

# Finemet 型 $\text{Fe}_{73}\text{Si}_{15.5}\text{Nb}_{1.1}\text{V}_{2.4}\text{B}_7\text{Cu}_1$ 薄带的结构及性能

杜帅龙<sup>1</sup>, 张策<sup>1</sup>, 边璐鹏<sup>1</sup>, 孙继兵<sup>1</sup>, 张磊<sup>2</sup>, 步绍静<sup>1</sup>

(1. 河北工业大学 河北省新型功能材料重点实验室, 天津 300130)

(2. 天津中晟泰新能源科技有限公司, 天津 300401)

**摘要:**用 V 部分替代 Nb 并适当调整 Si 与 B 的含量,通过单辊快淬技术及退火工艺制备了原始成分为  $\text{Fe}_{73}\text{Si}_{15}\text{Nb}_3\text{B}_8\text{Cu}_1$  和优化成分为  $\text{Fe}_{73}\text{Si}_{15.5}\text{Nb}_{1.1}\text{V}_{2.4}\text{B}_7\text{Cu}_1$  的 Finemet 型非晶纳米晶薄带。利用 X 射线衍射仪、透射电子显微镜、磁性能测试仪研究了薄带的结构及磁性能。结果表明: 2 种快淬态薄带主要为非晶结构, 合金具有良好的非晶形成能力; 采用 Luborsky 法评价薄带韧性, 发现含 V 的快淬态薄带的断裂应变  $\lambda_t$  为  $5.05 \times 10^{-2}$ , 其韧性较差; 2 种退火态薄带中的纳米晶晶粒大小分别约为 14.8 与 13.2 nm; 与原始成分薄带相比, 含 V 薄带的居里温度  $T_C$ , 晶化起始温度  $T_{X1}$  略有降低; 含 V 薄带的饱和磁化强度略低于原始薄带, 但是其矫顽力较小, 其环形磁芯样品静态初始磁导率为  $1.269 \times 10^5$ 、静态损耗为  $1.748 \text{ J/m}^3$ 。动态测试显示, 随着频率的增加, 含 V 薄带损耗较原始薄带小的优势更加明显。

**关键词:**铁基非晶; 热磁曲线; 软磁性能; 断裂应变

中图分类号: TG139<sup>+</sup>.8

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2018)11-3548-06

日本学者 Yoshizawa<sup>[1]</sup>于 1988 年在 Fe-Si-B 合金中加入适量的 Nb、Cu 元素, 制备了成分为  $\text{Fe}_{73.5}\text{Si}_{13.5}\text{Nb}_3\text{B}_9\text{Cu}_1$  的合金, 并以 Finemet 为商业名。由于该合金包含尺寸为 10 nm 的  $\alpha\text{-Fe}(\text{Si})$  晶化相与非晶相的双相结构, 使其具有超高磁导率、超低矫顽力, 以及较高的饱和磁化强度等良好的软磁性能。然而金属 Nb 昂贵的价格, 使得该合金的广泛应用遇到了困境。Lefebvre 等人<sup>[2]</sup>借助穆斯堡尔谱以及三维原子探针研究了退火后薄带内部的元素分布和晶粒微观结构情况。结果显示, 在  $\alpha\text{-Fe}(\text{Si})$  纳米晶粒周围包裹着富含 Nb 的壳层, Nb 原子对  $\alpha\text{-Fe}(\text{Si})$  纳米晶粒的长大起重要的抑制作用。从元素周期表中可知 V、Mo 与 Nb 相邻, 其中 V 与 Nb 具有相似的物理化学性质, 且价格相对便宜, 有望替代 Nb。Lu 等人<sup>[3,4]</sup>在标准成分中用 V 逐渐替代 Nb, 研究了合金性能及微结构变化情况, 发现随着 V 含量的增加,  $\alpha\text{-Fe}(\text{Si})$  晶粒的大小从 12 nm 减小到 9 nm, 这要比无 V 薄带中的晶粒尺寸还要小, 即 V 元素具有抑制晶粒长大的效果。在 Si、B 总和不变时, 改变两者含量配比, 结果显示 B 元素的增加引起合金软磁性能的恶化, 在 440~540 °C 的范围内退火, 合金中的 B 元素引起内部整体硬化<sup>[5]</sup>。在掺杂少量 Al 的 Finemet 型合金中增加 Si 的原子百分比, 将会使合金成分偏离共晶点, 减小非晶形成

能力, 但是可以推迟硬磁性的生成, 提高薄带的高温磁性能<sup>[6]</sup>。与标准成分相比, 高的 Si 含量可以降低晶化激活能, 而低的激活能则会降低退火温度, 晶化速率就会随之降低, 合金中会形成更加细腻的结构; 另外, 低的退火温度, 使合金保持低的硬度, 即具有一定的韧性<sup>[7]</sup>。Shi 等人<sup>[8]</sup>讨论了富 Si 的非晶纳米晶合金的高温磁性能, 与硼铁不同, 增加 B 并不能增强非晶基体合金的居里温度。根据居里温度强化效应的 Hernando 模型, 高温时在铁基纳米晶中晶粒间交互作用的强度决定了晶粒间非晶相的磁状态, 即居里温度与合金内部晶粒间的相互作用相关<sup>[9]</sup>。

之前的研究只是单一地改变合金中 Nb 或者 Si 与 B 的含量, 没有同时深入讨论这 3 种元素之间的关系, 在前人研究的基础上, 在原始成分为  $\text{Fe}_{73}\text{Si}_{15}\text{Nb}_3\text{B}_8\text{Cu}_1$  的合金中按合适比例用 V 部分替代 Nb, 增加 Si 的含量, 减少 B 的含量, 设计出成分为  $\text{Fe}_{73}\text{Si}_{15.5}\text{Nb}_{1.1}\text{V}_{2.4}\text{B}_7\text{Cu}_1$  的合金。本研究将重点研究 V 替代后 Nb、Si、B 3 种元素联动调整对合金微观结构、软磁性能以及力学性能的影响。

## 1 实验

按照名义成分为  $\text{Fe}_{73}\text{Si}_{15}\text{Nb}_3\text{B}_8\text{Cu}_1$  和  $\text{Fe}_{73}\text{Si}_{15.5}\text{Nb}_{1.1}\text{V}_{2.4}\text{B}_7\text{Cu}_1$  (以下分别简称为“V<sub>0</sub>”与“V<sub>2.4</sub>”)分

收稿日期: 2017-11-05

基金项目: 国家自然科学基金(51671078, 51271072); 国家自然科学基金青年基金(51301056); 河北省自然科学基金(E2015202008)

作者简介: 杜帅龙, 男, 1991 年生, 硕士, 河北工业大学, 天津 300130, 电话: 022-60204555, E-mail: Dusihubut@163.com

别配料, 采用 ZGJL 0.2-1B 型真空熔炼炉熔炼合金, 采用型号为 FJZ8020-0.15-160C 的非晶重力制带机喷制薄带, 转速为 30 m/s。所生产的薄带厚度约 35  $\mu\text{m}$ , 宽 20 mm。使用型号为 SY-65-6 的真空退火炉对快淬薄带进行晶化退火处理, 具体方法为: 薄带样品置于退火炉中, 抽真空至真空度  $<5 \times 10^{-1}$  Pa, 先以 5 K/min 的速度从室温升至 573 K, 再以 2 K/min 升温至 753 K, 然后以 1 K/min 升温至 813 K, 在 813 K 保温 1 h, 随后炉冷至 573 K, 最后空冷至室温。

借助 Philips Tecnai  $G^2$  F20 透射电子显微镜 (TEM) 和日本理学 Rigaku 公司 Rigaku Dmax 2500Pc 型 X 射线衍射 (XRD) 仪分析薄带物相结构。使用 Lake Shore 7407 型振动样品磁强计 (VSM) 及 MATS-2010SA 型软磁交流测量装置测试薄带的软磁性能, 其中后者测试的样品尺寸为: 外径  $\times$  内径  $\times$  高 =  $\Phi 30$  mm  $\times$   $\Phi 24.92$  mm  $\times$  20 mm。根据 Luborsky 原理<sup>[10]</sup>, 采用自制的断裂应变测试设备评价快淬薄带的韧性, 测试样品取自正常喷带起始阶段 (记为 A 组、D 组)、中间阶段 (记为 B 组、E 组)、结束阶段 (记为 C 组、F 组), 其中 A、B、C 取自  $V_0$  薄带, D、E、F 取自  $V_{2.4}$  薄带, 各组取 5 个样品进行测试, 薄带宽度 ( $t$ ) 为 20 mm, 长度 ( $L$ ) 为 60 mm, 自由面向外弯曲成 “U” 型, 保持薄带中间弯曲部位放入两平板之间。使用型号为 HMV-2T 的显微硬度计测试样品的硬度, 测试的样品为 5 mm  $\times$  5 mm 的正方形。

## 2 结果与讨论

### 2.1 薄带微观结构

图 1 为  $V_0$ 、 $V_{2.4}$  2 种薄带的 X 射线衍射图谱。可以看出在快淬态的薄带中存在明显的非晶态漫散射峰结构, 即快淬薄带主要为非晶态。退火后薄带发生晶化, 通过 Jade 5.0 软件计算得出  $V_0$  和  $V_{2.4}$  非晶薄带的晶化

量分别为 80.5% 和 88.6%。采用 PowderX 软件计算出  $V_0$  和  $V_{2.4}$  中主相的晶格常数  $a$  分别为 0.275 和 0.281 nm。而 Fe 单质的晶格常数约为 0.286 nm, 与之相比,  $V_0$  和  $V_{2.4}$  中主相的晶格常数有所减小, 可能与 Si 等原子溶入 Fe 的晶胞中形成了置换固溶体有关。

对晶化后薄带的衍射图谱采用 Scherrer 公式(1)<sup>[11]</sup>:

$$d = \frac{K \lambda}{B \cos \theta} \quad (1)$$

计算晶粒尺寸。其中,  $d$  为晶粒大小 (nm);  $K$  为常数, 这里取  $K=0.89$ ;  $B$  为衍射峰的半高宽 (rad);  $\lambda$  为  $\text{Cu K}\alpha$  衍射线的波长 (0.154 056 nm);  $\theta$  为布拉格角 (rad)。结果发现  $V_0$  和  $V_{2.4}$  中晶粒大小分别为 14.5 和 12.5 nm, 即  $V_{2.4}$  薄带晶化后形成了更小的纳米晶粒。从元素含量的角度分析, 主要是因为  $V_{2.4}$  中对晶粒长大的限制元素 (Nb、V) 的相对原子数量增多了。在晶化退火的起始阶段, 合金中的 Cu 原子具有形核作用, 本研究中其相对含量并未变化。因此, 晶粒的大小主要取决于晶粒长大的速度, 难熔原子越多, 原子扩散越慢, 即限制晶粒长大的元素越多, 晶粒长大速度就越慢。

图 2 为相同退火条件下,  $V_0$  和  $V_{2.4}$  退火薄带的透射照片及相应的选区电子衍射花样。从图 2 可以看出退火后非晶基体中析出了均匀的纳米晶颗粒。经测量, 图 2a 中纳米晶平均尺寸为 14.8 nm, 图 2b 中晶粒尺寸为 13.2 nm, 与 XRD 测试结果相差不大。电子衍射结果表明, 晶化后形成了  $\alpha\text{-Fe}(\text{Si})$  相, 根据衍射结果计算出  $V_0$  和  $V_{2.4}$  中  $\text{bcc-Fe}(\text{Si})$  的平均晶格常数  $a$  分别为 0.272 和 0.278 nm。由文献[12]可知, 随着合金中 Si 元素含量的增加, 纳米晶相的晶格常数将减小。而在添加 V 的合金中,  $\text{bcc-Fe}(\text{Si})$  的晶格常数比无 V 的稍大。根据文献[13]可知, 在晶化相中并非完全没有难熔的 Nb、V, 只是相对其在非晶相中含量较少。所以, 本研究的  $V_{2.4}$  中的  $\text{Fe}(\text{Si})$  相的晶格常数相对较大与 V 原子的添加有关。

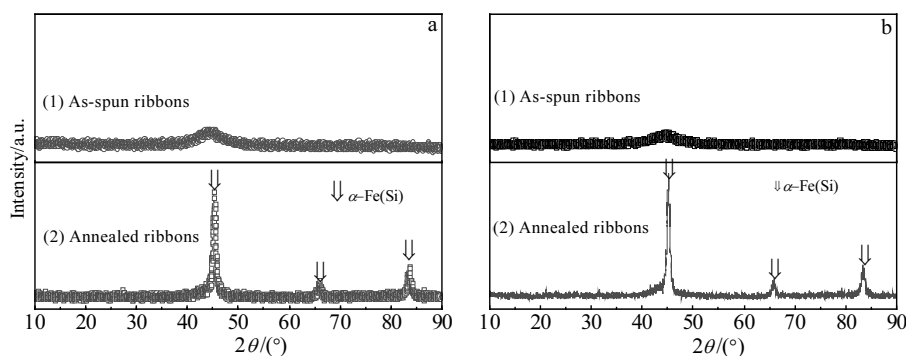


图 1 薄带的 XRD 图谱

Fig.1 XRD patterns of the ribbons: (a)  $V_0$  and (b)  $V_{2.4}$

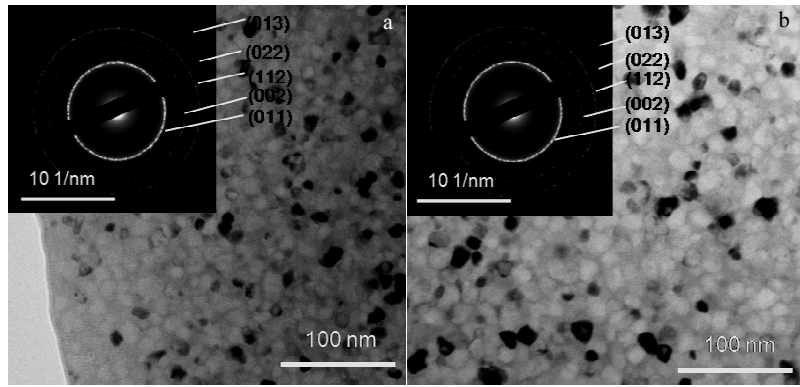


图 2 退火薄带透射电镜照片及相应的选区电子衍射花样

Fig.2 TEM images and SAED patterns of annealed ribbons: (a)  $V_0$  and (b)  $V_{2.4}$

### 2.2 高温磁性

2 种快淬态薄带的磁热曲线测试结果如图 3 所示。图 3a 为快淬薄带磁化强度随温度的变化情况，图 3b 为  $M-T$  曲线的一阶求导曲线。由图 3a 可知，常温下  $V_{2.4}$  的磁化强度略低于  $V_0$  薄带， $V_{2.4}$  的居里温度约为 617 K，而  $V_0$  的居里温度则高于  $V_{2.4}$ ，约为 638 K。 $V_{2.4}$  的起始晶化温度约为 785 K，而  $V_0$  的起始晶化温度约为 793 K。

与文献[14]中的  $Fe_{73.5}Cu_1Nb_3Si_{13.5}B_9$  快淬薄带相比， $V_0$  的居里温度  $T_C$ 、第一起始晶化温度  $T_{x1}$  都有所升高。根据文献[15,16]的研究可知，预退火时不可逆的结构弛豫效应和 Si 元素在纳米晶与非晶相之间的重新分布，引起非晶相的居里温度随预退火温度的升高而提高。结合本试验的退火工艺可知， $V_0$  薄带  $T_C$ 、 $T_{x1}$  的升高是较长时间的低温退火导致发生弛豫的结果。

Borrego 等人<sup>[17]</sup>的研究表明，对非晶薄带预退火可提高非晶相的居里温度，当预退火温度等于起始晶化温度时，单位量的 Nb 可将居里温度提高约 50 K，而 V 则使居里温度提高 30 K。在本研究中，根据合金中 Nb、V 的含量， $V_0$  中 Nb 的增大效应较  $V_{2.4}$  中 Nb

与 V 的增大效应更为明显，所以  $V_0$  的居里温度要高。在文献[18]的研究中，将 Nb 用 V 等原子数替代，发现 Nb 对提高非晶合金热稳定性的作用要高于 V，在相同的退火条件下含 V 的退火薄带中晶化相含量更高，形成的纳米晶粒平均尺寸也较大。而本研究中 V 原子按照 5:4 的比例替换 Nb，虽然  $V_{2.4}$  快淬薄带的居里温度、起始晶化温度仍低于  $V_0$ ，但是由于含有更多的抑制纳米晶粒长大的元素，使得非晶薄带晶化后平均晶粒尺寸依然保持在 10 nm 左右。

### 2.3 薄带磁性

对退火后的薄带进行磁性能测试，图 4 为薄带的 VSM 测试结果。由图可知， $V_0$  的饱和磁化强度为  $132.97 (A \cdot m^2) \cdot kg^{-1}$ ， $V_{2.4}$  的饱和磁化强度为  $129.74 (A \cdot m^2) \cdot kg^{-1}$ ，略大于  $V_{2.4}$  的  $M_s$  值。但是， $V_0$  和  $V_{2.4}$  的矫顽力分别为 923.2 和 556 A/m，即  $V_{2.4}$  的矫顽力  $H_c$  比  $V_0$  的要小。根据德国 Herter<sup>[19]</sup>的研究，尺寸为 10 nm 左右的多个小晶粒间存在铁磁相互作用，磁各向异性  $K_1$  将会减小，此时磁性能的优劣主要取决于平均各向异性  $\langle K \rangle$ 。若  $D \ll L_{ex}$ ，由 Aleben<sup>[20]</sup>的无规取向各向异性模型可知：

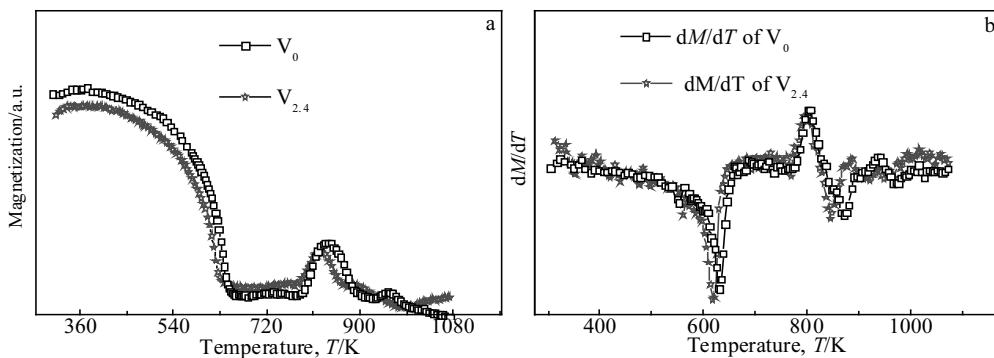


图 3 快淬薄带的磁热曲线与快淬薄带磁化强度随温度变化曲线的一阶导数

Fig.3 Thermomagnetic curves for the as-spun ribbons (a) and the curves of  $dM/dT$  dependence on temperature (b)

$$\langle K \rangle = K_1^4 \cdot \frac{D^6}{A^3} \quad (2)$$

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

式中,  $D$  为晶粒直径大小,  $L_{ex}$  为铁磁耦合有效作用长度,  $P_c$  为常数,  $A$  为交换积分,  $J_s$  为晶粒的磁矩强度。由式 (2) 与式 (3) 可知, 软磁性能与  $D^6$  成正比, 所以纳米晶软磁材料较佳的软磁性能是  $\langle K \rangle$  随纳米晶颗粒的减小逐渐趋近于 0 所致, 同时  $H_c \propto D^6$  及  $\mu \propto D^{-6}$ 。因此,  $V_{2.4}$  中纳米晶粒尺寸的减小将导致矫顽力降低, 磁导率增大。

表 1 为 2 种退火薄带的静态磁性能。由表可知, 2 种退火薄带的饱和磁感应强度  $B_s$  相差不多, 这是因为饱和磁感应强度是一个结构不敏感的物理量, 其大小主要与磁性元素含量多少有关。 $V_{2.4}$  薄带的矫顽力( $H_c$ )与静态磁致损耗( $P_w$ )小于  $V_0$  薄带, 同时最大磁导率( $\mu_m$ )要比  $V_0$  的高, 这与薄带中晶化相的含量以及晶粒尺寸有关。其中 2 种薄带中晶化量不同是由  $V_{2.4}$  中第一起始结晶温度较  $V_0$  的低引起的。

根据图 5 可以看出,  $V_{2.4}$  的振幅磁导率( $\mu_a$ )要高于  $V_0$  的, 并且  $V_{2.4}$  的损耗要小于  $V_0$  的。随着频率的增加, 2 种薄带的  $\mu_a$  都减小, 损耗  $P_s$  都增加。 $\mu_a$  的减小主要是由于薄带中畴壁运动以及磁弛豫效应, 由文献[21]可知:

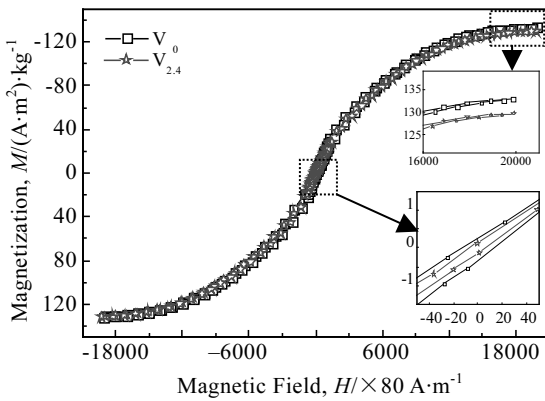


图 4 薄带的软磁性能测试结果

Fig.4 Magnetic hysteresis loops of the annealed ribbons (local magnification curves are shown in the insets)

表 1 退火薄带静态磁性能

Table 1 Static magnetic properties of annealed ribbons					
Annealed ribbons	$\mu_i / \times 10^5$	$\mu_m / \times 10^5$	$B_s / T$	$P_w / J \cdot m^{-3}$	$H_c / A \cdot m^{-1}$
$V_0$	1.209	6.465	1.325	2.265	0.58
$V_{2.4}$	1.269	6.900	1.318	1.748	0.49

$$P_s = P_{hyst} + P_c + P_r \quad (4)$$

式中,  $P_s$  为样品总的损耗,  $P_{hyst}$  为动态磁滞损耗,  $P_c$  为涡流损耗,  $P_r$  为残余损耗。在高频下涡流损耗占主导地位, 而又由于

$$P_c = P_{class} + P_{exc} + P_i \quad (5)$$

$$P_i \propto (f B_m w)^2 / r \quad (6)$$

式中,  $P_{class}$  为经典涡流损耗,  $P_{exc}$  为过剩涡流损耗,  $P_i$  为层间涡流损耗,  $f$  为工作频率,  $B_m$  为最大磁感应强度,  $w$  为材料宽度,  $r$  为电阻率。当其他条件一定时, 随着频率  $f$  的增加  $P_c$  增加, 进而  $P_s$  的增加。

### 2.4 薄带力学性能

非晶薄带往往缠绕成环状使用, 因此要求制备的非晶薄带具有一定的韧性, 来满足产品加工要求。根据 Luborsky 原理<sup>[10]</sup>, 分别对快淬态的  $V_0$ 、 $V_{2.4}$  薄带进行断裂应变测试。缓慢减小平板之间的距离, 直到薄带断裂, 记下此时两平板之间的水平距离, 按照公式 (7) 计算快淬薄带的断裂应变:

$$\lambda_t = t / (L - t) \quad (7)$$

式中,  $\lambda_t$  为薄带的断裂应变,  $t$  为薄带的厚度 (mm),  $L$  为薄带断裂时两平行板间距离 (mm)。根据力学知识可知, 当  $\lambda_t$  趋向于 0 时, 表示韧性较差; 当  $\lambda_t$  趋向于 1 时, 则表示韧性较好<sup>[22]</sup>。如表 2 所示, 2 类薄带快淬态的断裂应变  $\lambda_t$  平均值分别为  $7.79 \times 10^{-2}$ 、 $5.05 \times 10^{-2}$ , 即  $V_0$  薄带较  $V_{2.4}$  薄带具有更好的韧性。由图 6 可以看出, 中间阶段制备的薄带 (B 组、E 组) 性能相对稳定。

图 7 为 2 种薄带退火前后显微硬度测试结果。由图可知, 退火前 2 种薄带非晶态的显微硬度 ( $HV_{0.1}$ ) 值均稳定在 10 000~12 000 MPa 之间。如表 2 所示, 2 种快淬薄带的平均显微硬度 ( $HV_{0.1}$ ) 值分别为 10 750 和 10 970 MPa, 且薄带显微硬度值的标准方差相近。图 7

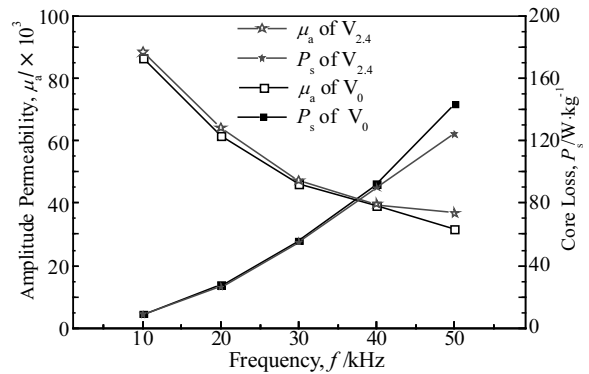


图 5 退火薄带振幅磁导率 ( $\mu_a$ ) 及损耗 ( $P_s$ ) 随频率的变化  
Fig.5 Amplitude permeability ( $\mu_a$ ) and core loss ( $P_s$ ) as a functions of frequency for annealed ribbons

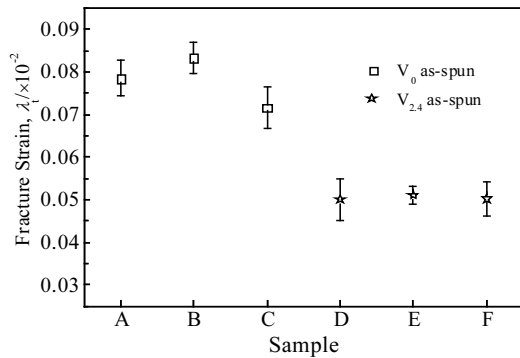


图 6 薄带断裂应变及测试结果标准差

Fig.6 Fracture strain of ribbons and standard deviation of the samples

中 2 种薄带退火后的显微硬度较退火前的薄带都有明显提高,且 V<sub>2.4</sub> 退火薄带的显微硬度值略大于 V<sub>0</sub> 退火薄带。这主要是由于非晶薄带经晶化后,非晶相部分晶化成纳米晶,薄带的韧性变差,硬度增大。对于 V<sub>2.4</sub> 退火薄带,硬度值存在较大的波动,而 V<sub>0</sub> 退火薄带的硬度值较为稳定。由此可知,合金中加入 V,导致快淬态薄带的韧性下降,同时退火薄带的显微硬度值产生较大波动。

表 2 快淬薄带力学性能

Table 2 Mechanical properties of as-spun ribbons

As-spun ribbons	Microhardness, HV <sub>0.1</sub> /MPa		Fracture strain, λ <sub>f</sub> / × 10 <sup>-2</sup>	
	Average	Standard deviation	Average	Standard deviation
V <sub>0</sub>	10 750	300	7.79	0.42
V <sub>2.4</sub>	10 970	320	5.05	0.37

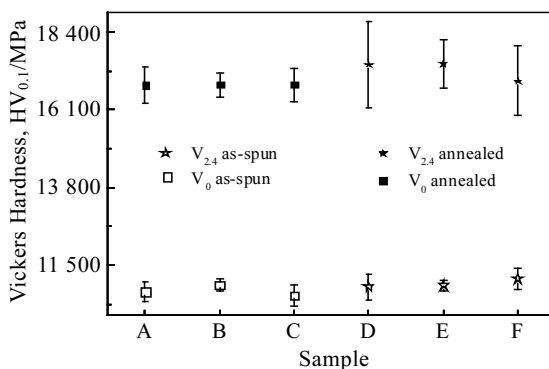


图 7 薄带的纤维硬度测试结果

Fig.7 Multi-point test results and standard deviation of Vickers hardness of ribbons

### 3 结 论

1) 通过 V 取代 Nb 并联动调整 Si、B 的含量制备了成分为 Fe<sub>73</sub>Si<sub>15.5</sub>Nb<sub>1.1</sub>V<sub>2.4</sub>B<sub>7</sub>Cu<sub>1</sub> 退火薄带,薄带非晶形成能力良好,退火后薄带中纳米晶粒的平均尺寸为 13.2 nm,比原始成分为 Fe<sub>73</sub>Si<sub>15</sub>Nb<sub>3</sub>B<sub>8</sub>Cu<sub>1</sub> 的薄带小。V<sub>2.4</sub> 中 Nb、V 共同对晶粒长大的抑制作用大于 V<sub>0</sub> 中 Nb 的作用,V<sub>2.4</sub> 较低的晶化激活能,导致退火薄带中晶化相含量要高于 V<sub>0</sub> 的。

2) 成分为 Fe<sub>73</sub>Si<sub>15.5</sub>Nb<sub>1.1</sub>V<sub>2.4</sub>B<sub>7</sub>Cu<sub>1</sub> 的非晶薄带,居里温度 T<sub>C</sub> 为 617 K,晶化起始温度 T<sub>x1</sub> 为 785 K,均比原始成分非晶态薄带的略低。

3) 室温下 V<sub>0</sub> 与 V<sub>2.4</sub> 退火薄带的饱和磁化强度分别为 132.97、129.74 (A·m<sup>2</sup>)·kg<sup>-1</sup>。但是 V<sub>2.4</sub> 具有较小的矫顽力,其交流损耗要比 V<sub>0</sub> 的小,且随着频率的增加,这种小的优势更加明显。

4) V<sub>0</sub> 薄带具有更好的韧性。V<sub>2.4</sub> 快淬态薄带断裂应变 λ<sub>f</sub> 稍差,为 5.05 × 10<sup>-2</sup>,显微硬度值较高。

#### 参考文献 References

[1] Yoshizawa Y, Oguma S, Yamauchi K. *Journal of Applied Physics*[J], 1988, 64: 6044

[2] Lefebvre W, Morin G S, Danoix F. *Journal of Magnetism and Magnetic Materials*[J], 2006, 301: 343

[3] Lu Wei, Yan Biao, Li Yang *et al. Journal of Alloys and Compounds*[J], 2008, 454: L10

[4] Lu Wei, Huang Ping, Wang Yuxin *et al. Modern Physics Letters B*[J], 2013, 27: 1 341 013

[5] Moya J, Vázquez M, Cremaschi V *et al. Nanostructured Materials*[J], 1997, 8: 611

[6] Wen L X, Wang Z, Han Y *et al. Journal of Non-Crystalline Solids*[J], 2015, 411: 115

[7] Ngo D T, Sultan Mahmud M, Nguyen H H *et al. Journal of Magnetism and Magnetic Materials*[J], 2010, 322: 342

[8] Shi Ruimin, Wang Zhi, Jia Yunyun *et al. Journal of Applied Physics*[J], 2012, 112(8): 083 922

[9] Tang Cuiyong(唐翠勇), Xiao Zhiyu(肖志瑜), Zhuang Zhefeng(庄哲峰) *et al. Rare Metal Materials and Engineering(稀有金属材料与工程)*[J], 2014, 43(12): 3022

[10] Luborsky F E, Walter J L. *Journal of Applied Physics*[J], 1976, 47: 3648

[11] Nowosielski R, Wysłocki J J, Wnuk I *et al. Journal of Materials Processing Technology*[J], 2006, 175(1-3): 324

[12] Srinivas M, Majumdar B, Bysakh S *et al. Journal of Alloys and Compounds*[J], 2014, 583: 427

- [13] Smith C, Katakam S, Nag S *et al.* *Metallurgical and Materials Transactions A*[J], 2014, 45(7): 2998
- [14] Ponpandian N, Narayanasamy A, Prabhu D *et al.* *Journal of Magnetism and Magnetic Materials*[J], 2006, 296: 67
- [15] Lovas A, Kiss L F, Balogh I. *Journal of Magnetism and Magnetic Materials*[J], 2000, 215: 463
- [16] Gheiratmand T, Hosseini H R M. *Journal of Magnetism and Magnetic Materials*[J], 2016, 408(19): 177
- [17] Borrego J M, Conde C F, Conde A. *Materials Science and Engineering A*[J], 2001, 304: 491
- [18] ButvinovÁ B, Butvin P, Kuzminski M *et al.* *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2015, 648: 527
- [19] Herter G. *Institute of Electrical and Electronics Engineers Transactions on Magnetics*[J], 1990, 26(5): 1397
- [20] Aleben R, Becker J J, Chi M C. *Journal of Applied Physics*[J], 1978, 49: 1653
- [21] Azuma D, Hasegawa R. *IEEE Transactions on Magnetics*[J], 2011, 47(10): 3460
- [22] Bao Xiaoqian (包小倩), Zhang Zhen (张真), Gao Xuexu (高学绪). *Journal of University of Science and Technology Beijing*(北京科技大学学报)[J], 2014, 36(11): 1514

## Structure and Properties of Finemet-type $\text{Fe}_{73}\text{Si}_{15.5}\text{Nb}_{1.1}\text{V}_{2.4}\text{B}_7\text{Cu}_1$ Ribbons

Du Shuailong<sup>1</sup>, Zhang Ce<sup>1</sup>, Bian Lupeng<sup>1</sup>, Sun Jibing<sup>1</sup>, Zhang Lei<sup>2</sup>, Bu Shaojing<sup>1</sup>

(1. Key Lab. for New Type of Functional Materials in Hebei Province, Hebei University of Technology, Tianjin 300130, China)

(2. Tianjin Sun Hope New Energy Technology Co., Ltd, Tianjin 300401, China)

**Abstract:** The Finemet-type amorphous-nanocrystalline ribbons with original  $\text{Fe}_{73}\text{Si}_{15}\text{Nb}_3\text{B}_8\text{Cu}_1$  and optimized composition  $\text{Fe}_{73}\text{Si}_{15.5}\text{Nb}_{1.1}\text{V}_{2.4}\text{B}_7\text{Cu}_1$ , through substituting V for partial Nb as well as appropriately adjusting Si and B, were prepared by single-roller rapid quenching and isothermal annealing. The microstructure and magnetic properties of the ribbons were studied by transmission electron microscopy, X-ray diffraction and magnetic performance testers. The results show that the two types of as-spun ribbons are mainly composed of amorphous phase, and they have good amorphous forming ability. According to Luborsky principle, the fracture strain  $\lambda_t$  of the V-containing ribbon is  $5.05 \times 10^{-2}$ , indicating its poor toughness. The nanocrystalline grain size of the two kinds of annealed ribbons is 14.8 and 13.2 nm, respectively. Compared with those of the original-composition ribbons, Curie temperature  $T_C$  and first crystallization temperature  $T_{x1}$  of V-containing ribbons are slightly decreased. The saturation magnetization of the V-containing ribbon is slightly lower than that of the V-free ribbon; however, the coercivity of the V-containing ribbon is small. Initial permeability and static loss of the ring-shaped V-containing magnetic core samples reach  $1.269 \times 10^5$  and  $1.748 \text{ J/m}^3$ , respectively, and their AC iron loss advantage is superior to that of V-free ones with the increasing frequency.

**Key words:** iron-based amorphous; thermo-magnetic curve; soft magnetic properties; fracture strain

---

Corresponding author: Sun Jibing, Ph. D., Professor, Key Lab. for New Type of Functional Materials in Hebei Province, Hebei University of Technology, Tianjin 300130, P. R. China, Tel: 0086-22-60202288, E-mail: hbgdsjb@126.com