



高铁含量FeBCSiP非晶合金超厚带材及性能研究

贾蓊丽¹, 吴忱¹, 吕娜², 施凌翔¹, 苏云帅¹, 刘天成², 邵洋¹, 陈娜^{1*}, 姚可夫^{1*}

1. 清华大学材料学院, 北京 100084

2. 安泰科技股份有限公司, 北京 100081

*联系人, 陈娜, E-mail: chennadm@mail.tsinghua.edu.cn; 姚可夫, E-mail: kfyao@mail.tsinghua.edu.cn

收稿日期: 2024-10-09; 接受日期: 2024-12-13; 网络出版日期: 2025-03-11

国家重点研发计划(编号: 2022YFB3804100, 2022YFB4200800)和国家自然科学基金(编号: 52271148)资助项目

摘要 铁基软磁非晶合金带材现已工业化规模生产和应用。增加带材厚度可增加非晶合金铁芯的叠片系数并减小铁芯体积, 从而满足新能源、智能制造和信息技术领域发展对电子电力器件和设备小型化和高集成的需求。但因合金非晶形成能力及工业化生产条件的限制, 迄今国内依然难以生产出厚度超过30 μm 的铁基软磁非晶合金工业带材。本研究在工业化生产条件下成功制备出厚度为35 μm , 宽度为50 mm, 名义成分为 $\text{Fe}_{81.8}\text{B}_{12.8}\text{C}_{2.8}\text{Si}_{1.8}\text{P}_{0.8}$ 的非晶合金超厚带材(简称AA35带材)。该带材具有优异的软磁性能, 其饱和磁感应强度(B_s)达1.67 T, 优化磁场退火后矫顽力(H_c)为1.8 A/m。AA35带材铁芯在工作频率(f)1 kHz、工作磁感(B_m) 1.55 T下的铁损($P_{s(1\text{ kHz}-1.55\text{ T})}$)为12.04 W/kg。AA35带材性能明显优于工业化生产的 $\text{Fe}_{78}\text{Si}_{13}\text{B}_9$ (1K101)非晶合金带材($B_s = 1.56\text{ T}$, 厚度约为25 μm), 且可在 B_m 为1.50–1.60 T和 f 为1–5 kHz下工作。本研究结果为软磁非晶合金的工业化应用提供了一种高 B_s 的超厚非晶软磁合金带材和相应的优化退火工艺。

关键词 铁基非晶合金, 软磁性能, 退火工艺, 超厚带材

PACS: 81.05.Kf, 75.50.Kj, 61.43.Dq

1 引言

新能源和智能制造等领域的快速发展, 对电子电力设备的效率、能耗和功率密度提出了新要求, 而软磁材料及其器件的性能是影响电子电力设备损耗和效率的关键之一^[1]。近年, Fe基非晶合金因其优异的综合软磁性能而备受关注^[1–4]。例如, 相较于传统硅钢变压器, 采用铁基非晶合金带材制备的非晶变压器在空载状态下能耗降低了70%以上^[5,6], 因此被广泛应用。由

于高Fe含量的铁基合金非晶形成能力较低及工业化生产条件限制, 铁基非晶合金工业带材的厚度通常为20–28 μm ^[7–9], 小于硅钢薄片的十分之一。尽管极低的厚度有助于减少涡流损耗^[7,10], 但影响了非晶带材加工效率和铁芯制造效率, 给非晶软磁合金的广泛应用带来了挑战。

在工业应用中, 非晶铁芯常常采用非晶带材卷绕成形或带材冲剪-叠压-黏接固化成形的方法加工制造^[11–14]。带材的厚度一方面影响加工效率, 另一方面

引用格式: 贾蓊丽, 吴忱, 吕娜, 等. 高铁含量FeBCSiP非晶合金超厚带材及性能研究. 中国科学: 物理学 力学 天文学, 2025, 55: 286119

Jia J, Wu Y, Lv N, et al. Research on high-iron-content FeBCSiP amorphous alloy ultra-thick ribbon and its properties (in Chinese). Sci Sin-Phys Mech Astron, 2025, 55: 286119, doi: 10.1360/SSPMA-2024-0455

会降低铁芯的叠片系数. 不考虑其他因素影响, 若非晶合金带材厚度增加一倍, 加工相同尺寸或重量的铁芯时, 对非晶合金薄片的冲剪次数或卷绕次数将减少一半, 显然可大幅提升非晶铁芯的加工效率. 若假设每两层材料之间空隙厚度为恒定值, 随着非晶合金带材厚度的增加, 层片之间空隙在整体厚度中的占比将减小, 软磁非晶合金带材在铁芯总厚度中的占比将增加, 即叠片系数增大. 铁芯的叠片系数越高, 意味着, 达到相同的磁感应强度时的铁芯体积越小. 由于电子元件形状尺寸的限制, 在铁芯的加工制备中, 通常会使用一个较大的压力来叠压非晶合金带材, 从而使叠片系数增加. 而Fe基非晶合金的软磁性能对应力十分敏感^[15,16], 若该应力在后续加工过程中无法消除, 则会导致其性能的恶化. 通过增加带材厚度, 可提升自然堆叠状态下的叠片系数, 即可以减小叠压过程中所需的压力, 这有利于铁芯的制备. 综上所述, 提高铁基非晶合金带材的厚度, 有利于铁芯加工效率的提升和器件体积的缩小. 这对使用频率在1000–2000 Hz及以下的器件尤为重要.

铁基软磁非晶合金带材通常采用单辊旋淬法制备. 其典型工艺过程为: 将加热熔化的合金熔体通过喷嘴狭缝喷射到高速旋转的冷却铜辊上, 经快速凝固形成金属薄带; 随后, 由于自身凝固收缩和辊轮离心力作用, 凝固的金属薄带能够自动从辊轮上脱离, 从而实现连续喷带过程^[17,18]. 非晶合金带材厚度与单位时间浇铸熔体的质量(即合金熔体的流量)成正比, 但合金熔体流量的增加必然导致单位时间内从合金熔体传出的热量增加, 即所制备带材的厚度越大, 铜辊表面所承受的热负荷就越大^[19]. 同样地, 制备的带材宽度越大, 喷带时所需合金熔体流量就越大, 当铜辊冷却能力一定时, 必然导致熔体过冷度的降低. 而工业上为适配相应尺寸的铁芯的制备, 带材宽度至少需达到厘米量级. 因此, 制备铁基软磁非晶合金宽幅超厚带材, 对于铜辊的冷却能力和合金的非晶形成能力要求较高. 此外, 合金熔体黏度、抗氧化能力等均会对带材生产的工艺性能产生影响^[20]. 迄今为止, 鲜有厚度在30 μm 以上的高铁含量铁基软磁非晶合金宽带(宽度在厘米量级)的研制报道, 尤其尚未见到有关在工业条件下制备出30 μm 以上、具有高 B_s 铁基软磁非晶合金厚带的报道. 因此, 研制高 B_s 铁基非晶合金厚带无论对认识与厚带相关的基础科学问题, 还是对工程应用都

具有重要意义.

本文在研究组对高铁含量高 B_s 铁基非晶合金研发和性能研究的基础上^[21–23], 综合考虑非晶形成能力和软磁性能, 优选出 $\text{Fe}_{81.8}\text{B}_{12.8}\text{C}_{2.8}\text{Si}_{1.8}\text{P}_{0.8}$ 非晶合金, 在工业生产设备上成功制备出了厚度为35 μm 、宽度为50 mm的宽幅超厚带材, 并对该带材热力学性能及软磁性能进行了测试分析, 探索了退火工艺对其铁芯损耗的影响规律, 为工业化应用提供了科学依据和实验基础.

2 材料和方法

采用单辊旋淬方法制备了名义成分为 $\text{Fe}_{81.8}\text{B}_{12.8}\text{C}_{2.8}\text{Si}_{1.8}\text{P}_{0.8}$ 、厚度为35 μm 、宽度为50 mm的非晶合金带材(简称为AA35带材), 合作的带材生产企业为安泰科技股份有限公司. 本次带材制备所使用的工业生产机组的铜辊转速为20–25 m/s, 铜辊宽度200 mm. 采用差示扫描量热法(DSC)对非晶合金带材进行热力学性能分析, 所用设备为德国Netzsch公司生产的Netzsch STA 449F3, 升温速率为40 K/min. 使用型号为Rigaku D/max 2500的X射线衍射仪(XRD), 对非晶合金带材进行物相检测. 此外, 使用型号为FEI Tecnai G2 F20的透射电子显微镜(TEM)对带材的微观结构进行更精细地表征.

将带材剪切为宽度5 mm、长度80 mm的条形样品进行等温退火及矫顽力(H_c)测试. 条形样品等温退火方式包括普通退火和磁场退火. 本研究中所使用的热处理设备为天津中环电炉公司生产的滑动式管式电炉. 普通热处理工艺的步骤如下: (1) 非晶合金条带放入石英管中, 将石英管中真空度抽至1 Pa以下, 并向石英管中充入高纯Ar气; (2) 先将电炉炉温升至设定值; (3) 将装有样品的石英管放入炉内进行退火; (4) 在设定温度下退火至设定时间后, 将石英管取出水冷. 磁场热处理工艺则是在上述工艺的基础上, 在整个退火过程中添加沿条带长度方向的磁场, 磁场强度约8000 A/m.

采用剪切加卷绕的方法, 制备了厚度5 mm、内径10 mm、外径12 mm的环形样品, 研究了退火温度及时间对AA35超厚带材铁损(P_s)的影响规律. 在环形样品退火过程中添加了横向磁场(即磁场方向平行于带材宽度方向). 考虑到卷绕过程中, 曲率半径不同时, 引

入的应力大小会有所不同, 为控制变量, 保证数据的可比性, 需要使所有退火环样的外形尺寸保持一致, 包括用作对比的1K101 ($\text{Fe}_{78}\text{B}_{13}\text{Si}_9$) 环形样品。

使用型号为Lake Shore 7407 VSM的振动样品磁强计(VSM)测试样品的饱和磁感应强度(B_s), 测试磁场强度为800 kA/m. 使用湖南省联众科技公司生产的B-H磁滞回线仪(MATS-2010SD)对条形样品的矫顽力(H_c)及环形样品的磁化曲线进行测试, 测试时的最大磁场强度为800 A/m. 铁损(P_s)测试使用的设备为湖南省联众科技公司生产的MATS-3000M软磁交流测量装置, 测试样品为厚度5 mm、内径10 mm、外径12 mm的环形样品. 此外, 使用日本岩崎公司生产的交流B-H分析仪(SY-8218 IWATSU)测试了环形样品在10和20 kHz工作频率下的高频铁损. 本文中显微硬度测试使用的设备为莱州华银显微维氏硬度计HV-1000A. 使用的试验力为100 gf, 加载时间为15 s. 本文中电阻率测试设备为苏州晶格电子有限公司生产的ST2253型数字式四探针测试仪。

3 结果和讨论

采用铜辊宽度为200 mm的工业生产机组制备出了名义成分为 $\text{Fe}_{81.8}\text{B}_{12.8}\text{C}_{2.8}\text{Si}_{1.8}\text{P}_{0.8}$ 的非晶合金带材(图1(b)), 其厚度为35 μm , 宽度为50 mm, 简称该非晶带材为AA35带材. AA35带材厚度均匀, 表面质量、弯曲韧性良好, 可弯折180度不断裂. 图1(a)为AA35带材自由面和贴辊面的边缘、中心等不同位置的XRD图谱. 如图1(a)所示, 50 mm宽带材的自由面边缘及贴辊面全部位置的XRD图谱均未见明显晶化. 但在图1(a)所示的带材自由面中心位置的XRD图谱中, 可以看到少量晶化, 经标定为 $\alpha\text{-Fe}$ 相. $\alpha\text{-Fe}$ 相(200)晶面衍射峰显著, 表明晶粒有明显取向. 将带材自由面的中心位置进行轻微打磨, 去除厚度约1–2 μm . 打磨后带材的XRD图谱中, $\alpha\text{-Fe}$ 晶态相衍射峰消失(图1(a)). 这表明晶态相仅在带材自由面中心位置的表层(厚度1–2 μm)析出. 图2为AA35带材的高分辨透射电子显微镜(HRTEM)图像及选区电子衍射(SAED)图谱. 如图2(a)和(b)所示, 带材中心和边缘的HRTEM照片和SAED图谱呈现出典型的非晶合金迷宫状原子排列特征及衍射晕环. 进一步证明了AA35带材内部的单相非晶结构。

造成带材中心位置出现少量晶化相的原因可能有

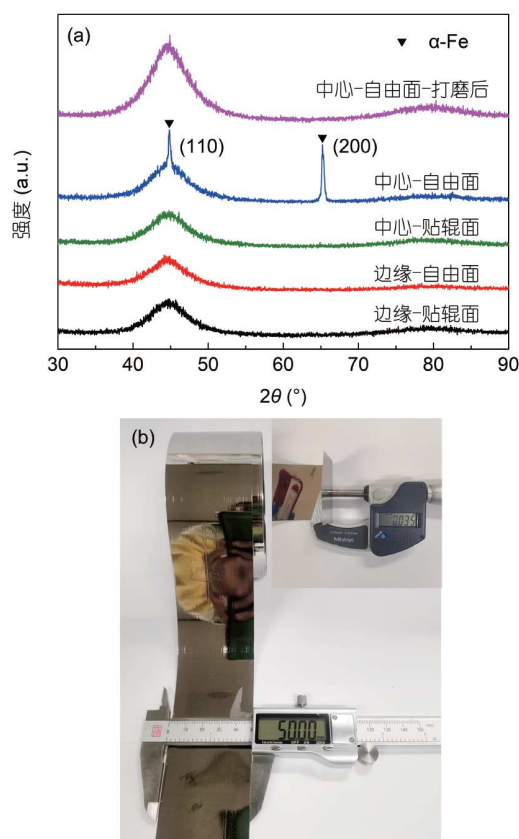


图1 (网络版彩图)宽度为50 mm的AA35带材的(a) XRD图谱和(b)外观照片. 插图展示了AA35带材的厚度

Figure 1 (Color online) (a) XRD pattern and (b) appearance photo of AA35 ribbon with a width of 50 mm. The inset shows the thickness of the AA35 ribbon.

以下两点: (1) 本次带材的试制所使用的机组铜辊宽度有限, 冷却能力有限. 在连续制带过程中, 熔体喷射到高速旋转的铜辊上时, 带材中心与边缘的散热不同; (2) 制备所使用的工业原料中含有少量容易诱发表面晶化的杂质元素. 以上结果表明, 即便在散热条件不好的宽带中心区, 少量晶化也仅存在于表层区域, $\text{Fe}_{81.8}\text{B}_{12.8}\text{C}_{2.8}\text{Si}_{1.8}\text{P}_{0.8}$ 非晶合金的非晶形成能力满足30 μm 以上工业带材制备的需求. 若增强制备过程中的冷却条件(如使用尺寸更大的铜辊、增强机组水冷效果^[19]等), 则有望获得完全非晶态的35 μm 厚宽幅带材。

图3为AA35带材的DSC曲线. 如图3所示, 该带材的初始晶化温度 T_x 与居里温度 T_C 分别为757和625 K.

对宽度5 mm、长度80 mm的条形样品进行等温退火, 退火时间为30 min, 温度范围为543–623 K. 图4为AA35带材的 H_c 及 B_{800} 随退火温度的变化曲线, B_{800}

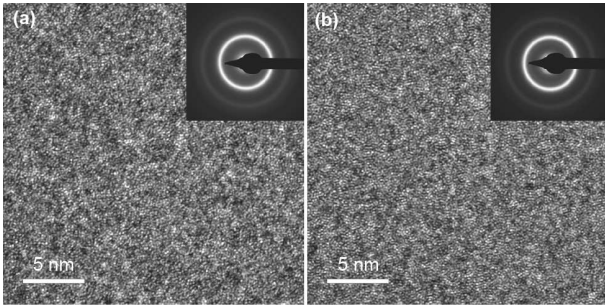


图2 宽度为50 mm的AA35带材的高分辨透射电子显微镜图像. (a) 带材中心; (b) 带材边缘. 插图为对应的选区电子衍射图谱

Figure 2 High-resolution transmission electron microscope (HRTEM) images of AA35 ribbon with a width of 50 mm. (a) The center of the ribbon; (b) the edge of the ribbon. The insets were the corresponding selected-area electron diffraction (SAED) patterns.

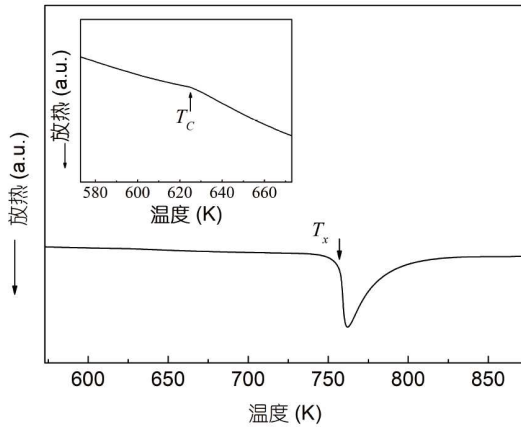


图3 AA35带材的DSC曲线. 插图为居里温度 T_C 附近的DSC曲线局部放大图

Figure 3 DSC curve of AA35 ribbon. The inset shows an enlarged section of the curves around the Curie temperature T_C .

是磁场强度为800 A/m时的磁感应强度, 其中实线对应的样品采用的是普通退火, 虚线对应的样品则采用的是磁场退火. 在543–623 K范围内, 随着退火温度的升高, H_c 先缓慢降低后逐渐上升, 但整体变化幅度较小 (普通退火2.9–3.8 A/m, 磁场退火1.8–2.6 A/m). 随着退火温度的升高, B_{800} 先缓慢升高, 当温度达到583 K后趋于稳定. 综合考虑退火温度对 H_c 和 B_{800} 的影响作用, 最佳退火温度区间为573–623 K. 当退火温度为583 K时, 普通退火样品的 H_c 和 B_{800} 分别为2.9 A/m和1.641 T, 磁场退火样品的 H_c 和 B_{800} 分别为1.9 A/m和1.644 T. 退火时添加磁场明显降低了带材的 H_c , 并略微提高了 B_{800} . 此外, 未退火的AA35带材的 B_s 为1.67 T. 可见, AA35带材的 B_s 显著高于目前工业化生产的1K101非

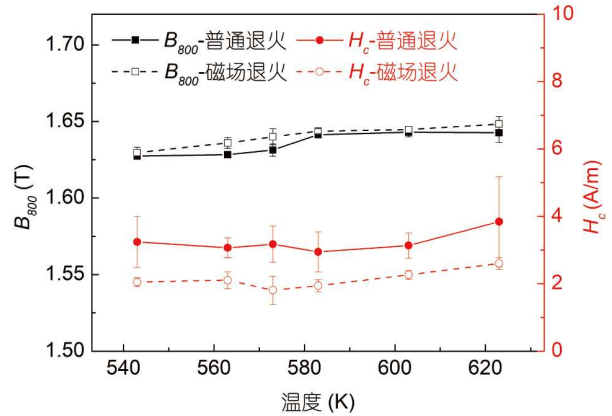


图4 (网络版彩图) AA35带材 H_c 及 B_{800} 随退火温度的变化曲线

Figure 4 (Color online) Annealing temperature dependence of H_c and B_{800} for the AA35 ribbon.

晶合金和日本生产的METGLAS 2605HB1非晶合金(B_s 分别为1.56和1.64 T^[24–26]); 而磁场退火后的 H_c 与1K101和METGLAS 2605HB1相近(磁场退火后的 H_c 分别为1.7和1.5 A/m^[26]), 均小于2 A/m. 这表明, 研制的AA35非晶合金厚带具有非常优异的软磁性能.

研究分析了AA35带材环形样品退火后的铁芯损耗(P_s). 对宽度5 mm、内径10 mm、外径12 mm的环形样品进行横磁退火, 退火温度为573–623 K, 退火时间为30–90 min. 图5所示为不同温度及不同时间退火后AA35带材环形样品的 P_s 随工作磁感(B_m)变化的曲线, 工作频率(f)为1 kHz. 如图5(a)–(c)所示, 退火温度及退火时间均会对AA35带材的 P_s 产生影响. 当退火时间相同时, 随着退火温度的增加, P_s 先逐渐降低, 达到最低值后, 再逐渐升高, 与图4中 H_c 随温度变化趋势基本一致.

图6总结了在 $f = 1$ kHz, $B_m = 0.5$ T时的铁芯损耗($P_{s(1 \text{ kHz}-0.5 \text{ T})}$)随退火温度的变化规律. 可见, 当退火时间为30, 60及90 min时, 随退火温度的增加, $P_{s(1 \text{ kHz}-0.5 \text{ T})}$ 均呈现先降低后上升的变化规律. 将一定退火时间下, $P_{s(1 \text{ kHz}-0.5 \text{ T})}$ 最低时的退火温度记为 T_{op} . 从图6中可以看出, 随着退火时间的增加, T_{op} 逐渐降低. 退火时间为30 min时, $T_{op} = 603$ K, 此时 $P_{s(1 \text{ kHz}-0.5 \text{ T})} = 2.88$ W/kg; 退火时间为60 min时, $T_{op} = 593$ K, 此时 $P_{s(1 \text{ kHz}-0.5 \text{ T})} = 2.53$ W/kg; 退火时间为90 min时, $T_{op} = 583$ K, 此时 $P_{s(1 \text{ kHz}-0.5 \text{ T})} = 2.65$ W/kg. 退火过程是一个动力学过程, 其目的是消除残余应力, 实现结构弛豫, 从而减小小磁

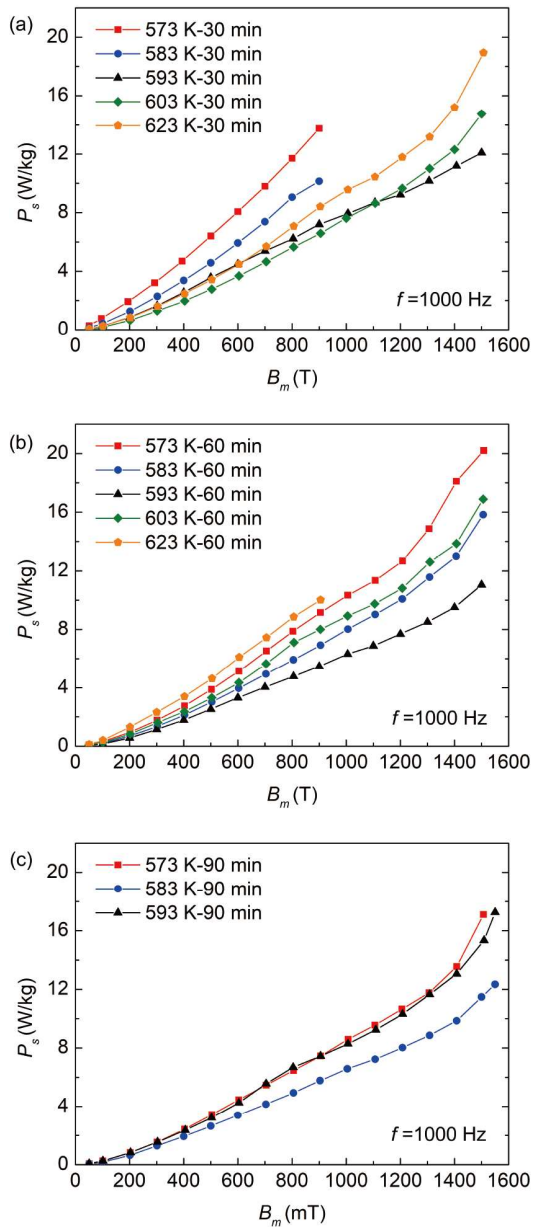


图5 (网络版彩图)不同温度退火后AA35带材在1 kHz工作频率(f)下的铁损(P_s)随工作磁感(B_m)变化曲线, 其中退火时间分别为(a) 30 min, (b) 60 min和(c) 90 min

Figure 5 (Color online) P_s at $f=1$ kHz as a function of B_m for AA35 ribbons annealing at different temperatures with the annealing time of (a) 30 min, (b) 60 min and (c) 90 min.

畴转动和畴壁位移阻力. 当退火温度较低(小于等于 583 K)时, 增加退火时间可以获得更好的退火效果. 此外, 由于带材较厚, 当铁芯厚度相同时, 带材层数相对较少, 这使得退火过程中热扩散速度更快, 内外温度达到均匀所需时间更短. 因此, 相比于薄带, 厚带铁芯获

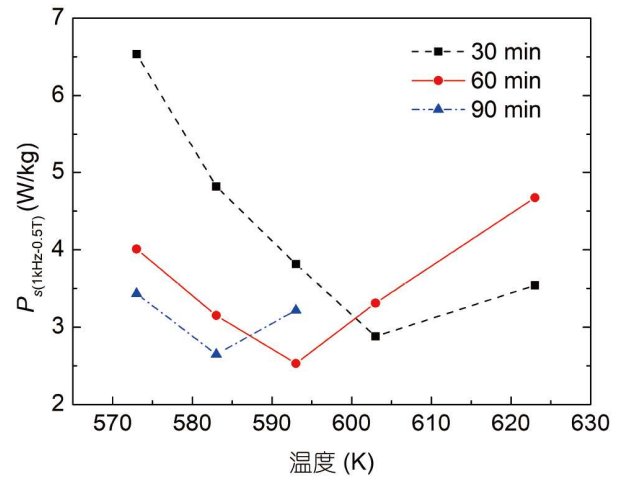


图6 (网络版彩图) AA35带材的 $P_{s(1 \text{ kHz}-0.5 \text{ T})}$ 随退火温度的变化

Figure 6 (Color online) The variation of $P_{s(1 \text{ kHz}-0.5 \text{ T})}$ with the annealing temperature for AA35 ribbon.

得优化退火效果所需退火时间、退火温度可能相对较短、较低. 当退火温度过高或退火时间过长时, 反而会导致性能变差. 不过, 593 K, 60 min退火和583 K, 90 min退火环形样品的铁芯损耗差异不大, 表明AA35带材具有较宽的退火工艺窗口, 这对工程应用具有重要意义.

铁芯损耗 P_s 通常可以分为三个部分, 即磁滞损耗(P_h)、涡流损耗(P_e)和剩余损耗(P_R)^[10,27]:

$$P_s = P_h + P_e + P_R. \quad (1)$$

软磁材料处于交变磁场中时, 会因电磁感应产生环形电流(称为涡流). 由涡流产生造成的能量损耗即为涡流损耗^[10,27]. 对于厚度 t 的片状样品, P_e 的经验公式^[10]为

$$P_e = \frac{\pi^2 B_m^2 t^2 f^2}{6 \rho D} (\text{W/kg}), \quad (2)$$

其中, ρ 为材料的电阻率, 单位 $\Omega \cdot \text{m}$, D 为材料的密度, 单位 kg/m^3 .

退火时间为60 min时, AA35带材电阻率(ρ)随退火温度的变化如图7所示. 相比铸态非晶合金带材($\rho = 138 \mu\Omega \cdot \text{cm}$), 退火后AA35带材的 ρ 明显降低; 退火温度为573–603 K时, AA35带材的 ρ 差异不大($121\text{--}125 \mu\Omega \cdot \text{cm}$); 当退火温度达到623 K时, ρ 则明显降低至 $116 \mu\Omega \cdot \text{cm}$. 根据式(2)可知, 当退火时间为60 min、退火温度为573–603 K时, 在 $f=1$ kHz, $B_m=0.5$ T时的 P_e 变

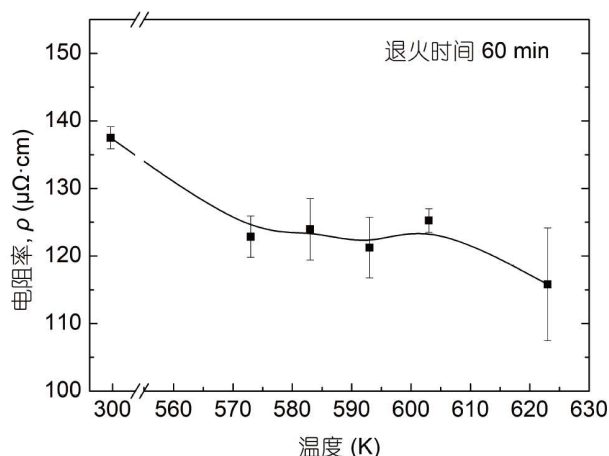


图7 退火时间为60 min时AA35带材电阻率(ρ)随退火温度的变化

Figure 7 The variation of resistivity (ρ) with the annealing temperature for AA35 ribbon when annealing time is 60 min.

化较小, 涡流损耗在总损耗中的占比也较小. 因而, 当 $f = 1 \text{ kHz}$, $B_m = 0.5 \text{ T}$ 时, 退火温度对于总损耗的影响主要源于其对磁滞损耗和剩余损耗的影响. 显然, 较小的涡流损耗占比有利于厚带在铁芯中的应用.

磁滞损耗是磁性材料在磁化和反磁化过程中因磁滞现象而消耗的能量^[10], 与铁芯材料磁滞回线所围成的面积成正比^[10,27]. 对于缠绕法制备的环形样品, 影响其磁滞损耗及软磁性能的因素主要包括退火温度及时间对结构弛豫和应力松弛的影响. 在带材弯曲卷绕成环形样品的过程中会引入应力, 带材向外凸出的一侧为拉应力, 内凹一侧为压应力^[15]. 有研究表明, 环形样品直径越小, 引入的应力越大, 对磁畴结构和软磁性能的影响就越大^[15]. 而Fe基非晶合金的软磁性能对应力敏感^[15,16]. 研究结果表明, 在卷绕法制备的环形样品中, 压应力的影响占据主导. 在磁化过程中, 压应力的存在会阻碍畴壁的运动和磁畴的旋转, 从而使磁化难以达到饱和^[15,16]. 若在后续退火过程中无法消除卷绕引入的应力, 就会对其软磁性能产生明显影响. 退火温度增加, 有利于应力的松弛, 从而减少压应力对于性能的不利影响. 此外, 有研究表明, 在退火过程中拉应力的引入, 有利于产生纵向磁各向异性, 促进自由体积的湮灭^[28].

带材厚度方向上应力是梯度变化的, 因而应力对弛豫过程的影响是复杂的; 此外, 不同温度及时间退火后带材中残余应力的大小和分布也不同. 这导致退

火温度及退火时间对磁滞损耗的影响较为复杂. 一方面, 随着温度的升高及退火时间的增加, 结构弛豫有利于应力的松弛、自由体积降低, 使得矫顽力降低和磁导率的提升, 从而降低磁滞损耗. 另一方面, 结构弛豫会引起非晶合金短程、中程序结构的改变. 而超厚带材由于制备过程中上下表面冷却速率的不同, 铸态时就存在结构差异, 退火可能会放大这种结构差异, 例如自由面发生晶化或产生团簇结构. 自由面表面晶化或团簇结构的产生会引入新的应力, 使易磁化方向产生偏移, 从而使软磁性能恶化^[29]. 综合上述因素的影响, 退火时间为60 min时, 随退火温度的增加, AA35带材的 $P_s(1 \text{ kHz}-0.5 \text{ T})$ 先降低后增加. $T_{op} = 593 \text{ K}$ 时 $P_s(1 \text{ kHz}-0.5 \text{ T})$ 最低的样品, 对应于其直流测试中800 A/m 磁场下磁感应强度最大的样品(如图8所示).

图9为优化退火(593 K, 60 min)后AA35带材与优化退火(673 K, 90 min)后1K101带材铁芯损耗的对比. 表1对比了AA35带材和1K101工业带材的密度、磁学性能、力学性能、电阻率等相关数据. 1K101 (国外牌号METGLAS 2605SA1)是目前市场上最主流的铁基非晶合金产品. 从图9及表1可知, 尽管1K101工业带材的厚度更小、电阻率更高, 但相比于1K101, AA35带材铁芯仍具有更小的损耗. 与1K101相比, AA35带材在 $f = 50 \text{ Hz}$ 且 $B_m < 1.0 \text{ T}$ 时的损耗不具有优势. 但当 f 为1–5 kHz时, AA35带材的 P_s 明显低于相同尺寸的1K101环样. 在相同工作频率下, $B_m \geq 1.0 \text{ T}$ 时, AA35带材的低损耗优势明显. 从表1可知, 在同样环形样品

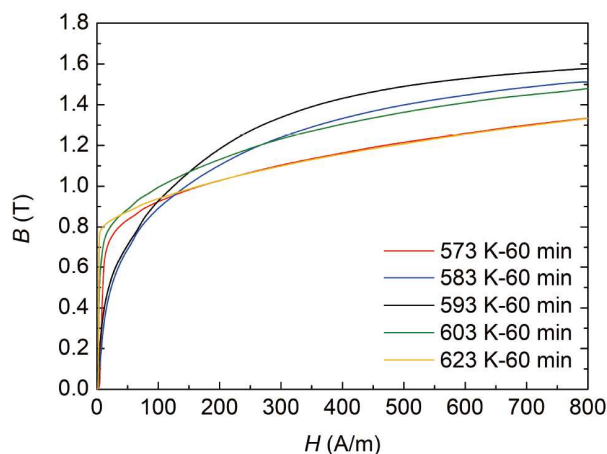


图8 (网络版彩图) AA35带材60 min退火环形样品的直流磁化曲线

Figure 8 (Color online) The DC magnetization curve of the ring samples for AA35 ribbon annealed for 60 min.

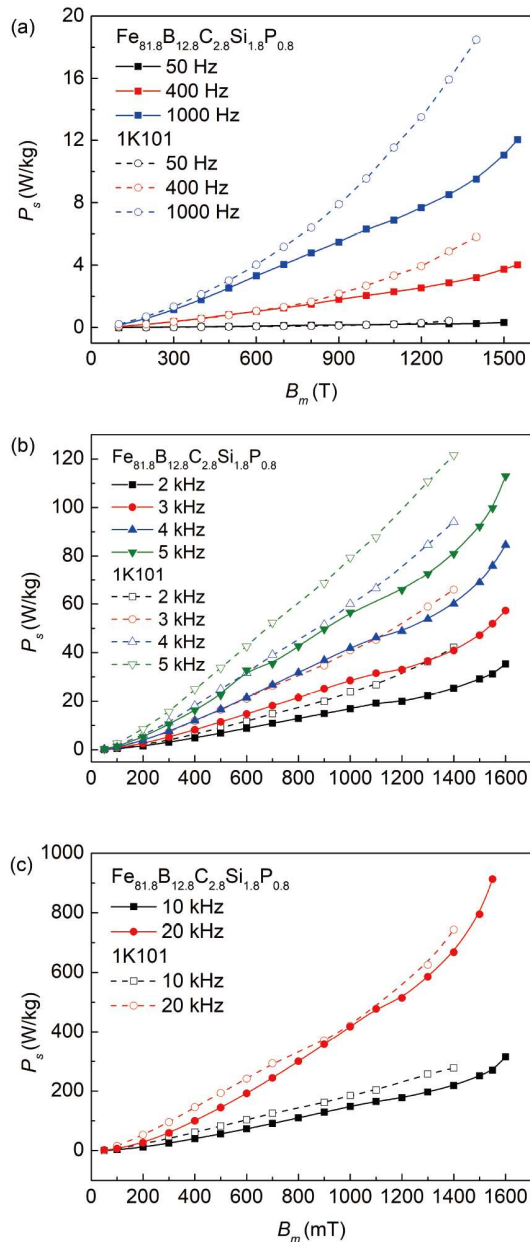


图9 (网络版彩图)优化退火后AA35带材与1K101带材的 P_s 对比,工作频率:(a) 50, 400, 1000 Hz; (b) 2, 3, 4, 5 kHz; (c) 10 及20 kHz

Figure 9 (Color online) Comparison of the P_s between optimally annealed AA35 and 1K101 amorphous alloy ribbons at the working frequency of (a) 50, 400, 1000 Hz, (b) 2, 3, 4, 5 kHz and (c) 10 and 20 kHz.

尺寸和测试条件下, AA35带材在 $B_m = 1.0$ T和 f 为1, 2, 3, 4, 5 kHz时的铁芯损耗分别为6.31, 16.89, 28.52, 41.89, 56.52 W/kg, 而25 μm 厚的1K101工业带材在 $B_m = 1.0$ T和 f 为1, 2, 3, 4, 5 kHz时的铁芯损耗分别为9.55,

表1 AA35带材与1K101带材性能对比^{a)}

Table 1 The properties comparison between AA35 and 1K101 amorphous alloy ribbons^{a)}

性能	AA35	1K101
密度 (g/cm^3)	7.43	7.20
B_s (T)	1.67	1.56 ^[24,25]
H_c (A/m)	2.9/1.8*	2.4 ^[24,25] /1.7 ^[26]
$P_{s(50 \text{ Hz}-1.0 \text{ T})}$ (W/kg)	0.17	0.17
$P_{s(50 \text{ Hz}-1.5 \text{ T})}$ (W/kg)	0.32	—
$P_{s(1 \text{ kHz}-0.5 \text{ T})}$ (W/kg)	2.53	3.01
$P_{s(1 \text{ kHz}-1.0 \text{ T})}$ (W/kg)	6.31	9.55
$P_{s(1 \text{ kHz}-1.55 \text{ T})}$ (W/kg)	12.04	—
$P_{s(1 \text{ kHz}-1.60 \text{ T})}$ (W/kg)	15.47	—
$P_{s(2 \text{ kHz}-1.0 \text{ T})}$ (W/kg)	16.89	23.86
$P_{s(2 \text{ kHz}-1.50 \text{ T})}$ (W/kg)	29.13	—
$P_{s(2 \text{ kHz}-1.60 \text{ T})}$ (W/kg)	35.33	—
$P_{s(3 \text{ kHz}-1.0 \text{ T})}$ (W/kg)	28.52	40.90
$P_{s(3 \text{ kHz}-1.50 \text{ T})}$ (W/kg)	47.09	—
$P_{s(3 \text{ kHz}-1.60 \text{ T})}$ (W/kg)	57.33	—
$P_{s(4 \text{ kHz}-1.0 \text{ T})}$ (W/kg)	41.89	60.05
$P_{s(4 \text{ kHz}-1.50 \text{ T})}$ (W/kg)	68.99	—
$P_{s(4 \text{ kHz}-1.60 \text{ T})}$ (W/kg)	84.58	—
$P_{s(5 \text{ kHz}-1.0 \text{ T})}$ (W/kg)	56.52	79.40
$P_{s(5 \text{ kHz}-1.50 \text{ T})}$ (W/kg)	92.22	—
$P_{s(5 \text{ kHz}-1.60 \text{ T})}$ (W/kg)	112.95	—
HV0.1 (铸态)	950	990
P ($\mu\Omega \text{ cm}$)	121	133

a) 工作频率 f 、工作磁感 B_m 时的铁芯损耗表示为 $P_{s(f-B_m)}$; *为磁场退火后的 H_c .

23.86, 40.90, 60.05, 79.40 W/kg. 可见,在上述工作条件下, AA35带材的铁芯损耗比1K101带材的铁芯损耗低28%以上,节能效果明显.此外, AA35带材可在更高工作磁感($B_m \geq 1.50$ T)下使用.当 $B_m = 1.55$ T, $f = 1$ kHz时,其铁芯损耗 $P_{s(1 \text{ kHz}-1.55 \text{ T})}$ 仅为12.04 W/kg.当工作磁感 $B_m = 1.60$ T和工作频率 f 分别为1, 2, 3, 4, 5 kHz时,铁芯损耗分别为15.47, 35.33, 57.33, 84.58, 112.95 W/kg.此外,有研究表明,随着环形样品内径尺寸的增加,铁芯损耗会进一步降低^[30].综上所述, AA35带材在高频、高工作磁感下应用时具备更显著的优势.

4 结论

本研究成功在工业生产条件下使用工业设备制备出了厚度为35 μm 、宽度为50 mm、名义成分为

$\text{Fe}_{81.8}\text{B}_{12.8}\text{C}_{2.8}\text{Si}_{1.8}\text{P}_{0.8}$ 的非晶合金超薄带材. 其饱和磁感强度 B_s 为 1.67 T, 经优化磁场退火后的 H_c 为 1.8 A/m, 其软磁性能明显优于 1K101 和 METGLAS 2605HB1 非晶合金工业带材. 经优化退火后, AA35 带材环形样品在工作频率 1 kHz、工作磁感 1.55 T 下, 铁芯损耗 $P_s(1 \text{ kHz}-1.55 \text{ T})$ 仅为 12.04 W/kg. 在工作磁感 1.6 T 和工作频率分别为 1, 2, 3, 4, 5 kHz 时, 铁芯损耗分别为 15.47, 35.33, 57.33, 84.58 和 112.95 W/kg. 与 1K101 ($B_s =$

1.56 T) 非晶合金相比, AA35 带材在高工作磁感和高频条件下的铁损更低, 且可在工作磁感 B_m 为 1.50–1.60 T 的条件下应用. 这些结果表明, AA35 非晶厚带是一种软磁性能优异的非晶材料, 在高工作磁感和高频条件下具有比其他商用非晶带材更佳的节能效果. 本研究为工业化应用提供了软磁性能优异的非晶合金厚带材料和性能调控工艺, 为提升非晶铁芯加工效率和叠片系数提供了实验材料和技术基础.

参考文献

- 1 Silveyra J M, Ferrara E, Huber D L, et al. Soft magnetic materials for a sustainable and electrified world. *Science*, 2018, 362: 418–426
- 2 Hasegawa R. Applications of amorphous magnetic alloys. *Mater Sci Eng-A*, 2004, 375-377: 90–97
- 3 Herzer G. Modern soft magnets: Amorphous and nanocrystalline materials. *Acta Mater*, 2013, 61: 718–734
- 4 Milanez D H, Faria L I L, Leiva D R, et al. Assessing technological developments in amorphous/glassy metallic alloys using patent indicators. *J Alloys Compd*, 2017, 716: 330–335
- 5 Wang J L, Sheng W X, Yang H L, et al. Analysis on technical performance of amorphous core distribution transformer (in Chinese). *Power Syst Technol*, 2010, 34: 32–37 [王金丽, 盛万兴, 杨红磊, 等. 非晶合金配电变压器的技术性能分析. *电网技术*, 2010, 34: 32–37]
- 6 Liu X R. Reduce the losses of transformers to improve their efficiency (in Chinese). *Electric Age*, 2010, 12: 74–76 [刘喜荣. 降低变压器的损耗提高变压器效率. *电气时代*, 2010, 12: 74–76]
- 7 Shi H H, Wang L J, Song C Y. Effect of ribbon thickness on soft magnetic properties of amorphous and nanocrystalline tape wound cores (in Chinese). *Hot Work Technol*, 2014, 43: 122–125 [时红昊, 王立军, 宋翀旸. 带厚对非晶纳米晶铁芯软磁性能的影响. *热加工工艺*, 2014, 43: 122–125]
- 8 Gao J, He C X, Song W L, et al. Effects of longitudinal magnetic annealing and tensile stress on magnetic characteristics and iron loss of 1K101 amorphous alloy ribbon (in Chinese). *Heat Treat Metals*, 2022, 47: 39–43 [高洁, 何承绪, 宋文乐, 等. 纵磁退火处理和张应力对 1K101 非晶合金薄带磁化特性及损耗的影响. *金属热处理*, 2022, 47: 39–43]
- 9 Li X Y, Wang J, Pang J, et al. Research status of preparation methods and application prospect for Fe based amorphous ribbons (in Chinese). In: *The Chinese Society for Metals, BaoSteel Group Corporation Limited. Proceedings III of the 10th CSM Steel Congress & the 6th Baosteel Biennial Academic Conference*. Beijing: Metallurgical Industry Press, 2015. 830–835 [李晓雨, 王静, 庞靖, 等. 铁基非晶带材的制备技术现状及应用展望. 见: 中国金属学会, 宝钢集团有限公司. 第十届中国钢铁年会暨第六届宝钢学术年会论文集 III. 北京: 冶金工业出版社, 2015. 830–835]
- 10 Zhong W D. *Ferromagnetism: Volume 2* (in Chinese). 2nd ed. Beijing: Science Press, 2017 [钟文定. 铁磁学: 下册. 第二版. 北京: 科学出版社, 2017]
- 11 Li S H, Li L J, Jia C B, et al. Study on amorphous and nanocrystalline stator cores for high-speed motor (in Chinese). *Small Spec Electric Mach*, 2019, 47: 9–12 [李山红, 李立军, 贾春波, 等. 高速电机用非晶、纳米晶定子铁心研究. *微特电机*, 2019, 47: 9–12]
- 12 Li S H, Lu Z C, Li D R, et al. Investigation on the core loss of amorphous stator core for high-speed motor (in Chinese). *Small Spec Electric Mach*, 2009, 37: 24–25 [李山红, 卢志超, 李德仁, 等. 高速电机用非晶合金定子铁心的损耗特性研究. *微特电机*, 2009, 37: 24–25]
- 13 Pang J, Zhao F, Xu J, et al. Preparation method of amorphous alloy motor core, core and motor (in Chinese). *China Patent*, CN114244037B, 2023-09-15 [庞靖, 赵菲, 徐津, 等. 非晶合金电机铁芯的制备方法、铁芯及电机. 中国专利, CN114244037B, 2023-09-15]
- 14 Shi F, Luo J, An J, et al. Preparation process and latest research progress of stator core of amorphous motor (in Chinese). *J Funct Mater*, 2024, 55: 4080–4093 [施飞, 罗剑, 安静, 等. 非晶电机定子铁芯的制备工艺及最新研究进展. *功能材料*, 2024, 55: 4080–4093]
- 15 Zhu L, Jiang S S, Yang Z Z, et al. Magnetic properties of a Fe-based amorphous alloy with stress gradient. *J Magn Magn Mater*, 2021, 519: 167513
- 16 Ri M C, Ding D W, Sun B A, et al. Stress effects on magnetic property of Fe-based metallic glasses. *J Non-Cryst Solids*, 2018, 495: 54–58

- 17 Zhou S X, Liu G D, Chen W Z, et al. A kind of Fe-based amorphous alloy wide ribbons and its manufacturing method (in Chinese). China Patent, CN102314985B, 2013-01-09 [周少雄, 刘国栋, 陈文智, 等. 一种铁基非晶合金宽带及其制造方法. 中国专利, CN102314985B, 2013-01-09]
- 18 Xiang Q C, Li R D, Zhou B D, et al. Progress in numerical simulation and experimental research of planar flow casting technology (in Chinese). Foundry, 1999, 7: 48–51 [向青春, 李荣德, 周彼德, 等. 平面流铸技术的数值模拟与实验研究进展. 铸造, 1999, 7: 48–51]
- 19 Wang Y G, Zhou S X, Zhang G Q, et al. A process method for increasing the thickness of amorphous alloy ribbons (in Chinese). China Patent, CN110976794B, 2021-03-16 [王岩国, 周少雄, 张广强, 等. 一种增加非晶合金带材厚度的工艺方法. 中国专利, CN110976794B, 2021-03-16]
- 20 Wang Y G. A process method for adjusting the thickness of Fe-based amorphous alloy ribbons (in Chinese). China Patent, CN110181007B, 2021-03-02 [王岩国. 一种调控铁基非晶合金带材厚度的工艺方法. 中国专利, CN110181007B, 2021-03-02]
- 21 Shi L, Yao K. Composition design for Fe-based soft magnetic amorphous and nanocrystalline alloys with high Fe content. *Mater Des*, 2020, 189: 108511
- 22 Shi L, Hu X, Li Y, et al. The complementary effects of Fe and metalloids on the saturation magnetization of Fe-based amorphous alloys. *Intermetallics*, 2021, 131: 107116
- 23 Jia J, Wu Y, Shi L, et al. Influence of annealing process on soft magnetic properties of Fe-B-C-Si-P amorphous alloys. *Materials*, 2024, 17: 1447
- 24 Yao K F, Shi L X, Chen S Q, et al. Research progress and application prospect of Fe-based soft magnetic amorphous/nanocrystalline alloys (in Chinese). *Acta Phys Sin*, 2018, 67: 016101 [姚可夫, 施凌翔, 陈双琴, 等. 铁基软磁非晶/纳米晶合金研究进展及应用前景. 物理学报, 2018, 67: 016101]
- 25 Tumanski S. Handbook of Magnetic Measurements. Boca Raton: CRC Press, 2016
- 26 Ogawa Y, Naoe M, Yoshizawa Y, et al. Magnetic properties of high Fe-based amorphous material. *J Magn Magn Mater*, 2006, 304: e675–e677
- 27 Yan M, Peng X L. Fundamentals of Magnetism and Magnetic Materials (in Chinese). Hangzhou: Zhejiang University Press, 2006 [严密, 彭晓领. 磁学基础与磁性材料. 杭州: 浙江大学出版社, 2006]
- 28 Cai M, Wang J, Wang Q, et al. Improvement of soft-magnetic properties for Fe-based amorphous alloys with high saturation polarization by stress annealing. *Mater Res Lett*, 2023, 11: 595–603
- 29 Bayri N, Kolat V S, Atalay F E, et al. The effect of furnace annealing and surface crystallization on the anisotropy, ΔE and magnetoimpedance effects in $\text{Fe}_{71}\text{Cr}_7\text{Si}_9\text{B}_{13}$ amorphous wires. *J Phys D-Appl Phys*, 2004, 37: 3067–3072
- 30 Li Z, Yao K F, Li D R, et al. The effect of ribbon curvature on the magnetic properties of Fe-based amorphous cores. *J Mater Sci-Mater Electron*, 2017, 28: 16736–16740

Research on high-iron-content FeBCSiP amorphous alloy ultra-thick ribbon and its properties

JIA Jili¹, WU You¹, LV Na², SHI Lingxiang¹, SU Yunshuai¹, LIU Tiancheng²,
SHAO Yang¹, CHEN Na^{1*} & YAO Kefu^{1*}

¹ School of Materials Science and Engineering, Tsinghua University, Beijing 100084, China

² Advanced Technology & Materials Co., Ltd., Beijing 100081, China

*Corresponding authors (CHEN Na, email: chennadm@mail.tsinghua.edu.cn; YAO Kefu, email: kfyao@mail.tsinghua.edu.cn)

The mass production and industrial application of Fe-based amorphous soft magnetic alloy ribbons have been achieved. Increasing ribbon thickness can increase the lamination factor of the amorphous alloy core and reduce the volume of the core, meeting the demands of the current technology for miniaturization and high integration of power electronic devices and equipment. However, due to the limitation of amorphous forming ability and industrial production conditions, it is still difficult to produce industrial Fe-based soft magnetic amorphous alloy ribbons with the thickness exceeding 30 μm . In this paper, ultra-thick amorphous alloy ribbon with the nominal composition of $\text{Fe}_{81.8}\text{B}_{12.8}\text{C}_{2.8}\text{Si}_{1.8}\text{P}_{0.8}$, a thickness of 35 μm and a width of 50 mm (denoted as AA35 ribbon) was successfully prepared by using the industrial equipment. The saturation magnetic flux density (B_s) of the ribbon is 1.67 T and the coercivity (H_c) of the ribbon after optimized magnetic field annealing is 1.8 A/m. Moreover, the iron loss under the conditions of the working frequency of 1 kHz and the working magnetic flux density of 1.55 T ($P_{s(1\text{ kHz}-1.55\text{ T})}$) is only 12.04 W/kg. Compared with the industrialized 1K101 amorphous alloy ribbon ($B_s = 1.56\text{ T}$, with the thickness of 25 μm), AA35 ribbon has lower iron loss under high working magnetic flux density. Particularly, it can even be used when the working magnetic flux density is in the range of 1.50–1.60 T and the working frequency is in the range of 1–5 kHz. These results provide a high- B_s ultra-thick amorphous soft magnetic alloy ribbon material for industrial applications, and simultaneously offer the corresponding performance control technology for optimizing the soft properties.

Fe-based amorphous alloy, soft magnetic properties, annealing process, ultra-thick ribbon

PACS: 81.05.Kf, 75.50.Kj, 61.43.Dq

doi: [10.1360/SSPMA-2024-0455](https://doi.org/10.1360/SSPMA-2024-0455)