



# Y元素添加对FeCoSiB合金玻璃形成能力与磁性能的影响

陈翔<sup>1,2</sup>, 徐立明<sup>2</sup>, 赵勇<sup>2\*</sup>, 闫玉强<sup>2</sup>, 杨元政<sup>1\*</sup>, 张博<sup>2\*</sup>

(1. 广东工业大学材料与能源学院, 广东 广州 510006; 2. 松山湖材料实验室, 广东 东莞 523770)

**摘要:** 非晶合金因具有优异的软磁性能, 一直以来受到广泛的关注。随着现代科技的快速发展, 材料的应用环境日益严苛, 因此对其性能的要求也在不断提升。铁基非晶纳米晶软磁材料具有低矫顽力、低磁损耗、高饱和磁感应强度及超高的磁导率等特点, 使其在电力电子、新能源汽车和高速电机等关键技术领域中得到广泛的应用。然而, 铁基非晶纳米晶软磁材料的玻璃形成能力与饱和磁感应强度之间存在一定的相互制约关系, 即材料的饱和磁感应强度越高, 玻璃形成能力的可能性越低。为提高铁基非晶纳米晶合金带材的玻璃形成能力及磁性能, 采用铜钨甩带快淬工艺, 成功制备了高铁含量的Fe基非晶纳米晶合金( $\text{Fe}_{0.8}\text{Co}_{0.2}\text{Si}_x\text{B}_{12}\text{Y}_x$  ( $x=0-20$ )), 同时研究了Y元素的添加量对该合金玻璃形成能力、晶化行为及退火前后磁性能的影响。结果表明, 添加稀土元素Y, 能够显著提高合金的玻璃形成能力。随着Y元素含量的增加, 两个晶化放热峰之间的温度差( $\Delta T=T_{x2}-T_{x1}$ )逐渐增加, 最大温度区间可达到189 K, 说明Y元素扩展了可供后续热处理的温度范围, 这有利于在退火过程中有效调控晶粒的尺寸。此外, Y元素的添加还提高了合金的纳米晶形成能力, 合金的饱和磁感应强度可从1.71 T提升至1.88 T。高饱和磁感应强度的非晶纳米晶软磁合金展现出优异的综合性能, 具有广泛的工程应用前景。

**关键词:** 铁基软磁; 非晶合金; 纳米晶; 稀土元素; 玻璃形成能力; 晶化行为; 软磁性能; 热稳定性

中图分类号: TB31

文献标志码: A

文章编号: 1673-9981(2025)02-0293-08

**引文格式:** 陈翔, 徐立明, 赵勇, 等. Y元素添加对FeCoSiB合金玻璃形成能力与磁性能的影响[J]. 材料研究与应用, 2025, 19(2): 293-300.

CHEN Xiang, XU Liming, ZHAO Yong, et al. Enhanced Glass-Forming Ability and Saturated Magnetization of FeCoSiB Through Y Addition[J]. Materials Research and Application, 2025, 19(2): 293-300.

## 0 引言

金属软磁材料在电力电子和信息电子产品中发挥着重要的作用, 对人类的生产和生活方式产生了巨大的影响<sup>[1]</sup>。金属软磁材料的发展经历了晶态、非晶态、纳米微晶态。1967年, 美国科学家 Duwez 等<sup>[2]</sup>率先研发出 Fe-P-C 系非晶态软磁合金, 该铁基非晶合金具有比传统晶态合金更加优异的软磁性能, 以及较低的矫顽力( $H_c$ )和铁耗、较高的磁导率和较好的力学性能。随着电子电力、通信、计算机、家用电器等领域的迅速发展, 对铁基非晶合金的需求逐渐增大<sup>[3]</sup>。晶态 FeCo 软磁合金是目前实际应用中饱和磁感应强度( $B_s$ )最高的软磁材料<sup>[4]</sup>, 同时

FeCo 软磁合金还兼具高居里温度、高能量密度、小体积等特点。类似地, FeCoSiB 系列非晶合金也具有较高  $B_s$  和高温稳定性, 因此具有重要潜在的应用前景。Suetsuna 等<sup>[5]</sup>在研究  $\text{Fe}_{55.5}\text{Co}_{23.7}\text{B}_{14.2}\text{Si}_{6.6}$  合金过程中发现, 退火后  $H_c$  降低并不明显, 当 Co 元素加入到合金中时, 在磁场下退火后合金的  $H_c$  显著降低, 而在不添加 Co 元素的情况下, 当合金中 Co/(Fe+Co) 原子比为 30%、B/(Fe+Co) 原子比为 18% 时,  $B_s$  为 1.12 T、 $H_c$  为  $25.46 \text{ A}\cdot\text{m}^{-1}$ , 表明 Co 含量在合金中对产生低  $H_c$  起着非常重要的作用。此外, Ling 等<sup>[6]</sup>在  $\text{Fe}_{30-x}\text{Co}_x\text{B}_6\text{P}_{14}$  合金系列中研究发现, 当  $x=40$  时合金具有最高的初始结晶温度  $T_{x1}$ 、

收稿日期: 2024-04-18

基金项目: 国家重点研发计划项目(2021YFA0716302); 国家自然科学基金项目(52325104; 52101199); 广东省基础与应用基础研究基金项目(2022A1515140115); 松山湖材料实验室松湖青年学者计划提供的财政支持项目

作者简介: 陈翔, 硕士研究生, 研究方向为铁基非晶纳米晶软磁合金材料。E-mail: 1570224891@qq.com。

通信作者: 赵勇, 博士, 副研究员, 研究方向为超稳玻璃。E-mail: zhaoyong@sslabs.org.cn;

杨元政, 博士, 教授, 研究方向为铁基非晶纳米晶软磁合金材料。E-mail: yangygzd@163.com;

张博, 博士, 研究员, 研究方向为液态金属扩散及非晶合金材料。E-mail: zhangbo@sslabs.org.cn。

玻璃态转变温度  $T_g$  及较高的居里温度  $T_c$  (791 K), 显示出优异的热稳定性。FeCoNiSiB 合金中铁磁性元素 (Fe、C、Ni) 含量 (质量分数, 下同) 超过 85% 时, 合金表现出低的玻璃形成能力, 极易受到制备冷却速率、成分偏析和杂质 (尤其是氧气) 等因素影响, 不易获得非晶相<sup>[7]</sup>。近年来, 为了获得高铁含量的软磁非晶合金, 研究人员开展了大量研究。Legall 等<sup>[8]</sup> 研究了  $\text{Fe}_{86.8}\text{Ga}_{13}\text{R}_{0.2}$  纳米晶合金的软磁性能, 发现添加 Tb 和 Dy 元素后合金体现出优异的性能, 但其玻璃形成能力仍然较低。据文献<sup>[9]</sup> 报道, 稀土元素或者大原子元素对合金结构和性能的影响也十分显著。在 FeSiBCuNb 合金中掺杂一定量的稀土元素 La 后, 发现 La 对该合金中的杂质能起到很好的去除效果, 从而提升合金的玻璃形成能力和有效磁导率。另外, 添加适量的稀土元素 La 可以改善非晶合金条带的热稳定性, 减小了合金条带的粗糙度, 还可以提升条带的  $B_s$  和降低  $H_c$ 。有研究<sup>[10]</sup> 表明, 用质量分数为 2% 的稀土元素 Y 和 Gd 替代 FeNbB 块体合金中 Nb 元素, 可以大幅度放缓合金元素在合金基体中的迁移速度, 同时还能减小合金纳米晶晶粒的增长, 从而提升磁导率。文献<sup>[11]</sup> 指出, 在  $\text{Fe}_{71.4}\text{Si}_{13}\text{B}_{9.6}\text{Mo}_2\text{Cr}_1\text{Cu}_1\text{P}_2$  中添加稀土元素 Y 后, 合金条带的初始晶化温度降低, 而合金的  $B_s$  有所提高。文献<sup>[12]</sup> 指出, 在  $[(\text{Fe}_{0.5}\text{Co}_{0.5})_{0.72}\text{B}_{0.192}\text{Si}_{0.048}\text{Nb}_{0.04}]_{98}\text{Dy}_2$  非晶合金中添加 Dy 元素, 合金的  $M_s$  由  $77.47 \text{ emu}\cdot\text{g}^{-1}$  下降到  $53.51 \text{ emu}\cdot\text{g}^{-1}$ , 尽管加入稀土 Dy 可提高合金的玻璃形成能力, 但会降低合金的饱和磁化强度。

本文以稀土元素 Y 作为添加元素, 研究 Y 的加入量对淬态和退火后的  $(\text{Fe}_{0.8}\text{Co}_{0.2})_{87-x}\text{Si}_1\text{B}_{12}\text{Y}_x$  ( $x=0-20$ ) 合金的玻璃形成能力和软磁性能的影响, 期望能进一步开发出更高  $B_s$  合金的良好软磁材料, 同时探讨了高  $B_s$  的 FeCoSiBY 非晶合金的宽晶化温度区间对获得良好软磁性能的重要性。

## 1 实验方法

实验用  $(\text{Fe}_{0.8}\text{Co}_{0.2})_{87-x}\text{Si}_1\text{B}_{12}\text{Y}_x$  ( $x=0, 1, 2, 3, 4, 5, 10, 20$ ) 合金铸锭, 由纯 Fe (质量分数 99.9%)、Co (质量分数 99.99%)、Y (质量分数 99.99%)、Si (质量分数 99.95%)、B (质量分数 99.95%) 于真空非自耗电弧炉中熔炼而成。为确保合金成分均匀, 每个合金锭经 4—5 次反复熔炼, 熔炼好的试样则用真空单辊甩带机以  $38 \text{ m}\cdot\text{s}^{-1}$  的速度制备出宽度约 1—2 mm、厚度约  $30 \mu\text{m}$  的条带。利用高温差式扫描量热仪 (DSC, NETZSCH DSC 404F3), 在  $20 \text{ K}\cdot\text{min}^{-1}$  的加热速率下惰性气体 Ar 气氛中测试带材的热力学

参数, 测试温度范围为  $35-1200^\circ\text{C}$ 。使用 X 射线衍射仪 (XRD, Bruker Empyrean) 分析合金的晶化情况, 其中 Cu-K $\alpha$  线作为入射线, 衍射角  $2\theta$  扫描范围为  $20^\circ-90^\circ$ 、扫描速度  $10^\circ\cdot\text{min}^{-1}$ 。运用磁学测量系统装置 (MPMS3) 和 B-H 仪, 分别测量软磁材料的  $B_s$  和  $H_c$ , 样品在大约  $5\times 10^{-3} \text{ Pa}$  的压力下保温并抽真空退火 10 min, 测量在室温下进行。运用阿基米德原理对样品的密度进行测量。

## 2 实验结果与讨论

### 2.1 Y 元素对合金玻璃形成能力的影响

图 1 为所制备出的淬态  $(\text{Fe}_{0.8}\text{Co}_{0.2})_{87-x}\text{B}_{12}\text{Si}_1\text{Y}_x$  ( $x=0-20$ ) 合金条带 XRD 谱。从图 1 可以看出, 不添加 Y 元素的合金, 即  $x=0$  时,  $(\text{Fe}_{0.8}\text{Co}_{0.2})_{87}\text{B}_{12}\text{Si}_1$  合金薄带在  $2\theta=45^\circ$  处存在较为尖锐的衍射峰。表明, 该样品具有相当大的结晶分数, 可能存在部分非晶态。然而, 当用少量 Y 元素替代合金中的 Fe、Co 元素后, 即  $x>0$  时, 其淬态合金 XRD 谱中存在  $\alpha$ -FeCo 相的衍射峰, 并呈 (200) 晶面择优取向。这可能是由于在制备薄带时冷却速度较快, 而合金体系中稀土元素 Y 的原子半径比较大, (200) 晶面的晶间距比 (110) 晶面的小, 使一些原子在快速冷却时来不及扩散, 只能就近排列。随着 Y 元素进一步的添加, 当  $x=3$  时  $(\text{Fe}_{0.8}\text{Co}_{0.2})_{87}\text{B}_{12}\text{Si}_1\text{Y}_3$  合金薄带的 XRD 谱中不存在结晶相的衍射峰, 表明合金薄带由单一非晶相构成。淬态合金条带的 XRD 图谱中衍射峰由尖锐的晶化峰逐渐转化为宽化的漫散射峰, 表明 Y 元素的添加对合金的玻璃形成能力有提升作用, 合金的玻璃形成能力随着条带中 Y 元素含量的

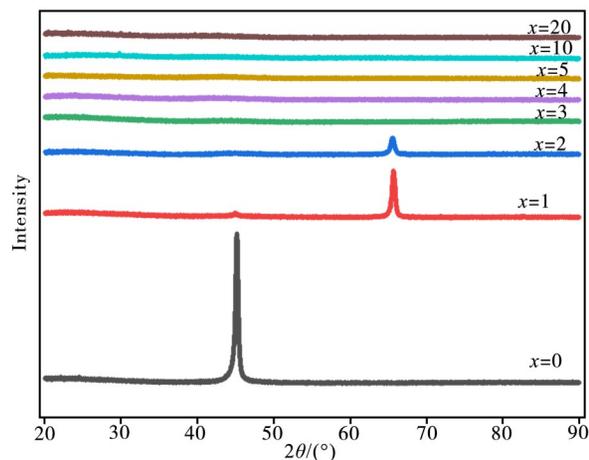
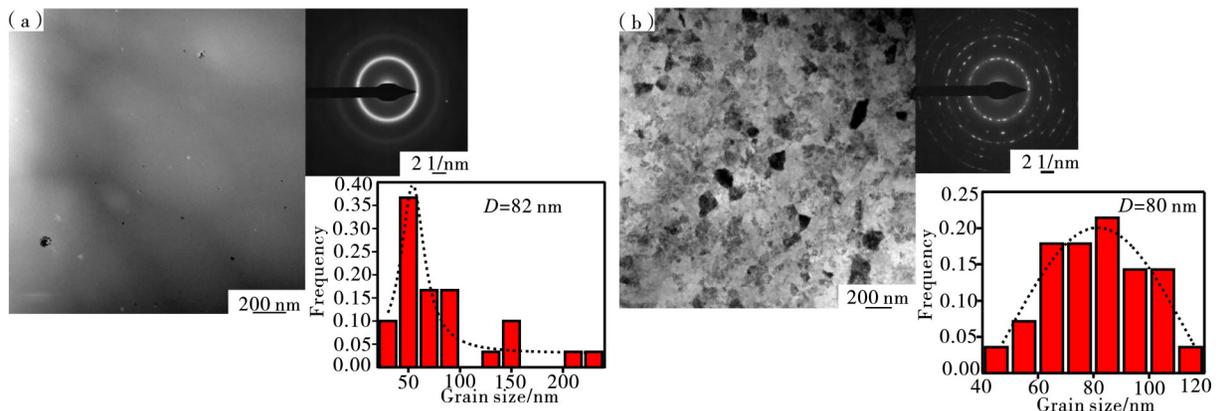


图 1 淬态  $(\text{Fe}_{0.8}\text{Co}_{0.2})_{87-x}\text{B}_{12}\text{Si}_1\text{Y}_x$  ( $x=0-20$ ) 合金条带的 XRD 谱

Figure 1 XRD spectrum of quenched  $(\text{Fe}_{0.8}\text{Co}_{0.2})_{87-x}\text{B}_{12}\text{Si}_1\text{Y}_x$  ( $x=0-20$ ) alloy

增加而增加,所制备的 $(\text{Fe}_{0.8}\text{Co}_{0.2})_{87-x}\text{B}_{12}\text{Si}_1\text{Y}_x$  ( $x>3$ )合金具有完全非晶态结构。从原子半径方面分析,这是因为稀土元素的原子半径较大,主要组分的原子对之间的原子半径差超过12%,Y-Fe、Y-Co、Y-Si、Y-B原子半径差分别为31.3%、30.5%、36%和54.5%,大半径的原子加入可以使合金内部不同半径的原子之间自由排布时分布得更均匀、更致密,从而增大原子堆积密度,缩短原子之间的距离,导致液固两相之间的界面能升高,使原子重排时受到的阻力更大,最终原子扩散受到抑制而形成非晶结构。少量原子半径较大的稀土元素存在使得初始晶化相变得不稳定,这是由于大原子使晶格产生了畸变,而这些铁基条带可以为后期退火制备均匀的纳米晶合金条带提供基础。

影响铁基非晶纳米晶合金软磁性能的因素有很多,但最重要的还是 $\alpha$ -FeCo相纳米晶晶粒的大小及所占的体积百分比,适当的晶粒尺寸会给合金带来更好的软磁性能。图2为 $(\text{Fe}_{0.8}\text{Co}_{0.2})_{87-x}\text{B}_{12}\text{Si}_1\text{Y}_x$  ( $x=0,1$ )合金条带的TEM明场像、选取电子衍射和晶粒分布图。从图2可以明显看出:未添加元素Y的 $(\text{Fe}_{0.8}\text{Co}_{0.2})_{87}\text{B}_{12}\text{Si}_1$ 合金的晶粒分布极不均匀,大多数的晶粒尺寸分布在50 nm左右,但也存在一些尺寸相差较大的 $\alpha$ -FeCo晶粒;而添加Y元素后, $(\text{Fe}_{0.8}\text{Co}_{0.2})_{86}\text{B}_{12}\text{Si}_1\text{Y}_1$ 合金的 $\alpha$ -FeCo晶粒比较均匀的分布在整条带当中,晶粒尺寸约为80 nm。说明,添加稀土元素Y起到调节晶粒粒度使之更加均匀的作用。



(a)— $(\text{Fe}_{0.8}\text{Co}_{0.2})_{87}\text{B}_{12}\text{Si}_1$ 的TEM明场像和电子衍射和晶粒分布图;(b)— $(\text{Fe}_{0.8}\text{Co}_{0.2})_{86}\text{B}_{12}\text{Si}_1\text{Y}_1$ 的TEM明场像、电子衍射和晶粒分布图。

(a)—TEM bright-field images, selected electron diffraction and grain distribution maps of  $(\text{Fe}_{0.8}\text{Co}_{0.2})_{87}\text{B}_{12}\text{Si}_1$ ; (b)—TEM bright-field images, selected electron diffraction and grain distribution maps of  $(\text{Fe}_{0.8}\text{Co}_{0.2})_{86}\text{B}_{12}\text{Si}_1\text{Y}_1$ .

图2 淬态合金条带 $(\text{Fe}_{0.8}\text{Co}_{0.2})_{87-x}\text{B}_{12}\text{Si}_1\text{Y}_x$  ( $x=0,1$ )的TEM明场像、电子衍射和晶粒分布图

Figure 2 TEM bright-field images, selected electron diffraction and grain distribution maps of  $(\text{Fe}_{0.8}\text{Co}_{0.2})_{87-x}\text{B}_{12}\text{Si}_1\text{Y}_x$  ( $x=0,1$ ) alloy

## 2.2 Y元素对合金晶化行为的影响

为了探究Y含量变化对淬态 $(\text{Fe}_{0.8}\text{Co}_{0.2})_{87-x}\text{B}_{12}\text{Si}_1\text{Y}_x$ 合金热稳定性的影响。图3为淬态 $(\text{Fe}_{0.8}\text{Co}_{0.2})_{87-x}\text{B}_{12}\text{Si}_1\text{Y}_x$  ( $x=0-20$ )合金条带的DSC曲线。从图3可见,除 $x=20$ 样品外,所有样品均没有明显的玻璃化转变,每个样品的DSC曲线中均有两个放热峰。表明,合金带材的结晶过程经历了两次晶化过程,第一个晶化过程主要是晶化相 $\alpha$ -FeCo相的结晶,第二个晶化过程主要是硬磁相FeCo-B相的结晶。

图4为合金条带的晶化起始温度 $T_{x1}$ 和两个晶化起始晶化温度之差 $\Delta T$  ( $\Delta T = T_{x2} - T_{x1}$ )随Y含量的变化曲线。从图4(a)可以看出,随着Y元素添加量的增加,合金的第一晶化起始温度( $T_{x1}$ )逐渐升高。结果表明,合金热稳定性逐渐增强。当 $x=0$

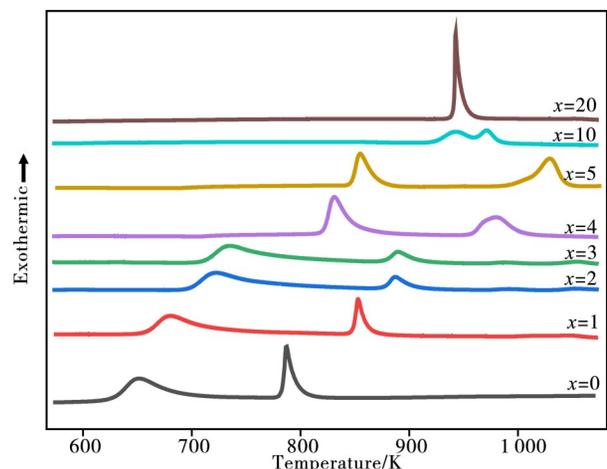
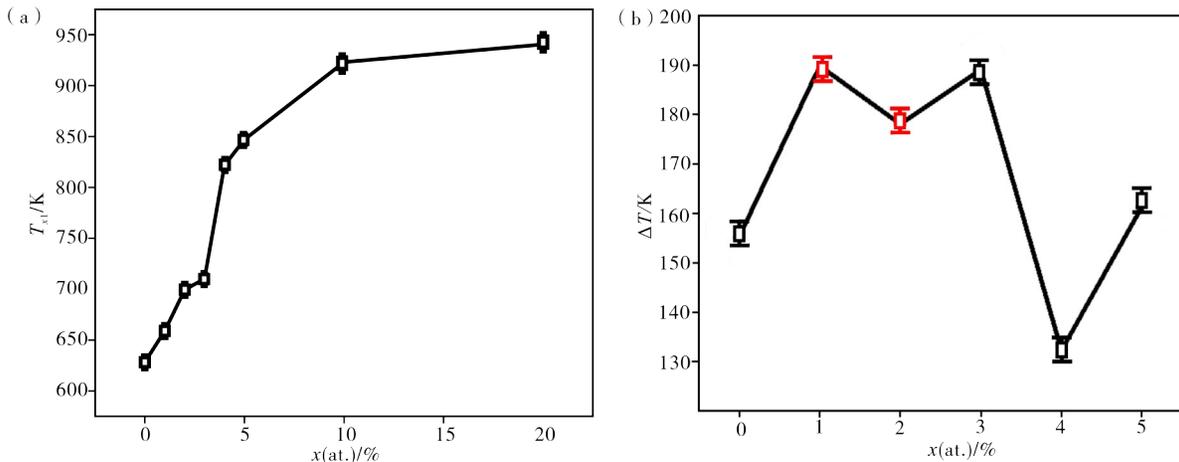


图3 淬态 $(\text{Fe}_{0.8}\text{Co}_{0.2})_{87-x}\text{B}_{12}\text{Si}_1\text{Y}_x$  ( $x=0-20$ )合金条带的DSC曲线

Figure 3 DSC curves of quenched  $(\text{Fe}_{0.8}\text{Co}_{0.2})_{87-x}\text{B}_{12}\text{Si}_1\text{Y}_x$  ( $x=0-20$ ) alloy

时,合金第一个晶化起始温度  $T_{x1}$  最低约为 624.7 K,当  $x=1$  时  $T_{x1}$  稍升高,此后随着  $x$  数值的增加  $T_{x1}$  升高更为显著,这可能归于稀土 Y 与 Si 和 B 的混合焓更负相关。由文献[12]可知,Fe-Si、Fe-B、Co-Si、Co-B、Y-Si、Y-B 原子对的混合焓分别为 -35、-26、-38、-24、-73 和 -50  $\text{kJ}\cdot\text{mol}^{-1}$ ,稀土元素与硼等类金属元素结合时的混合焓要比铁硼的混合焓更负一些,使非晶合金内部存在熔体中保留下来的更多结合力强的稀土-类金属原子对,从而导致添加 Y 元素能有效地提高  $(\text{Fe}_{0.8}\text{Co}_{0.2})_{87-x}\text{B}_{12}\text{Si}_1\text{Y}_x$  ( $x=$

0—20)非晶合金的热稳定性。从图4(b)可见,当  $x=1,3$  时,合金的第一、二次晶化起始温度差  $\Delta T$  都相当大,最大约为 189 K,但随着 Y 元素的添加,其  $\Delta T$  值反而下降。这是由于当 Y 元素的添加量合适时,合金中的原子具有较好的致密度,而 Y 元素含量过高时会导致一些复杂的短程结构的形成,使合金中产生一些缺陷,对其非晶形成能力及热稳定性产生不利的影响。说明,该合金体系退火区间较宽,合金在加热时相当稳定,具有较好的热稳定性,以及退火工艺性较好,更有利于退火后获得优异的双相结构。



(a) 一晶化起始温度  $T_{x1}$ ; (b) 一两个晶化起始温度之间的温度差  $\Delta T$ 。

(a)—the onset crystallization temperature ( $T_{x1}$ ); (b)—the temperature difference between the two crystallization onset temperatures.

图4 淬态  $(\text{Fe}_{0.8}\text{Co}_{0.2})_{87-x}\text{B}_{12}\text{Si}_1\text{Y}_x$  ( $x=0-20$ ) 合金条带的特征温度变化曲线

Figure 4 Characteristic temperature variation curves of quenched  $(\text{Fe}_{0.8}\text{Co}_{0.2})_{87-x}\text{B}_{12}\text{Si}_1\text{Y}_x$  ( $x=0-20$ ) alloy

### 2.3 淬态合金的磁性

图5为淬态  $(\text{Fe}_{0.8}\text{Co}_{0.2})_{87-x}\text{B}_{12}\text{Si}_1\text{Y}_x$  ( $x=0-20$ ) 合金条带的磁滞回线。从图5可以看出,这些合金试样的磁滞回线都是典型的软磁材料磁滞回线,其磁感应强度随外加磁场的增大而快速增大,当外加磁场增大到一定程度后趋于平缓达到  $B_s$ 。表明,  $(\text{Fe}_{0.8}\text{Co}_{0.2})_{87-x}\text{B}_{12}\text{Si}_1\text{Y}_x$  ( $x=0-20$ ) 合金条带具有较高的起始磁导率、高  $B_s$ 、较小  $H_c$  等软磁性能特点。当  $x < 5$  时,  $B_s$  均大于 1.30 T, 其中  $(\text{Fe}_{0.8}\text{Co}_{0.2})_{87}\text{B}_{12}\text{Si}_1$  和  $(\text{Fe}_{0.8}\text{Co}_{0.2})_{86}\text{B}_{12}\text{Si}_1\text{Y}_1$  试样的  $B_s$  较大为 1.71 T, 而其他合金试样的  $B_s$  则相对较小, 其中  $(\text{Fe}_{0.8}\text{Co}_{0.2})_{67}\text{B}_{12}\text{Si}_1\text{Y}_{20}$  合金试样的  $B_s$  最小为 0.60 T。表明,用稀土元素 Y 替换 Fe、Co 元素会导致非晶合金的  $B_s$  降低。这是由于 Y 元素的添加,实际上减少了 FeCo 磁性元素含量而导致合金  $B_s$  下降,原子半径很大的稀土 Y 元素会引起 FeCo 磁性原子间距加大而导致其铁磁作用下降,使得有效磁矩减小,同时 Y 元素的添加使合金的玻璃形成能力

提高,非晶合金中混乱的原子结构往往会使合金的有效磁矩下降。因此,添加稀土 Y 后,合金的  $B_s$  有下降的趋势。

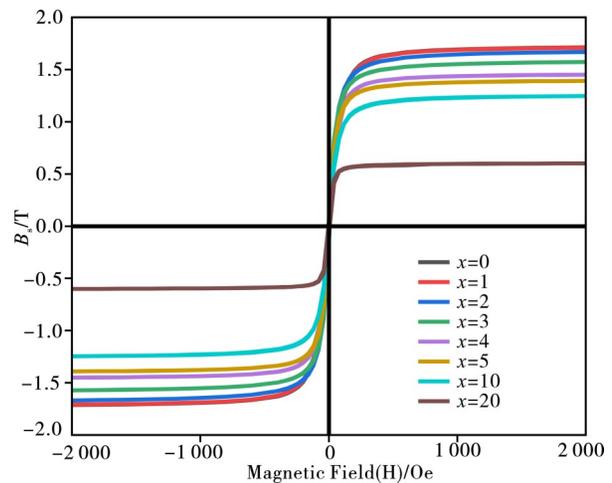


图5 淬态  $(\text{Fe}_{0.8}\text{Co}_{0.2})_{87-x}\text{B}_{12}\text{Si}_1\text{Y}_x$  ( $x=0-20$ ) 合金条带的磁滞回线

Figure 5 Hysteresis lines of quenched  $(\text{Fe}_{0.8}\text{Co}_{0.2})_{87-x}\text{B}_{12}\text{Si}_1\text{Y}_x$  ( $x=0-20$ ) alloy strips

为了更清晰的表现这些合金试样的磁性参数, 相关的数值列于表1。由表1可知,  $(\text{Fe}_{0.8}\text{Co}_{0.2})_{87-x}\text{B}_{12}\text{Si}_1\text{Y}_x$  ( $x=0-5$ ) 淬态条带合金添加Y元素后, 其 $H_c$ 先急剧增大后又逐渐下降, 最小可达到 $6.0 \text{ A}\cdot\text{m}^{-1}$ 。由此可知, 合适的Y添加量能改善合金的软磁性能。少量Y元素的添加可细化晶

粒, 但在未达到磁单畴临界尺寸之前的晶粒细化会使矫顽力上升; 随着Y元素含量增多, 合金玻璃形成能力升高和细化晶粒效果增强, 合金中有更多的非晶相和更细小纳米相, 从而使合金的 $H_c$ 下降; 随着Y元素含量进一步增多, 形成完全的非晶结构, 合金 $H_c$ 大小与Y元素含量、冷却应力状态等相关。

表1 淬态 $(\text{Fe}_{0.8}\text{Co}_{0.2})_{87-x}\text{B}_{12}\text{Si}_1\text{Y}_x$  ( $x=0-5$ )合金的磁学参数  
Table 1 Magnetic parameters of the quenched  $(\text{Fe}_{0.8}\text{Co}_{0.2})_{87-x}\text{B}_{12}\text{Si}_1\text{Y}_x$  ( $x=0-5$ ) alloy

Composition	$x=0$	$x=1$	$x=2$	$x=3$	$x=4$	$x=5$	$x=10$	$x=20$
$B_s/\text{T}$	1.71	1.70	1.67	1.57	1.45	1.39	1.25	0.60
$H_c/(\text{A}\cdot\text{m}^{-1})$	32.4	114.9	23.3	22.1	19.9	6.0	—	—

#### 2.4 热处理对合金的磁性能影响

为了获得具有较高 $B_s$ 和较低 $H_c$ 的Fe基非晶纳米晶合金条带, 有必要对Fe基非晶合金条带进行退火处理, 以获得纳米尺寸均匀的 $\alpha$ -FeCo纳米晶粒与非晶相的复合结构。Fe基非晶纳米晶合金是将Fe基非晶合金进行晶化退火后获得具有小尺寸的 $\alpha$ -Fe纳米晶粒与非晶相复合结构的一类软磁材料。

选取 $(\text{Fe}_{0.8}\text{Co}_{0.2})_{87-x}\text{B}_{12}\text{Si}_1\text{Y}_x$  ( $x=1, 3$ )合金, 研究热处理温度对晶化过程和磁性能的影响, 以寻找最佳热处理温度。根据 $x=1, 3$ 时非晶合金的DSC曲线, 在第一次晶化起始温度附近间隔20 K进行退火, 选择较短的时间(10 min)作为保温时

间, 整个热处理过程在真空下进行。图6为 $(\text{Fe}_{0.8}\text{Co}_{0.2})_{87-x}\text{B}_{12}\text{Si}_1\text{Y}_x$  ( $x=1, 3$ )合金在不同温度退火后的XRD谱。从图6可见, 较低温的热处理时, 合金试样约在 $2\theta=45^\circ$ 处出现了比较微弱的晶体衍射峰。表明, 合金中一次晶化过程已经开始发生,  $\alpha$ -FeCo相从非晶基体中析出。随着热处理温度的升高, 合金试样约在 $2\theta=65^\circ$ 处出现了较强的晶体衍射峰, 并逐渐继续增强。表明, 合金中 $\alpha$ -FeCo相在(200)晶面方向择优析出, 随着温度的进一步升高, 合金薄带XRD谱中出现(211)晶面衍射峰。整个热处理过程中只析出了 $\alpha$ -FeCo相, 而无FeCo-B化合物析出, 这有利于获得优异的软磁性能。

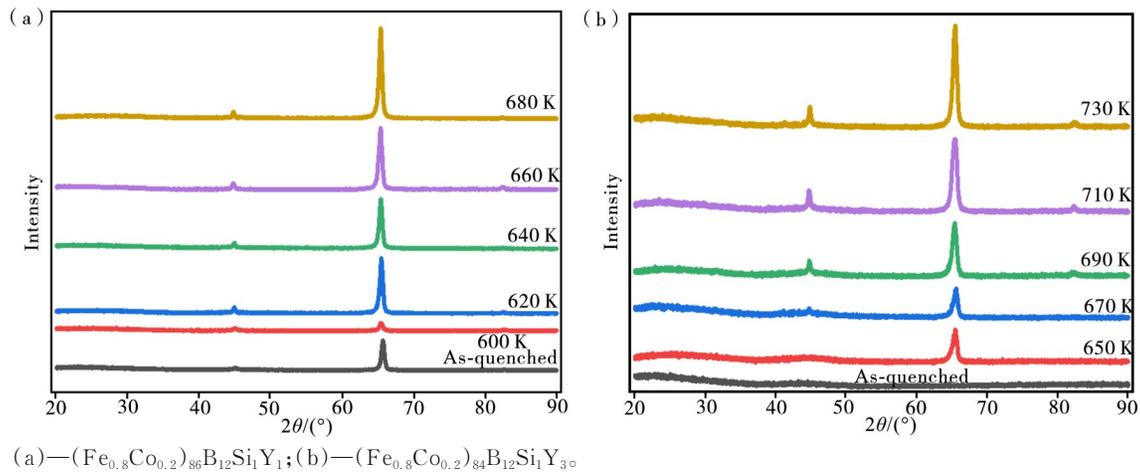
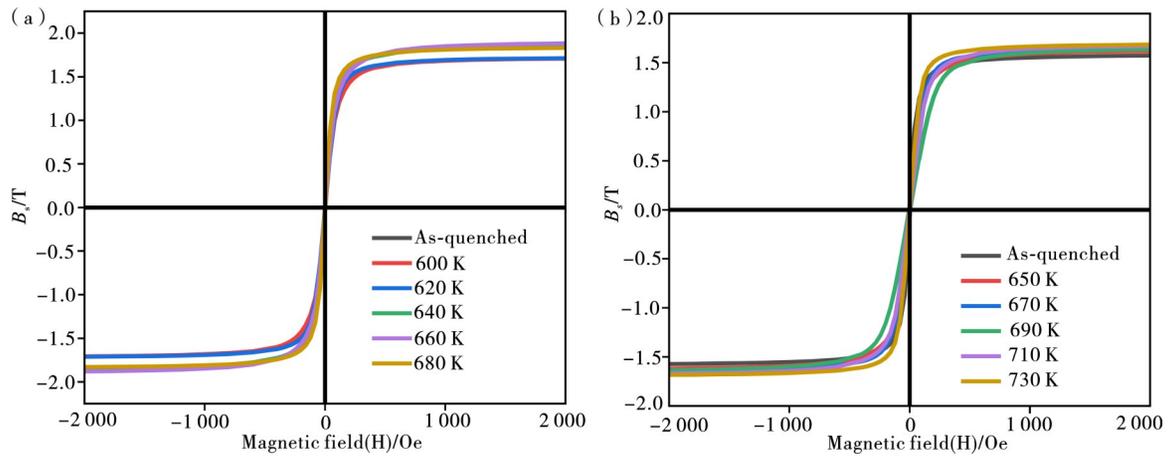


图6 淬态合金条带不同温度下退火10 min后XRD谱

Figure 6 XRD spectra of quenched alloy after annealing for 10 min at different temperatures

非晶薄带退火后析出的纳米晶颗粒是提升条带软磁性能的重要因素, 淬态 $(\text{Fe}_{0.8}\text{Co}_{0.2})_{86}\text{B}_{12}\text{Si}_1\text{Y}_1$ 与 $(\text{Fe}_{0.8}\text{Co}_{0.2})_{86}\text{B}_{12}\text{Si}_1\text{Y}_3$ 合金试样退火后的磁滞回线如图7所示。为了更清晰的表现这些合金试样的磁滞回线的磁性参数, 表2列出了其数值。通过对比图7中合金试样的磁滞回线和表2中相应的磁性参数可

知: 对 $(\text{Fe}_{0.8}\text{Co}_{0.2})_{86}\text{B}_{12}\text{Si}_1\text{Y}_1$ 来说, 随着退火温度的升高 $B_s$ 先增大后减小, 在660 K温度下退火合金试样的 $B_s$ 最大为1.88 T; 而对 $(\text{Fe}_{0.8}\text{Co}_{0.2})_{84}\text{B}_{12}\text{Si}_1\text{Y}_3$ 非晶合金来说, 在实验温度范围内, 随着热处理温度升高, 合金试样的 $B_s$ 呈上升趋势。



(a) —  $(\text{Fe}_{0.8}\text{Co}_{0.2})_{86}\text{B}_{12}\text{Si}_1\text{Y}_1$ ; (b) —  $(\text{Fe}_{0.8}\text{Co}_{0.2})_{84}\text{B}_{12}\text{Si}_1\text{Y}_3$

图7 淬态合金条带不同温度下退火 10 min 后磁滞回线

Figure 7 Hysteresis return lines after annealing of quenched alloy strips at different temperatures for 10 min

表2 不同温度下退火 10 min 后  $(\text{Fe}_{0.8}\text{Co}_{0.2})_{86}\text{B}_{12}\text{Si}_1\text{Y}_1$  与  $(\text{Fe}_{0.8}\text{Co}_{0.2})_{84}\text{B}_{12}\text{Si}_1\text{Y}_3$  合金的磁性参数

Table 2 Magnetic parameters of  $(\text{Fe}_{0.8}\text{Co}_{0.2})_{86}\text{B}_{12}\text{Si}_1\text{Y}_1$  and  $(\text{Fe}_{0.8}\text{Co}_{0.2})_{84}\text{B}_{12}\text{Si}_1\text{Y}_3$  alloys after annealing for 10 min at different temperatures

Sample	Temperature/K	$B_s$ /T	Sample	Temperature/K	$B_s$ /T
$(\text{Fe}_{0.8}\text{Co}_{0.2})_{86}\text{B}_{12}\text{Si}_1\text{Y}_1$	AQ	1.70	$(\text{Fe}_{0.8}\text{Co}_{0.2})_{84}\text{B}_{12}\text{Si}_1\text{Y}_3$	AQ	1.57
	600	1.71		650	1.61
	620	1.71		670	1.64
	640	1.84		690	1.63
	660	1.88		710	1.66
	680	1.83		730	1.68

图8为新开发的  $(\text{FeCo})\text{BSiY}$  非晶纳米晶合金与常见的铁基非晶纳米晶合金 (FeBCu-type、FeSiBCu-type、FeSiBCuNb-type、FeSiBPCu-type) 的  $B_s$  与晶化温度区间<sup>[4,8,13-36]</sup>。从图8可见,  $(\text{FeCo})\text{BSiY}$  合金的  $B_s$  可达到 1.88 T, 并且晶化温度区间达到

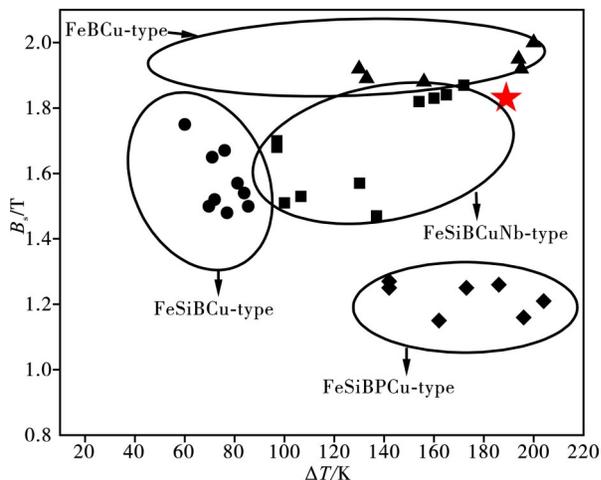


图8 常见的铁基非晶纳米晶合金  $B_s$  与晶化区间大小对比图

Figure 8 Saturation magnetization ( $B_s$ ) and crystallization interval size of common iron-based amorphous nanocrystalline alloys crystallization

189 K。表明, 该合金是很有应用潜力的软磁合金。

### 3 结论

采用铜辊甩带快淬方法制备了一系列  $(\text{Fe}_{0.8}\text{Co}_{0.2})_{87-x}\text{B}_{12}\text{Si}_1\text{Y}_x$  ( $x=0-20$ ) 合金薄带, 考察了元素 Y 添加对该合金玻璃形成能力、晶化行为和磁性性能的影响。

(1) Y 元素添加使  $(\text{Fe}_{0.8}\text{Co}_{0.2})_{87-x}\text{B}_{12}\text{Si}_1\text{Y}_x$  ( $x=0-20$ ) 合金的玻璃形成能力增强, 在  $x < 3$  时形成纳米晶合金,  $x \geq 3$  时形成完全的非晶合金, Y 元素的添加使合金第一、二次晶化起始温度差  $\Delta T$  达到 189 K, 改善了合金的热稳定性和纳米晶形成能力。

(2) 淬态  $(\text{Fe}_{0.8}\text{Co}_{0.2})_{86}\text{B}_{12}\text{Si}_1\text{Y}_1$  合金薄带的  $B_s$  为 1.7 T、 $H_c$  为  $114.9 \text{ A}\cdot\text{m}^{-1}$ , 经过退火后该合金最高  $B_s$  可达到 1.88 T, 而淬态  $(\text{Fe}_{0.8}\text{Co}_{0.2})_{82}\text{B}_{12}\text{Si}_1\text{Y}_5$  合金薄带的  $H_c$  可降低到  $6.0 \text{ A}\cdot\text{m}^{-1}$ 。

(3) 添加 Y 能有效地提高  $\text{FeCoBSi}$  合金的玻璃/纳米晶形成能力, 新合金表现出优异的软磁性能。

### 参考文献:

[1] ALAM M, BHATTACHARJEE A, PAUL D, et al. Chronological evaluation of the synthesis techniques of nanocrystalline  $\text{Fe}_{73.5}\text{Cu}_1\text{Nb}_3\text{Si}_{13.5}\text{B}_9$  soft magnetic alloy

- [J]. Progress in Crystal Growth and Characterization of Materials, 2023, 69(2-4): 100601.
- [2] DUWEZ P. Metastable phases obtained by rapid quenching from the liquid state [J]. Progress in Solid State Chemistry, 1967(3): 377-400.
- [3] KLEMENT W, WILLENS R, DUWEZ P. Non-crystalline structure in solidified gold-silicon alloys [J]. Nature, 1960, 187: 869-870.
- [4] HRKAC V, LAGE E, KÖPPEL G, et al. Amorphous FeCoSiB for exchange bias coupled and decoupled magnetoelectric multilayer systems: Real-structure and magnetic properties [J]. Journal of Applied Physics, 2014, 116(13): 134302.
- [5] SUETSUNA T, KINOUCI H, SANADA N. Roles of cobalt and boron in FeCoSiB soft magnetic composite with in-plane uniaxial magnetic anisotropy [J]. Journal of Magnetism and Magnetic Materials, 2021, 519: 167475.
- [6] HAIBO L, QIANG L, HONGXIANG L, et al. Preparation and characterization of quaternary magnetic  $\text{Fe}_{80-x}\text{Co}_x\text{P}_{14}\text{B}_6$  bulk metallic glasses [J]. Journal of Applied Physics, 2014, 115(20): 195647.
- [7] GRAHAM J, EGAMI T. Magnetic properties of amorphous alloys [J]. Annual Review of Materials Science, 1978, 8(1): 423-457.
- [8] LEGALL F, MORICE C, JAHJAH W, et al. Magnetization reversals of  $\text{Fe}_{81}\text{Ga}_{19}$ -based flexible thin films under multiaxial mechanical stress [J]. Physical Review Applied, 2021, 15(4): 44028.
- [9] 蒋达国, 朱正吼, 宋晖. 稀土改性非晶带材的制备与软磁性能研究 [J]. 热加工工艺, 2006, 35(24): 4-7.
- [10] 糜晓磊, 胡亮, 武博文, 等. 钕含量对Fe-B-Nb-Gd非晶合金磁学性能和氧化机制的影响规律 [J]. 物理学报, 2024. <https://link.cnki.net/urlid/11.1958.04.20240311.1715.012>.
- [11] 戴明杰, 徐黎明, 周欢华, 等. 稀土Y对 $\text{Fe}_{71.4}\text{Si}_{13}\text{B}_{9.6}\text{Mo}_2\text{Cr}_1\text{Cu}_1\text{P}_2$ 合金晶化行为及磁性能的影响 [J]. 武汉科技大学学报, 2017, 40(2): 101-104.
- [12] 董振江, 杨元政, 赖江凌, 等. 微量稀土Dy及Fe/Co比例对FeCoBSiNb块体非晶合金玻璃形成能力和磁性能的影响 [J]. 热加工工艺, 2008, 37(22): 5-8.
- [13] TAKEUCHI A, INOUE A. Classification of bulk metallic glasses by atomic size difference, heat of mixing and period of constituent elements and its application to characterization of the main alloying element [J]. Materials Transactions, 2005, 46(12): 2817-2829.
- [14] BHUSHAN B, BANERJEE A, PATEL S, et al. Electrochemical response and passivation affinity of Fe-based amorphous HVOF coatings prepared from pig iron on mild steel [J]. Surface and Coatings Technology, 2022, 452: 129082.
- [15] CHEN F, WANG Y. Investigation of glass forming ability, thermal stability and soft magnetic properties of melt-spun  $\text{Fe}_{83}\text{P}_{16-x}\text{Si}_x\text{Cu}_1$  ( $x=0, 1, 2, 3, 4, 5$ ) alloy ribbons [J]. Journal of Alloys Compounds, 2014, 584: 377-380.
- [16] CHENG J, TIAN U, SANA L. Giant magnetocaloric effect in nanostructured Fe-Co-P amorphous alloys enabled through pulse electrodeposition [J]. Nanotechnology, 2020, 31(38): 385704.
- [17] CHROBAK A, NOSENKO V, HANECZOK G, et al. Effect of rare earth additions on magnetic properties of  $\text{Fe}_{82}\text{Nb}_2\text{B}_{14}\text{RE}_2$  (RE=Y, Gd, Tb and Dy) amorphous alloys [J]. Materials Chemistry Physics, 2011, 130(1-2): 603-608.
- [18] FAN X, MEN H, MA A, et al. Soft magnetic properties in  $\text{Fe}_{84-x}\text{B}_{10}\text{C}_6\text{Cu}_x$  nanocrystalline alloys [J]. Journal of Magnetism Magnetic Materials, 2013, 326: 22-27.
- [19] FAN Y, SUO M, JIAKAI Z. Extremely high Bs ( $\text{Fe}_{1-x}\text{Co}_x$ ) $_{86}\text{Ni}_1\text{B}_{13}$  amorphous soft magnetic alloys with good bending ductility [J]. Intermetallics, 2020, 127(1): 106959.
- [20] GENG Y, WANG Y, QIANG J, et al. Composition design and optimization of Fe-B-Si-Nb bulk amorphous alloys [J]. Acta Metallurgica Sinica, 2016, 52(11): 1459-1466.
- [21] HAIBO S, CE W, CHANGBAO Z, et al. High-frequency loss analysis and related magnetic properties of Fe-based amorphous soft magnetic composites with different granularity matches [J]. Journal of Applied Physics, 2022, 131(19): 193903.
- [22] HE J, YUAN H, NIE M, et al. Soft magnetic materials for power inductors: State of art and future development [J]. Materials Today Electronics, 2023 (6): 100066.
- [23] HOU F, YUANZHENG L, TING W. Effect of Ni substitution to Fe on amorphous nanocrystalline soft magnetic alloy [J]. Physica B Condensed Matter, 2020, 595(1): 412293.
- [24] HOU L, FAN X, WANG Q, et al. Microstructure and soft-magnetic properties of FeCoPCCu nanocrystalline alloys [J]. Journal of Materials Science Technology, 2019, 35(8): 1655-1661.
- [25] HOU L, LI M, JIANG C, et al. Thermal and magnetic properties of Fe(Co)BCCu amorphous alloys with high saturation magnetization of 1.77 T [J]. Journal of Alloys Compounds, 2021, 853: 157071.
- [26] HULA T, HERTSYK O, KOVBUZ M, et al. Nanocrystallization of iron-based amorphous alloys, influence of magnetization in an alternating magnetic field [J]. Chemistry of Metals and Alloys, 2018, 11(3-4): 100-106.
- [27] ISLAM M, MUTTAQI K, SUTANTO D. A novel saturated amorphous alloy core based fault current

- limiter for improving the low voltage ride through capability of doubly-fed induction generator based wind turbines [J]. *IEEE Transactions on Industry Applications*, 2021, 57(3): 2023-2034.
- [28] JIANG B, WANG J, QIAN C, et al. Tunable mechanical properties of Ti-Zr-Ni-Cr amorphous ribbons via vanadium addition [J]. *Journal of Electronic Materials*, 2019, 48: 1324-1329.
- [29] JIN Y, FAN X, MEN H, et al. FePCCu nanocrystalline alloys with excellent soft magnetic properties [J]. *Science China Technological Sciences*, 2012, 55: 3419-3424.
- [30] KIM W, DUAN T, PEREPEZKO J. Nanocrystal evolution during ultra-fast heating in an amorphous Fe<sub>85</sub>B<sub>15</sub> alloy [J]. *Scripta Materialia*, 2023, 225: 115155.
- [31] KUBACKI R, FERENC J, PRZESMYCKI R, et al. The nanocrystalline FeSiBCuNb finemet absorption properties at microwaves [J]. *IEEE Transactions on Electromagnetic Compatibility*, 2012, 54(1): 93-100.
- [32] KWAPULINSKI P, HANECZOK G. Formation of the relaxed amorphous phase in iron-based amorphous alloys monitored by magnetic relaxation techniques [J]. *IEEE Transactions on Magnetics*, 2020, 58(4): 1-7.
- [33] KW S, JI C, SO Y. Poly (glycidyl methacrylate) coated soft-magnetic carbonyl iron/silicone rubber composite elastomer and its magnetorheology [J]. *Macromolecular Research*, 2019, 27(5): 448-453.
- [34] LI B, LI J, FAN X, et al. Formation of bulk metallic glasses from Cu-Zr based alloys with yttrium addition [J]. *Rare Metal Materials and Engineering*, 2014, 43(7): 1558-1561.
- [35] LI H, WANG A, LIU T, et al. Design of Fe-based nanocrystalline alloys with superior magnetization and manufacturability [J]. *Materials Today Electronics*, 2021, 42: 49-56.
- [36] LI F, LIU X, ZHAO F, et al. Fe-based bulk amorphous alloys with iron contents as high as 82 at.% [J]. *Journal of Magnetism Magnetic Materials*, 2015, 386: 107-110.
- [37] 蒋卫红, 杨元政, 邱泽楠. 铁基非晶纳米晶磁芯软磁性能优化的厚度效应和抗应力能力 [J]. *材料研究与应用*, 2022, 16(4): 571-578.

## Enhanced Glass-Forming Ability and Saturated Magnetization of FeCoSiB Through Y Addition

CHEN Xiang<sup>1,2</sup>, XU Liming<sup>2</sup>, ZHAO Yong<sup>2\*</sup>, YAN Yuqiang<sup>2</sup>, YANG Yuanzheng<sup>1\*</sup>, ZHANG Bo<sup>2\*</sup>

(1. Faculty of Materials and Energy, Guangdong University of Technology, Guangzhou 510006, China; 2. Songshan Lake Materials Laboratory, Dongguan 523770, China)

**Abstract:** Amorphous alloys have long attracted attention due to their excellent soft magnetic properties. With the rapid advancement of modern technology, the environments in which materials used are becoming more and more demanding, leading to continuously optimized application requirements. Iron-based amorphous nanocrystalline soft magnetic materials, with their extremely low coercivity, magnetic loss, high saturation magnetic induction, and very high permeability, play a crucial role in key technological fields such as power electronics, new energy vehicles, and high-speed motors. However, a trade-off exists between the glass formation ability and the saturation magnetic induction strength of these materials; specifically, as saturation magnetic induction increases, the glass formation ability tends to decrease. To improve both the glass formation ability and magnetic properties of Fe-based amorphous nanocrystalline alloy strips, a high iron content Fe-based amorphous nanocrystalline alloy was produced using the Cu Kun dump belt fast quenching process in (Fe<sub>0.8</sub>Co<sub>0.2</sub>)<sub>87-x</sub>Si<sub>1</sub>B<sub>12</sub>Y<sub>x</sub> (x=0—20) alloys. The effects of Y element addition on glass formation ability, crystallization behaviour, and magnetic properties before and after annealing were investigated. The results show that the addition of the rare earth element Y can effectively enhance the glass formation ability of the alloys. As the Y content increases, the temperature interval between the two crystallization exothermic peaks ( $\Delta T = T_{x2} - T_{x1}$ ) also increases, with a maximum temperature interval of 189 K. This indicates that Y element extends the temperature range available for subsequent heat treatments, facilitating effective regulation of the crystal size during annealing. It also suggests that the addition of Y element improves the nanocrystal formation ability of the alloy, and the saturation magnetic induction increases from 1.71 T to 1.88 T. These high saturation magnetic induction strength amorphous nanocrystalline soft alloys exhibit excellent comprehensive performance and hold significant potential for engineering applications.

**Keywords:** iron-based soft magnets; amorphous alloys; nanocrystals; rare earth elements; glass forming ability; crystallization behaviour; soft magnetic properties; thermal stability