

Nd(FeTiNb)₁₂N/ α -Fe 纳米复相永磁材料 微观组织与磁性能

张颖隆, 王坤宇, 柳 昆, 李冰蕾, 冯运莉

(华北理工大学 冶金与能源学院, 河北 唐山 063210)

摘 要: 采用真空电弧熔炼和熔体快淬工艺分别制备了化学成分为 Nd(FeTi)₁₂/ α -Fe 与 Nd(FeTiNb)₁₂/ α -Fe 合金薄带, 研究添加 Nb 元素以及不同氮化温度对合金微观组织和磁性能的影响。结果表明: Nb 元素的添加可显著细化晶粒, 同时提高了合金的非晶形成率。合金薄带经过晶化退火与渗氮处理后, 磁性能有明显升高。Nd(FeTiNb)₁₂N/ α -Fe 薄带的磁性能在渗氮温度为 500 °C 时达到最佳, 此时的剩磁(B_r)和矫顽力(H_c)分别为 21.9 A m² kg⁻¹ 和 55 720 A/m。

关键词: NdFe₁₂ 相; 添加元素; 渗氮处理; 微观组织; 磁性能

中图分类号: TM273

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2022)08-3018-07

稀土永磁材料具有高剩磁、高矫顽力和高磁能积的特点而广泛应用在前沿领域, 例如发电机、新能源汽车、计算机与通讯等, 并且在高端先进产品制造以及应用领域中占据主要地位^[1]。其中 Nd₂Fe₁₄B 永磁材料是目前磁性能最好的商用磁体, 磁性能几乎可以媲美理论极限^[2-5]。但是考虑到其优异的磁性能是以添加大量的稀土元素作为保障, 而稀土元素的价格昂贵, 因此在不牺牲磁性能的前提下研发低含量稀土元素的永磁材料成为极具有经济效益的挑战。

为了获得低成本高性能的永磁材料, 目前提出 2 个主要研究方向。其一为研发纳米复相永磁材料。纳米复相永磁材料复合了硬磁相的高矫顽力和软磁相的高饱和磁化强度, 从而表现出高剩磁和高磁能积^[6]。根据 Skomsk 等人^[7]的模型, 在纳米复相永磁材料中, 当软磁相和硬磁相的晶粒尺寸在纳米级, 并且两相均匀分布, 由于交换耦合作用, 理论上纳米复相永磁材料的最大磁能积可以达到 1 MJ/m³。但是纳米复相永磁材料的性能未达到理论值的主要原因是其微观结构的晶粒尺寸难以达到理想纳米级状态。考虑到合金化是金属及合金细化晶粒的有效途径^[8], 有文献指出, 已成功在纳米复相永磁材料中添加 Nb 元素使晶粒细化, 达到提高矫顽力, 改善温度稳定性的研究目的^[9-11]。其二为开发新型稀土永磁材料。北大杨应昌院士通过添加第 3 种元素 M 成功制备出 ThMn₁₂ 型稀土永磁体^[12]。相较于 Nd₂Fe₁₄B 永磁体, 新型 ThMn₁₂ 结构永磁体的

稀土含量低且氮化后具有良好的磁性能, 表现在其内禀磁性与 Nd₂Fe₁₄B 磁体旗鼓相当, 并且具有更高的热稳定性以及抗氧化性^[13-15]。

受以上研究方向的启示, 本工作以 ThMn₁₂ 相为硬磁相, α -Fe 为软磁相为思路制备纳米复相永磁材料。考虑到具有 ThMn₁₂ 结构的 RFe₁₂ 相是亚稳相, 必须添加第 3 种元素 M ($M=Mo, V, Ti, Cr, Si, Al$ 等) 来稳定相结构^[16]。因 Ti 和 Fe 的原子磁矩相近, 所以选择 Ti 作为添加的元素保证相结构稳定性。此外, 非平衡凝固也是 ThMn₁₂ 结构形成的关键^[17]。本实验采用真空电弧熔炼和熔体快淬工艺分别制备 Nd(FeTi)₁₂/ α -Fe 和 Nd(FeTiNb)₁₂/ α -Fe 合金薄带, 研究 Nb 元素、晶化退火和渗氮工艺对纳米复相永磁材料的微观组织和磁性能影响。

1 实验

采用纯度高于 99.9% 的块状 Nb, Nd, Fe 和 Ti 为原料。按照 Nd(FeTi)₁₂/ α -Fe 和 Nd(FeTiNb)₁₂/ α -Fe 的成分进行配比, 使用真空电弧炉制备约 50 g 的合金钮扣锭。熔炼在高纯 Ar 气保护下进行, 同时采用电磁搅拌, 每个铸锭至少反复熔炼 5 次, 以确保成分均匀。用线切割将铸锭切割成小块, 经研磨、超声波清洗和干燥后, 放入直径为 10 mm, 底部有直径为 0.6 mm 喷嘴的石英管中。再将石英管放入甩带机内的感应加热线圈中, 调节试管喷嘴与铜辊的距

收稿日期: 2021-08-31

基金项目: 国家自然科学基金(51974134); 河北省科技重大专项(21281008Z); 河北省高等学校科学技术研究项目(QN2021115)

作者简介: 张颖隆, 男, 1994 年生, 硕士, 华北理工大学冶金与能源学院, 河北 唐山 063210, E-mail: 18031862846@163.com

离约为 3 mm。在高纯 Ar 气的保护下, 将合金再次熔炼, 待合金全部融化后, 喷入 Ar 气, 使熔融态的合金喷射到铜辊表面, 得到厚度约 0.016 mm, 宽度为 2 mm 的合金薄带, 铜辊转速为 30 m/s。将合金薄带密封于充满 Ar 气的石英管中在进行 600 °C 晶化退火处理 5 min 后水冷, 将退火态的薄带封入充满氮气的石英管中, 在 450~550 °C 进行渗氮处理 8 h 后水冷, 以保留永磁体中的 ThMn₁₂ 结构。

使用带有能谱 (EDS) 的 Quanta FEG 650 扫描电子显微镜 (SEM) 对合金进行微观组织观察和成分分析。使用 X 射线衍射仪 (XRD) 分析合金薄带的相组成, 扫描范围 (2θ) 是 25°~60°。使用 Jade 软件对测量的 XRD 曲线进行拟合分析。通过 PPMS-9 全面的物理性能测量系统 (PPMS) 中的振动样品磁力计 (VSM) 检测样品的磁性能。测试灵敏度为 5×10^{-7} emu (5×10^{-10} A m²), 室温下测试的最大磁场为 3 T。

2 结果与讨论

2.1 微观组织

图 1 为 Nd(FeTi)₁₂/α-Fe 铸锭的 SEM 组织和 EDS 元素面扫描。在图 1a 中, 以黑色长条状晶粒为主, 占整体约 70%, 晶粒大小约 20 μm。图 1b, 1c, 1d 分别为 Ti, Nd, Fe 元素的 EDS 面扫描, 结果表明 Ti, Fe 元素在基体中的分布较为均匀, 没有明显的

偏聚现象, 而 Nd 元素主要分布在长条状晶粒之间 (图 1c)。

通过对图中不同位置进行 EDS 定点元素含量分析, 确定铸锭中具体相组成。表 1 为 EDS 对图 1a 中各点元素含量定量分析, 对 a 点分析发现, 黑色长条状晶粒主要由 Fe, Ti 元素组成, 其原子分数比 (at%) Fe:Ti 为 13:1, 因此黑色长条状晶粒为 α-Fe; 对 b, c 点分析发现, 元素分布并不均匀, b 点和 c 点的 Nd:Fe-Ti 比值为 1:12 和 2:17。根据表 1 中的数值, 考虑到 Nd 和 Ti 的浓度比, 这些数值与 Maccari 等人在文献中所报道的相的数值相近^[18]。

在 Nd-Fe 合金中, 2:17 相为稳定相, 1:12 相为亚稳相。通过添加稳定元素 Ti, 获得了稳定的 Nd(FeTi)₁₂ 化合物。此外, Fe 的熔点高于 Nd-Fe 合金的熔点, 因此, α-Fe 相的结晶析出能力高于 Nd-Fe 相的析出能力。在凝固过程中, α-Fe 相始终优先形核, Fe 元素的析出和长大不受限制, 导致 α-Fe 晶粒尺寸较大。

图 2 为 Nd(FeTiNb)₁₂/α-Fe 铸锭的 SEM 组织和 EDS 元素面扫描。在图 2a 中选取 a, b, c 3 点利用 EDS 对元素进行定量分析, 发现 a 点处黑色晶粒为 α-Fe, b, c 点处为 1:12 相和 2:17 相。图 2a 与图 1a 相比, 添加 Nb 元素后, α-Fe 晶粒尺寸明显减小, 成孤岛状, 晶粒尺寸从 20 μm 左右下降到 6 μm 左右。图 2b 为 Nb 元素的分布, 可明显看出发生偏聚, 主要集中在 α-Fe 晶粒中。图 2d, 2e 分别为 Nd, Fe 元素分布, 其分布

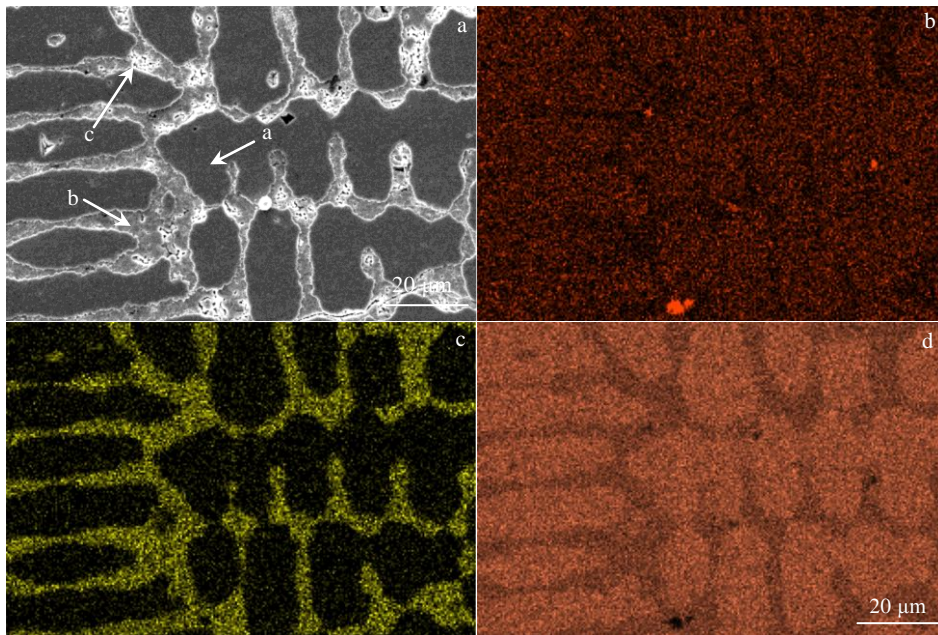


图 1 Nd(FeTi)₁₂/α-Fe 铸锭的 SEM 组织和 Ti、Nd、Fe 元素的 EDS 面扫描

Fig.1 SEM microstructure (a) and EDS element mapping of Ti (b), Nd (c) and Fe (d) of Nd(FeTi)₁₂/α-Fe ingot

表 1 图 1a 中各点元素含量

Point	Nd	Fe	Ti	Composition
a	0.98	92.08	6.94	α -Fe
b	7.20	84.41	8.39	$Nd(FeTi)_{12}$
c	10.01	84.35	5.64	$Nd_2(FeTi)_{17}$

和图 1c, 1d 分布相似, Fe 元素在基体中分布较为均匀, Nd 元素主要分布 α -Fe 晶粒之间。图 2c 为 Ti 元素分布, 与图 1b 相比, 有明显的偏聚现象。表明, Nb 元素可以促进 Fe-Ti 合金的形成。此外, Nb 元素的熔点高达 2468 °C, 远高于 Fe 元素的熔点, 因此在凝固时优先形核, 先形核的 Nb 作为非均质形核的核心, 提高形核率, 从而细化 α -Fe 晶粒。

图 3 为辊速 30 m/s 制备的 $Nd(FeTi)_{12}/\alpha$ -Fe 和 $Nd(FeTiNb)_{12}/\alpha$ -Fe 合金薄带 SEM 形貌和晶粒尺寸分布图。由图 3a 看出, 薄带主要由细小等轴状晶粒和部分枝晶组成, 细小等轴状晶粒附着在枝晶上, 晶粒尺寸差异较大。图 3a1 为其晶粒尺寸分布图, 经统计, 晶粒尺寸多分布在 70~100 nm 之间, 占比为 64.5%, 其平均晶粒尺寸为 87.46 nm。由图 3b 看出, 薄带晶粒形貌为等轴状, 并且晶粒分布更加均匀, 晶粒大小差异较小。由图 3b1 晶粒尺寸分布图看出, 晶粒尺寸多分布在 50~70 nm 之间, 占比为 79.6%, 平均晶粒尺寸为 60.42 nm。与图 3a1 相比, 图 3b1 晶粒尺寸从 87.46 nm 减小到 60.42 nm, 并且分布区间变窄。表明添加

Nb 元素后, 可细化晶粒, 使晶粒分布更加均匀。

2.2 相组成

图 4 为 $Nd(FeTi)_{12}/\alpha$ -Fe 和 $Nd(FeTiNb)_{12}/\alpha$ -Fe 薄带的 XRD 图谱, 在 $Nd(FeTiNb)_{12}/\alpha$ -Fe 薄带中 $NdFe_{12}$ 相的衍射峰强度明显低于 $Nd(FeTi)_{12}/\alpha$ -Fe 薄带。因为熔体快淬法的冷速大, 在 $Nd(FeTi)_{12}/\alpha$ -Fe 中, Fe 元素没有充足的时间以及充足的激活能从主相中结晶析出, 使薄带中 Fe 相含量较少; 而在 $Nd(FeTiNb)_{12}/\alpha$ -Fe 薄带中, Nb 元素与 Fe 元素的键合能较强, 而 Nb 元素的熔点高达 2468 °C, 提高了 Fe-Nb 体系的熔点, 从而降低了 Fe 元素结晶需要的激活能, 使 α -Fe 相有足够的动力形核长大, 提高了薄带中 α -Fe 相的含量。

$Nd(FeTiNb)_{12}/\alpha$ -Fe 薄带的各相峰值明显低于 $Nd(FeTi)_{12}/\alpha$ -Fe 薄带。经拟合分析得出, $Nd(FeTiNb)_{12}/\alpha$ -Fe 薄带的非晶态含量明显高于 $Nd(FeTi)_{12}/\alpha$ -Fe 薄带。因为 Nb 的加入提高了薄带的非晶化率。Nb 的原子尺寸与 Nd 和 Ti 的原子尺寸差异较大, 而且每种成分的混合热值是负的。因此, Nb 的加入导致了 $Nd(FeTi)_{12}/\alpha$ -Fe 薄带的非晶含量的增加, 其衍射峰的宽度增加。非晶晶化是细化晶粒的一种有效方法。因此, 需要进行后续的晶化退火处理。

用差示扫描量热法 (DSC) 测量了在辊速为 30 m/s 时制备的 $Nd(FeTiNb)_{12}/\alpha$ -Fe 薄带的晶化温度, 如图 5 所示, 曲线显示出多个玻璃化转变过程, 分别是 1, 2, 3 位置。这表明, 薄带由 3 种不同的非晶成分组成。593 °C 时为非晶松弛豫放热峰, 在这一阶段, 组成原子吸收能量以调整结构, 系统的自由能下降, 为晶化

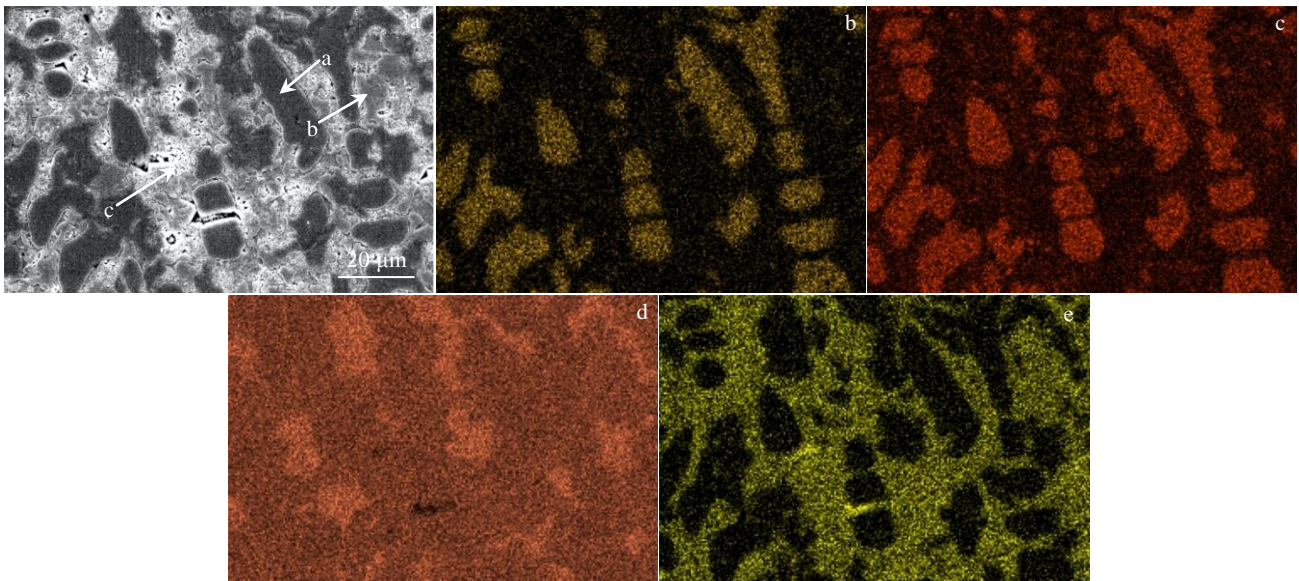


图 2 $Nd(FeTiNb)_{12}/\alpha$ -Fe 铸锭的 SEM 组织和 EDS 元素面扫描

Fig.2 SEM microstructure (a) and EDS element mapping of Nb (b), Ti (c), Nd (d) and Fe (e) of $Nd(FeTiNb)_{12}/\alpha$ -Fe ingot

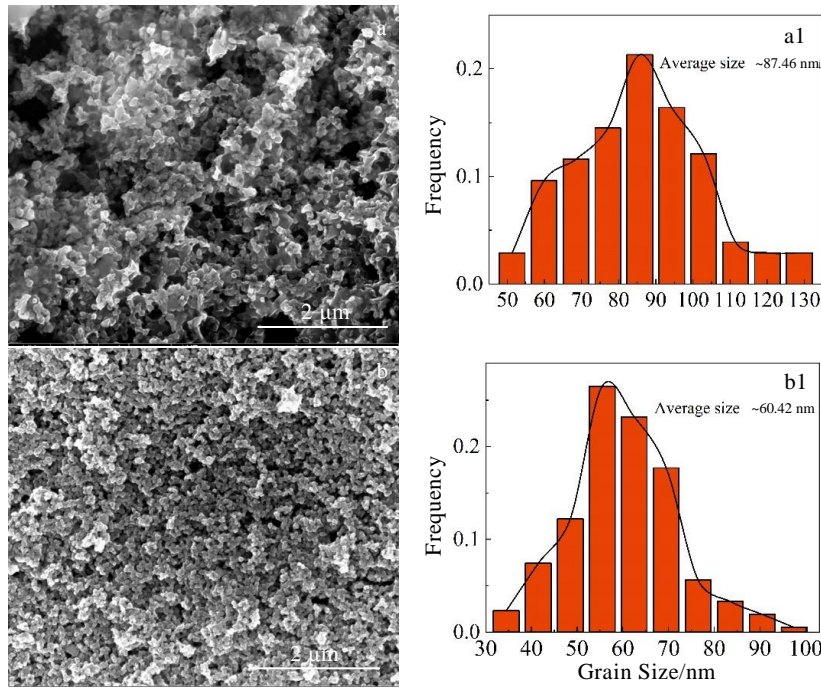


图 3 辊速 30 m/s 制备的 Nd(FeTi)₁₂/α-Fe 和 Nd(FeTiNb)₁₂/α-Fe 薄带 SEM 形貌和晶粒尺寸分布

Fig.3 SEM morphologies (a, b) and grain size distribution (a1, b1) of Nd(FeTi)₁₂/α-Fe (a, a1) and Nd(FeTiNb)₁₂/α-Fe (b, b1) ribbon prepared at a roll speed of 30 m/s

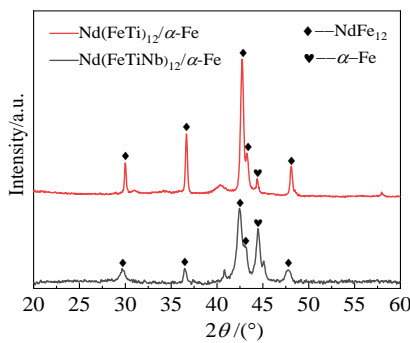


图 4 Nd(FeTi)₁₂/α-Fe 和 Nd(FeTiNb)₁₂/α-Fe 薄带的 XRD 图谱
Fig.4 XRD patterns of Nd(FeTi)₁₂/α-Fe and Nd(FeTiNb)₁₂/α-Fe ribbon

过程做准备。在 601 °C 时观察到 1 个吸热峰, 说明体系吸收了热量, 克服了非晶晶化的能垒开始晶化。只有当体系吸收的能量高于能垒时, 才会发生晶化。601~634 °C 为非晶晶化阶段。形成了以 Nd, Ti, Nb 为溶质的纳米晶 α-Fe 过饱和固溶体。随着温度的进一步升高, 发生固相转变, 原子获得了迁移和扩散的能量。根据最小能量原理, 形成了 Nd(FeTiNb)₁₂ 相。

根据 Nd(FeTiNb)₁₂/α-Fe 薄带的 DSC 结果, 将薄带在 600 °C 下晶化退火 5 min。图 6 为 600 °C 退火温

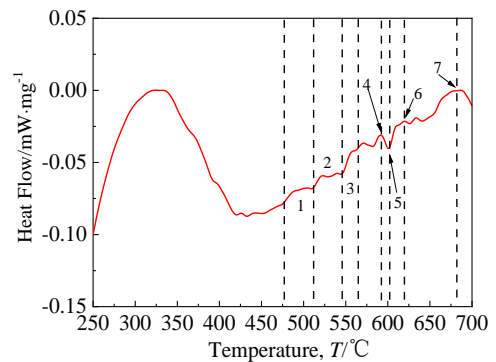


图 5 Nd(FeTiNb)₁₂/α-Fe 薄带的 DSC 曲线
Fig.5 DSC curves of Nd(FeTiNb)₁₂/α-Fe ribbon

度下的 Nd(FeTiNb)₁₂/α-Fe 薄带的 XRD 图谱。与未退火薄带的 XRD 图谱相比, 退火后的薄带峰宽减小, 说明薄带中的非晶含量降低。退火后的 Fe₂Ti 相的衍射峰强度增加, 在晶化过程中, Nb 会促进 Fe₂Ti 的生成, 导致 Fe₂Ti 相的衍射峰强度增加。同时, Ti 是 Nd(FeTiNb)₁₂/α-Fe 合金中的稳定元素, Fe₂Ti 含量增加, 导致 Nd(FeTiNb)₁₂ 的含量减少, 所以退火后薄带的 NdFe₁₂ 相的衍射峰强度降低。据推测 Nd(FeTiNb)₁₂/α-Fe 永磁体中稀土元素质量分数仅为 13%, 相对传统单相永磁体稀土质量分数 19%, 显著降低了制备成本。

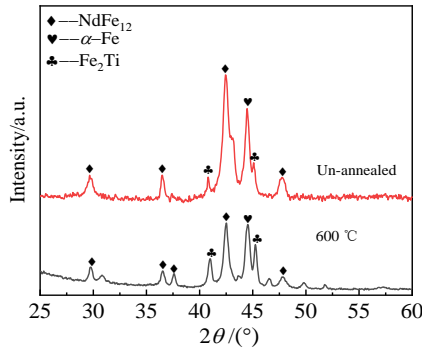


图 6 600 °C退火温度下的 Nd(FeTiNb)₁₂/α-Fe 薄带的 XRD 图谱
Fig.6 XRD patterns of Nd(FeTiNb)₁₂/α-Fe ribbons annealed at temperature of 600 °C

渗氮处理是制备 Nd(FeTiNb)₁₂N/α-Fe 纳米复相永磁材料的关键步骤。经渗氮后的薄带磁性能有着明显提高。为了使氮原子进入 Nd(FeTiNb)₁₂ 相晶格，应控制渗氮温度和时间。由于气固反应发生得很慢，氮原子只有通过自由运动才能进入晶格。因此，应严格控制渗氮温度。为了使氮原子顺利进入 Nd(FeTiNb)₁₂ 相晶格，必须提高氮化温度，使 Nd(FeTiNb)₁₂ 晶格膨胀。但是，在较高的渗氮温度下，Nd(FeTiNb)₁₂N 相发生分解，影响了薄带的磁性能。因此，可选择的渗氮温度范围非常小。

图 7 为不同渗氮温度下制备的 Nd(FeTiNb)₁₂N/α-Fe 薄带的 XRD 图谱。随着氮化温度的升高，α-Fe 衍射峰的强度增加，而 Nd(FeTiNb)₁₂N 峰的强度明显下降。此外，随着氮化温度的升高，Fe₂Ti 衍射峰以及部分 Nd(FeTiNb)₁₂N 衍射峰消失。这说明随着氮化温度的升高，Nd(FeTiNb)₁₂N 相发生了相转变，导致部分取向晶粒消失。与未氮化的相比，在 500 °C 氮化薄带的 XRD 图谱可以看出，氮化后的 Nd(FeTiNb)₁₂N 相峰向左移动。然而，α-Fe 相衍射峰几乎没有偏移。这说明通过氮化工艺加入氮原子后，Nd(FeTiNb)₁₂N 相晶格膨胀。在本实验中，采用了一种简单的氮化方法，不需要对薄带进行破碎和球磨。

表 2 列出了在不同氮化温度下制备的 Nd(FeTiNb)₁₂N/α-Fe 薄带的氧和氮含量。从表 2 中可以看出，随着氮化温度的提高，薄带的氮含量增加。这是因为低温下气固反应很难，氮化不明显。在高氮化温度下，气固反应较容易，同时材料的晶格膨胀，有利于 N 原子的进入。由于过高的氮化温度会使 Nd(FeTiNb)₁₂N 相分解，从而导致薄带的磁性能急剧下降。因此，500 °C 的氮化温度较为适合。

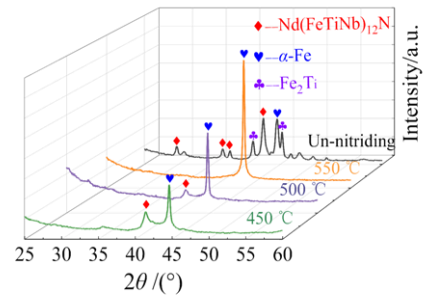


图 7 不同渗氮温度下制备的 Nd(FeTiNb)₁₂N/α-Fe 薄带 XRD 图谱
Fig.7 XRD patterns of Nd(FeTiNb)₁₂N/α-Fe ribbons prepared at different nitriding temperatures

表 2 不同氮化温度下制备的 Nd(FeTiNb)₁₂N/α-Fe 薄带的氧和氮含量

Table 2 Oxygen and nitrogen contents of Nd(FeTiNb)₁₂N/α-Fe ribbons prepared at different nitriding temperatures

Nitriding temperature/°C	Mass/g	Element content/at%	
		O	N
450	0.1066	0.137	1.88
500	0.1077	0.45	3.54
550	0.1285	0.785	4.12

2.3 磁性能

使用振动样品磁强计分别检测了在氮化温度为 450, 500 和 550 °C 下制备的 Nd(FeTiNb)₁₂N/α-Fe 薄带的磁性能。图 8a 显示不同氮化温度下的薄带的磁滞回线。从图中可以看出，所有磁带的磁滞回线都比较平滑，没有出现“蜂腰”或“扭折”。这说明薄带中软硬磁两相耦合良好，薄带中不存在反铁磁相。图 8b 为坐标中心局部放大图，500 °C 时矫顽力最大，随着温度的升高，在 550 °C 时矫顽力显著下降。

图 9 为不同氮化温度对 Nd(FeTiNb)₁₂N/α-Fe 薄带矫顽力和剩磁的影响。图中表明氮化温度为 500 °C 时，薄带的矫顽力 H_{cj} 和剩磁 B_r 分别达到最大值 55 720 A/m 和 21.9 A m² kg⁻¹。随着氮化温度的进一步提高，薄带的剩磁和矫顽力显著下降。Nd(FeTiNb)₁₂N/α-Fe 薄带 550 °C 渗氮后的 XRD 图谱表明，作为硬磁相的 Nd(FeTiNb)₁₂N 相在高温下发生了分解，导致其磁性能降低。

表 3 比较了在以下条件下制备的 Nd(FeTi)₁₂N/α-Fe 和 Nd(FeTiNb)₁₂N/α-Fe 薄带的磁性能：辊速

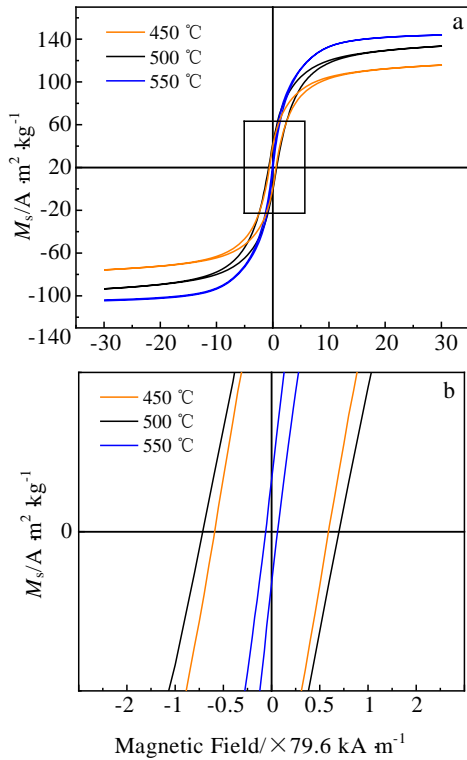


图 8 不同渗氮温度下制备 Nd(FeTiNb)₁₂N/ α -Fe 薄带的磁滞回线和坐标中心局部放大图

Fig.8 Hysteresis lines of Nd(FeTiNb)₁₂N/ α -Fe ribbons prepared at different nitriding temperatures (a) and partial enlargement of the centre of the coordinates (b)

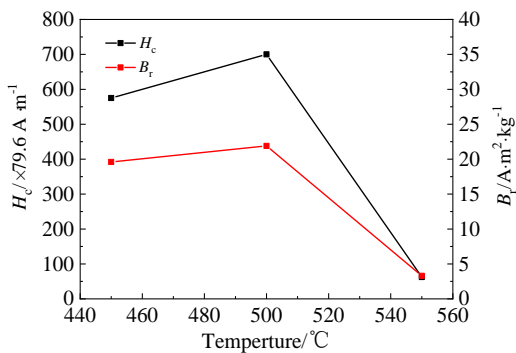


图 9 氮化温度对 Nd(FeTiNb)₁₂N/ α -Fe 薄带矫顽力和剩磁的影响

Fig.9 Effect of nitriding temperature on the coercivity and remanence of Nd(FeTiNb)₁₂N/ α -Fe ribbon

30 m/s, 600 °C 晶化退火 5 min, 500 °C 氮化 8 h。从表中可以看出, 加入 Nb 后, Nd(FeTiNb)₁₂N/ α -Fe 的矫顽力在 Nd(FeTi)₁₂N/ α -Fe 的 2 倍以上, 其剩磁也随着 Nb 元素的加入而有明显增加。在 Nd(FeTiNb)₁₂N/ α -Fe 纳米复相永磁材料中, 硬磁相 Nd(FeTiNb)₁₂N 与

表 3 Nd(FeTi)₁₂N/ α -Fe 薄带和 Nd(FeTiNb)₁₂N/ α -Fe 薄带的磁性能

Table 3 Magnetic properties of Nd(FeTi)₁₂N/ α -Fe and Nd(FeTiNb)₁₂N/ α -Fe ribbons

Ribbon	Coercivity, $H_{c_j}/A \cdot m^{-1}$	Remanence, $B_r/A \cdot m^2 \cdot kg^{-1}$
Nd(FeTi) ₁₂ N/ α -Fe	20 895	12.5
Nd(FeTiNb) ₁₂ N/ α -Fe	55 720	21.9

软磁相 α -Fe 的结晶温度不同, 造成两相不均匀结晶。Nb 元素提高了 α -Fe 的结晶温度, 通过控制冷却速度, 使 α -Fe 相的晶粒大小可控, 从而提高材料磁性能。

3 结论

1) Nb 元素的添加可以有效地减小晶粒尺寸, 合金薄带的晶粒尺寸从 87.46 nm 减小到 60.42 nm, 从而提高磁性能。

2) Nd(FeTiNb)₁₂/ α -Fe 薄带渗氮时, 薄带中的氮含量随渗氮温度的升高而增加。但渗氮温度过高将导致薄带中硬磁相 Nd(FeTiNb)₁₂N 的分解从而降低磁性能。渗氮温度为 500 °C 时性能较好。薄带的 B_r 和 H_{c_j} 分别为 21.9 A $m^2 \cdot kg^{-1}$ 和 55 720 A/m。

3) Nd(FeTiNb)₁₂/ α -Fe 永磁材料中稀土元素质量分数仅为 13%, 显著降低了制备成本。

参考文献 References

[1] Hu Boping(胡伯平), Rao Xiaolei(饶晓雷), Wang Yizhong(王亦忠). *Rare Earth Permanent Magnet Material*(稀土永磁材料)[M]. Beijing: Metallurgical Industry Press, 2016: 3

[2] Wang Kunyu(王坤宇), Feng Yunli(冯运莉), Liu Kun(柳昆). *Materials Review*(材料导报)[J], 2019(S1): 116

[3] Rodewald W, Wall B, Katter M *et al. IEEE Transactions on Magnetics*[J], 2002, 38(5): 2955

[4] Kaneko Y, Kuniyoshi F, Ishigaki N. *Journal of Materials Chemistry*[J], 2006, 408: 1344

[5] Matsuura Y. *ChemInform*[J], 2006, 37(40): 345

[6] Kneller E F, Hawig R. *IEEE Transactions on Magnetics*[J], 1991, 27(4): 3588

[7] Skomski R, Coey J M. *Physical Review B*[J], 1993, 48(21): 15 812

[8] Gao Ruwei(高汝伟), Dai Youyong(代由勇), Chen Wei(陈伟) *et al. Progress in Physics*(物理学进展)[J], 2001, 4(2): 131

[9] Chen Z, Wu Y Q, Kramer M J *et al. Journal of Magnetism & Magnetic Materials*[J], 2004, 268(1-2): 105

[10] Liu Jinyun(刘锦云), Cha Wusheng(查五生), Chen Debo(陈德波) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属

- 材料与工程[J], 2007, 36(11): 1987
- [11] Wang Zhanyong(王占勇), Liu Wenqing(刘文庆), Zhou Bangxin(周邦新) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2007, 36(5): 830
- [12] Yang Yingchang(杨应昌), Cheng Benpei(程本培). *Materials Review*(材料导报)[J], 2001(2): 5
- [13] Yang J B, Cui B, Mao W H *et al. Journal of Magnetism & Magnetic Materials*[J], 1998, 182(1): 131
- [14] Yang Y C, Zhang X D, Kong L S *et al. Solid State Communications*[J], 1991, 78(4): 317
- [15] Saito T, Wang W Q. *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2005, 402(1-2): 242
- [16] Tan G, Liu W, Wang S *et al. Journal of Materials Chemistry*[J], 2013, 40(1): 12 657
- [17] Wang Kunyu(王坤宇), Feng Yunli(冯运莉), Liu Kun(柳 昆). *Rare Metal Material and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2020, 49(8): 2754
- [18] Maccari F, Schäfer L, Radulov I *et al. Acta Materialia*[J], 2019, 180: 15

Microstructure and Magnetic Properties of Nd(FeTiNb)₁₂N/ α -Fe Nanocomposite Permanent Magnetic Materials

Zhang Yinglong, Wang Kunyu, Liu Kun, Li Binglei, Feng Yunli

(College of Metallurgy and Energy, North China University of Science and Technology, Tangshan 063210, China)

Abstract: Thin strips of Nd(FeTi)₁₂/ α -Fe and Nd(FeTiNb)₁₂/ α -Fe alloys were prepared by vacuum arc melting and melt quenching processes to investigate the effects of the addition of Nb elements and different nitriding temperatures on the microstructure and magnetic properties of the alloys. The results show that the addition of Nb elements significantly refines the grain size and increases the amorphous formation rate of the alloy. The magnetic properties of Nd(FeTiNb)₁₂N/ α -Fe strips are significantly increased after crystallisation annealing and nitriding, and the best magnetic properties are achieved at a nitriding temperature of 500 °C, the remanent magnetisation (B_r) and coercivity (H_{cJ}) are 21.9 A m² kg⁻¹ and 55 720 A/m, respectively.

Key words: NdFe₁₂ phase; additive elements; nitriding treatment; microstructure; magnetic properties

Corresponding author: Feng Yunli, Ph. D., Professor, College of Metallurgy and Energy, North China University of Science and Technology, Tangshan 063210, P. R. China, E-mail: tsfengyl@163.com