

铁基合金薄带多次等温回火特性的研究

许校嘉 方峥 陆轩昂 叶慧群 范晓珍 郑金菊 何兴伟 郭春羽 李文忠 方允樟

The characteristics of multiple isothermal tempered Fe-based alloy ribbons

Xu Xiao-Jia Fang Zheng Lu Xuan-Ang Ye Hui-Qun Fan Xiao-Zhen Zheng Jin-Ju He Xing-Wei
Guo Chun-Yu Li Wen-Zhong Fang Yun-Zhang

引用信息 Citation: *Acta Physica Sinica*, 68, 137501 (2019) DOI: 10.7498/aps.68.20190017

在线阅读 View online: <https://doi.org/10.7498/aps.68.20190017>

当期内容 View table of contents: <http://wulixb.iphy.ac.cn>

您可能感兴趣的其他文章

Articles you may be interested in

自旋轨道矩调控的垂直磁各向异性四态存储器结构

Demonstration of four-state memory structure with perpendicular magnetic anisotropy by spin-orbit torque

物理学报. 2018, 67(11): 117501 <https://doi.org/10.7498/aps.67.20180216>

Co/Ni多层膜垂直磁各向异性的研究

Perpendicular magnetic anisotropy in Co/Ni multilayers studied by anomalous Hall effect

物理学报. 2015, 64(9): 097501 <https://doi.org/10.7498/aps.64.097501>

过量B的Ta/CoFeB/MgO薄膜垂直各向异性和温度稳定性的增强

Large enhanced perpendicular magnetic anisotropy and thermal stability in Ta/CoFeB/MgO films with excess boron

物理学报. 2017, 66(1): 017502 <https://doi.org/10.7498/aps.66.017502>

Mo覆盖层对MgO/CoFeB/Mo结构磁各向异性的影响

Influence of Mo capping layer on magnetic anisotropy of MgO/CoFeB/Mo

物理学报. 2015, 64(24): 247504 <https://doi.org/10.7498/aps.64.247504>

具有条纹磁畴结构的NiFe薄膜的制备与磁各向异性研究

Preparation and magnetic anisotropy of NiFe film with stripe domains

物理学报. 2016, 65(21): 217501 <https://doi.org/10.7498/aps.65.217501>

铁基合金薄带多次等温回火特性的研究*

许校嘉¹⁾²⁾ 方峥³⁾ 陆轩昂¹⁾ 叶慧群¹⁾ 范晓珍¹⁾ 郑金菊¹⁾
何兴伟¹⁾ 郭春羽¹⁾ 李文忠¹⁾ 方允樟^{1)2)4)†}

1) (浙江师范大学物理与电子信息工程学院, 金华 321004)

2) (浙江师范大学浙江省固态光电器件重点实验室, 金华 321004)

3) (浙江旅游职业学院, 杭州 311231)

4) (新疆大学科技学院阿克苏校区, 阿克苏 843100)

(2019年1月4日收到; 2019年5月15日收到修改稿)

Fe基合金薄带的磁性能对应力敏感,特别是退火过程应力感生磁各向异性是否可以用回火方法消除,是一个令人感兴趣的科学问题.本文采用同步辐射X射线衍射技术,观测 $\text{Fe}_{73.5}\text{Cu}_1\text{Nb}_3\text{Si}_{13.5}\text{B}_9$ 非晶薄带经外加394.7 MPa应力540 °C保温30 min退火后,进行多次等温回火样品的微观结构,用SupereyesB011型显微摄像机记录样品应力退火和回火过程的宏观伸长量,并利用HP4294A型阻抗分析仪测量相应样品的磁各向异性.对实验数据进行曲线拟合后发现,虽然应力退火过程的残余应力引起的晶格各向异性是产生磁各向异性的主要原因,但不是唯一原因,在应力退火过程中非晶基底的蠕变引起的纳米晶晶粒定向团聚,也是应力退火感生磁各向异性的重要原因;而且,因应力退火过程中非晶基底的蠕变引起纳米晶晶粒定向团聚感生的磁各向异性无法用等温回火方法完全消除.

关键词: 应力退火, 回火, 晶格各向异性, 磁各向异性

PACS: 75.20.En, 75.30.Gw, 61.05.cp, 61.46.Df

DOI: 10.7498/aps.68.20190017

1 引言

铁基合金材料以其优异的软磁性能被广泛应用在各个领域^[1-4].为了满足各个领域不同的需求,人们对材料的结构和磁性能进行调控,常用的方法有磁场退火^[5,6]和应力退火^[7,8].应力退火相比于磁场退火具有一定的优势,1992年,Kraus等^[7]用应力退火的方式对Fe基合金薄带进行处理,得到的磁各向异性数倍于磁场退火的软磁薄带.从此,应力退火调控磁结构技术受到广泛关注^[7-11].但直到目前,人们对应力退火感生磁各向异性的机理还存

在颇多争议^[9-11].其中,最具代表性的有Herzer^[9]提出的磁弹耦合相互作用模型,Hofmann和Kronmüller^[12]的基于Néel原子对方向有序模型.后者提出除Herzer等认为的磁弹耦合相互作用外,Fe-Si原子对方向有序也可能是产生磁各向异性的原因.后来,Ohnuma等^[11,13,14]利用透射X射线衍射技术直接观测到应力退火引起了Fe基合金的晶格各向异性,主张晶格各向异性是感生磁各向异性的直接证据,并且认为应力退火感生的磁各向异性可以通过长时间或多次等温回火完全消除.纳米晶材料的磁性能和它的微结构密切相关^[15-18],Fang等^[19,20]采用原子力显微镜断口观测技术研究了应

* 国家重点基础研究发展计划(批准号:2012CB825705)、浙江省重点研发计划项目(批准号:2018C01G2031345)、浙江省自然科学基金(批准号:LY14A040003)和国家自然科学基金(批准号:51771083)资助的课题.

† 通信作者. E-mail: fyz@zjnu.cn

力退火 Fe 基合金薄带的介观结构, 主张纳米晶定向团聚也是应力退火感生磁各向异性的重要原因, 并认为纳米晶定向团聚不能用等温回火方法完全消除. 由此引出了一个争议问题: 应力退火在 Fe 合金薄带中感生的磁各向异性是否能够通过回火方式完全消除? 该问题的回答不但具有科学意义, 而且对于生产实际具有重要指导作用.

本文采用同步辐射 X 射线衍射 (XRD) 技术观测 Fe 基合金薄带的微观结构在多次回火过程中的变化情况, 对比分析微结构、宏观应变及磁各向异性与回火次数的关系, 研究分析应力退火感生磁各向异性是否能够通过回火方法完全消除.

2 实验

本文所用样品为 $\text{Fe}_{73.5}\text{Cu}_1\text{Nb}_3\text{Si}_{13.5}\text{B}_9$ (Fe 合金) 非晶薄带, 长 22 cm, 宽 1 mm, 厚 38 μm . 实验中应力退火所加应力为沿薄带的长度方向 (纵向) 的 394.7 MPa 张应力, 退火保温温度为 540 $^{\circ}\text{C}$, 保温时间为 30 min. 回火过程无应力, 保温温度也为 540 $^{\circ}\text{C}$, 保温时间为 30 min, 重复回火 4 次.

本文观测合金薄带中 $\alpha\text{-Fe}(\text{Si})$ 晶粒微观结构的实验采用上海光源 (SSRF)BL14U-硬 X 射线微聚焦及应用光束线站测得透射 XRD 谱, 实验中所用的 X 射线波长为 0.0688 nm. 利用 SupereyesB011 型显微摄像机记录薄带的纵向宏观伸长量, 采用 HP4294A 型阻抗分析仪以纵向驱动模式测量样品的巨磁阻抗 (GMI) 曲线, 并根据 GMI 曲线测得磁各向异性场.

样品中 $\alpha\text{-Fe}(\text{Si})$ 晶相的晶面间距 d , 由 XRD 曲线衍射峰位置获得 2θ 后, 根据布拉格方程算出

$$d = \frac{n\lambda}{2\sin\theta}. \quad (1)$$

其晶格各向异性由

$$d_k = d_{//} - d_{\perp} \quad (2)$$

算出, 其中 d_k 为晶格各向异性, $d_{//}$ 为平行于应力方向的 $\alpha\text{-Fe}(\text{Si})$ 晶相晶面间距, d_{\perp} 为垂直于应力方向的晶面间距.

薄带样品的宏观应变为薄带的伸长量与原长的比值:

$$\varepsilon = \frac{\Delta l}{l_0}, \quad (3)$$

其中 Δl 为薄带的伸长量, l_0 为薄带的原长.

使用 HP4294 型阻抗分析仪在纵向驱动模式下测量样品的巨磁阻抗比曲线, 巨磁阻抗比定义如下:

$$\frac{\Delta Z}{Z} = \frac{Z_{H(\text{ex})} - Z_{H(\text{max})}}{Z_{H(\text{max})}} \times 100\%, \quad (4)$$

其中 $Z_{H(\text{ex})}$ 为样品在外加磁场 $H(\text{ex})$ 下的阻抗值, $Z_{H(\text{max})}$ 为样品在最大外加磁场 $H(\text{max})$ 下的阻抗值.

磁各向异性场的计算公式为

$$H_K = \frac{H^+ - H^-}{2}, \quad (5)$$

其中 H^+ 与 H^- 为样品 GMI 曲线半高宽处对应的磁场强度.

3 结果与讨论

图 1 是经过应力退火和回火的 Fe 基合金薄带的 XRD 谱, 394.7 MPa 退火后薄带中 $\alpha\text{-Fe}(\text{Si})$ 晶粒在平行于拉应力方向和垂直于拉应力方向的衍射峰位间距较大; 在回火之后, 两个方向的衍射峰位间距有所下降, 随着回火次数的增加衍射峰位间距逐渐减小.

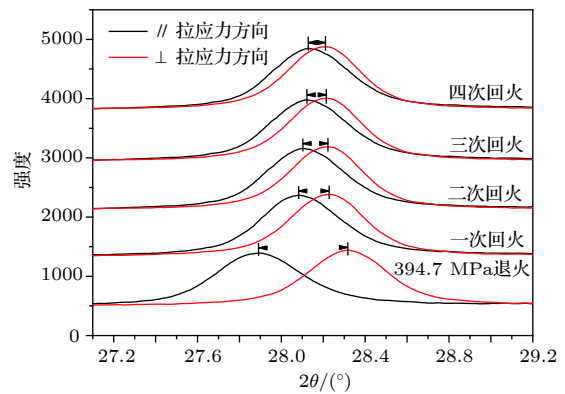


图 1 经应力退火和回火的 Fe 基合金薄带的 XRD 谱

Fig. 1. XRD peaks map of stress annealing and tempering ribbons.

对 XRD 谱进行分析并计算后可知, 合金薄带应力退火后产生了较大的晶格各向异性, 4 次回火后样品的晶格各向异性是逐渐减小的. 应力退火后的晶格各向异性为 0.002084 nm, 第一、二、三和第四次回火后的晶格各向异性分别为 0.000623, 0.000463, 0.000401 和 0.000373 nm.

定义薄带中 $\alpha\text{-Fe}(\text{Si})$ 晶粒的残余晶格各向异性为

$$\alpha = \frac{d_{k_n}}{d_{k_0}} \times 100\%, \quad (6)$$

其中 d_k 为薄带的晶格各向异性; n 为回火次数 (n 取 0, 1, 2, 3, 4), n 为 0 时代表未回火。

图 2 是 Fe 基金薄带的残余晶格各向异性与回火次数的关系曲线, 对图中实验数据点进行最小二乘法拟合后得到残余晶格各向异性和回火次数的关系式:

$$\alpha = 19.04 + 80.93 \times e^{-n/0.51}. \quad (7)$$

由 (7) 式可见, 当 $n \rightarrow \infty$ 时, 薄带中的残余晶格各向异性 α 随着回火次数的增加而减小, 并最终趋近于 19.04%。

定义薄带残余宏观应变为

$$\delta = \frac{\varepsilon_n}{\varepsilon_0} \times 100\%, \quad (8)$$

其中 ε 为薄带的宏观应变, 由 (3) 式算出, n 为回火次数 (n 取 0, 1, 2, 3, 4), n 为 0 时代表未回火。

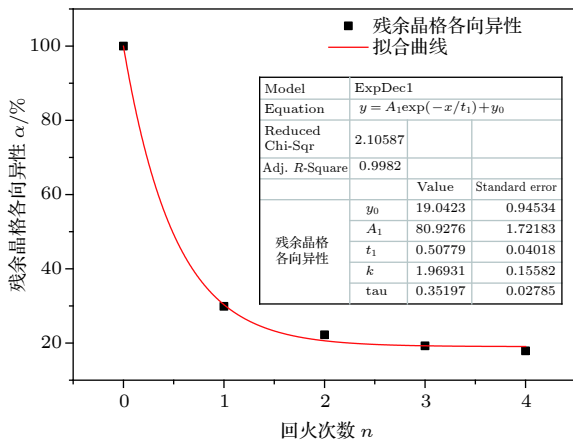


图 2 Fe 基金薄带残余晶格各向异性与回火次数的关系曲线

Fig. 2. Relationship between the residual structure anisotropy and tempering times.

图 3 为合金薄带样品的纵向残余宏观应变与回火次数的关系曲线, 未回火前薄带的残余宏观应变为 100%, 第一、二、三和第四次回火后的残余宏观应变分别为 98.48%, 98.32%, 98.27% 和 98.25%。对图中实验数据点进行最小二乘法拟合后, 得到 Fe 基金薄带残余宏观应变与回火次数的关系式:

$$\delta = 98.27 + 1.73 \times e^{-n/0.48}. \quad (9)$$

从 (9) 式可见, 当 $n \rightarrow \infty$ 时, 薄带的残余宏观应变 δ 随着回火次数的增加逐渐减小, 并最终趋近于 98.27%。

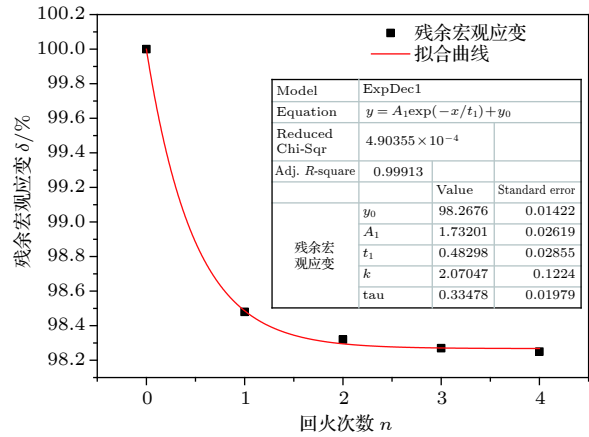


图 3 Fe 基金薄带残余宏观应变与回火次数的关系曲线
Fig. 3. Relationship between the residual macroscopic strain and tempering times of the ribbon.

图 4 为合金薄带样品 394.7 MPa 应力退火和 4 次回火后的 GMI 巨磁阻抗比曲线图。可以看出, 394.7 MPa 应力退火后薄带的最大巨磁阻抗比从 1077% 减小到了 55%, 并感生出一个 10226 A/m 的较大的磁各向异性场; 每次回火后薄带的最大巨磁阻抗比都有所增大, 分别为 126%, 150%, 166% 和 175%, 感生的磁各向异性场逐渐减小, 分别为 4350, 3657, 3248 和 3108 A/m。每次回火后的磁各向异性场相较回火前分别减小了 57.46%, 6.78%, 4.00% 和 1.36%。可以看出, 在第二次回火之后合金薄带的最大巨磁阻抗比和感生的磁各向异性场变化较小并趋于稳定。

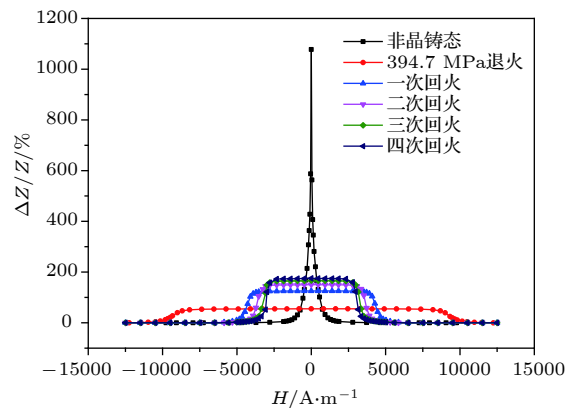


图 4 薄带应力退火和多次回火的 GMI 曲线
Fig. 4. GMI curves of stress annealing and multiple tempering ribbons.

定义薄带残余磁各向异性为

$$\gamma = \frac{H_{K_n}}{H_{K_0}} \times 100\%, \quad (10)$$

其中 H_K 为薄带的磁各向异性, 由 (5) 式算出, n 为

回火次数 (n 取 0, 1, 2, 3, 4), n 为 0 时代表未回火.

图 5 为合金薄带样品残余磁各向异性与回火次数的关系曲线, 未回火前薄带残余磁各向异性为 100%, 每次回火之后其残余磁各向异性分别为 42.54%, 35.76%, 31.76% 和 30.40%. 对图中实验数据点进行最小二乘法拟合后得到薄带残余磁各向异性与回火次数的关系式:

$$\gamma = 31.65 + 68.30 \times e^{-n/0.56}, \quad (11)$$

从 (11) 式可见, 当 $n \rightarrow \infty$ 时, 薄带的残余磁各向异性 γ 随着回火次数的增加逐渐减小, 并最终趋近于 31.65%.

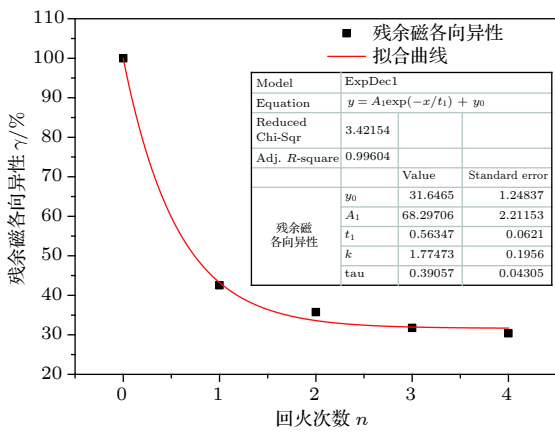


图 5 Fe 基金属薄带残余磁各向异性与回火次数的关系曲线

Fig. 5. Relationship between the residual magnetic anisotropy and tempering times of the ribbon.

从表 1 中可以看出关系式可以分为与回火次数无关的常数项和与回火次数有关的指数项. 在多次回火之后指数项逐渐衰减并趋近于 0, 而常数项不变, 此时常数项即为在多次回火后残余的晶格各向异性、宏观应变和磁各向异性. 可以看出在多次回火之后, 薄带的晶格各向异性、宏观应变和磁各向异性相比较回火前分别减小了 80.96%, 1.75% 和 68.35%. 这 3 个关系式表明: 多次回火后不能被消除的晶格各向异性有 19.04%, 不能被消除的宏观应变有 98.27%, 不能被消除的磁各向异性有 31.65%. 宏观应变可分为薄带应力退火过程产生的滞弹性形变部分和塑性形变部分, 滞弹性形变部分可以通过回火消除, 而塑性形变部分不能被消除. 多次回火后被消除的 1.75% 的宏观应变对应被消除的 80.96% 晶格各向异性和 68.35% 的磁各向异性, 这是由于应力退火过程中薄带弹性和滞弹

性形变可逆; 而不能被消除的 98.27% 宏观应变对应不能被消除的 19.04% 晶格各向异性和 31.65% 的磁各向异性, 这是由于应力退火过程中薄带非晶相的蠕变引起的塑性形变不可逆. 应力退火感生的磁各向异性场有 68.35% 来源于可以被回火消除的 80.96% 的晶格各向异性 [12], 而不能被消除的 31.65% 的磁各向异性来源于 19.04% 的晶格各向异性和不能被回火消除的非晶相蠕变塑性形变部分而加强的纳米晶横向定向团聚 [20] 产生的效应.

表 1 (7), (9) 和 (11) 式的参数比较

Table 1. Comparison of parameters between equation (7), (9) and (11).

	常数项	指数项	拟合优度
残余晶格各向异性 α / %	19.04	$80.93 \times e^{-n/0.51}$	0.99829
残余宏观应变 δ / %	98.27	$1.73 \times e^{-n/0.48}$	0.99913
残余磁各向异性 γ / %	31.65	$68.30 \times e^{-n/0.56}$	0.99604

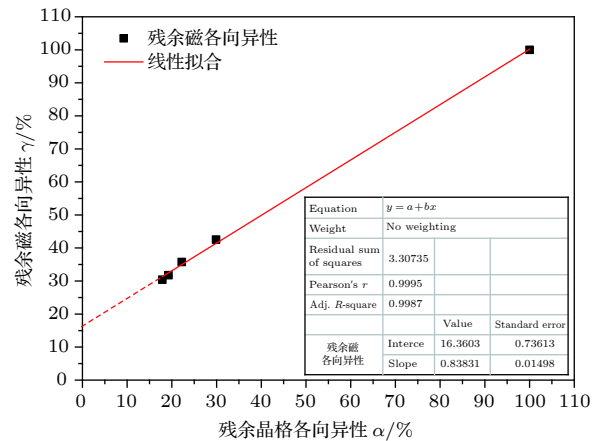


图 6 Fe 基金属薄带残余磁各向异性与残余晶格各向异性的关系

Fig. 6. Relationship between the residual magnetic anisotropy and the residual structure anisotropy of the ribbon.

图 6 为经应力退火的 Fe 基金属薄带多次等温回火过程中残余晶格各向异性和残余磁各向异性的关系曲线, 从右往左的两个数据点之间的间隔为一次等温回火, 从图中可以看出薄带的残余磁各向异性与残余晶格各向异性之间有良好的线性关系. 对图中实验数据点进行线性拟合后可以得到关系式

$$\gamma = 0.84 \times \alpha + 16.36. \quad (12)$$

从 (12) 式可以看出, 薄带的残余磁各向异性随着残余晶格各向异性的增大而增大, 即薄带的磁各向异性随着晶格各向异性的增大而增大, 而且呈正比关系, 这是由于薄带中的晶格各向异性感生了磁各

向异性^[12]. 由该曲线的反向延长线在纵坐标轴上的截距可以发现, 当残余晶格各向异性减小为0时, 仍有16.36%的残余磁各向异性. 这部分磁各向异性的产生是由于薄带中非晶相的蠕变使得薄带中的 α -Fe(Si)晶相的晶粒发生了定向团聚^[20], 从而加强了晶粒之间的横向磁耦合效应. 因此, 虽然应力退火过程的残余应力引起的晶格各向异性是产生磁各向异性的主要原因, 但不是唯一原因, 在应力退火过程中非晶基底的蠕变引起的纳米晶晶粒定向团聚, 也是应力退火感生磁各向异性的主要原因; 而且, 即使因残余应力引起的晶格各向异性和感生的磁各向异性可以用回火方法完全消除, 因应力退火过程中非晶基底的蠕变引起纳米晶晶粒定向团聚感生的磁各向异性也无法用回火方法消除.

4 结 论

根据以上研究, 可以得出以下结论:

1) 外加394.7 MPa应力, 经540 °C保温30 min退火的Fe基合金非晶薄带进行多次回火, 其晶格各向异性、宏观应变和磁各向异性随着回火次数的增加呈负指数衰减, 最终分别剩余19.04%, 98.27%和31.65%;

2) 多次回火不能完全消除应力退火感生的晶格各向异性、宏观应变及磁各向异性;

3) 薄带的磁各向异性与晶格各向异性具有线性关系, 但该关系曲线的反向延长线与纵坐标的截距不为零, 当晶格各向异性为零时仍有16.36%的磁各向异性, 这与Ohnuma等认为的“晶格各向异性是产生磁各向异性的直接原因”结论不同;

4) 虽然应力退火过程的残余应力引起的晶格各向异性是产生磁各向异性的主要原因, 但不是唯一原因, 在应力退火过程中非晶基底蠕变塑性形变部分引起的纳米晶晶粒定向团聚, 也是应力退火感

生磁各向异性的重要原因; 而且, 因应力退火过程中非晶基底蠕变塑性形变部分引起纳米晶晶粒定向团聚感生的磁各向异性无法用回火方法完全消除.

参考文献

- [1] Yoshizawa Y, Oguma S, Yamauchi K 1988 *J. Appl. Phys.* **64** 6044
- [2] Yoshizawa Y, Yamauchi K 1990 *Mater. Trans.* **31** 307
- [3] Yoshizawa Y, Yamauchi K 1991 *Mat. Sci. Eng. A: Struct.* **133** 176
- [4] Tejedor M, Hernando B, Sanchez M L, Prida V M, Garcabeneytez J M, Vazquez M, Herzer G 1998 *J. Magn. Magn. Mater.* **185** 61
- [5] Herzer G 1992 *J. Magn. Magn. Mater.* **112** 258
- [6] Yoshizawa Y, Yamauchi K 1989 *IEEE Trans. Magn.* **25** 3324
- [7] Kraus L, Zavěta K, Heczko O, Duhaj P, Vlasak G, Schneider J 1992 *J. Magn. Magn. Mater.* **112** 275
- [8] Fukunaga H, Furukawa N, Tanaka H, Nakano M 2000 *J. Appl. Phys.* **87** 7103
- [9] Herzer G 1994 *IEEE Trans. Magn.* **30** 4800
- [10] Fang Y Z, Zheng J J, Shi F Y, Wu F M, Sun H J, Lin G J, Yang X H, Man Q K, Ye F M 2008 *Sci. Sin. E: Tech.* **38** 428 (in Chinese) [方允樟, 郑金菊, 施方也, 吴锋民, 孙怀君, 林根金, 杨晓红, 满其奎, 叶方敏 2008 *中国科学: E辑 技术科学* **38** 428]
- [11] Ohnuma M, Hono K, Yanai T, Nakano M, Fukunaga H, Yoshizawa Y 2005 *Appl. Phys. Lett.* **86** 152513
- [12] Hofmann B, Kronmüller H 1996 *J. Magn. Magn. Mater.* **152** 91
- [13] Ohnuma M, Hono K, Yanai T, Fukunaga H, Yoshizawa Y 2003 *Appl. Phys. Lett.* **83** 2859
- [14] Ohnuma M, Herzer G, Kozikowski P, Polak C, Budinsky V, Koppoju S 2012 *Acta Mater.* **60** 1278
- [15] Yang Q M, Wang L L, Sun D C 2005 *Acta Phys. Sin.* **54** 5730 (in Chinese) [杨全民, 王玲玲, 孙德成 2005 *物理学报* **54** 5730]
- [16] Yang Q M, Wang L L 2005 *Acta Phys. Sin.* **54** 4256 (in Chinese) [杨全民, 王玲玲 2005 *物理学报* **54** 4256]
- [17] Nutor R K, Xu X J, Fan X Z, Ren S S, He X W, Fang Y Z 2018 *J. Magn. Magn. Mater.* **454** 51
- [18] Nutor R K, Fan X Z, He X W, Xu X J, Lu X A, Jiang J Z, Fang Y Z 2019 *J. Alloy. Compd.* **774** 1243
- [19] Shi F Y, Fang Y Z, Sun H J, Zheng J J, Lin G J, Wu F M 2007 *Acta Phys. Sin.* **56** 4009 (in Chinese) [施方也, 方允樟, 孙怀君, 郑金菊, 林根金, 吴锋民 2007 *物理学报* **56** 4009]
- [20] Fang Y Z, Zheng J J, Wu F M, Xu Q M, Zhang J Q, Ye H Q, Zheng J L, Li T Y 2010 *Appl. Phys. Lett.* **96** 92508

The characteristics of multiple isothermal tempered Fe-based alloy ribbons*

Xu Xiao-Jia¹⁾²⁾ Fang Zheng³⁾ Lu Xuan-Ang¹⁾ Ye Hui-Qun¹⁾
 Fan Xiao-Zhen¹⁾ Zheng Jin-Ju¹⁾ He Xing-Wei¹⁾ Guo Chun-Yu¹⁾
 Li Wen-Zhong¹⁾ Fang Yun-Zhang^{1)2)4)†}

1) (*College of Physics, Electronic and Information Engineering, Zhejiang Normal University, Jinhua 321004, China*)

2) (*Key Laboratory of Solid State Optoelectronic Devices of Zhejiang Pvince, Zhejiang Normal University, Jinhua 321004, China*)

3) (*Tourism College of Zhejiang, Hangzhou 311231, China*)

4) (*College of Science and Technology, Xinjiang University, Akesu 843100, China*)

(Received 4 January 2019; revised manuscript received 15 May 2019)

Abstract

The magnetic properties of Fe-based alloy ribbons are sensitive to stress, and it's an interesting scientific question whether stress-induced magnetic anisotropy during annealing procedure can be eliminated by tempering. In this paper, the synchrotron radiation technique was used to observe the microstructure of $\text{Fe}_{73.5}\text{Cu}_1\text{Nb}_3\text{Si}_{13.5}\text{B}_9$ amorphous ribbons annealed at 540 °C for 30 minutes under 394.7MPa stress and tempered several times at the same temperature. The macroscopic elongation of the samples during stress annealing and tempering was recorded by SupereyesB011 microcamera, and the magnetic anisotropy of the samples was measured by HP4294A impedance analyzer. After fitting the experimental data, it is found that: (a) The lattice anisotropy, macroscopic strain and magnetic anisotropy of the sample show negative exponential attenuation with the tempering times, and their final residual are 19.04%, 98.27% and 31.65%. (b) Multiple tempering can not completely eliminate lattice anisotropy, macroscopic strain and magnetic anisotropy induced by stress annealing. (c) The magnetic anisotropy of the sample has a linear relationship with the lattice anisotropy, but the intercept between the reverse extension line of the relation curve and the longitudinal coordinate is not zero. When the lattice anisotropy is zero, there is still 16.36% magnetic anisotropy. This is different from Ohnuma's conclusion that lattice anisotropy is the direct cause of magnetic anisotropy. (d) The structure anisotropy caused by the residual stress after stress annealing is the main cause of magnetic anisotropy, but it is not the only reason. The directional congregation of agglomerated nanocrystalline grains caused by creep of amorphous substrates during stress annealing is also an important cause of magnetic anisotropy induced by stress annealing. Moreover, the magnetic anisotropy induced by the directional congregation of agglomerated nanocrystalline grains due to the creep of amorphous substrates during stress annealing can not be completely eliminated by tempering.

Keywords: stress annealing, tempering, structure anisotropy, magnetic anisotropy

PACS: 75.20.En, 75.30.Gw, 61.05.cp, 61.46.Df

DOI: 10.7498/aps.68.20190017

* Project supported by the National Basic Research Program of China (Grant No. 2012CB825705), the Key Research Program of Zhejiang Province, China (Grant No. 2018C01G2031345), the Natural Science Foundation of Zhejiang Pvince, China (Grant No. LY14A040003), and the National Natural Science Foundation of China (Grant No. 51771083).

† Corresponding author. E-mail: fyz@zjnu.cn