

# 交流磁场处理对 $\text{Fe}_{78}\text{Si}_9\text{B}_{13}$ 非晶合金结构和性能的影响

马海健<sup>1</sup>, 胡颐华<sup>2</sup>, 黎光旭<sup>3</sup>, 王伟民<sup>4</sup>

(1. 潍坊学院 机电与车辆工程学院, 山东 潍坊 261061)

(2. 新华三技术有限公司, 北京 100191)

(3. 广西大学 物理科学与工程技术学院, 广西 南宁 530004)

(4. 山东大学 材料液固结构演变与加工教育部重点实验室, 山东 济南 250061)

**摘要:** 利用 X 射线衍射仪(XRD)、振动样品磁强计(VSM)和差示扫描量热仪(DSC)对交流磁场处理前后  $\text{Fe}_{78}\text{Si}_9\text{B}_{13}$  非晶合金条带的结构和性能进行了分析研究。XRD 和 VSM 结果显示, 合金的近邻原子间距离( $d$ )和矫顽力( $H_c$ ) 随交流电流的增大先减小后增大, 但饱和磁感应强度则随交流电流的增大变化幅度不大。 $d$  和  $H_c$  的变化由合金中不均匀特征结构在磁后效过程中的相互作用所导致。由 DSC 曲线计算获得的表观激活能、局域激活能和局域 Avrami 指数表明, 交流磁场处理提高了合金晶化反应的初始晶化激活能和 Avrami 指数, 降低了晶化反应的表观生长激活能。合金晶化行为的改变与结构磁弛豫过程中团簇原子对有序化以及溶质原子和自由体积的扩散有关。

**关键词:** 铁基非晶合金; 软磁性能; 磁后效

**中图分类号:** TG139<sup>+</sup>.8; TM271<sup>+</sup>.2

**文献标识码:** A

**文章编号:** 1002-185X(2021)07-2428-07

铁基非晶合金一方面因制备工艺简单、生产周期短而节约能耗, 另一方面使用铁基非晶合金铁芯的变压器比传统硅钢铁芯的空载损耗降低约 70%, 因此被誉为双绿色材料, 已在农村电网配电变压器上获得了广泛的应用。随着近年来中国实施新基建战略, 铁基非晶软磁合金在特高压电网变压器和新能源汽车电机等高频领域对传统硅钢软磁材料的替代应用正成为当前研究的热点<sup>[1,2]</sup>。

非晶态合金之所以展现出不同于传统晶态合金材料的特殊物性, 源自其长程无序的特征中所隐藏的本征不均匀性和有序<sup>[3]</sup>。铁基非晶软磁合金受快淬熔铸制备过程中工艺因素的影响, 合金条带从辊面到自由表面之间的内应力、组织结构和成分都会产生不均匀性<sup>[4]</sup>。对  $\text{FeSiB}$  非晶合金条带磁光克尔效应及穆斯堡尔谱的研究发现, 在合金条带表面内存在拉应力, 而内部则具有压应力; 从结构上来看, 有序的  $\text{FeSi}$  团簇多存在于条带表面而  $\text{FeB}$  团簇则倾向于位于条带深处<sup>[5]</sup>, 特征结构的不均匀分布会导致合金表面和内部的磁畴结构的取向改变, 影响合金的感生各向异性及晶化行为<sup>[6]</sup>。在一定的动力学条件下, 亚稳无序不均匀的铁基非晶合金会发生结构弛豫向稳态有序转变, 影响合

金的理化性能。如在温度场作用下, 低温结构弛豫会降低  $\text{FeSiB}$  非晶合金的热稳定性并导致退火脆化, 使其应用受到一定程度的限制<sup>[7]</sup>。铁基非晶软磁合金在交流磁场环境下工作, 周期性变化的磁场所产生的磁后效会引发结构磁弛豫<sup>[8]</sup>。但交流磁场下铁基非晶合金中的不均匀特征结构的演化过程仍不是十分清楚, 对动态磁化过程中合金的外禀磁性能和热力学性能等的研究对铁基非晶合金的工程应用仍是一个很有意义的研究课题。

本实验研究了模拟交流磁场环境下铁基非晶合金结构、磁学性能和晶化行为所产生的变化及其作用机制, 希望能对铁基非晶软磁合金工作条件优化和开发新型合金提供理论及实验数据支撑。

## 1 实验

实验所采用的  $\text{Fe}_{78}\text{Si}_9\text{B}_{13}$  非晶合金条带厚度约为 25  $\mu\text{m}$ , 由青岛云路先进材料有限公司提供。X 射线衍射试验(XRD,  $\text{Cu K}\alpha$ ,  $\lambda=0.154\ 05\ \text{nm}$ )采用日本 D/max-rB 型 X 射线衍射仪。磁学试验采用长春英普 JDAW-2000D 型振动样品磁强计(VSM), 磁场范围  $-955.2\sim 955.2\ \text{kA/m}$ , 步长 79.6~796 A/m。合金的热力学性能测试采

收稿日期: 2021-01-10

基金项目: 山东省重点研发计划(2019GGX102016); 国家自然科学基金(51771103)

作者简介: 马海健, 男, 1970 年生, 博士, 副教授, 潍坊学院机电与车辆工程学院, 山东 潍坊 261061, 电话: 0536-8785603, E-mail: hjma@wfu.edu.cn

用 Netzsch404 差示扫描量热仪(DSC)。非晶合金近邻原子距离计算采用以下公式<sup>[9]</sup>:

$$d = \frac{7.7}{k}, \quad k = \frac{4\pi \sin \theta_{\max}}{\lambda} \quad (1)$$

式中,  $d$  为最近邻原子距离,  $2\theta_{\max}$  为非晶峰峰位,  $\lambda$  取 0.154 05 nm。

交流磁场(ACMF)使用 SP-25 高频感应炉进行模拟。原始条带被裁剪为 10 mm×30 mm 的长条形, 用 2 块坩埚片夹紧, 置于高频感应炉感应线圈的中心处(如图 1 所示), 条带的长度方向与磁场方向相同, 条带的轱面平行于磁场, 以减小涡流损耗带来的影响。样品在 80 kHz 的交流磁场下处理 5 min, 交流磁场强度由通过线圈的交流电流大小来控制, 实验时对样品进行处理的交流电流分别为 550, 650, 750 A。

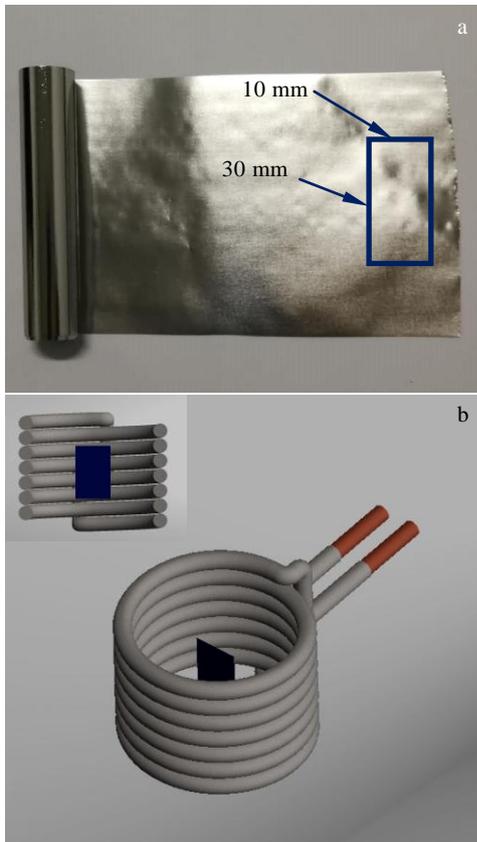


图 1 测试样品的裁剪方式及尺寸和磁场处理时在高频炉线圈中的放置位置示意图(左上角插图为主图剖视图)

Fig.1 Schematic diagrams of cutting method and dimension (a) and place position in the high-frequency induction furnace (b) for the alternating current magnetic field (ACMF) treated samples (the inset in Fig.1b is a section view of the host graph)

表 1 由 Biot-Savart 定律估算的环型线圈轴线处交流磁场(ACMF)强度的有效值( $H_m$ )

Table 1 Peak values ( $H_m$ ) of the alternating current magnetic field (ACMF) intensity in the circular coil center calculated by Biot-Savart law

Sample	$I_m/A$	$H_m/kA \cdot m^{-1}$
C1	550	64.794
C2	650	76.575
C3	750	88.356

环形线圈轴线处的磁场强度有效值( $H_m$ )由 Biot-Savart 定律估算<sup>[10]</sup>:

$$H_m(I) = \frac{NI_m \sin \omega t}{\sqrt{2}r} \quad (2)$$

式中,  $N$  为环型线圈圈数,  $I_m$  为通过线圈的有效电流,  $\omega$  为交流电角频率,  $r$  为环形线圈半径。经估算后磁场强度有效值列于表 1。

## 2 实验结果

图 2 是淬态(AQ)及交流磁场(ACMF)处理后合金的 XRD 图谱和由非晶峰峰位  $2\theta_{\max}$  计算获得的近邻原子距离( $d$ )。由图 2a 可以看到, 经 550 A (C1)和 750 A (C3)交流磁场处理后合金仍为非晶态, 但 650 A (C2)处理样品显示小的晶体峰, 经标定为 FeSi 相, 可能是由原始条带结构的不均匀所导致。图 2b 为由样品的非晶峰峰位所导出的合金近邻原子距离( $d$ )随电流变化的曲线。由图可见, 随着电流强度的增大, C1 和 C2 样品的  $d$  值小于 AQ 样品, 而 C3 样品的  $d$  值稍大于 AQ 样品, 合金近邻原子距离的变化与交流磁场引发的结构磁弛豫过程中自由体积的减少有关<sup>[7]</sup>。

图 3 是淬态(AQ)合金样品的磁化曲线(从左至右虚线位置与表 1 中所列的磁场强度有效值( $H_m$ )对应)以及淬态和交流磁场处理后样品的磁滞回线。一般来说, 软磁合金在技术(静态)磁化过程中随磁场强度的提高大致要经历可逆磁化区、不可逆磁化区、最大磁导率区、趋近饱和区和顺磁磁化区等阶段<sup>[10]</sup>。由磁化曲线上看(图 3a), C1 和 C2 样品的处理磁场强度值( $H_m$ )位于趋近饱和区, 而 C3 样品的处理磁场强度值则位于顺磁磁化区, 表明交流磁场处理后 C3 样品的微结构相比 C1 和 C2 将发生更大的改变。从最大磁导率区的放大图上看(图 3b 插图), 交流磁场处理后样品的最大磁导率相比淬态样品有所下降。由磁滞回线推导出的淬态和交流磁场处理后样品的饱和磁化强度( $M_s$ )和矫顽力( $H_c$ )列于表 2。由表 2 可见, 被处理样品的  $M_s$  值虽有小幅起伏, 但均小于 AQ 样品。由于饱和磁化强度属于材料的内禀磁性能, 为结构不敏感磁性能,

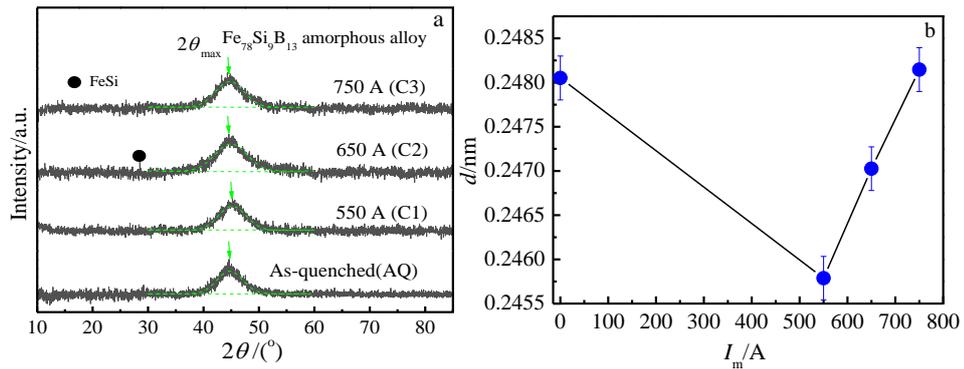


图 2 淬态 (AQ) 和交流磁场处理后合金的 X 射线衍射图谱和由非晶峰峰位计算获得的近邻原子距离随交流电流 ( $I_m$ ) 的变化曲线 (XRD 图谱中虚线为经高斯拟合后的非晶峰及其峰位  $2\theta_{max}$ (箭头所指))

Fig.2 XRD patterns of the as-quenched (AQ) and alternating current magnetic field (ACMF) treated samples (a) and the change curve of nearest neighbor distance ( $d$ ) with alternating current ( $I_m$ ) deduced from the amorphous peak positions  $2\theta_{max}$  (b) (the dashed lines in XRD patterns are the Gaussian fitting amorphous peak and its peak position  $2\theta_{max}$  (denoted by arrows))

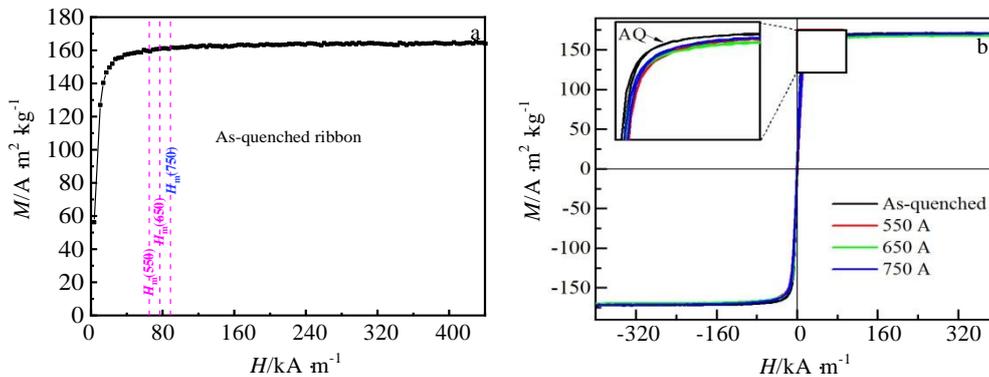


图 3 淬态样品的磁化曲线, 淬态和交流磁场处理后样品的磁滞回线(左上角插图是最大磁导率区的放大图)

Fig.3 Saturation magnetization curve of as-quenched (AQ) sample (a) and hysteresis loops of AQ and ACMF treated samples (b) (the inset in Fig.3b is the magnification corresponding to the maximum permeability region)

表 2 由磁滞回线推导出的淬态和交流磁场处理后样品的饱和磁化强度 ( $M_s$ ) 和矫顽力 ( $H_c$ )

Table 2 Saturation magnetization ( $M_s$ ) and coercivity ( $H_c$ ) of AQ and ACMF treated samples deduced from the hysteresis loops

Sample	$M_s/A \text{ m}^2 \text{ kg}^{-1}$	$H_c/A \text{ m}^{-1}$
AQ	171.6	382
C1	169.7	127
C2	167.8	151
C3	170.5	533

故处理后  $M_s$  变化不大。而矫顽力 ( $H_c$ ) 属于材料的外禀磁性能, 受材料特征结构的大小形状、取向和受力情况影响较大。由图 3b 可见, C1 和 C2 样品的  $H_c$  值小于 AQ 样品, 而 C3 样品的  $H_c$  值则大于 AQ 样品, 显然交流磁场处理后  $H_c$  值起伏较大。

图 4 是淬态及交流磁场处理后样品在加热速度为 10 K/min 时的 DSC 曲线。由图可见, 所有样品的 DSC 曲线上都有 2 个放热峰, 图中箭头所指为合金初始晶化温度  $T_x$ , 第 1 晶化峰  $T_{p1}$  和第 2 晶化峰  $T_{p2}$  温度。非晶态合金的晶化是一个形核和核长大过程, 需要一定的热或机械激活能, 称为晶化激活能, 一定程度上可以反映晶化进行的难易程度, 是合金稳定性的重要标志。晶化激活能的计算方法以 Kissinger 法所得结果精度较高。利用 Kissinger 法分别计算了升温速率分别为 10, 15, 20, 40 K/min 时的表观激活能  $E$ , 计算公式采自文献[9], 结果列于表 3。一般来说  $T_x$  与晶体的形核有关而  $T_p$  则与晶体的生长有关。因此由初始晶化温度  $T_x$  计算的激活能  $E_x$  为形核激活能, 反映了合金的热稳定性; 由  $T_p$  计算获得的激活能  $E_p$  则为生长激

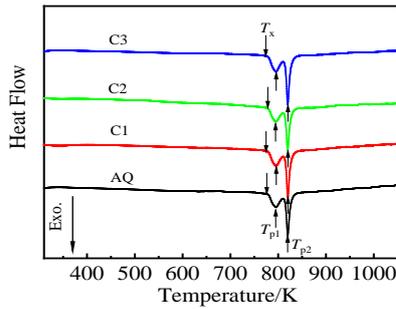


图 4 淬态和交流磁场处理后样品在加热速度为 10 K/min 下的 DSC 曲线

Fig.4 DSC curves of AQ and ACMF treated samples at a heat rate of 10 K/min

表 3 用 Kissinger 法计算获得的淬态与交流磁场处理样品初始晶化( $E_x$ ), 第 1 晶化峰( $E_{p1}$ )和第 2 晶化峰( $E_{p2}$ )的表现激活能

Table 3 Onset crystallization activation energy  $E_x$ , first crystallization peak activation energy  $E_{p1}$  and second crystallization peak activation energy  $E_{p2}$  of different samples calculated by Kissinger equation ( $\text{kJ mol}^{-1}$ )

Sample	$E_x$	$E_{p1}$	$E_{p2}$
AQ	473.4	421.4	471.5
C1	509.0	387.4	467.6
C2	483.2	373.4	459.8
C3	541.5	368.5	451.8

活能,反映了晶体生长时的难易程度<sup>[11]</sup>。由表 3 可见,随交流电流的增加, $E_x$ 值先减小后增大,但均大于 AQ 样品的  $E_x$  值,表明交流磁场处理后提高了合金的形核激活能,合金的热稳定性获得了提高。而被处理样品的  $E_p$  值则随电流的增加而降低,且均小于 AQ 样品,表明交流磁场处理降低了合金第 1 和第 2 晶化反应的生成激活能,使合金的生长变得容易。

Kissinger 法计算获得的是形核和核长大激活能的统计平均值,而区域晶化激活能则计算的是每一微小转变区域内的激活能值,可更准确地反映材料的晶化过程。利用如下 Ozawa-Flynn-Wall 公式计算了合金晶化过程区域激活能<sup>[12]</sup>:

$$\ln \beta = -1.0516 \frac{E_c}{RT_\alpha} + A \quad (3)$$

式中,  $\beta$  为升温速率,  $E_c$  为晶化体积分数为  $\alpha$  时对应的区域晶化激活能,  $T_\alpha$  为晶化体积分数为  $\alpha$  时对应的绝对温度。图 5 是第 1、2 晶化峰的区域激活能随晶化体积分数的变化曲线。从图 5a 可以看到,第 1 晶

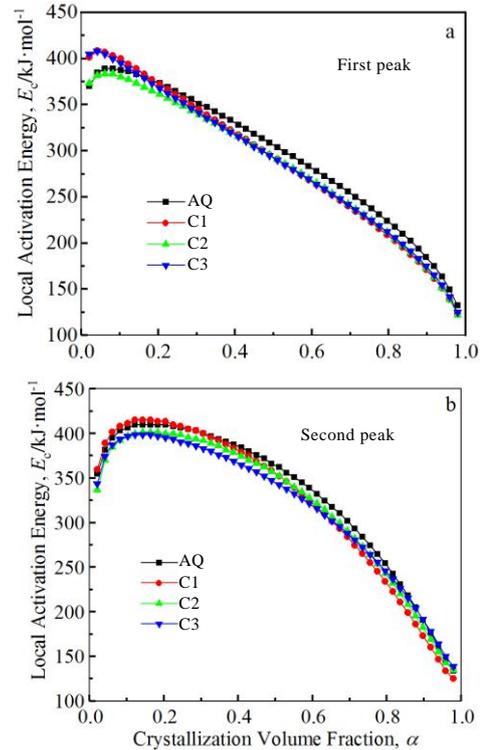


图 5 淬态和交流磁场处理后样品的第 1 和第 2 个晶化峰的区域激活能( $E_c$ )随晶化体积分数( $\alpha$ )的变化曲线

Fig.5 Relationship between the local activation energy ( $E_c$ ) and the crystallization volume fraction ( $\alpha$ ) of the first (a) and second (b) crystallization peak reaction for the AQ and ACMF treated samples

化峰的  $E_c$  值在晶化开始很小的范围内 ( $0.02 < \alpha < 0.04$ ) 有 1 个小幅增加的过程,  $\alpha=0.04$  左右达最大值,随后基本呈单边线性下降。从图 5a 看,被处理样品在晶化开始时的  $E_c$  值都大于淬态样品,直到  $\alpha=0.2$  左右时, AQ 样品的  $E_c$  值才达到最大,表明处理后样品的热稳定性获得了提高,这与用 Kissinger 法计算获得的  $E_x$  值是一致的(表 3)。由图 5b 可知,第 2 晶化峰的  $E_c$  值在晶化开始时 ( $0.02 < \alpha < 0.14$ ) 有一个快速上升过程,  $\alpha=0.14$  达最大值,随后显示很小的平台,接着缓慢下降。 $0.02 < \alpha < 0.04$  时, C1 样品  $E_c$  值最大,到  $\alpha=0.28$  左右时, AQ 样品的  $E_c$  值开始大于其他 3 个样品,直至晶化结束。显然,2 个晶化反应的激活能都有一个先升高后降低的过程。反应初期激活能的升高是因为随晶化反应的进行,大量的溶质原子堆积在界面上使原子扩散困难所致;反应后期激活能随  $\alpha$  的增大而下降则与温度的升高使原子扩散能力提高相关<sup>[13]</sup>。

区域 Avrami 指数是对每一微小转变区域内求 Avrami 指数,来说明晶化过程中的形核和核长大行为。

为此计算了在 Johnson-Mehl-Avrami (JMA)模型范围内的区域 Avrami 指数( $n$ ), 公式如下<sup>[14]</sup>:

$$n = - \frac{R\partial \ln(-\ln(1-\alpha))}{E_c \partial (\frac{1}{T_\alpha})} \quad (4)$$

式中, $n, T_\alpha, E_c$  分别表示晶化体积分数为  $\alpha$  时的 Avrami 指数、绝对温度和区域晶化激活能。首先用 Person IV 方程对 DSC 曲线上的晶化峰进行拟合分峰, 然后用式 (4) 计算了淬态及交流磁场处理后样品在升温速率为 10 K/min 时 2 个晶化峰的区域 Avrami 指数( $n$ )随晶化体积分数( $\alpha$ )的变化关系, 如图 6 所示。从图上看, 无论是第 1 峰还是第 2 峰的区域 Avrami 指数, 磁场处理后样品的  $n$  值都获得了增大, 说明处理后合金的形核及生长过程发生了变化, 这与表 3 所列表观激活能的结果是一致的。另外, 从 2 个晶化反应 Avrami 指数变化趋势的较大差别来看, 2 个反应性质应该不同。一般来说, 当  $n > 4$  时, 为形核率增加过程;  $n = 4$  时, 为恒定形核率过程;  $n = 3 \sim 4$  时, 为形核率降低过程;  $n = 3$  时, 为零形核率(预存形核)过程<sup>[15]</sup>。由图 6a 可见, 各样品的第 1 晶化峰在晶化开始时的  $n$  都在 4 左右, 且淬态样品  $n$  值最小, 说明晶化开始时形核速率恒定。随着晶化的进行,  $n$  快速降低, 到  $\alpha = 0.1 (n = 3)$  左右时, 为形核率降低过程。当  $\alpha > 0.1 (n < 3)$  时, 合金中的形核位置趋于饱和, 长大的晶体相互碰撞, 形核速率开始减小直至最后停止形核只进行晶体的三维长大, 晶化反应进入零形核率过程。图 6b 是第 2 峰的区域 Avrami 指数随晶化体积分数的变化曲线。由图可见, 随  $\alpha$  的增加  $n$  值先增大后减小。C2 和 C3 样品在  $\alpha = 0.2$  时达最大值,  $n_{\max} = 6$ ; AQ 和 C1 样品在  $\alpha = 0.18$  时达最大值,  $n_{\max} = 5.6$ 。在计算范围内, 除了在开始的极小的体积分数内, 几乎所有样品的  $n > 4$ , 表明样品发生了瞬变形核现象<sup>[14]</sup>。

### 3 讨 论

#### 3.1 交流磁场处理对 Fe<sub>78</sub>Si<sub>9</sub>B<sub>13</sub> 非晶合金微结构及磁学性能的影响

根据 Dubois 模型以及近年来研究结果<sup>[16,17]</sup>, Fe-Si-B 三元系非晶合金由 FeB 区和 FeSi 区组成。FeB 区为由 FeB 冠状三棱柱团簇连接成的网状骨架结构, 磁致伸缩系数较大; FeSi 区位于 FeB 团簇之间由类 bcc 结构的 FeSi 团簇构成, 结构上不稳定, 磁致伸缩系数较小<sup>[18]</sup>。因此可以认为, 图 2b 中的样品的近邻原子距离是 FeSi 和 FeB 团簇近邻原子距离的平均值。在交流磁场作用下, 非晶合金中各向异性团簇和自由体积等缺陷为降低系统自由能会重新取向, 发生溶质原子

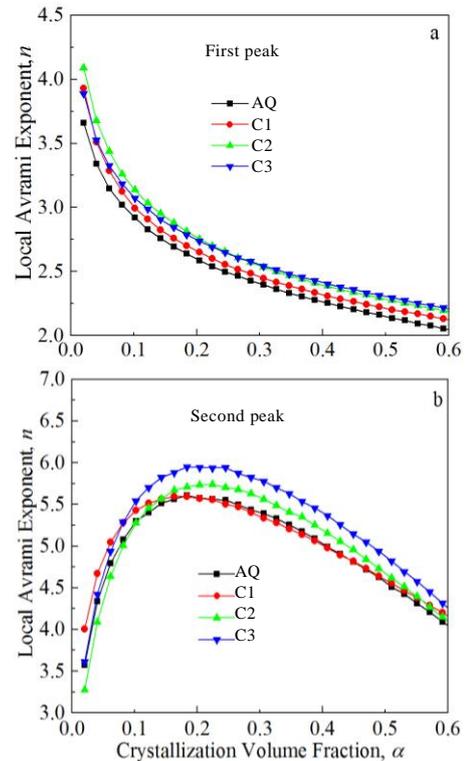


图 6 淬态和交流磁场处理样品在升温速率为 10 K/min 时第 1 和第 2 晶化峰的区域 Avrami 指数( $n$ )随晶化体积分数( $\alpha$ )的变化曲线

Fig.6 Local Avrami exponent ( $n$ ) versus crystallization volume fraction ( $\alpha$ ) of the first (a) and second (b) crystallization reactions for the AQ and ACMF treated samples at a heating rate of 10 K/min

和自由体积等的扩散, 引发团簇原子对的有序化及磁致伸缩后效<sup>[7]</sup>。对 Fe-Si-B 系列非晶合金纳米晶化过程研究表明, 初生  $\alpha$ -Fe(Si) 纳米晶相的晶格常数因 Si 原子的溶入而收缩<sup>[19]</sup>, 因此在当前合金 Si 原子与自由体积等的扩散磁后效过程中, FeSi 团簇也会产生类似的收缩效应, 即其  $d$  值随磁场强度的增强而减小, 而具有较大磁致伸缩系数的 FeB 团簇则由于磁致伸缩后效导致其  $d$  值随交流磁场强度的增大而增大。由于 FeSi 混合焓(-18 kJ/mol) 大于 FeB(-11 kJ/mol)<sup>[20]</sup>, 强烈的吸引作用使 Fe-Si 区的溶质原子与自由体积的扩散较 FeB 区容易, 因此当磁场强度较小时, 结构及能量上不稳定的 FeSi 区首先收缩且占主导地位, 而 FeB 区的近邻原子距离则随磁场强度增大逐渐增大, 在两者的相互作用下, 合金  $d$  值随磁场强度增强呈现先减小后增大现象(图 2b)。

理想状态下的非晶合金长程无序结构均匀, 不存在磁各向异性。淬态铁基非晶合金的磁各向异性来自

于制备过程引入的不均匀局域应变, 主要为淬入应力通过磁弹耦合效应产生的应力各向异性<sup>[21]</sup>。当交流磁场强度较低时, 团簇原子对有序化程度不高, 自由体积扩散导致的内应力减小引起的磁弹各向异性降低占主导, 此时合金的矫顽力下降(表 2)。当磁场强度不断增大, 团簇原子对有序化程度加大导致感生各向异性增强且逐渐占据主导, 合金的  $H_c$  将不断增大, 最终 C3 样品的  $H_c$  值大于 AQ 样品(表 2)。总之, 交流磁场处理后样品矫顽力的变化是合金中感生各向异性与磁弹各向异性耦合作用的结果。

综上所述, 交流磁场处理后样品的微结构与磁学性能的变化与铁基非晶合金中不均匀特征结构的结构磁弛豫有关。交流磁场对铁基非晶合金的磁各向异性的影响可以通过适配工作环境磁场强度的大小或进行适当的退火弛豫来消除。

### 3.2 交流磁场处理对 Fe<sub>78</sub>Si<sub>9</sub>B<sub>13</sub> 非晶合金晶化行为的影响

据上节, Fe<sub>78</sub>Si<sub>9</sub>B<sub>13</sub> 非晶合金由 FeSi 区和 FeB 区构成。由于 Fe-Si 区在结构及能量上不稳定, 在晶化过程中会首先失稳析出初晶  $\alpha$ -Fe 相, 因此 FeSi 区的稳定性是决定合金热稳定性的关键。DSC 曲线(图 4)上第 1 个晶化反应对应 FeSi 区失稳, 由扩散控制; 第 2 个晶化反应对应 Fe<sub>3</sub>B 和  $\alpha$ -Fe 相的共晶析出及随后 Fe<sub>3</sub>B 相的分解, 由界面控制<sup>[5,15]</sup>。因此, 2 个晶化反应 Avrami 指数变化趋势完全不同(图 6a, 6b)。如前所述, 扩散磁后效导致的 FeSi 区自由体积的减少和近邻原子距离的降低会使原子的扩散变得困难, 导致第 1 晶化反应激活能  $E_x$  升高, 从而提高了合金的热稳定性(表 2)。另外, 由扩散磁后效引起的 FeSi 有序原子团簇的数量大幅增加, 使形核点位接近饱和, 因而第 1 晶化反应  $n$  值随  $\alpha$  的降低而快速下降(图 6a)。对第 2 晶化反应来说, 一方面扩散磁后效导致 FeB 区团簇有序, 另一方面, 初生  $\alpha$ -Fe 相的析出也为后续的共晶晶化反应提供了形核位置<sup>[22]</sup>, 二者叠加导致第 2 晶化反应初期具有较大的  $n$  值且快速增加; 后期反应主要为 Fe<sub>3</sub>B 相的分解过程, 所以  $n$  值大幅下降(图 6b)。总之, 溶质原子和自由体积的扩散磁后效是合金晶化行为发生变化的主要原因。

## 4 结 论

1) 随交流电流的增大, 合金的近邻原子间距先减小后增大, 这种变化由合金中不均匀特征结构的相互作用所导致。随交流电流的增大, 合金的矫顽力先减小后增大, 但饱和磁感应强度变化不大。矫顽力的变化是合金中感生各向异性与磁弹各向异性相互作用的结果。

2) 交流磁场处理提高了合金的热稳定性和区域 Avrami 指数, 降低了晶化反应的表现生长激活能。结构磁弛豫导致的团簇原子对有序和自由体积扩散是引发合金晶化行为发生改变的主因。

### 参考文献 References

- [1] Ma Haijian(马海健), Wei Wenqing(魏文庆), Bao Wenke(鲍文科) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2020, 49(8): 2904
- [2] Ding Huaping(丁华平), Gong Pan(龚攀), Yao Kefu(姚可夫) *et al. Materials Reports*(材料导报)[J], 2020, 34(3): 3133
- [3] Guan Pengfei(管鹏飞), Wang Bing(王兵), Wu Yicheng(吴义成) *et al. Acta Phys Sin*(物理学报)[J], 2017, 66(17): 176 112
- [4] Gonzalez J M, Vicent J L. *J Appl Phys*[J], 1985, 57(12): 5400
- [5] Zivotsky O, Hendrych A, Klimsa L *et al. J Magn Magn Mater*[J], 2012, 324(3): 569
- [6] Wang X, Ma H J, Sheng Z H *et al. AIP Adv*[J], 2017, 7: 015 302
- [7] Niu Y C, Bian X F, Wang W M. *J Non-Cryst Solids*[J], 2004, 341(1-3): 40
- [8] Vojtanik P, Andrejco R. *Phys Rev B*[J], 2006, 74(22): 224 427
- [9] Ma H J, Zhang J T, Li G H *et al. J Alloy Compd*[J], 2010, 501(2): 227
- [10] Yan Mi(严密), Peng Xiaoling(彭晓领). *Essentials of Magnetism and Magnetic Materials*(磁学基础与磁性材料)[M]. Hangzhou: Zhejiang University Press, 2019: 6
- [11] Wang H R, Gao Y L, Min G H *et al. Phys Lett A*[J], 2003, 314(1): 81
- [12] Ozawa T. *J Therm Anal Calorim*[J], 2011, 103(2): 471
- [13] Yavari A R, Drbohlav O. *Mater Trans JIM*[J], 1995, 36(3): 896
- [14] Majhi K, Varma K. *J Mater Sci*[J], 2009, 44(11): 385
- [15] Lu Ke(卢柯). *Investigation on Crystallization and Its Micromechanism for Amorphous Alloys*(非晶态合金的晶化及微观机制)[D]. Shenyang: IMR, Chinese Academy of Sciences, 1989: 13
- [16] Dubois J M, Le Caer G. *Acta Metall*[J], 1984, 32(5): 2101
- [17] Naohra T. *Metall Mater Trans A*[J], 1996, 27(11): 3424
- [18] Herzer G. *Scripta Metall Mater*[J], 1995, 33(10-11): 1741
- [19] Ma H J, Wang W M, Zhang J *et al. J Mater Sci*[J], 2011, 27(12): 1169
- [20] Inoue A, Shen B L. *Adv Mater*[J], 2004, 16(5): 2189
- [21] Alben R, Becker J J, Chi M C. *J Appl Phys*[J], 1978, 49(4): 1653
- [22] Lu K. *Phys Rev B*[J], 1995, 51: 18

## Effect of AC Field Magnetic Treatment on Structure and Properties of Fe<sub>78</sub>Si<sub>9</sub>B<sub>13</sub> Amorphous Alloy

Ma Haijian<sup>1</sup>, Hu Yihua<sup>2</sup>, Li Guangxu<sup>3</sup>, Wang Weimin<sup>4</sup>

(1. School of Mechanical-Electrical and Vehicle Engineering, Weifang University, Weifang 261061, China)

(2. H3C Technologies Co., Ltd, Beijing 100191, China)

(3. School of Physical Science and Technology, Guangxi University, Nanning 530004, China)

(4. Key Laboratory for Liquid-Solid Structural Evolution and Processing of Materials (Ministry of Education), Shandong University, Jinan 250061, China)

**Abstract:** The structure and properties of as-quenched (AQ) and alternating current magnetic field (ACMF) treated Fe<sub>78</sub>Si<sub>9</sub>B<sub>13</sub> amorphous ribbons were investigated by XRD, DSC and VSM. The XRD and VSM results show that the nearest neighbor distance ( $d$ ) and coercivity ( $H_c$ ) of the ACMF treated samples first decrease and then increase with increasing alternating current, however, the saturation magnetization varies little with the alternating current. The changes of  $d$  and  $H_c$  are attributing to the interaction of inhomogeneous characteristics structures in present alloys on the structural magnetic relaxation process. The apparent activity energies, local activity energies and local Avrami exponents of AQ and ACMF treated samples deduced from DSC curves show that ACMF treatment increases the onset crystallization activity energy and local Avrami exponent and decreases the apparent growth activity energy of the crystallization reactions. The changes of crystallization behavior are ascribe to atomic pair ordering of the atomic clusters and diffusion of free volume resulted by the magnetic aftereffect.

**Key words:** Fe-based amorphous alloys; soft magnetic properties; magnetic aftereffect

---

Corresponding author: Ma Haijian, Ph. D., Associate Professor, School of Mechanical-Electrical and Vehicle Engineering, Weifang University, Weifang 261061, P. R. China, Tel: 0086-536-8785603, E-mail: hjma@wfu.edu.cn