

微量Ce元素掺杂对Fe₈₁Al₁₉合金组织、取向与磁致伸缩性能的影响

郝宏波^{1,2}, 和正华^{1,3}, 李伟杰^{1,3}, 杨恩深^{1,3}, 周磊^{1,3}, 刘鉴德^{1,3}, 张浩宇^{1,3}, 周舸^{1,3},
沙玉辉⁴, 陈立佳^{1,3}

(1. 沈阳工业大学 材料科学与工程学院, 辽宁 沈阳 110870)

(2. 包头稀土研究院 白云鄂博稀土资源研究与综合利用全国重点实验室, 内蒙古 包头 014030)

(3. 沈阳工业大学 沈阳市先进结构材料与应用重点实验室, 辽宁 沈阳 110870)

(4. 东北大学 材料各向异性与织构教育部重点实验室, 辽宁 沈阳 110819)

摘要: Fe-Al合金兼具优异机械性能、低成本和中等磁致伸缩性能,是具有巨大应用潜力的新型磁致伸缩材料。本研究利用电弧熔炼制备(Fe₈₁Al₁₉)_{100-x}Ce_x (x=0、0.05、0.1、0.2、0.3、0.4, at%)合金,分析微量稀土元素Ce对Fe₈₁Al₁₉合金的组织、组织和磁致伸缩性能的影响规律。结果表明:在Fe₈₁Al₁₉合金中添加微量Ce使等轴晶转变为柱状晶,并显著提升了有利的 η 组织体积分数。但柱状晶特征随着Ce含量提高逐渐减弱,导致了 η 组织的减弱和 γ 与 α 组织体积分数的提高。随着Ce元素含量的增加,晶界和晶粒内部区域形成大量富Ce的第二相。其中晶界处主要为富Ce-Al第二相,而在晶内为由Ce-Al包裹富Fe-Ce相的复合第二相。微量Ce元素掺杂显著提高了Fe₈₁Al₁₉合金的磁致伸缩性能,特别是当Ce含量为0.05%时,磁致伸缩系数达到峰值153 ppm,增幅达89%。磁致伸缩系数的显著提升归因于微量Ce元素添加形成更多包含 η 组织柱状晶以及微量Ce元素固溶导致更多纳米异质相的形成。

关键词: Fe-Al合金; 磁致伸缩; 稀土元素掺杂; 取向

中图分类号: TG142.77

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2026)07-1748-10

1 引言

磁致伸缩材料是一类能够将电磁能和机械能相互转换的磁性功能材料,该类材料主要作为换能器、传感器和执行器等智能器件的核心材料而应用。Fe-Ni合金最早在声纳系统中得到应用,其机械性能优异但磁致伸缩系数仅为50 ppm($\times 10^{-6}$)。以Tb_{0.3}Dy_{0.7}Fe_{1.9}(Terfenol-D)为代表的超磁致伸缩材料的磁致伸缩系数可达2000 ppm,但是该材料较脆限制其应用范围,且富含价格昂贵的重稀土元素。纯Fe磁致伸缩系数为20 ppm,利用非磁性Ga原子或Al原子替代bcc结构的纯Fe原子,磁致伸缩系数可提高10~20倍,其中单晶Fe-Ga和Fe-Al合金的饱和磁致伸缩系数分别达到311和200 ppm^[1-4]。这种新型铁基磁致伸缩合金,由于具有低的驱动磁场、优异的力学性能、良好的软磁性能和磁致伸缩性能以及低价格,被认为是最具潜力的磁致伸缩材料,在单晶制备^[5-9]、快凝薄带^[10-13]、板材轧制^[14-24]、丝材拉拔^[25-28]、磁机电功能器件开

发^[29-32]等方面广泛开展了研究工作。与Fe-Ga合金相比,Fe-Al合金的磁致伸缩系数略低,但是Fe-Al合金饱和磁化强度更高,力学性能更佳,而且Fe-Al合金的成本价格远低于Fe-Ga合金,因而受到越来越多的关注^[33-40]。

合金成分或热处理工艺导致合金相结构的转变对Fe-Al合金的磁致伸缩性能至关重要,其中A2相向D0₃相等长程有序相的转变,会导致磁致伸缩的降低^[41-42]。Mehmood等^[43]研究表明,利用退火或淬火可将铸态多晶Fe₈₁Al₁₉(at%)合金的磁致伸缩系数从40 ppm提高至68 ppm。Amon等^[44]发现铸态Fe₇₈Al₂₂合金经高温退火与淬火能够抑制D0₃有序相的形成,可将磁致伸缩系数从93 ppm提高至135 ppm。Bormio-Nunes等^[45]发现在Fe₈₀Al₂₀多晶合金中掺2%硼,可将其磁致伸缩系数从35 ppm提升至80 ppm,归因于B含量的增加提高A2相基体体积分数而降低Fe₃Al相的形成。Huang等^[46]报道微量间隙C原子可以增强立方结构中结构畸变,抑制了

收稿日期:2025-07-03

基金项目:国家自然科学基金(52004164);辽宁省科技厅项目(2023-MSLH-249);辽宁省教育厅项目(LMGD2023018);沈阳市科技计划项目(24-213-3-30)

作者简介:郝宏波,男,1981年生,博士生,教授级高级工程师,沈阳工业大学材料科学与工程学院,辽宁 沈阳 110870, E-mail: haohongbo@bire.com

稳定的D0₃结构的产生,磁致伸缩性能出现较小的增幅。

最近研究表明,Fe基二元合金产生的磁致伸缩均与非磁性Ga或者Al原子进入bcc基体而形成的纳米相所引起基体产生的四方晶格畸变有关,因此,通过固溶大尺寸RE原子强化晶格畸变从而提升磁致伸缩系数吸引了很多关注^[21, 47-50]。Han等^[39]在Fe₈₂Al₁₈快淬薄带中添加微量稀土元素Tb,发现了稀土元素Tb在基体的固溶使A2基质中形成了大量3~5 nm尺寸的纳米Modified-D0₃相。这些Modified-D0₃相引起了较大的晶格畸变,提升了合金的磁晶各向异性,将Fe-Al的磁致伸缩系数从-80 ppm提升至-400 ppm。但是快淬薄带的本征脆性限制了其应用范围。研究人员发现在块体Fe₈₁Al₁₉合金中添加微量RE元素可有效提高磁致伸缩系数。Wang等^[51-52]发现在铸态多晶Fe₈₁Al₁₉合金中添加0.1% Tb、Dy等元素,磁致伸缩系数提升至146和121 ppm,作者基于XRD结果中晶格常数和峰强结果,推测归因于RE元素的添加导致微量稀土原子进入A2基体引起晶格畸变以及沿<100>晶向发生择优取向。Chang等^[53]报道在定向凝固Fe₈₀Al₂₀合金中添加0.1% Tb元素,可将磁致伸缩提高至144 ppm,作者认为磁致伸缩与(110)峰值强度增加相关。Uribe-Chavira等^[54]发现微量Tb元素添加有助于形成柱状晶,在Tb含量为0.027%时可使Fe₈₁Al₁₉合金的磁致伸缩系数从33 ppm提高至90 ppm,归因于基体中内应力的降低和<100>择优取向的形成。因此,铸态Fe-Al合金中引入微量的RE元素被认为可以有效改善磁致伸缩系数,但是关于微量RE元素添加的提升机制还缺乏统一认识。

以Ce等为代表的轻稀土元素相对Tb、Dy等重稀土价格更低。此外,微量Ce元素添加被认为可促进Fe-Ga合金柱状晶的形成,大尺寸Ce原子的固溶也被认为可有效提高Fe-Ga合金中的晶格畸变。因在Fe-Al合金中掺杂微量Ce元素非常有望成为低成本制备大磁致伸缩材料的重要手段。本研究制备了铸态(Fe₈₁Al₁₉)_{100-x}Ce_x(x=0、0.05、0.1、0.2、0.3、0.4, at%)系列合金,利用XRD、SEM、EBSD、TEM等手段分析不同Ce含量的铸态多晶Fe₈₁Al₁₉

合金组织、取向与微结构特征,揭示微量Ce元素添加对Fe₈₁Al₁₉合金磁致伸缩性能的影响机制。

2 实验

用纯度分别为99.95%、99.99%、99.9%的Fe、Al、Ce作原料,采用真空非自耗电弧炉(功率为20 kV)在氩气保护条件下熔炼制备(Fe₈₁Al₁₉)_{100-x}Ce_x(x=0、0.05、0.10、0.20、0.30、0.40, at%)系列铸态合金。当真空度为5×10⁻³ Pa时充入氩气引弧熔炼。熔炼电流400 A,熔化后熔炼5 min,电磁搅拌2 min。每个合金均翻转重熔5次,冷却水温20 ℃,停止熔炼冷却1 h后取样。纽扣锭质量100 g,直径35 mm,弧顶高度13 mm。在铸锭中部位置切割尺寸为10 mm×10 mm×2 mm的样品,用于微观组织表征和磁致伸缩性能测试,为了避免取向特征差异,每个纽扣锭切出3片样品,纽扣锭的切割过程及样品如图1所示。为保证数据的可靠性,每种成分的纽扣锭不少于3个。

采用X射线衍射仪(XRD)分析合金样品的相结构,扫描方式为连续扫描,测量的角度为20°~90°,扫描速度为4°/min,使用Jade 6软件分析XRD相关数据;采用搭载能谱仪(EDS)和电子背散射衍射(EBSD)探头的蔡司Gemini SEM 300型热场扫描电镜观察合金样品微观形貌、成分和晶粒取向特征;利用JEM-2100F高分辨透射电子显微镜进行合金样品微观形貌分析与选区衍射分析(SAED);采用Lake Shore 7407型振动样品磁强计(VSM)在常温下测量合金的磁化性能;采用应变片法测量饱和磁致伸缩系数,其外加磁场平行和垂直于合金样品表面,如图1所示。饱和磁致伸缩系数λ_s通过(3/2)λ_s=λ_∥-λ_⊥计算,其中λ_∥和λ_⊥分别为合金样品沿平行磁场方向和垂直磁场方向的磁致伸缩系数。

3 结果与分析

3.1 Ce元素对Fe₈₁Al₁₉合金微观组织的影响

图2为(Fe₈₁Al₁₉)_{100-x}Ce_x(x=0、0.05、0.10、0.20、0.30、0.40)合金的显微组织。Fe₈₁Al₁₉合金由近毫米尺寸的等

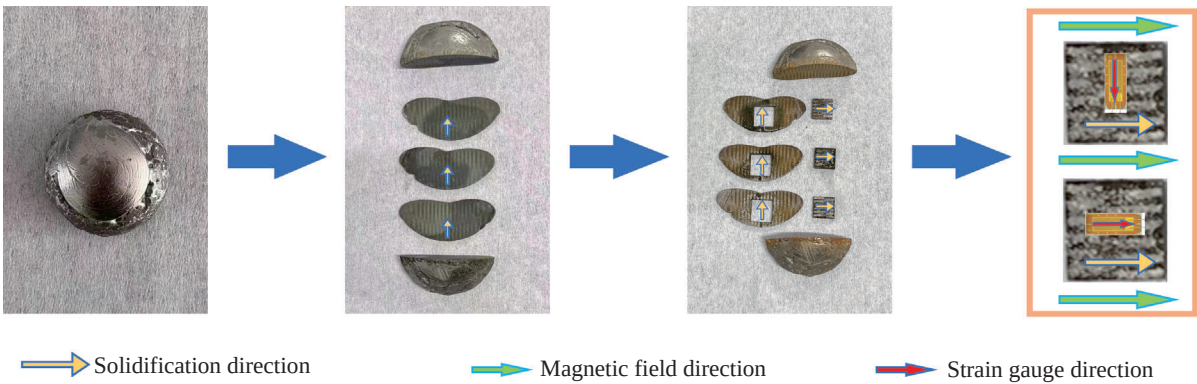


图1 Fe-Al合金样品切割过程与测试示意图

Fig.1 Schematic diagram of cutting and measuring of Fe-Al alloy samples

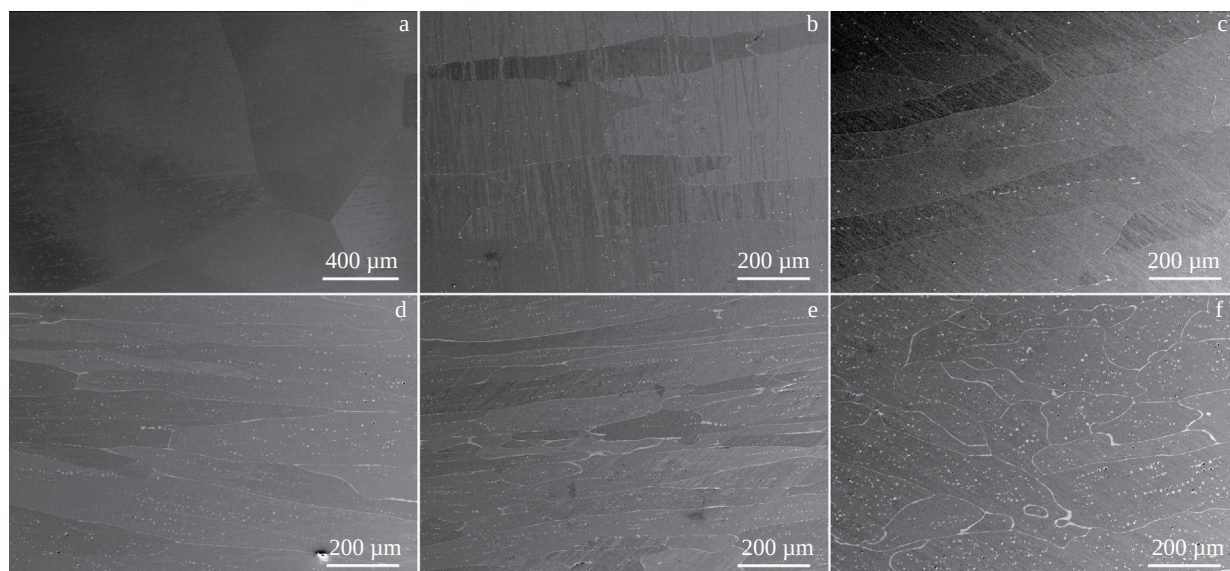
图2 $(\text{Fe}_{81}\text{Al}_{19})_{100-x}\text{Ce}_x$ 合金的微观组织 SEM 照片

Fig. 2 SEM images of $(\text{Fe}_{81}\text{Al}_{19})_{100-x}\text{Ce}_x$ alloys: (a) $x=0$, (b) $x=0.05$, (c) $x=0.1$, (d) $x=0.2$, (e) $x=0.3$, and (f) $x=0.4$

轴晶组成。Ce 元素的引入导致铸态 Fe-Al 合金的晶粒尺寸和形状发生显著变化。随着 Ce 元素添加,等轴晶粒逐渐转变为柱状晶粒,这与 Fe-Al-Tb 和 Fe-Al-B 合金系^[45, 52, 54]的行为相似。当 Ce 元素超过 0.30% 时,柱状晶粒的长度减小导致柱状晶特征弱化。当掺杂更高的 Ce 元素时,并没有出现在其他添加 RE 元素的 Fe-Al 合金^[52, 54]中报道的那样明显的树枝状特征。这可能归因于

在凝固过程中更高的冷却速率导致在制备中获得更多的柱状晶体。同时,随着 Ce 元素的掺杂,在晶界区域生成亮白色的第二相,同时晶内也分布点状白色第二相,晶界位置与晶内中白色相含量也随着 Ce 含量的增加而增加。

为了进一步确定 Fe-Al 合金中第二相成分及 Ce 在 Fe-Al 合金中的分布,将合金的基体和第二相进行 EDS 分析,其结果如图 3 和图 4 所示。表 1 汇总了 $(\text{Fe}_{81}\text{Al}_{19})_{100-x}\text{Ce}_x$

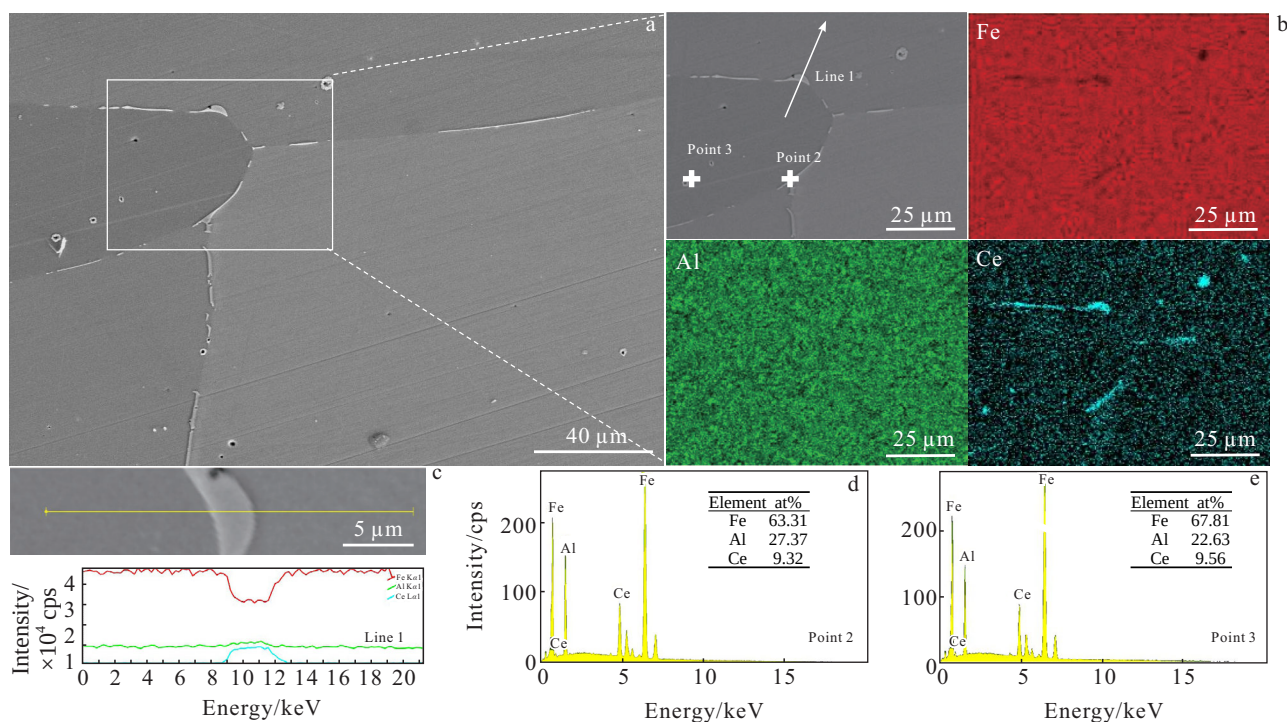
图3 $(\text{Fe}_{81}\text{Al}_{19})_{99.95}\text{Ce}_{0.05}$ 合金显微组织与 EDS 能谱分析

Fig.3 Microstructures and EDS analysis results of $(\text{Fe}_{81}\text{Al}_{19})_{99.95}\text{Ce}_{0.05}$ alloys: (a) SEM image, (b) local mappings, and (c) line scanning along line 1 in Fig.3b; (d, e) EDS point scanning of point 2 and point 3 in Fig.3b

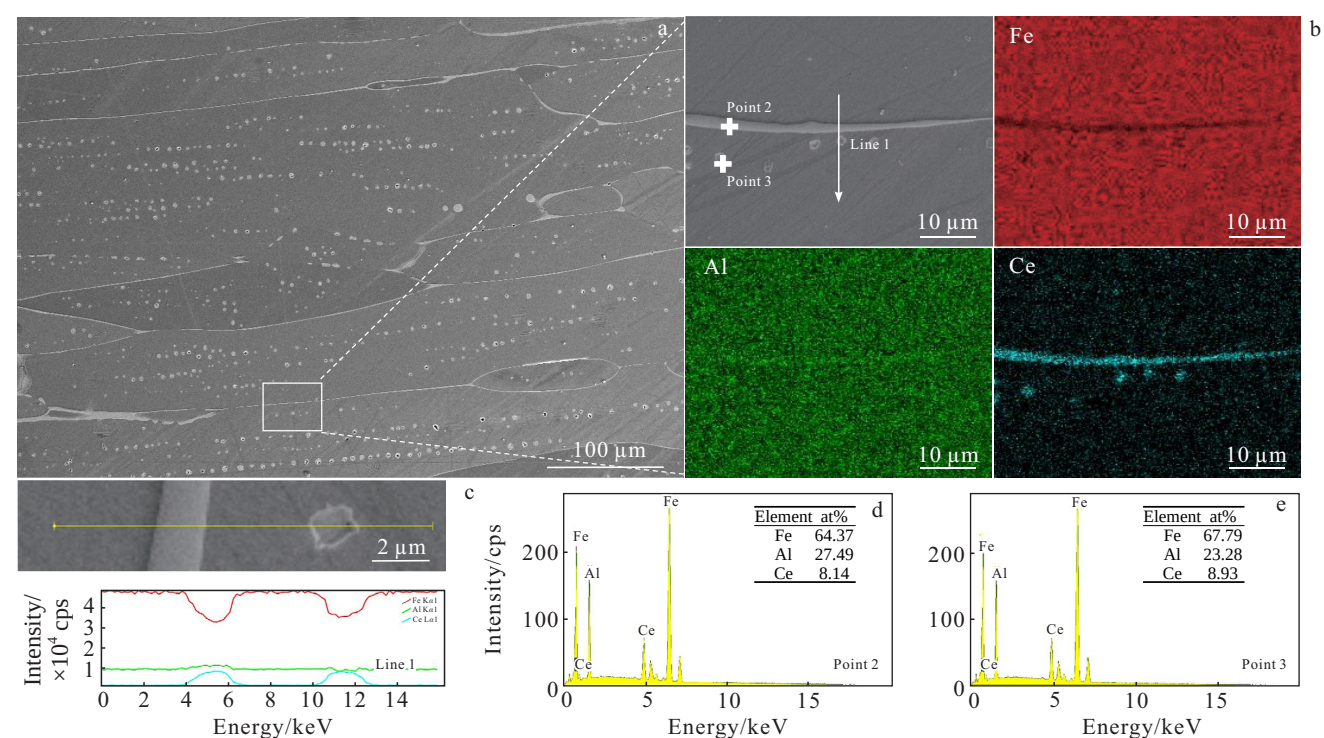


图 4 (Fe₈₁Al₁₉)_{100-x}Ce_{0.30} 合金显微组织与能谱分析
Fig.4 Microstructures and EDS analysis results of (Fe₈₁Al₁₉)_{100-x}Ce_{0.30} alloys: (a) SEM image, (b) local mappings, (c) line scanning along line 1 in Fig.4b; (d, e) EDS point scanning of point 2 and point 3 in Fig.4b

表 1 (Fe₈₁Al₁₉)_{100-x}Ce_x 系列合金基体相与晶界第二相的化学成分
Table 1 Chemical composition of matrix and second phases at grain boundaries in (Fe₈₁Al₁₉)_{100-x}Ce_x alloy (at%)

Content of Ce element	Matrix		Precipitates in the grain boundaries		
	Fe	Al	Fe	Al	Ce
x=0.05	81.01	18.99	64.37	24.79	8.14
x=0.10	81.13	18.87	62.90	27.68	9.42
x=0.20	81.09	18.91	63.29	27.09	9.62
x=0.30	81.11	18.89	63.31	27.37	9.32
x=0.40	81.27	18.53	62.38	27.70	9.92

合金基体和晶界处析出相的元素含量。(Fe₈₁Al₁₉)_{100-x}Ce_x 基体为 Fe 和 Al 元素,虽然与名义成分出现少量波动,但 Fe 与 Al 含量接近 81:19。由于室温下 Ce 在 Fe-Al 中的固溶性极低,因此在基体中能谱结果未检测到 Ce 元素,类似于 Fe-Al-Tb 和 Fe-Al-Dy^[51, 54]中报道的结果。晶界处第二相中 Al 和 Ce 含量高于基体的含量。随着 Ce 元素的增加,晶界处第二相中 Ce 元素的含量从 8.14% 逐渐增加至 9.92%。这种优先在晶界分布的富 Ce-Al 相是由降温后无法固溶的 Ce 元素与 Al 结合形成,并提高了晶粒沿冷却方向的生长速率,抑制枝晶形成而促进柱状晶发展^[55]。

此外,当 Ce 元素添加后,晶粒内部也出现包含更高的 Ce 和 Al 元素的球形或椭球形的第二相,并且第二相

数量随 Ce 元素添加量的增加而显著增加。图 5 为合金晶内第二相的形貌和能谱分析。据图可知,晶粒内部第二相的形态与晶界第二相形貌明显不同。晶内的第二相由白色相以及黑色相组成,其中黑色相被白色相包裹。该特征也区别于其它 RE 添加 Fe-Al 合金中晶内的第二相特征^[39, 51–54],更类似硅钢中 RE 元素夹杂物的分布特征^[56–59]。值得注意的是,在添加 0.05% Ce 样品中,黑色相中 Fe、Al 和 Ce 的平均含量分别为 73.72at%、10.86at%、15.42at%,黑色相中包含更多 Fe 和 Ce,是富 Fe-Ce 相。而白色相中 Fe、Al 和 Ce 的平均含量分别为 64.46at%、25.84at%、9.71at%,与晶界相中的含量相近。因此,可以推测,在凝固时基体中少量的富 Fe-Ce 相优先形核,Ce-Al 相将富 Fe-Ce 相作为形核质点而进一步形核长大,最终形成由 Ce-Al 包裹富 Fe-Ce 相的复合第二相。此外,随着 Ce 元素的添加量从 0.05% 增加到 0.40%,基体中的 Al 元素从 18.99% 减少到 18.53%,这表明在晶界和晶内中更多 Ce-Al 相的形成需要基体提供更多 Al 原子,导致基体中 Al 元素含量的降低。

3.2 Ce 元素含量对 Fe₈₁Al₁₉ 合金织构的影响

目前 RE 元素添加对 Fe₈₁Al₁₉ 合金的磁致伸缩性能的影响,一方面归因于 RE 元素固溶和富 Ce 析出相的特征变化,另一方面归因于 RE 元素添加引起晶粒取向的变化。凝固时形成的柱状晶被认为有利于磁致伸缩系数^[51–55, 60]。本研究发现微量 Ce 元素能够促进柱状晶的形

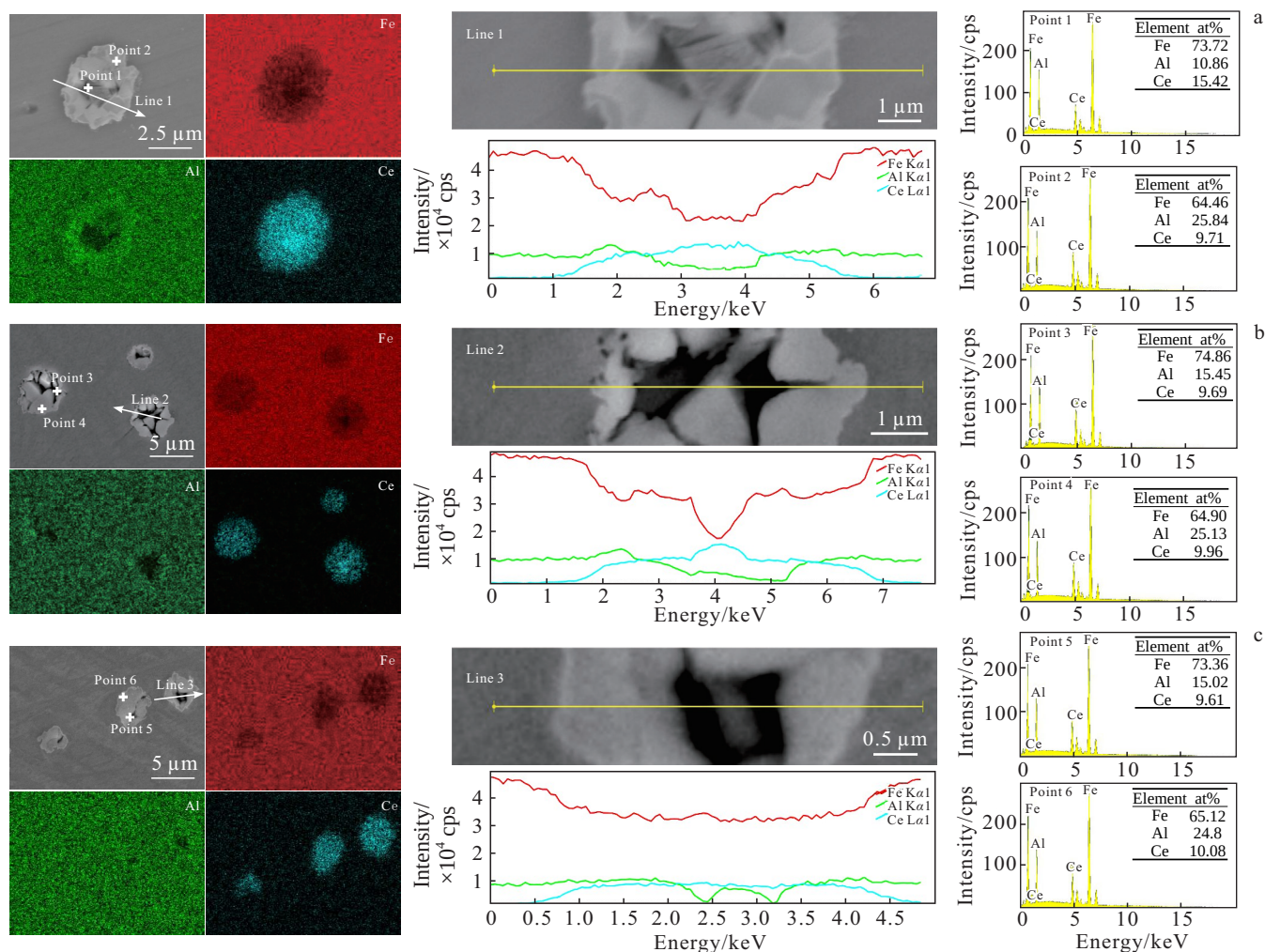


图5 $(\text{Fe}_{81}\text{Al}_{19})_{100-x}\text{Ce}_x$ 合金中晶内析出相显微组织与能谱分析

Fig.5 SEM images, EDS element mappings, line scanning and selected points scanning of $(\text{Fe}_{81}\text{Al}_{19})_{100-x}\text{Ce}_x$ alloys: (a) $x=0.05$, (b) $x=0.10$, and (c) $x=0.40$

成(图2)。铸态 $\text{Fe}_{81}\text{Al}_{19}$ 合金为等轴晶特征。Ce 含量为 0.05% 时 $\text{Fe}_{81}\text{Al}_{19}$ 合金由柱状晶组成,但柱状晶比例随着 Ce 含量升高有所降低。值得注意的是,凝固时形成的柱状晶并非均由有利的 $\langle 001 \rangle$ 织构组成。因此为了定量分析 Ce 含量对织构的影响,通过 EBSD 技术定量分析 $(\text{Fe}_{81}\text{Al}_{19})_{100-x}\text{Ce}_x$ ($x=0, 0.05, 0.10, 0.20, 0.30$) 合金的晶粒取向特征,其结果如图 6 所示。为了区分有利织构和不利织构特征,将取向分为 η 织构 ($\langle 001 \rangle // \text{RD}$)、 α 织构 ($\langle 110 \rangle // \text{RD}$)、 γ 织构 ($\langle 111 \rangle // \text{ND}$) 等 3 种,设定取向偏差角为 20° 。其中, η 织构是有利织构, α 和 γ 织构为不利织构。

结合 SEM 与 EBSD 结果可知,铸态 $\text{Fe}_{81}\text{Al}_{19}$ 合金为等轴晶,并未呈现出明显的取向特征。Ce 元素添加后,铸态组织中形成更多的柱状晶,其主要包含 η 织构。随着 Ce 元素添加量的增加, η 织构的面积分数先增大后减小。当 Ce 元素含量为 0.05% 时,铸态组织中 η 织构面积分数从 15.5% 增加至 54.1% 且取向偏差漫散度较小(图 7)。

随着 Ce 元素含量进一步提升,虽然组织仍然呈现柱状晶,但柱状晶分数与 η 织构分数逐渐降低,同时 η 织构的取向偏差角也逐渐增大。 α 与 γ 织构的变化规律与 η 织构相反,呈现先减小后增大的规律,其中随着 Ce 元素超过 0.20%, γ 和 α 织构的面积分数明显增加。

3.3 Ce 元素对 $\text{Fe}_{81}\text{Al}_{19}$ 合金相结构的影响

图 8 为 $(\text{Fe}_{81}\text{Al}_{19})_{100-x}\text{Ce}_x$ ($x=0, 0.05, 0.10, 0.20, 0.30, 0.40$) 合金的 XRD 图谱。铸态 $\text{Fe}_{81}\text{Al}_{19}$ 合金的 XRD 谱线出现了 3 个不同的衍射峰,即 (110)、(200) 和 (211) 衍射峰,表明 $\text{Fe}_{81}\text{Al}_{19}$ 合金由 bcc 结构的无序 A2 相组成。不同 Ce 元素添加量的 $(\text{Fe}_{81}\text{Al}_{19})_{100-x}\text{Ce}_x$ 合金中,均呈现相同的相结构,表明 $(\text{Fe}_{81}\text{Al}_{19})_{100-x}\text{Ce}_x$ 系列合金的基体均为 A2 相。虽然基体的晶界和晶内出现了大量的第二相,但 XRD 图谱中并未出现额外的衍射峰,这可能是由于 $(\text{Fe}_{81}\text{Al}_{19})_{100-x}\text{Ce}_x$ 合金中第二相的含量太少,无法在 XRD 图谱中检测到,类似的情况也被其它元素添加的 Fe-Al 合金报道^[51, 54]。

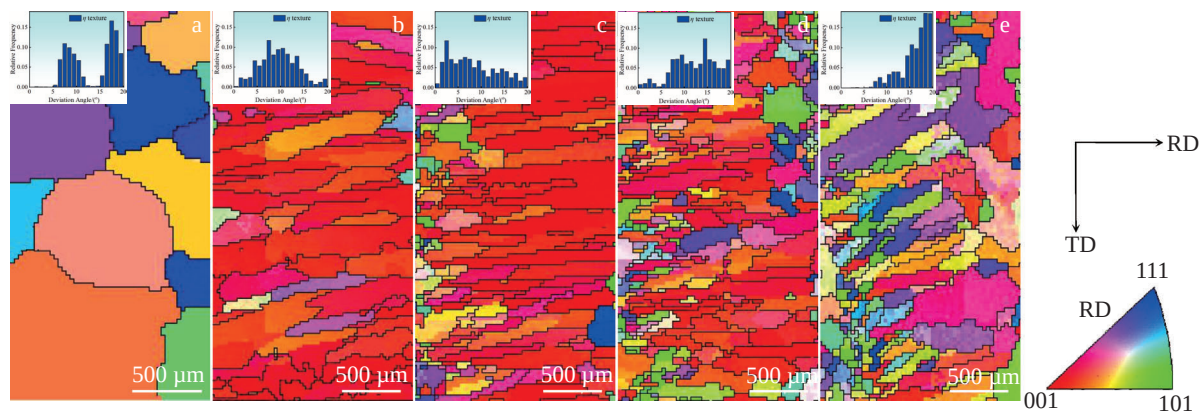


图6 (Fe₈₁Al₁₉)_{100-x}Ce_x合金的取向成像图和η结构取向偏差(插图)

Fig.6 Orientation imaging maps and deviation angle of η texture in (Fe₈₁Al₁₉)_{100-x}Ce_x alloys: (a) x=0, (b) x=0.05, (c) x=0.10, (d) x=0.20, and (e) x=0.30

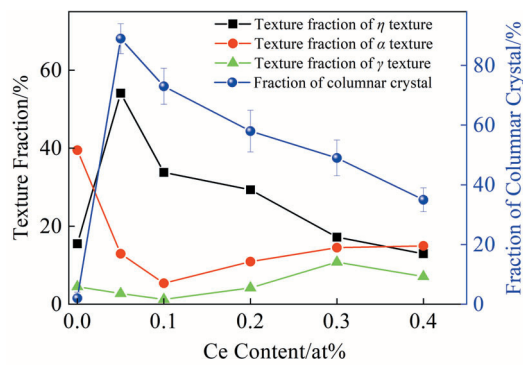


图7 (Fe₈₁Al₁₉)_{100-x}Ce_x合金中柱状晶和织构分数与Ce含量关系

Fig.7 Relationships of fractions of columnar crystal and texture components with Ce contents in (Fe₈₁Al₁₉)_{100-x}Ce_x alloys

根据衍射峰计算得到晶格常数(图8b),晶格点阵常数随着Ce元素含量的增加先增大后减小,Ce元素为0.05%时最高,超过该含量后明显降低。晶格常数越大,表明Ce元素固溶引发更高的晶格膨胀。这表明尽管Ce元素的固溶度低,但在添加Ce元素为0.05%~0.20%的范围内,依然有部分Ce元素固溶在基体中,从而有利于合金的磁致伸缩系数。但是随着Ce含量继续增加,更多富Ce-Al的形成,降低

了基体中Ce和Al的含量,导致晶格常数降低。

进一步利用TEM进行微观结构表征分析微量Ce元素固溶情况。图9为铸态Fe₈₁Al₁₉和(Fe₈₁Al₁₉)_{99.95}Ce_{0.05}合金样品的TEM形貌与SAED花样。据图可知,在铸态Fe₈₁Al₁₉合金基体中出现了纳米尺寸的第二相。根据[100]和[110]带轴的选区衍射结果,这些纳米尺寸第二相为D0₃相^[49-50,61-63]。由此可知,铸态Fe₈₁Al₁₉合金由A2基体和纳米尺寸的D0₃相两种相组成。添加0.05% Ce元素后,在A2基体上除了纳米尺寸D0₃相外,还出现了更多尺寸更小的第二相。根据[100]带轴的选区衍射结果,超点阵衍射斑点强度更高。结合[112]带轴的选区衍射结果,其满足L6₀相(也被定义为Modified-D0₃相)衍射斑点特征。因此可以推断,在(Fe₈₁Al₁₉)_{99.95}Ce_{0.05}合金中出现了微量Ce元素的固溶,促进了基体中形成了更多纳米尺寸的L6₀相,导致畸变晶格和点阵常数的增大。

3.4 Ce元素对Fe₈₁Al₁₉合金磁性能和磁致伸缩性能的影响

图10为(Fe₈₁Al₁₉)_{100-x}Ce_x(x=0、0.05、0.10、0.20、0.30、0.40)合金的磁致伸缩系数以及磁化曲线。铸态Fe₈₁Al₁₉合金的磁致伸缩系数为81 ppm,在Fe₈₁Al₁₉合金中添加

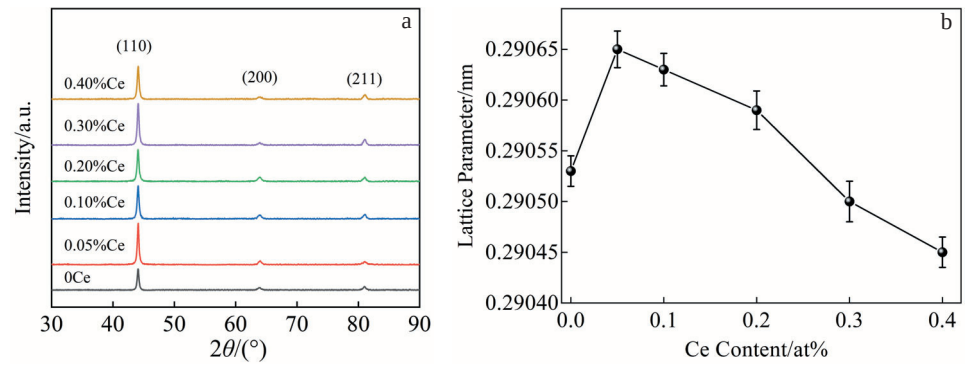


图8 (Fe₈₁Al₁₉)_{100-x}Ce_x(x=0, 0.05, 0.10, 0.20, 0.30, 0.40)合金的XRD图谱和晶格常数

Fig.8 XRD patterns (a) and lattice parameter (b) of (Fe₈₁Al₁₉)_{100-x}Ce_x(x=0, 0.05, 0.10, 0.20, 0.30, 0.40) alloys

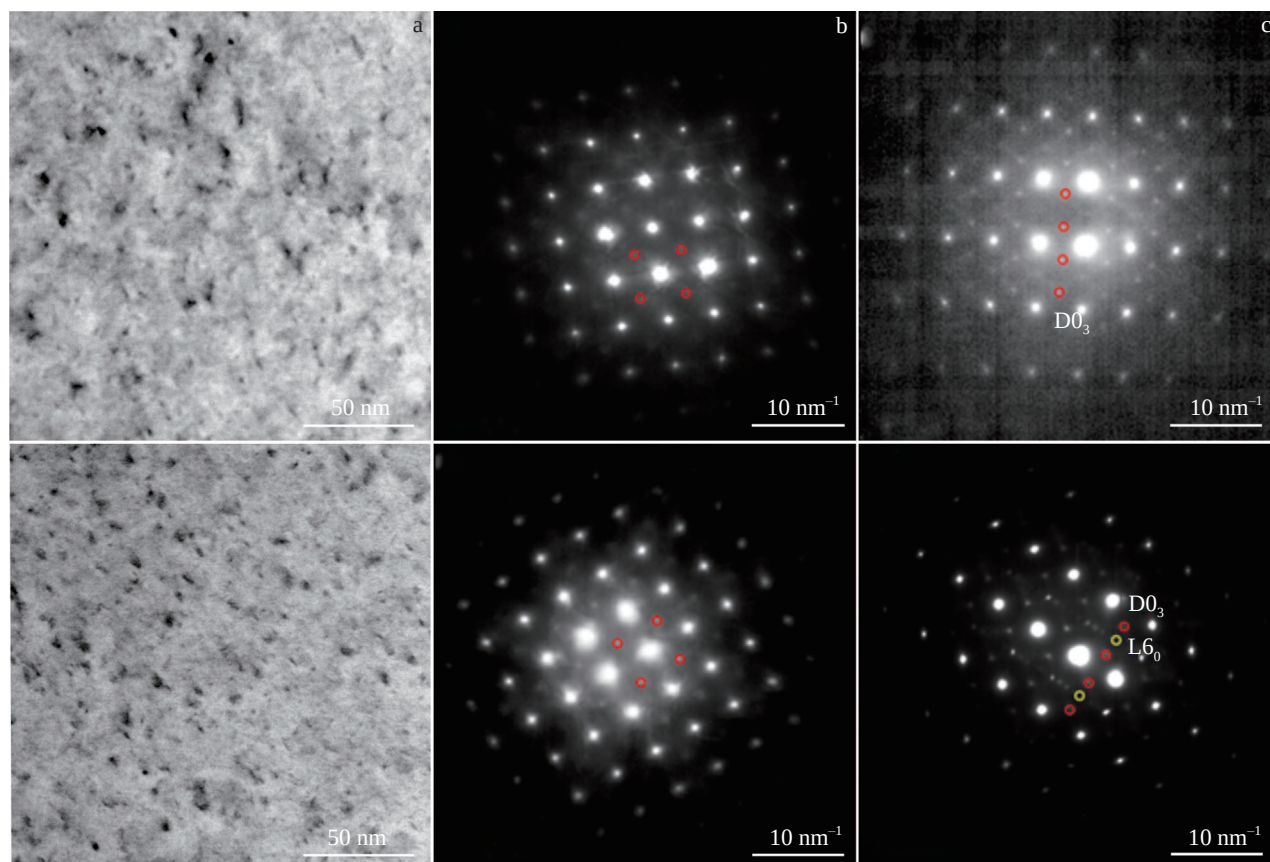


图9 $\text{Fe}_{81}\text{Al}_{19}$ 合金与 $(\text{Fe}_{81}\text{Al}_{19})_{99.95}\text{Ce}_{0.05}$ 合金的TEM明场像和沿 $[100]$ 、 $[110]$ 带轴的选区衍射斑点

Fig.9 Bright field TEM image (a,d) and the selected area electron diffraction patterns with the beam parallel to the $[100]$ (b,e) and $[110]$ (c,f) directions of $\text{Fe}_{81}\text{Al}_{19}$ (a–c) and $(\text{Fe}_{81}\text{Al}_{19})_{99.95}\text{Ce}_{0.05}$ (d–f) alloys

0.05% Ce时,磁致伸缩系数显著提升至153 ppm,提升幅度可达89%。当Ce元素含量提升至0.10%时,磁致伸缩系数达到115 ppm。尽管磁致伸缩系数出现降低,但相对二元合金提升幅度依然可达42%。随着Ce元素添加量进一步提升,磁致伸缩系数出现明显降低,当Ce元素含量超过0.30%时,其磁致伸缩系数低于 $\text{Fe}_{81}\text{Al}_{19}$ 二元合金。因此,微量Ce元素的添加能显著改善铸态 $\text{Fe}_{81}\text{Al}_{19}$ 合金的磁致伸缩性能。本研究0.05% Ce添加的 $\text{Fe}_{81}\text{Al}_{19}$ 的磁致伸缩系数可达153 ppm,不仅明显超过了微量0.2% B添加的铸态多晶Fe-Al合金(80 ppm)^[45],而且超过Tb、Dy等元素添加铸态多晶合金(90~146 ppm)^[51–52,54],甚至超过了添加0.1% Tb元素的定向凝固Fe-Al合金(144 ppm)^[53]。因此,本研究提出在Fe-Al合金中添加微量Ce元素是一种低成本制备大磁致伸缩材料的有效方式。

磁致伸缩系数随着Ce元素含量升高呈现先升高后降低的趋势。该特征与晶格参数随Ce元素添加量的变化规律相同,同时该特征与 η 组织的面积分数随Ce添加量的变化规律也相同。这一现象表明,Ce元素掺杂对Fe-Al合金磁致伸缩的影响机制与Ce元素的固溶和柱状

晶特征密切相关。

结合微观结构和组织特征的分析,在Ce含量为0.05%时磁致伸缩系数的显著提升主要归因于含有有利 η 组织的柱状晶的提高和微量Ce元素固溶导致纳米尺寸 L6_0 相的形成。当Ce含量为0.10%时,有利组织含量有所降低(图7),但依然呈现典型的柱状晶特征(图6c),此时仍有部分Ce元素能够固溶在基体(图8b)。该现象一方面与 η 组织面积分数减少和 α 与 γ 组织面积分数的增加相关,另一方面也与大量富Ce-Al相的形成,导致基体中Ce元素和Al元素的固溶量减少相关。由此可见,添加微量的Ce元素才能明显改善 $\text{Fe}_{81}\text{Al}_{19}$ 合金的磁致伸缩性能,更多Ce含量因取向恶化与固溶Ce元素含量的降低导致磁致伸缩系数的显著降低。

$\text{Fe}_{81}\text{Al}_{19}$ 合金的饱和磁化强度随Ce元素的添加呈现先增大后减小的规律。 $(\text{Fe}_{81}\text{Al}_{19})_{99.95}\text{Ce}_{0.05}$ 合金的初始磁化率达到 $49.03 \text{ A} \cdot \text{m}^2 \cdot \text{kg}^{-1}$,相对 $\text{Fe}_{81}\text{Al}_{19}$ 合金略有提高。当Ce含量提高至0.10%时,初始磁化率降低且低于 $\text{Fe}_{81}\text{Al}_{19}$ 合金。随着Ce含量增加,初始磁化率持续下降。由于Ce的原子磁矩远低于Fe的原子磁矩,微量Ce元素的固溶表现出较大的磁晶体各向异性导致磁化强度降

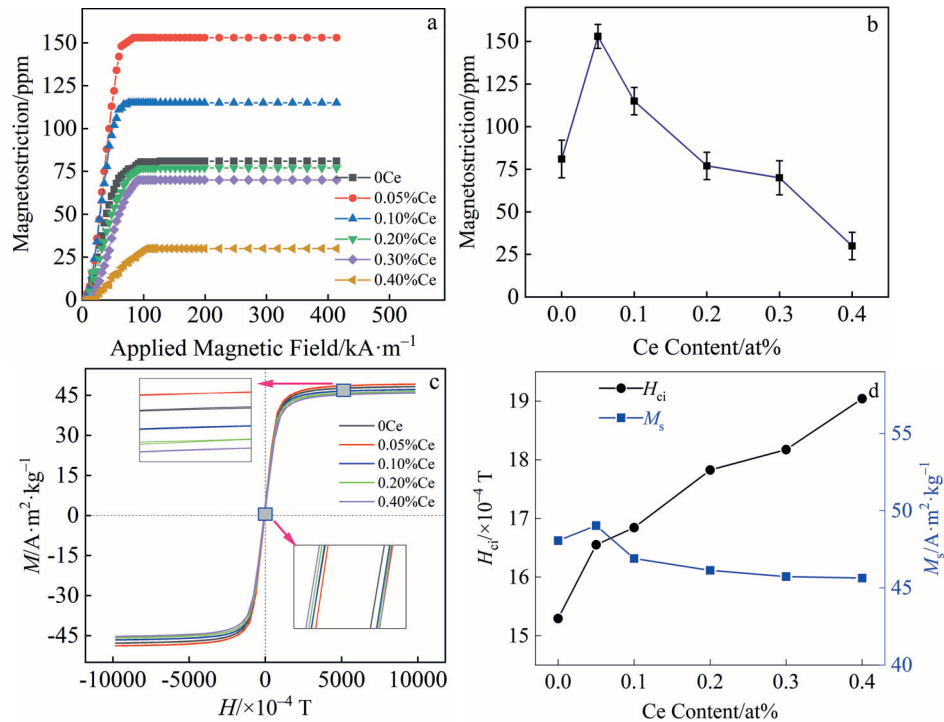


图10 (Fe₈₁Al₁₉)_{100-x}Ce_x系列合金的磁致伸缩系数曲线,饱和磁致伸缩系数与Ce含量的关系曲线,磁滞回线,矫顽力(H_{ci})和饱和磁化强度(M_s)与Ce含量的关系曲线

Fig. 10 Magnetostriction versus applied magnetic field (a), magnetostriction versus Ce content (b), Hysteresis loops (c), and variation curves of coercivity (H_{ci}) and saturation magnetization (M_s) (d) of (Fe₈₁Al₁₉)_{100-x}Ce_x ($x = 0.05, 0.10, 0.20, 0.30, 0.40$) alloys

低。而在Ce含量为0.05%时磁化率的增加可能归因于有利取向的显著提升。同时,矫顽力随着Ce元素掺杂的增加而逐渐增加。矫顽力主要与富RE沉淀物的特性有关,晶界和晶粒内富Ce-Al相数量的增加提高了矫顽力。综合来看,添加0.05% Ce元素的Fe₈₁Al₁₉合金在该系列合金中呈现更为优异的综合性能。

4 结论

1)铸态Fe₈₁Al₁₉合金由A2相的等轴晶组成,Ce含量的添加导致晶粒逐渐细长呈柱状晶特征。当Ce含量超过0.3%时,柱状晶特征减弱。随着Ce元素含量的增加,晶界和晶粒内部区域形成大量富Ce的第二相。其中晶界处主要为富Ce-Al第二相,而在晶内为由Ce-Al包裹富Fe-Ce相的复合第二相。晶界和晶内中更多Ce-Al相的形成需要基体提供更多Al原子。

2)微量Ce元素添加导致有利的 η 结构体积分数显著提升。 η 结构体积分数随着Ce元素添加呈现先升高后降低的趋势,并在0.05%时获得最高面积分数的 η 取向。当Ce含量继续增加时,非 η 结构体积分数逐渐升高。

3)Fe₈₁Al₁₉合金的磁致伸缩系数随着Ce含量升高呈现先升高后降低的趋势。当Ce含量为0.05%时,磁致伸缩系数达到峰值153 ppm,相对二元合金增幅达到89%。磁致伸缩系数以及磁化强度的提升效应归因于微量Ce

元素诱导更细长的柱状晶包含更多准确 η 结构以及微量Ce元素固溶形成更多纳米尺寸L6₀相。在更高Ce含量下磁致伸缩系数与磁化强度的降低归因于有利取向的减少、固溶Ce元素的减少和更多析出相的形成。

参考文献 References

[1] Clark A E, Restorff J B, Wun-Fogle M et al. *IEEE Transactions on Magnetics*[J], 2000, 36(5): 3238

[2] Du J C, Li X F, Jiao P Y et al. *Rare Metal Materials and Engineering*[J], 2024, 53(8): 2144

[3] Wang Qingwei(王庆伟), Zhang Jingjing(张晶晶), Ma Tianyu(马天宇) et al. *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2009, 38(7): 1234

[4] Gong Pei(龚沛), Jiang Liping(江丽萍), Zhao Zengqi(赵增琪) et al. *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2013, 42(10): 2139

[5] Liu J H, Wang Z B, Jiang C B et al. *Journal of Applied Physics*[J], 2010, 108(3): 033913

[6] Li C, Liu J H, Wang Z B et al. *Journal of Magnetism and Magnetic Materials*[J], 2012, 324(6): 1177

[7] Meng C Z, Jiang C B. *Scripta Materialia*[J], 2016, 114(3): 9

[8] Sun M, Li L, Liu C X et al. *Scripta Materialia*[J], 2022, 212: 114552

[9] Sun M, Jiang W B, Ke Y B et al. *Acta Materialia*[J], 2023, 258: 119245

- [10] Zhu J, Peng F L, Fang M L *et al. Chinese Physics B*[J], 2011, 20(5): 057504
- [11] Wu W, Liu J H, Jiang C B *et al. Applied Physics Letters*[J], 2013, 103(26): 262403
- [12] Jin T Y, Wu W, Jiang C B. *Scripta Materialia*[J], 2014, 74(3): 100
- [13] Wu W, Liu J H, Jiang C B. *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2015, 622(2): 379
- [14] Li J H, Gao X X, Zhu J *et al. Scripta Materialia*[J], 2010, 63(2): 246
- [15] Yuan C, Li J H, Zhang W L *et al. Journal of Magnetism and Magnetic Materials*[J], 2015, 374(1): 459
- [16] Na S M, Flatau A B. *Scripta Materialia*[J], 2012, 66(5): 307
- [17] Na S M, Atwater K M, Flatau A B. *Scripta Materialia*[J], 2015, 100(1): 1
- [18] He Z H, Sha Y H, Fu Q *et al. Journal of Applied Physics*[J], 2016, 119(12): 123904
- [19] He Z H, Zhai X Y, Sha Y H *et al. Journal of Magnetism and Magnetic Materials*[J], 2022, 563: 169889
- [20] He Z H, Liu J D, Zhu X F *et al. Journal of Materials Research and Technology*[J], 2023, 22: 1868
- [21] He Z H, Mi C D, Sha Y H *et al. Journal of Alloys and Compounds*[J], 2023, 942: 169108
- [22] He Z H, Zhai X Y, Sha Y H *et al. AIP Advances*[J], 2023, 13(2): 025035
- [23] Zhai X Y, He Z H, Sha Y H *et al. Acta Metallurgica Sinica*[J], 2024, 60(11): 1559
- [24] Qi Q L, Li J H, Mu X *et al. Journal of Materials Science*[J], 2020, 55(5): 2226
- [25] Li J H, Gao X X, Xia T *et al. Scripta Materialia*[J], 2010, 63(1): 28
- [26] Li J H, Gao X X, Zhu J *et al. Chinese Physics B*[J], 2012, 21(8): 087501
- [27] Li J H, Li M M, Mu X *et al. Materials Transactions*[J], 2018, 59(4): 679
- [28] Wang X Y, Li M M, Bian T Z *et al. Smart Materials and Structures*[J], 2024, 33(1): 015024
- [29] Palneedi H, Na S M, Hwang G T *et al. Journal of Alloys and Compounds*[J], 2018, 765: 764
- [30] Annapureddy V, Na S M, Hwang G T *et al. Energy & Environmental Science*[J], 2018, 11(4): 818
- [31] Liu J D, He Z H, Mi C D *et al. AIP Advances*[J], 2024, 14(1): 015339
- [32] Song H, Peddigari M, Kumar A *et al. Journal of Alloys and Compounds*[J], 2020, 834: 155124
- [33] Clark A E, Restorff J B, Wun-Fogle M *et al. Journal of Applied Physics*[J], 2008, 103(7): 07B310
- [34] Srisukhumbowornchai N, Guruswamy S. *Metallurgical and Materials Transactions A*[J], 2004, 35(9): 2963
- [35] Gonzales-Ormeno P G, Petrilli H M, Schon C G. *Scripta Materialia*[J], 2006, 54(7): 1271
- [36] Bobes-Limenes P, Garcia J A, Carrizo J *et al. Sensors and Actuators A: Physical*[J], 2012, 180: 45
- [37] Na S M, Flatau A B. *Journal of Applied Physics*[J], 2014, 115(17): 17A913
- [38] Park J J, Na S M, Flatau A B. *AIP Advances*[J], 2017, 7(5): 056431
- [39] Han Y J, Wang H, Zhang T L *et al. Applied Physics Letters*[J], 2018, 112(8): 082402
- [40] Palacheva V V, Mochugovskiy A G, Chubov D G *et al. Materials Letters*[J], 2022, 310: 131521
- [41] Ikeda O, Ohnuma I, Kainuma R *et al. Intermetallics*[J], 2001, 9(9): 755
- [42] Li X L, Scherf A, Heilmaier M *et al. Journal of Phase Equilibria and Diffusion*[J], 2016, 37(2): 162
- [43] Mehmood N, Turtelli R S, Grossinger R *et al. Journal of Magnetism and Magnetic Materials*[J], 2010, 322(9–12): 1609
- [44] Amon A, Baker A A, Shittu J *et al. Journal of Magnetism and Magnetic Materials*[J], 2023, 586: 171214
- [45] Bormio-Nunes C, dos Santos C T, Dias M B D *et al. Journal of Alloys and Compounds*[J], 2012, 539: 226
- [46] Huang M L, Du Y Z, McQueeney R J *et al. Journal of Applied Physics*[J], 2010, 107(5): 053520
- [47] Ma T Y, Hu S S, Bai G H *et al. Applied Physics Letters*[J], 2015, 106(11): 112401
- [48] He Y K, Jiang C B, Wu W *et al. Acta Materialia*[J], 2016, 109(9): 177
- [49] Zhang Y Q, Gou J M, Yang T Z *et al. Acta Materialia*[J], 2022, 244: 118548
- [50] Mi C D, He Z H, Liu J D *et al. Journal of Materials Research and Technology*[J], 2024, 30: 9572
- [51] Wang R, Tian X, Yao Z Q *et al. Journal of Materials Engineering and Performance*[J], 2022, 32(5): 2273
- [52] Wang R, Tian X, Yao Z Q *et al. Journal of Rare Earths*[J], 2022, 40(3): 451
- [53] Chang H W, Jen S U, Liao Y H *et al. Journal of Alloys and Compounds*[J], 2022, 927: 166894
- [54] Uribe-Chavira J S, Herrera-Pérez G, Santillán-Rodríguez C R *et al. Journal of Rare Earths*[J], 2023, 41(8): 1217
- [55] Wu Y Y, Chen Y J, Meng C Z *et al. Physical Review Materials*[J], 2019, 3(3): 033401
- [56] Wang Longmei(王龙妹), Tan Qingyuan(谭清元), Li Na(李娜) *et al. Journal of the Chinese Society of Rare Earths*(中国稀土学报)[J], 2014, 32(5): 513
- [57] He Z H, Sha Y H, Gao Y K *et al. Journal of Iron and Steel Research International*[J], 2020, 27(11): 1339
- [58] Wang H J, Shao K X, Niu Y H *et al. Metallurgical Research & Technology*[J], 2024, 121(6): 604
- [59] Li G B, Yang Y J, He Z H *et al. Materials*[J], 2025, 18: 401
- [60] Li W J, Zhou L, He Z H *et al. IEEE Transactions on Magnetics*[J], 2024, 60(9): 1
- [61] Zhang C S, Gou J M, Yang J J *et al. Acta Materialia*[J], 2022,

225: 117594

[63] Yan K Y, Xu Y C, Niu J J *et al. Acta Materialia*[J], 2024, 264:[62] Jin T Y, Wang H, Chen Y J *et al. Materials Characterization*[J],

119583

2022, 186: 111780

Effect of Trace Doping Ce Element on Microstructure, Texture and Magnetostrictive Behavior of Polycrystalline Fe₈₁Al₁₉ Alloys

Hao Hongbo^{1,2}, He Zhenghua^{1,3}, Li Weijie^{1,3}, Yang Enshen^{1,3}, Zhou Lei^{1,3}, Liu Jiande^{1,3}, Zhang Haoyu^{1,3}, Zhou Ge^{1,3},
Sha Yuhui⁴, Chen Lijia^{1,3}

(1. School of Materials Science and Engineering, Shenyang University of Technology, Shenyang 110870, China)

(2. State Key Laboratory of Baiyunobo Rare Earth Resource Researches and Comprehensive Utilization, Baotou Research Institute of Rare Earths, Baotou 014030, China)

(3. Shenyang Key Laboratory of Advanced Structural Materials and Applications, Shenyang University of Technology, Shenyang 110870, China)

(4. Key Laboratory for Anisotropy and Texture of Materials, Ministry of Education, Northeastern University, Shenyang 110819, China)

Abstract: Fe-Al alloys exhibit excellent mechanical properties, low cost, and moderate magnetostriction, making it a promising magnetostrictive material. The polycrystalline (Fe₈₁Al₁₉)_{100-x}Ce_x (x=0, 0.05, 0.10, 0.20, 0.30, 0.40, at%) alloys were prepared by arc melting. The effect of trace doping rare earth elements Ce on the microstructure, texture, and magnetostrictive behavior of Fe₈₁Al₁₉ alloys was investigated. Results show that the trace doping of the Ce element transforms the equiaxed crystals into columnar crystals, thus significantly improving the volume fraction of favorable η texture. The columnar crystal characteristics gradually weaken with the increase in Ce content, leading to weakening of η texture and an increase in the volume fraction of α and γ texture. With the increase in Ce content, a large amount of Ce-rich phases form at grain boundaries and within the grains. Among them, the phases at grain boundaries are mainly composed of Ce-Al-rich phases, while the phases within the grains is a composite secondary phase of Ce-Al wrapped around the Fe-Ce-rich phase. The magnetostriction of Fe₈₁Al₁₉ alloy is significantly enhanced by trace doping of Ce element. The peak magnetostriction of 153 ppm is obtained at the Ce element of 0.05at%, with an enhancement of 89% compared to the magnetostriction of a binary alloy. This improvement in magnetostriction is attributed to more columnar crystals containing η textures and the formation of more nanoheterogeneous phases owing to solid solution of trace Ce element.

Key words: Fe-Al alloy; magnetostriction; rare earth elements doping; texture

Corresponding author: He Zhenghua, Ph. D., Associate Professor, School of Materials Science and Engineering, Shenyang University of Technology, Shenyang 110870, P. R. China, Tel: 0086-24-25496301, E-mail: hezh@sut.edu.cn