现象已被实验所证实^[4]. 我们曾详细地研究了某些 Fe 基非晶态合金的电阻率低温反常^[5-11]及它们的热稳定性^[12]. 由于非晶态合金的结构无序,因此它的电阻率一般要比晶态合金高,而电阻率的温度系数 α 较低,并且在很宽的范围内随添加元素或成分的变化,温度系数 α 可取正值、负值,也可接近于零^[13],显示出与晶态合金的明显差异. 本文报道元素W加入到非晶态合金 Fe-B 中,形成 $(\text{Fe}_{1-x}\text{W}_x)_{84.5}\text{B}_{15.5}$ 非晶态合金系列 ($x = 0, 0.02, 0.04, 0.06, 0.08, 0.10$), 其磁性(主要指居里温度)、热稳定性及电阻率随W含量 x 的变化而变化的规律,并讨论这些规律的微观机制.

二、实 验

非晶态合金 $(\text{Fe}_{1-x}\text{W}_x)_{84.5}\text{B}_{15.5}$ ($x = 0, 0.02, 0.04, 0.06, 0.08$ 及 0.10) 的薄带是用单

辊液淬技术制备的,厚约 20—30 μm ,宽约 1mm. 用 X 射线衍射检验了样品的非晶状态.

用 MB-2 型磁天平测量了样品的热磁曲线,测量用的直流磁场约为 1.2T,测量温区为 77—1200K,升温速率为 10K/min,测量的相对精度为 1%.

样品的居里温度 T_c 是由热磁曲线及依据弱场磁化率与温度关系的 Hopkinson 效应来确定的,后一方法采用交流互感桥测量,交变磁场约为 0.75Oe,温度用镍铬-镍硅电偶测量,用纯 Ni 样品的居里温度来校准测量精度,其误差为 $\pm 1\text{K}$. 为了防止样品的氧化,测量在 Ar 气氛下进行.

用 DSC-2C 型差值扫描量热计测量了样品的晶化温度及表观晶化激活能,升温速率分别为 5K/min, 10K/min, 20K/min 及 40K/min.

用四端引线法测定样品的电阻率. 为抵消接触电势的影响,所有实验点都采用正反向电流下的电压读数并取平均值. 电流与电压均采用直流数字电压表. 测温范围分别为 4.2—300K (低温)及 300K—晶化温度(高温),相应测温所用热电偶为金铁-镍铬及镍铬-镍硅,测量精度为 0.01% 及 0.1%,升温速率分别低于 1K/min 及 5K/min.

三、实验结果

1. 由 Hopkinson 效应测定居里温度 T_c

由于 Hopkinson 效应是在弱场下 (0.75Oe) 测定磁化率,故由此法所求得的居里温度 T_c 避免了外场的影响,更接近于非晶态合金的内禀性能. 非晶态合金 $(\text{Fe}_{1-x}\text{W}_x)_{84.5}\text{B}_{15.5}$.

表 1 非晶态合金 $(\text{Fe}_{1-x}\text{W}_x)_{84.5}\text{B}_{15.5}$ 的居里温度

x		0	0.02	0.04	0.06	0.08	0.10	备 注
T_c	(K)	584	539.5	494	463	420	367.5	由 Hopkinson 效应测定
T_c'	(K)	590	534	494	462	438	398	由热磁曲线测定

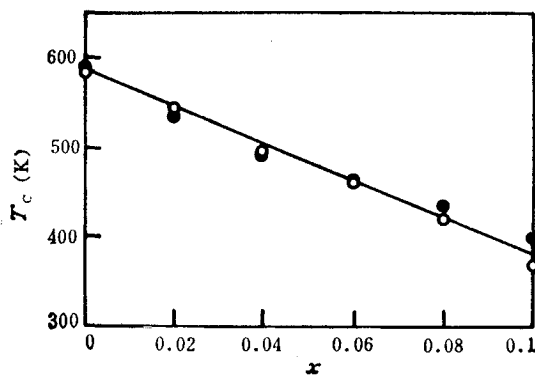


图 1

○——由 Hopkinson 效应测定 ●——由热磁曲线测定

B_{15.5} 系列的居里温度 T_c 随 W 含量 x 的变化很敏感,其结果如图 1 及表 1 所示。由图 1 及表 1 可见,随着 W 含量 x 的增加,居里温度 T_c 接近于线性下降,下降的斜率接近于 26 K/at% W。

2. 热磁曲线

非晶态合金 $(\text{Fe}_{1-x}\text{W}_x)_{84.5}\text{B}_{15.5}$ 的质量饱和磁化强度 σ 与温度 T 的关系示于图 2。由于铁磁状态到顺磁状态的转变属于第二类相变,故在 T_c 附近自发磁化强度与温度的关系可表示为^[14]

$$\sigma^2(T) = 3\sigma^2(0)(1 - T/T_c). \quad (1)$$

式中 $\sigma(T)$ 与 $\sigma(0)$ 分别是温度为 T 及 0K 时的自发磁化强度。所有样品的实验数据均与 (1) 式很好地吻合。应该注意我们是用磁天平测得的饱和磁化强度近似地代替自发磁化强度。由直线外推得到居里温度 T'_c 同样示于图 1 及表 1 中。由表 1 可见,当 $x > 0.06$ 时, $T'_c > T_c$, 这说明在非晶态 Fe-B 合金中,由于 W 部分取代 Fe, 外磁场对 T_c 附近的磁短程序的影响增大。

图 3 是图 2 的热磁曲线的高温部分(放大图)。它可给出不同 W 含量 x 下的起始晶化温度 T_{cr} , 晶化第一峰温 T_{cm1} 。由图 2 可见,不同含量 x 下,所有样品在完全晶化后所显示的一个居里温度均在 $T_{c1} = 1030-1060\text{K}$, 这与 $\alpha\text{Fe}(T_c = 1040\text{K})$ 和 $\text{Fe}_2\text{B}(T_c = 1015\text{K})$ 的居里温度很接近,但在降温的热磁曲线上,明显地出现凹点,即有另一个铁磁相出现,对应图 2 的 T_{c2} 温度。对 $\text{Fe}_{84.5}\text{B}_{15.5}$ 来说, T_{c2} 为 828 K, 它与 Fe_3B 的居里温度

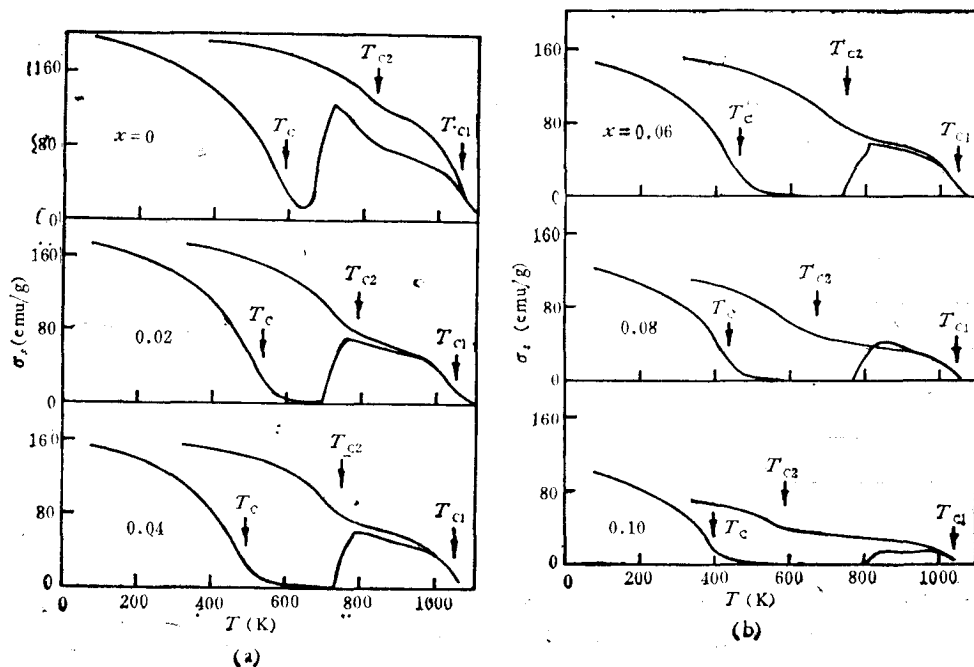
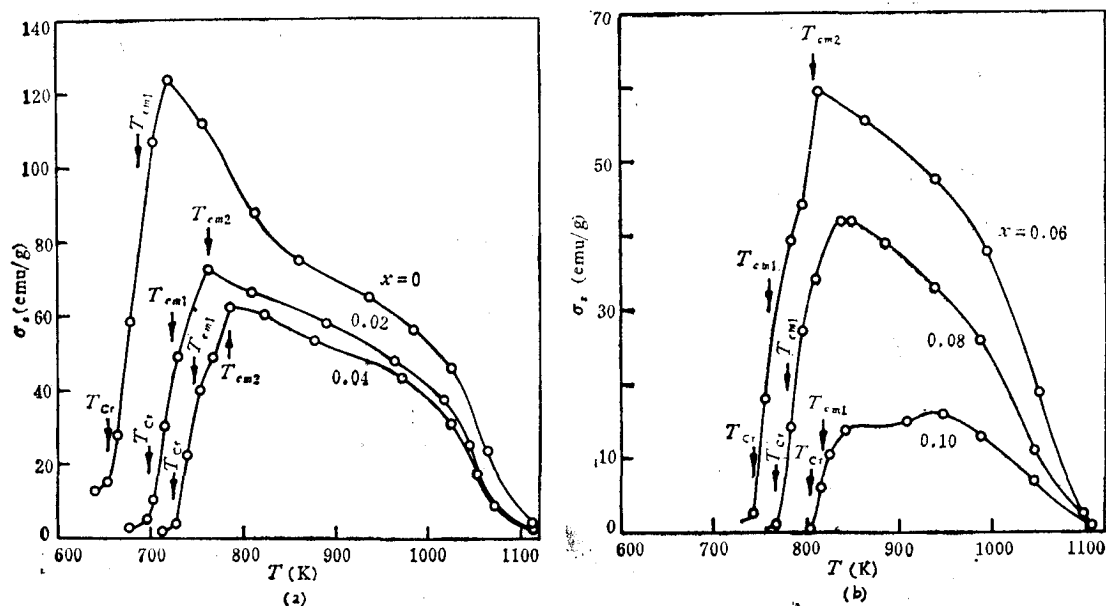


图 2

图3 $(\text{Fe}_{1-x}\text{W}_x)_{84.5}\text{B}_{15.5}$ 热磁曲线的高温部分

($T_c = 823\text{K}$) 相近。由表 2 可见,随着 W 含量 x 的增加, T_{c2} 下降,可能是由于 W 部分取代 Fe 而形成 $(\text{FeW})_3\text{B}$ 相的结果。

3. DSC 的测定

非晶态合金 $(\text{Fe}_{1-x}\text{W}_x)_{84.5}\text{B}_{15.5}$ 的差热曲线经测定均有两个放热峰。图 4 是 $(\text{Fe}_{0.92}\text{W}_{0.08})_{84.5}\text{B}_{15.5}$ 的差热曲线。起始晶化温度 T_{cr} 及第一峰值温度 T_{cm1} 随 W 含量 x 的变化均列在表 2 及图 6 中,由表 2 可见,随着 W 含量 x 的增加,晶化温度 T_{cr} 及第一峰值温度

表 2 非晶态合金 $(\text{Fe}_{1-x}\text{W}_x)_{84.5}\text{B}_{15.5}$ 的晶化温度 T_{cr} 及表观激活能 ΔE

x		0	0.02	0.04	0.06	0.08	0.10
T_{cr} (磁)	(K)	656	698	725	743	768	803
T_{cr} (DSC)	(K)	663	698	727	742	767	800
T_{cm1}	(K)	688	723	747	762	780	817
ΔE	(eV)	—	2.77	3.11	3.23	3.76	4.31
c/a		7.225	7.191	7.157	7.124	7.090	7.056
T_{c2}	(K)	828	800	760	740	670	590

T_{cm1} 均随之增加。大量实验结果表明^[12],在 FeB 合金中,加入元素周期表铁族之左的 3d, 4d 及 5d 等过渡金属,都会使晶化温度 T_{cr} 提高,即非晶态合金的热稳定性得到提高。通常,非晶态合金的稳定性也可用晶化过程的表观激活能 ΔE 表示,它可从下列非等温转变下 Kissinger 方程中求得:

$$\frac{d[\ln(\phi/T_{\text{cm1}}^2)]}{d[1/T_{\text{cm1}}]} = -\frac{\Delta E}{R} \quad (2)$$

式中 R 是理想气体常数, ϕ 是 DSC 曲线的升温速率 (K/min), T_{cm1} 是第一放热峰的所在温度. 对不同升温速率 ϕ , 测定对应的 T_{cm1} 值, 然后作 $\ln(\phi/T_{\text{cm1}}^2)-1/T_{\text{cm1}}$ 图, 发现不同成分 x 下均很好地符合直线关系, 见图 5. 由直线斜率即可求得晶化过程的表观激活能 ΔE 值. 不同成分 x 所对应的 ΔE 值同时可见图 6 及表 2. 由图 6 可见, T_{cr} 及 ΔE 值均随 W 含量 x 的增加而升高, 但在 $x \geq 0.08$ 后, 上升的斜率明显地增加. 图 7 是非晶态合金 $(\text{Fe}_{1-x}\text{W}_x)_{84.5}\text{B}_{15.5}$ 的起始晶化温度 T_{cr} 与每个原子的平均外层电子数 e/a 的关系. 可以看出, 晶化温度 T_{cr} 随 e/a 的增加而线性地下降, 不同 x 下的 e/a 值列在表 2 的最后一行.

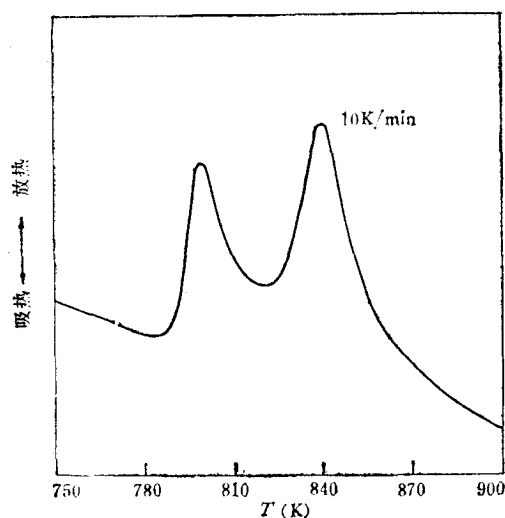


图 4

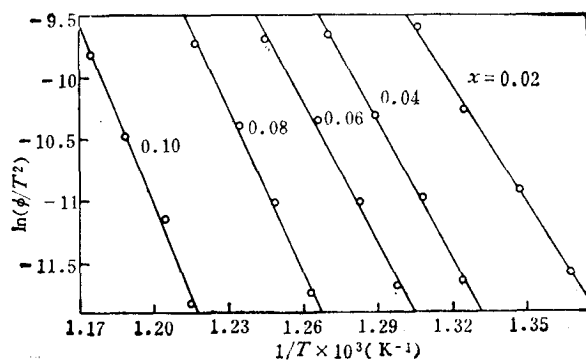


图 5

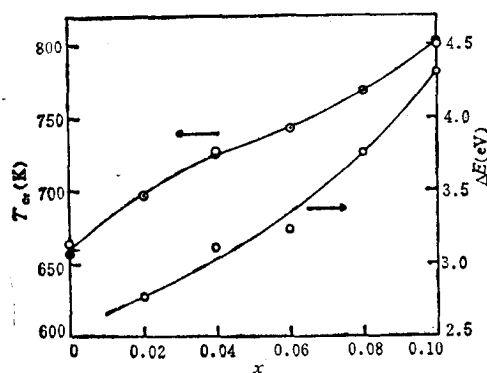


图 6

○—— T_{cr} 为差动热分析测量得到的晶化温度;
●—— T_{cr} 为热磁测量得到的晶化温度

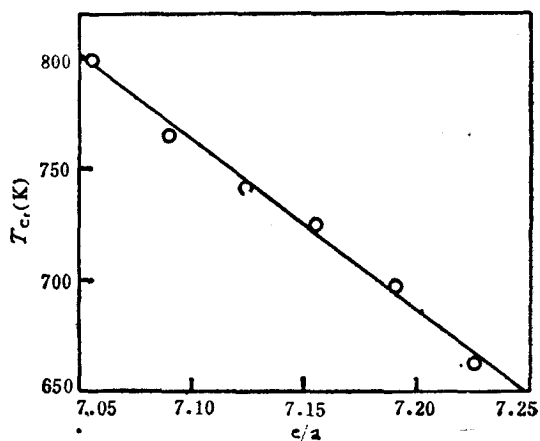


图 7

4. 电阻率随温度与成分的变化

图 8 是非晶态合金 $(\text{Fe}_{1-x}\text{W}_x)_{84.5}\text{B}_{15.5}$ 的约化电阻率 $\rho(T)/\rho_R$ 随温度 T 的变化规律, 其中 $\rho(T)$ 及 ρ_R 分别是温度为 T 及室温时的电阻率。但在低温区(这里指高于电阻率极小值温度 $T_{\min}$ 到某一温度 T_m), 约化电阻率 $\rho(T)/\rho_{\min}$ 与 T^2 成正比, 其中 $\rho_{\min}$ 为低温极小的电阻率^[8], 如图 9 所示。由此可得下列各点:

(1) 当 $T_m < T < T_{cr}$ 时, 所有合金的电阻率 $\rho(T)$ 与温度 T 基本上是一次方关系, 且电阻率温度系数 $\alpha = \frac{1}{\rho} \frac{d\rho}{dT}$ 均大于零。当 $T_{\min} < T < T_m$ 时, 电阻率 $\rho(T) \sim T^2$, 此时也可定义电阻率温度系数, $\beta = \frac{1}{\rho} \frac{\partial \rho}{\partial (T^2)}$, 故温度 T_m 可定义为电阻率 ρ 偏离 T^2 处的温度, 不同 W 含量 x 下的 α , β 及 T_m 值均列在表 3 中。由表 3 可见, 在 Fe-B 合金中, 掺杂少量 W, 均使温度系数 α 及 β 明显地下降。

表 3 非晶态合金 $(\text{Fe}_{1-x}\text{W}_x)_{84.5}\text{B}_{15.5}$ 与电阻率有关的参数

x		0	0.02	0.04	0.06	0.08	0.10
α	K^{-1}	$13.8 \cdot 10^{-5}$	$6.56 \cdot 10^{-5}$	$4.22 \cdot 10^{-5}$	$4.57 \cdot 10^{-5}$	$4.12 \cdot 10^{-5}$	$5.25 \cdot 10^{-5}$
β	K^{-2}	$7.33 \cdot 10^{-7}$	$7.81 \cdot 10^{-8}$	$3.18 \cdot 10^{-8}$	$4.11 \cdot 10^{-8}$	$2.21 \cdot 10^{-8}$	$3.53 \cdot 10^{-8}$
T_m	K	115	195	235	280	225	210
T_R	K	—	543	503	460	443	383

(2) 除了 $\text{Fe}_{84.5}\text{B}_{15.5}$ 合金外, 即所有掺杂 W 的样品的电阻率, 当 $T_m < T < T_{cr}$ 时, 尽管电阻率 ρ 都是与温度 T 成线性关系, 但在某一温度 T_R 处, ρ - T 线性关系的斜率有一轻微突变。不同成分 x 下的 T_R 值见图 8 与表 3。图 8 的左下角是以 $x = 0.08$ 为例在 T_R 附近的放大图。

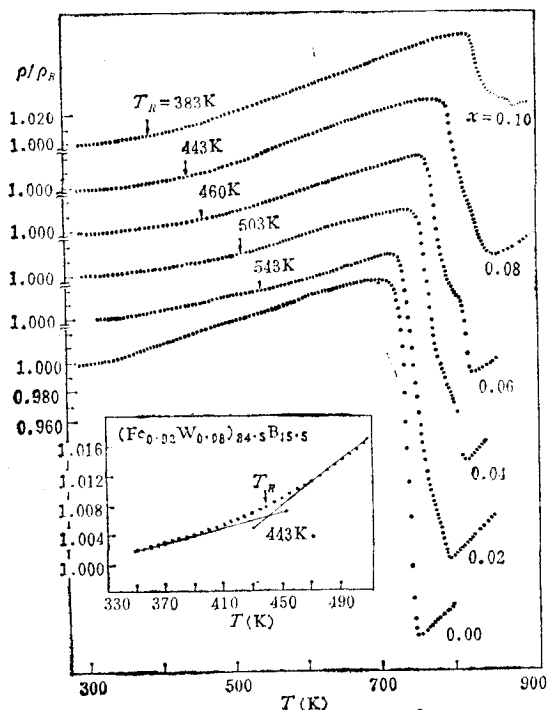


图 8

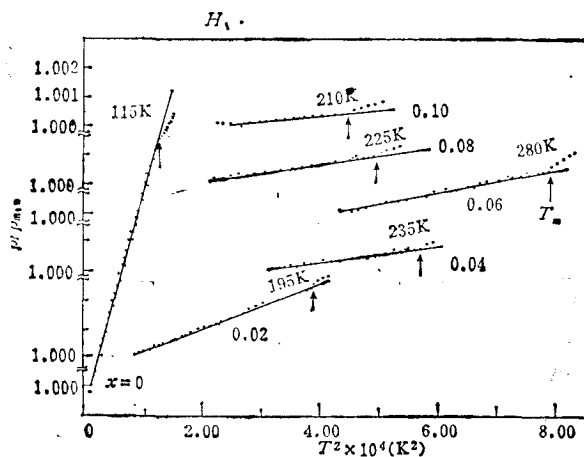


图 9

(3) 由图 8 可知,非晶态合金在晶化时,电阻 ρ 突然下降。除了 $\text{Fe}_{84.5}\text{B}_{15.5}$ 属于一步晶化外,其余含 W 的非晶态合金均属于二步晶化过程。

四、讨 论

1. 居里温度 T_c 是铁磁材料的一个重要磁性参数,它反映了材料中形成磁有序的交换作用的强弱程度。像 Fe-W-B 非晶态合金的交换作用还需考虑局域结构涨落的特点,因此,很难由严格的表达式来定量表述居里温度 T_c 。为了简化讨论,假定交换作用 $J(r_{ij})$ 仍是各向同性的,则相互作用可表示为

$$\mathcal{H} = - \sum_{i,j} J(r_{ij}) \mathbf{S}_i \cdot \mathbf{S}_j \quad (3)$$

式中 $\mathbf{S}_i$ 及 $\mathbf{S}_j$ 分别是位于 $\mathbf{r}_i$ 及 $\mathbf{r}_j$ 处的有效自旋,交换积分 $J(r_{ij})$ 主要取决于能带结构。在分子场近似下,居里温度 T_c 可表示为

$$T_c = \frac{2S(S+1)}{3k_B} \sum_{i,j} J(r_{ij}). \quad (4)$$

式中 S 为自旋数, k_B 为玻耳兹曼常数,求和是对给定原子的近邻求和。由图 1 可知, T_c 随 x 的增加线性地下降。现在是类金属 B 的含量不变,以 W 取代部分 Fe 后,在 $(\text{Fe}_{1-x}\text{W}_x)_{84.5}\text{B}_{15.5}$ 非晶态合金中存在着 Fe-Fe, Fe-W 及 W-W 三种交换作用,很难作定量估计。由于 Fe-W 对是反铁磁性交换作用^[15],故 $J_{\text{Fe-W}} < 0$ 。这样随着 W 含量 x 的

增加,致使 T_c 下降。此外,考虑到W的外层电子结构是 $5d^4 6s^2$,其原子尺度要比 $3d$ 结构的 Fe 原子大。故随着W含量 x 的增加,Fe-Fe 原子对间距 $d_{\text{Fe}'-\text{Fe}}$ 下降,依据 Bethe-Slater 曲线,这也导致居里温度 T_c 的下降。

2. 非晶态合金是处于非平衡的亚稳态,在一定条件下,就会发生非晶态-晶态的相变,这就涉及在实际应用中的热稳定性这一十分重要的问题。Naka^[16] 等曾系统地研究了增加类金属元素对非晶态 Fe 基合金的热稳定性的影响。而 Donald 等^[17]发现难熔金属的加入使晶化温度明显地提高。我们把 $5d$ 过渡金属W加入到 Fe-B 基合金后,由图 6 可知,起始晶化温度 T_{cr} 及表观晶化激活能 ΔE 均随W的含量 x 的增加而升高。当然,影响非晶态合金稳定性的因素甚多,包括合金的原子组态、电子组态以及非晶态-晶态转变过程中原子重排方式等问题。现讨论以下两方面:

(1) 非晶态-晶态转变是通过原子的扩散或原子的协同重排的过程来实现的。因此晶化过程中所出现的亚稳结晶相的结构复杂程度是直接影响非晶态的稳定性。结晶相的结构越复杂,则协同重排的表观激活能 ΔE 也就越大。我们曾分析了 $(\text{Fe}_{1-x}\text{W}_x)_{84.5}\text{B}_{15.5}$ 晶化后的X射线衍射晶相,发现当 $0 \leq x \leq 0.06$ 时,结晶相主要是 $\alpha\text{Fe} + \text{Fe}_3\text{B} + \text{Fe}_2\text{B}$; 当 $0.08 \leq x \leq 0.10$ 时,除上述结晶相外,还出现 Fe_2W 相。所以结晶相的结构越复杂,将导致非晶态-晶态转变越困难,这就说明 T_{cr} 及 ΔE 值随 x 的增加而升高,在 $x = 0.08$ 附近 T_{cr} 及 ΔE 上升的斜率增高也是与上述原因紧密相联系。

(2) Naka 等人认为起始晶化温度 T_{cr} 随过渡金属每个原子的平均外层电子浓度(以符号 e/a 表示)的减少而线性地增加,这是由于类金属原子的 s - p 杂化轨道和过渡金属原子的 s - p - d 轨道的耦合强度随 d 电子浓度的减少而增强,从而形成更为稳定的结构。实验表明文献[12]在考虑 T_{cr} 与 e/a 关系时,还应考虑类金属原子对平均外层电子数的影响,即 e/a 代表总的每个原子的平均外层电子数。由图 7 可知,对 $(\text{Fe}_{1-x}\text{W}_x)_{84.5}\text{B}_{15.5}$ 非晶态合金,当 $x \leq 0.10$ 时,近似地有下述经验公式:

$$T_{cr} = 6129 - 755.6e/a. \quad (5)$$

3. 由图 8 可知,当 $0 \leq x \leq 0.10$ 时, $(\text{Fe}_{1-x}\text{W}_x)_{84.5}\text{B}_{15.5}$ 系列的电阻率温度系数 α 均大于零。且掺杂W以后, α 及 β 值均明显下降,现讨论如下的物理思想。除 $\text{Fe}_{84.5}\text{B}_{15.5}$ 外,所有的 $\rho(T)$ - T (图 8) 曲线均在 T_R 处发生斜率稍有突变。这启发我们在该处可能存在某一相变。由表 1 及表 3 相比,不同 x 下的 T_R 值与 T_c 值很接近。这意味着当 $T < T_R$ 时,电阻率 ρ 的值不仅包括通常的电-声子散射的贡献,而且也包括磁的贡献。当然, $T > T_R$ 时后一贡献消失。关于散射的磁贡献是由局域自旋涨落所引起,即非晶态合金内传导电子接近磁性原子时,电子进入磁性原子的外层 d 轨道,导致局域自旋涨落(LSF)。当电-声子强共振散射与 LSF 散射共存时,则 LSF 将使共振散射的相移由 $\pi/2$ 下降到某一更低的值。LSF 可理解为一准玻色子,传导电子被准玻色子散射所引起的电阻率可理解为磁性原子已形成赝束缚态,共振传导电子直接被寿命为 τ_{sf} 的准玻色子散射。若把电-声散射及 LSF 散射所导致的约化电阻率分别记为 ρ_p 及 ρ_{sf} , 在一级近似下,总的约化电阻率 ρ 为

$$\rho = \rho_p + \rho_{sf}. \quad (6)$$

按推广的 Ziman 理论^[18],电-声相互作用所导致的电阻率 ρ_p 在 $T < T_m$ 及 $T > T_m$ 时分别与温度 T 呈平方及线性关系. Kaiser^[19] 等指出 ρ_{sf} 随 T 的变化与 ρ_p 十分相似,但随 T 增加 ρ_{sf} 不是增高而是下降. 故可写成下述表示式^[20]:

$$\rho_p = \begin{cases} A + \beta'T^2 \\ C + \alpha'T \end{cases} \quad \rho_{sf} = \begin{cases} E - \beta''T^2 & T < T_m \\ G - \alpha''T & T > T_m \end{cases} \quad (7)$$

式中 $A, C, E, G, \beta', \beta'', \alpha'$ 及 α'' 均为大于零的常数. 此外可求得 Debye 温度 θ_D 及局域自旋涨落温度 T_s :

$$\theta_D = \frac{\pi^2}{6} (\alpha'/\beta'), \quad (8)$$

$$T_s = \frac{2\pi}{3} (\alpha''/\beta''). \quad (9)$$

例如, $(\text{Fe}_{0.92}\text{W}_{0.08})_{84.5}\text{B}_{15.5}$ 非晶态合金,由图可知, $\alpha = \alpha' - \alpha'' = 4.12 \cdot 10^{-5}(\text{K}^{-1})$, $\alpha' = 1.82 \cdot 10^{-4}$, 故可求出由 LSF 即磁对电阻率温度系数的贡献 $\alpha'' = 1.41 \cdot 10^{-4}(\text{K}^{-1})$. 当 $T < T_m$ 时,由图 9 可知 $\beta = \beta' - \beta'' = 2.21 \cdot 10^{-8}$, 但由于电-声相互作用及 LSF 所导致的 β' 及 β'' 无法直接测定. 我们近似取 $\theta_D = 440\text{K}$ (因 Fe, W 及 $\text{Fe}_{84.5}\text{B}_{15.5}$ 的 θ_D 分别是 460K, 400K 及 442K), 代入 (8) 式,即可得电-声相互作用的贡献 $\beta' = 6.80 \cdot 10^{-7}(\text{K}^{-2})$, LSF 的贡献 $\beta'' = \beta' - \beta = 6.58 \cdot 10^{-7}(\text{K}^{-2})$. 同时求得局域自旋涨落温度 $T_s = 213\text{K}$. 由于 $\text{Fe}_{84.5}\text{B}_{15.5}$ 没有 LSF 贡献,所以,由表 3 可见,当 $\text{Fe}_{84.5}\text{B}_{15.5}$ 中用部分 W, 例如 $x = 0.08$, 取代 Fe 后,电阻率温度系数 α 由 $1.38 \cdot 10^{-4}\text{K}^{-1}$ 下降到 $4.12 \cdot 10^{-5}\text{K}^{-1}$, β 由 $7.33 \cdot 10^{-7}\text{K}^{-2}$ 下降到 $2.21 \cdot 10^{-8}\text{K}^{-2}$. 因此,在居里温度以前, FeWB 非晶态合金电阻率内包括 LSF 散射的贡献.

五、结 论

1. 实验表明, $\text{Fe}_{84.5}\text{B}_{15.5}$ 非晶态合金中加入少量元素 W, 将导致居里温度 T_c 下降, 这可能与 $J_{\text{Fe-W}} < 0$ 及 $d_{\text{Fe}'-\text{Fe}}$ 下降有关.
2. 实验表明, 由于 W 的加入使 Fe-B 非晶态合金的晶化温度 T_{cr} 及表观结晶激活能 ΔE 增高. 从而导致非晶态合金的稳定性提高.
3. 由于 W 的加入, 将使 Fe-B 非晶态合金的电阻率温度系数下降; 并在电阻率-温度曲线中出现斜率转折现象.

乐观和卢国荣同志参加部分测试工作, 宁太山同志协助 X 射线结构测定, 王金玲同志协助热磁曲线的测定, 特此致谢.

参 考 文 献

- [1] S. Dey, U. Gorres, H. J. V. Nielsen, M. Rosenberg and M. Sostarich, *J. De Physique*, **41** (1980), C8-678.
- [2] H. J. V. Nielsen, *J. Magn. Magn. Mat.*, **12**(1979), 187.
- [3] H. J. V. Nielsen, *Solid State Commun.*, **30** (1979), 239.
- [4] A. Fert and R. Asomoza, *J. Appl. Phys.*, **50**(1979), 1886.

- [5] 沈保根、詹文山、章志英、吴宗麟, 金属学报, **20**(1984), B164.
- [6] 詹文山、沈保根、郭慧群, 低温物理, **5**(1983), 91.
- [7] 沈保根、詹文山、赵见高、王秉明, 低温物理, 待发表.
- [8] 陈金昌、詹文山、沈保根、赵见高、乐观, 物理学报, **35**(1986), 25.
- [9] 陈金昌、詹文山、沈保根、赵见高、司红, 金属学报, 待发表.
- [10] 沈保根、詹文山、赵见高、陈金昌, 物理学报, **34**(1985), 979.
- [11] 郭慧群、沈保根、詹文山、潘孝硕, 金属学报, **19**(1983), A53.
- [12] 詹文山、沈保根、赵见高、陈金昌、潘孝硕, 金属学报, 待发表.
- [13] R. W. Cahn, *Contemp. Phys.*, **21** (1980), 67.
- [14] 郭貽诚, 铁磁学, 高等教育出版社, (1965), 88 页
- [15] 詹文山、沈保根、赵见高, 物理学报, **34**(1985), 1598.
- [16] M. Naka and T. Masumoto, *Sci. Rep. RITU*, **27A**, (1979), 118.
- [17] I. W. Donald, K. D. Ward, H. A. Davies and J. Crangle, in "Rapidly Quenched Metals IV" ed. T. Masumoto and K. Suzuki, Vol 1, P. 597 (Sendai, Jap. Inst Met. 1982).
- [18] S. R. Nagel, *Phys. Rev.* **B16**, (1977), 1694.
- [19] A. B. Kaiser and S. Doniach *Int. J. Magn.*, **1** (1970), 11.
- [20] R. Hasegawa, *Phys. Letter*, **38A** (1972), 5.

EFFECT OF W ADDITION ON MAGNETIC, ELECTRIC PROPERTIES AND THERMAL STABILITY OF AMORPHOUS Fe-B ALLOYS

CHEN JIN-CHANG

(Department of Physics, Beijing Teacher's College)

SHEN BAO-GEN ZHAN WEN-SHAN ZHAO JIAN-GAO

(Institute of Physics, Academia Sinica)

ABSTRACT

Effect of W addition on Curie temperature T_c , thermal stability and temperature coefficient of resistivity of amorphous Fe-B alloys are studied. The decrease of T_c and increase of thermal stability in amorphous $(\text{Fe}_{1-x}\text{W}_x)_{84.5}\text{B}_{15.5}$ alloys with increasing W content are discussed. The change of the resistivity with increasing temperature can be interpreted in terms of the phonon and the local spin fluctuation scattering.