

# 快淬速度及热处理对 $\text{Nd}_{26}\text{Pr}_3\text{Fe}_{\text{bal}}\text{Co}_4\text{Ga}_{0.42}\text{B}_{0.92}$ 快淬薄带微观结构和磁性的影响

苑子凯, 郭朝晖, 王俊明, 钟雨江, 柳 帅, 朱明刚

(钢铁研究总院 功能材料研究所, 北京 100081)

**摘 要:** 研究了快淬速度 ( $v=15, 20, 25, 30, 35$  m/s) 和热处理对熔体快淬法制备的成分为  $\text{Nd}_{26}\text{Pr}_3\text{Fe}_{\text{bal}}\text{Co}_4\text{Ga}_{0.42}\text{B}_{0.92}$  的快淬薄带的微观结构和磁性能的影响。当  $v<25$  m/s 时, 薄带自由面具有明显的取向,  $c$  轴垂直于薄带表面; 随着快淬速度的提高, 取向度明显降低。提高快淬速度可以细化晶粒, 提升至  $v\geq 25$  m/s 以上时非晶含量明显提升, 当  $v<25$  m/s 时初始磁化曲线表现为一步磁化过程, 退磁曲线的方圆形度较好; 当  $v\geq 25$  m/s 时向两步磁化转变, 退磁曲线出现明显塌腰; 在  $v=25$  m/s 时取得最佳磁性能, 分别为  $B_r=0.80$  T,  $\mu_0H_{c_j}=1.56$  T,  $(BH)_{\text{max}}=108.22$  kJ/m<sup>3</sup>。对快淬薄带进行适当的晶化退火处理后, 快淬带中的非晶含量显著减少, 当  $v\leq 25$  m/s 时快淬薄带的磁性能有所改善; 当  $v>25$  m/s 时退磁曲线塌腰消失, 矫顽力大幅提升, 方圆形度明显改善; 当  $v=35$  m/s 时制备的快淬薄带取得最高矫顽力,  $\mu_0H_{c_j}=2.10$  T;  $v=30$  m/s 时取得最佳磁性能, 分别为  $B_r=0.91$  T,  $\mu_0H_{c_j}=1.82$  T,  $(BH)_{\text{max}}=141.65$  kJ/m<sup>3</sup>。快淬薄带形貌沿厚度方向变化, 热处理前其贴辊面一侧以非晶及细晶为主, 自由面晶粒较大; 热处理后贴辊面一侧的非晶含量显著减少。

**关键词:** 快淬速度; 热处理; 磁性能; 相组成; 微观结构

中图分类号: TM273

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2022)06-2273-07

钕铁硼磁体是 20 世纪 80 年代发展的第 3 代永磁材料, 广泛应用于风力发电机、电动(混动)汽车、航空航天、医疗等行业<sup>[1-4]</sup>。制备钕铁硼永磁体主要有烧结、粘接和热压/热变形 3 种方法, 其中, 粘接法和热压/热变形法通常采用以熔体快淬法制备的快淬磁粉作为前驱体, 以实现高效率、高精度的近终成型的生产, 快淬磁粉的成分、组织和性能会显著影响后续磁体的制备和性能<sup>[5-8]</sup>。

采用热压/热变形法制备的磁体具备晶粒排列整齐、取向度高、磁性能优异、耐腐蚀性好等优点, 受到了广泛关注<sup>[9-14]</sup>, 但其内部通常可以观测到随条带排列的、周期性出现的粗大晶粒, 这些粗大晶粒不仅阻碍变形, 还会恶化磁性能。粗大晶粒的产生和消除成为目前研究的热点<sup>[15-17]</sup>。前期研究证明, 热压/热变形工艺中部分晶粒在较高温度的驱动下易进一步长大成为粗晶; 通过缩短高温变形时间、添加高熔点金属如 Nb、掺杂高熔点成分如 WC、BN 等方法可以有效减少热变形磁体中周期性出现的粗大晶粒<sup>[18-21]</sup>。粗大晶粒的产生与快淬带的界面有着很强的关联性<sup>[8,17]</sup>。均匀快淬带组织结构和改善快淬带界面对进一步提升

热压/热变形磁体性能有极大意义<sup>[22,23]</sup>。本工作的研究目的是探索快淬速度对磁体微观组织的影响, 研究最佳热处理温度以制备组织均匀的快淬薄带, 改善快淬带界面, 为制备高性能磁体奠定基础。

## 1 实 验

使用电弧熔炼制备名义成分为  $\text{Nd}_{26}\text{Pr}_3\text{Fe}_{\text{bal}}\text{Co}_4\text{Ga}_{0.42}\text{B}_{0.92}$  的合金铸锭, 将合金铸锭机械破碎为大小合适的铸锭后放入底部开口的石英坩埚中, 通入高纯氩气使得石英坩埚中与炉腔产生一定压差, 加热铸锭至完全熔化并在内外压差的作用下喷射到不同转速(快淬速度  $v=15, 20, 25, 30, 35$  m/s)的辊轮上制得快淬合金, 而后对样品进行晶化退火(600~750 °C)处理。采用 Rigaku Smartlab 型 X 射线衍射仪对样品进行物相分析表征; 采用 Quantum Design 公司的综合物性测量系统 (PPMS) 进行磁性能测量, 测试时薄带长度方向沿磁场方向以消除自退磁场的影响; 采用 STA449F3 型 DSC 获取相转变信息; 采用 JEOL JSM 7100F 型扫描电镜和 FEI Tecnai G2 F20 型透射电镜对磁体的微观形貌进行分析。

收稿日期: 2021-06-15

基金项目: 国家自然科学基金(51771055); 宁波市科技创新 2025 重大专项(2019B10093)

作者简介: 苑子凯, 男, 1996 年生, 硕士生, 钢铁研究总院功能材料研究所, 北京 100081, 电话: 010-62185125, E-mail: zikaiyuan@foxmail.com

## 2 结果与讨论

### 2.1 辊速对快淬薄带磁性能及微观组织影响

图 1a 和图 1b 分别为不同快淬速率 ( $v=15, 20, 25, 30, 35$  m/s) 制备的快淬薄带的初始磁化曲线和磁滞回线, 其磁性能见表 1。可以看出, 最佳磁性能在  $v=25$  m/s 取得:  $B_r=0.80$  T,  $\mu_0 H_{cj}/T=1.56$  T,  $(BH)_{max}=108.22$  kJ/m<sup>3</sup>。从图 1a 中可见, 当  $v<25$  m/s 时, 初始磁化曲线在一开始几乎重合, 表现为相似的一步磁化过程; 当  $v\geq 25$  m/s 后, 由于非晶相比比例升高, 在外加磁场  $\mu_0 H$  超过 0.8 T 时磁化率迅速增大, 直至接近饱和。这说明随着快淬速度的变化, 快淬薄带的矫顽力机制发生变化。矫顽力机制与晶粒大小密切相关<sup>[24]</sup>: 在  $v<25$  m/s 时,

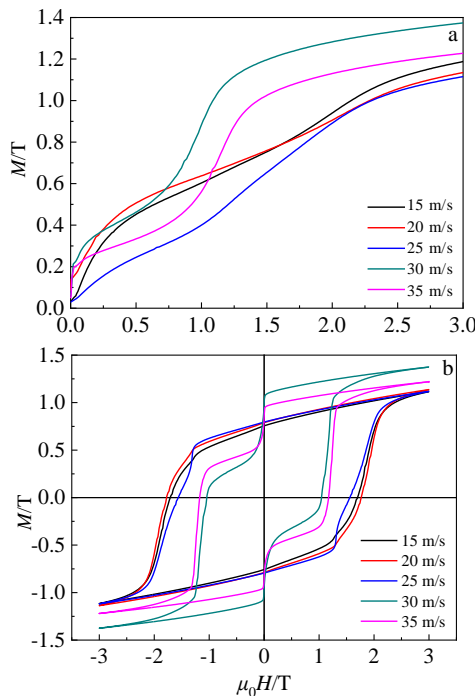


图 1 不同快淬速度下的薄带初始磁化曲线和磁滞回线

Fig.1 Magnetic properties of ribbons prepared at different melt-spinning speeds: (a) initial magnetization curves and (b) hysteresis loops

表 1 不同快淬速度制备快淬薄带磁性能

Table 1 Magnetic properties of ribbons prepared at different melt-spinning speeds

Melt-spinning speed/m s <sup>-1</sup>	$B_r/T$	$\mu_0 H_{cj}/T$	$(BH)_{max}/kJ \cdot m^{-3}$
15	0.76	1.71	93.11
20	0.79	1.77	102.65
25	0.80	1.56	108.22
30	0.97	1.17	41.38
35	0.84	1.14	47.75

由于熔液过冷度较小, 晶粒较大, 表现出相似的一步磁化特征, 矫顽力机制以形核为主; 而当  $v\geq 25$  m/s 后, 由于熔液过冷度提升, 晶粒细化, 表现出钉扎效应; 软磁性的非晶组织增加, 快淬带在较小场下快速磁化。从图 1b 所展示的磁滞回线中可以看出,  $v<25$  m/s 时, 快淬带磁性能较为接近, 随着快淬速度的提升综合磁性能和方形度略微提升; 当  $v\geq 25$  m/s 时, 快淬带出现明显的塌腰现象, 磁性能急剧恶化, 且磁矩在磁场方向转变时发生突变, 较高的饱和磁化强度可能是由于在更高的过冷度下, 快淬带中产生了一些高饱和磁化强度的软磁性非晶组织; 非晶组织含量的提升同样导致了磁滞回线中的塌腰现象。当  $v=25$  m/s 时制备的快淬带具备最佳的综合磁性能, 快淬速度过慢时, 由于过冷度低, 晶粒较大且尺寸分布不均匀, 晶粒之间取向混乱, 磁性能较差; 而当快淬速度过高时, 快淬薄带的晶体尺寸虽然会继续减小, 但是非晶成分增多, 造成了综合磁性能的降低。

图 2 为不同薄带的 DSC 曲线。可见, 快淬带的居里温度集中在 353~355 °C 范围内, 说明快淬带中铁磁性相为相同的 Nd<sub>2</sub>Fe<sub>14</sub>B 相, 但是居里温度对应的峰强随着快淬速度的增加而降低, 说明 Nd<sub>2</sub>Fe<sub>14</sub>B 主相占比下降; 当  $v\geq 25$  m/s 时, 在较高温度下有明显的结晶放热峰出现,  $v=30$  m/s 的结晶峰为 560 °C,  $v=35$  m/s 的结晶峰为 564 °C, 且  $v=35$  m/s 制备的快淬带结晶峰强度明显高于  $v=30$  m/s, 这说明随着快淬速度的提高, 非晶成分比例升高。

图 3a、3b 分别为不同快淬速度下得到快淬薄带贴辊面和自由面的 XRD 图谱。从图中可以看出, 当  $v<25$  m/s 时, 快淬薄带的衍射峰峰强很高, 只有少许代表非晶组织的馒头峰, 说明此时的快淬薄带结晶程度较高, 主要由晶态相组成; 当  $v\geq 25$  m/s 时, 衍射峰开始

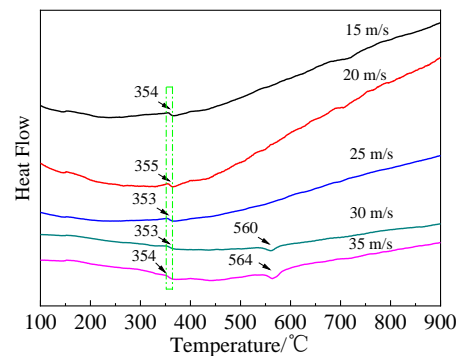


图 2 不同快淬薄带的 DSC 曲线

Fig.2 DSC curves of ribbons prepared at different melt-spinning speeds

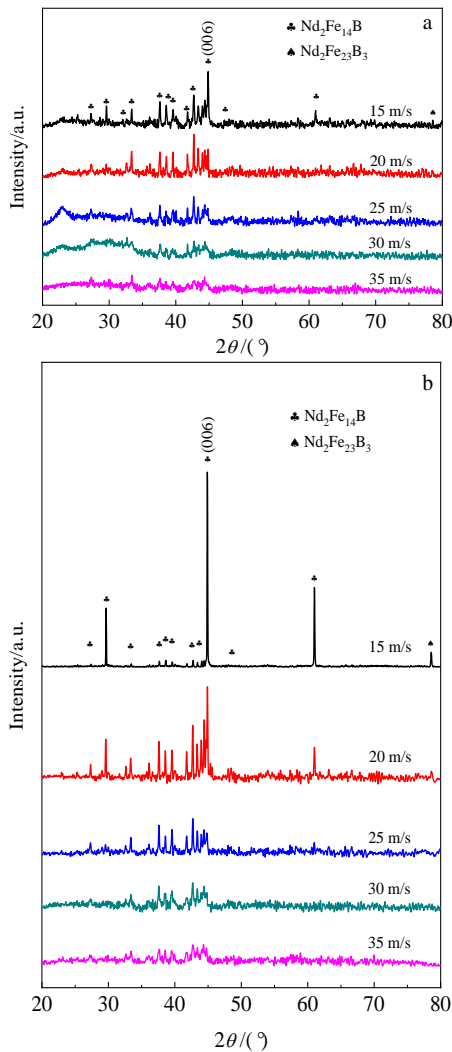


图 3 不同快淬速度 NdFeB 快淬带的 XRD 图谱

Fig.3 XRD patterns of NdFeB ribbons prepared at different melt-spinning speeds: (a) wheel side and (b) free side

变矮变宽, 强度明显降低, 馒头峰随着快淬速度的提高愈加明显, 这说明当  $v > 25$  m/s 时, 快淬带上的晶态相减少, 非晶组织增加, 晶态相的晶粒逐渐细化; 同时, 对比两面的 XRD 数据, 可以明显发现, 自由面的峰强普遍较高, 非晶组织的馒头峰较弱, 说明其结晶度更高。自由面更窄的半高宽代表自由面晶粒更大。此外, 当  $v < 25$  m/s 时, 快淬带的 (006) 峰强随着快淬速度的降低而增强, 在较低快淬速度下  $\text{Nd}_2\text{Fe}_{14}\text{B}$  相产生垂直于快淬带长度方向的取向,  $\text{SmCo}_5$  快淬带也有类似现象, 但  $\text{SmCo}_5$  快淬带 (001) 峰强平行于快淬带的长度方向<sup>[25]</sup>, 且自由面的取向显著高于贴辊面。快淬薄带的结晶过程中, 其两面呈现出不同的结晶形貌。熔融金属液的过冷度从贴辊面至自由面沿厚度方向逐渐降低, 晶粒开始逐渐长大且伴随取向化, 表现为贴辊面一侧呈现出非晶化和细晶化的趋势, 自由面的一侧过冷度相对较低, 晶粒得以长大。

图 4 分别为不同快淬速度制备的快淬薄带的 TEM 照片, 图中红色框选了明显的三角晶界。图中的快淬带平均晶粒大小分别为 1603、847、199、61 和 52 nm。随着快淬速度的降低, 平均粒径迅速增大, 且晶粒尺寸分布范围大。相对而言, 快淬速度越高, 晶粒越细小且分布越均匀。当  $v < 25$  m/s 快淬薄带中较为明显的晶界相和较厚的晶界具有更好的去静磁耦合作用, 故而其具有更高的矫顽力。

## 2.2 热处理对快淬薄带磁性能和微观组织的影响

冷却环境的不同造成了贴辊面与自由面的形貌差异。为了减少非晶相, 均匀化内部组织, 对快淬薄带进行了晶化退火。适当的晶化退火温度和退火时长可以提高快淬薄带的晶化程度, 均匀化快淬带的微观组织, 从而有效提升快淬薄带的综合磁性能<sup>[26]</sup>。快淬带最佳退火温度区间大致位于  $600 \sim 720$  °C, 升温速率、保温时间和热处理温度都会极大地影响试验结果<sup>[27]</sup>; 为尽量减小升温速率给试验结果带来的影响, 在炉腔升温至设定温度后再对样品进行加热 10 min, 而后水淬降温。最佳热处理温度 ( $T_0$ ) 及其对应的最佳磁性能如表 2 所示, 其起始磁化曲线与磁滞回线见图 5。

从表 2 中可见,  $v = 30$  m/s 时取得最佳磁性能:  $B_r = 0.91$  T,  $\mu_0 H_{cj} = 1.82$  T,  $(BH)_{\max} = 141.65$  kJ/m<sup>3</sup>;  $v = 35$  m/s 时获得最高矫顽力:  $\mu_0 H_{cj} = 2.1$  T。快淬速度不同, 最佳退火温度  $T_0$  也不同, 大致上  $T_0$  随着快淬速度的增大而提升。根据 Zhang<sup>[28]</sup>等人的研究, 热处理温度在  $630 \sim 650$  °C 附近时, 快淬带中亚稳相  $\text{Nd}_2\text{Fe}_{23}\text{B}_3$  开始分解为  $\text{Nd}_2\text{Fe}_{14}\text{B}$  主相; 超过  $650$  °C 之后,  $\text{Nd}_2\text{Fe}_{14}\text{B}$  才开始从非晶组织中析出。当  $v \leq 25$  m/s 时快淬薄带晶化程度高且含有一定量的  $\text{Nd}_2\text{Fe}_{23}\text{B}_3$  相, 故而在  $630$  °C 热处理后获取了最佳的磁性能; 当  $v > 25$  m/s 时, 快淬薄带的非晶含量显著升高且随着快淬速度的提高而升高, 故而其  $T_0$  更高。这种相转变直接影响快淬薄带的磁性能, 如图 5 所示, 表现为  $v \leq 25$  m/s 的快淬薄带性能略微提升, 而  $v > 25$  m/s 制备的快淬带磁性能提升明显。热处理后, 高饱和磁化强度的软磁性非晶组织结晶, 故而  $v > 25$  m/s 制备的快淬薄带饱和磁化强度下降明显。热处理后  $v \leq 25$  m/s 制备的快淬带方形度恶化, 而当  $v > 25$  m/s 快淬薄带的方形度在退火之后提升, 塌腰现象消失, 这说明热处理后,  $v \leq 25$  m/s 制备的快淬带中晶粒粗化明显, 加剧了内部组织的不均匀; 而  $v > 25$  m/s 中的内部组织得到了不同程度的改善。

快淬速度  $v = 30, 35$  m/s 下经过热处理后快淬带的 XRD 图谱如图 6 所示。可见, 经过热处理后非晶馒头峰的强度明显降低,  $\text{Nd}_2\text{Fe}_{14}\text{B}$  特征峰收窄且强度升高。说明在热处理之后, 快淬带内非晶组织减少, 晶粒长大, 这是退火后磁性能变好的重要原因; 除了  $\text{Nd}_2\text{Fe}_{14}\text{B}$

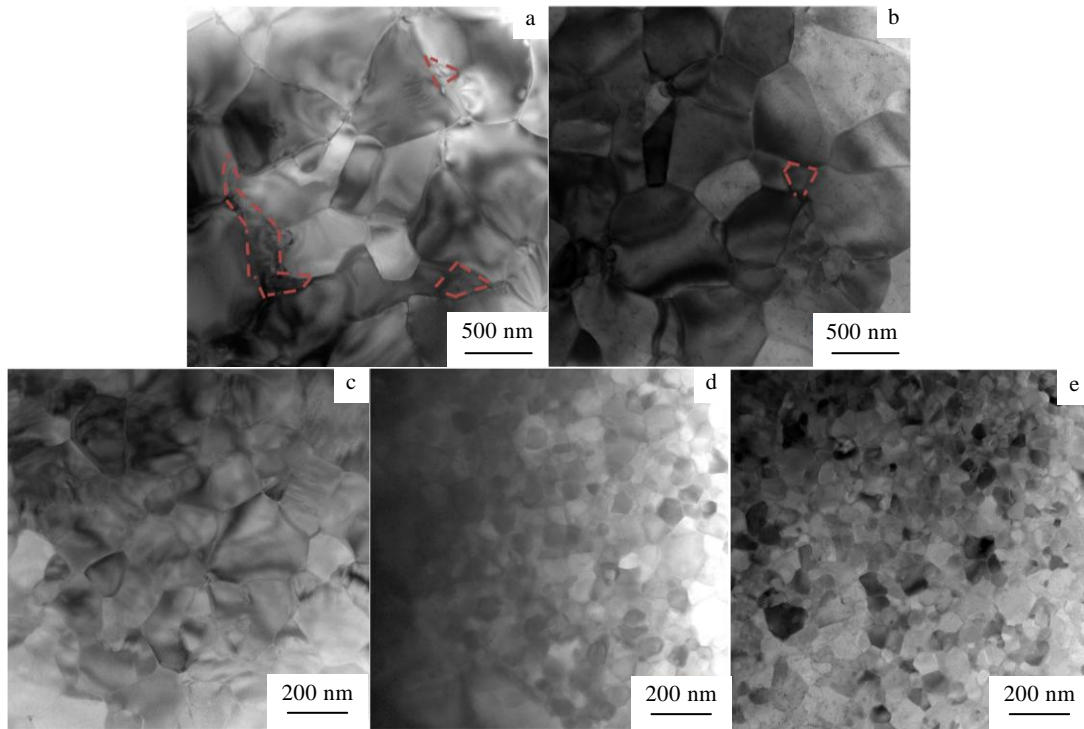


图 4 不同快淬速度快淬薄带长度方向 TEM 照片

Fig.4 TEM images of the length direction of ribbons prepared at different melt-spinning speeds: (a) 15 m/s, (b) 20 m/s, (c) 25 m/s, (d) 30 m/s, and (e) 35 m/s

主相之外,  $v=30$  m/s 时制得快淬薄带出现了  $Fe_7Nd$  相: 该相常见于快淬带真空热处理中, 是一种亚稳硬磁相<sup>[29-31]</sup>; 相较于热处理前,  $v=30$  m/s 制备的快淬带两面 XRD 数据更为接近, 说明适当的热处理使快淬速度较高的快淬带内部组织变均匀, 这一点也在图 7 的厚度方向 SEM 分析中可见, 这也是其方形度和磁性能相较于未热处理前明显提升的原因。此外, 当  $v=35$  m/s 时制备的快淬带两面 XRD 数据也较为相近, 说明其内部组织在热处理之后也均匀化, 故而其磁性能也有大幅改善; 其矫顽力提升可能与非晶成分含量最高有关:

表 2 快淬薄带最佳热处理温度及其磁性能

Table 2 Optimum heat treatment temperature and magnetic properties of ribbons after heat treatment

Melt-spinning speed/ $m\ s^{-1}$	$T_o/^\circ C$	$B_r/T$	$\mu_0 H_{cj}/T$	$(BH)_{max}/kJ\cdot m^{-3}$
15	630	0.90	1.89	124.27
20	630	0.86	1.92	103.98
25	660	0.91	1.70	138.46
30	690	0.91	1.82	141.65
35	720	0.73	2.10	96.11

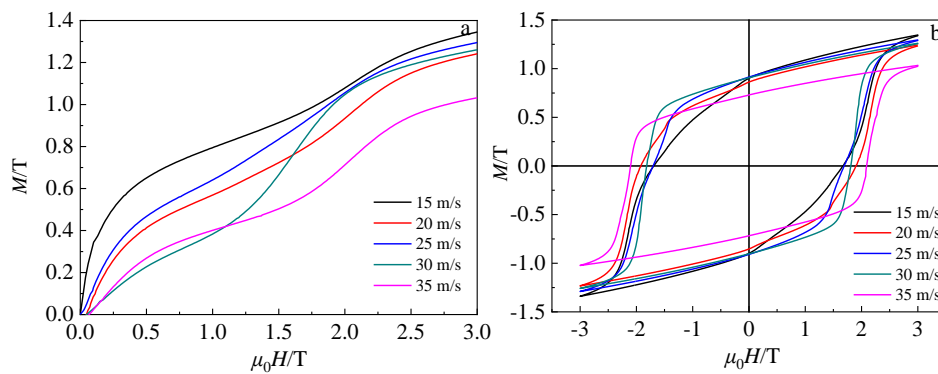


图 5 热处理后不同快淬速度薄带的磁性能

Fig.5 Magnetic properties of ribbons after heat treatment: (a) initial magnetization curves and (b) hysteresis loops

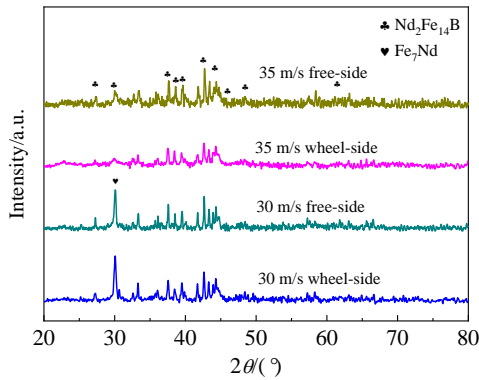


图 6 热处理后 NdFeB 快淬带的 XRD 图谱  
Fig.6 XRD patterns of ribbons after heat treatment

根据 Tang<sup>[32]</sup>等人的研究发现，非晶制备的磁体晶界相中存在更高的稀土含量，故其矫顽力最高。

为了验证热处理对快淬带整体微观结构的改善，对  $v=30$  m/s 的快淬薄带厚度方向进行了 SEM 扫描，如图 7 所示。可见，快淬带自由面一侧有着明显的分层结晶晶粒，贴辊面一侧则呈现出非晶化和细晶化的趋势。对断面进行了 EDS 面扫描，未发现有明显的元素偏析，这说明快淬薄带厚度方向的微观形貌差异是由于两侧的结晶环境差异造成的。贴辊面一侧在较大过冷度下产生了更多的非晶<sup>[33,34]</sup>，随着厚度的增加，过冷度逐渐降低，晶粒较大且产生取向。经过晶化退火之后，快淬薄带的非晶成分消失，且晶粒长大。

为了探索热处理后  $v=30$  m/s 快淬带中的相耦合状态，测量并计算了 30 m/s 制备的快淬带的  $\delta m$  曲线，

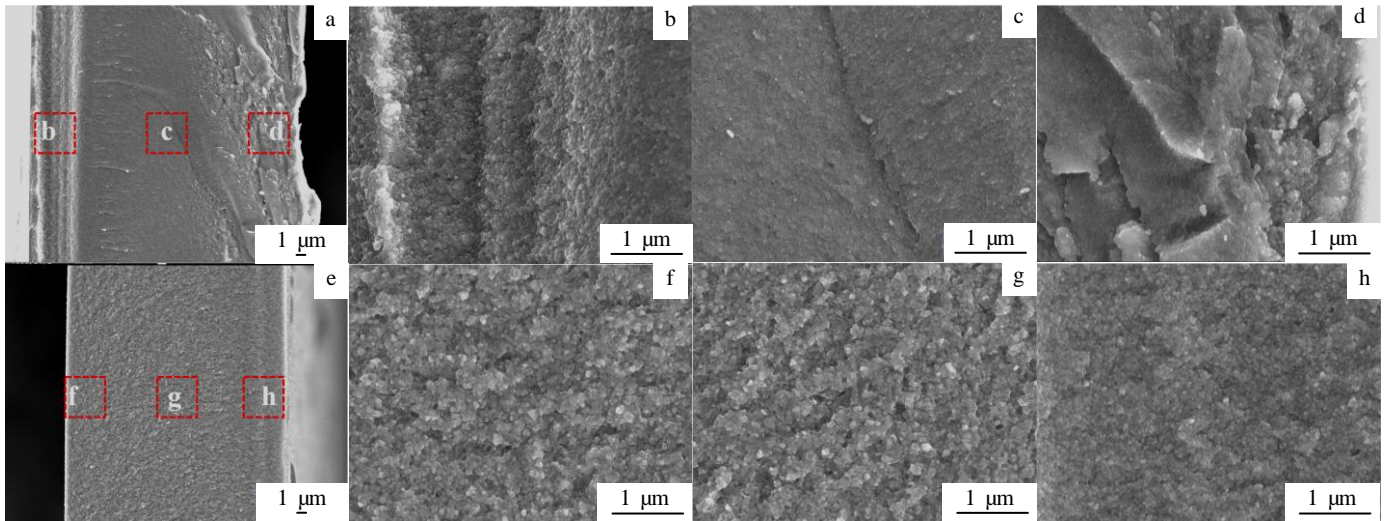


图 7 热处理前后的  $v=30$  m/s 的快淬薄带厚度方向 SEM 照片

Fig.7 SEM images of the thickness direction of ribbons prepared at  $v=30$  m/s before and after heat treatment: (a) as-spun; (e) annealed; local magnification of the area marked in Fig.7a (b~d) and Fig.7e (f~h)

其计算方程可用公式 (1)<sup>[35, 36]</sup>来表示：

$$\delta m = [M_d(H) - M_r(H)] + 2M_r(H)/M_r(\infty) \quad (1)$$

$\delta m$  曲线常用来检验磁体中晶粒之间的耦合作用，由回复曲线计算测得，若为负值，则说明晶粒间以静磁耦合为主；若为正值，做说明晶粒间以交换耦合为主。式(1)中，对热退磁样品进沿某一方向施加逐步增大的磁场直至饱和，记录每个场的剩磁  $M_r(H)$ ；而后对其施加反向磁场直至反向饱和，记录每个场的剩磁  $M_d(H)$ ， $M_d(\infty)$ 为饱和磁化剩磁。由图 8 可见其仅有 1 个较高的正向峰，其峰值出现在矫顽力附近，说明其晶粒间相互作用以交换耦合作用为主。根据交换耦合作用理论<sup>[37,38]</sup>，晶间交换耦合长度大致为 4.2 nm，当

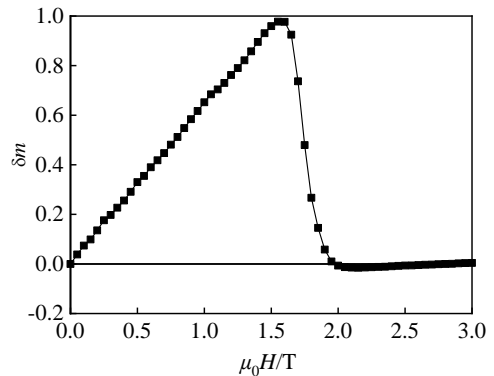


图 8 快淬速度 30 m/s 薄带的  $\delta m$  曲线

Fig.8  $\delta m$  curves of annealed ribbons prepared at melt-spinning speed of 30 m/s

晶粒尺寸小于交换耦合长度时,晶粒之间可以完全耦合;当晶粒尺寸大于交换耦合长度时,晶粒之间只能部分耦合;较高的正向峰说明  $\text{Fe}_7\text{Nd}$  与  $\text{Nd}_2\text{Fe}_{14}\text{B}$  耦合较好,这也是其综合磁性能较好的原因。

### 3 结 论

1) 快淬薄带取向随着快淬速度变化而变化。当快淬速度  $v < 25 \text{ m/s}$  时,在垂直于快淬带表面方向有着明显取向,靠近自由面一侧的取向更显著;当  $v \geq 25 \text{ m/s}$  时,取向度降低。

2) 提高快淬速度可以细化晶粒。 $v \geq 25 \text{ m/s}$  时非晶含量明显提升;快淬薄带晶粒大小沿厚度方向逐渐变化,贴辊面由细晶和非晶组成,自由面晶粒尺寸普遍较大。经过热处理后,非晶成分显著减少,晶粒长大明显。

3) 快淬速度和热处理会显著影响磁性。当  $v < 25 \text{ m/s}$  时,快淬薄带的磁性呈现一步磁化,曲线方形度较好;当  $v \geq 25 \text{ m/s}$ ,快淬薄带逐渐向两步磁化转变,且出现明显的塌腰。 $v = 25 \text{ m/s}$  时取得最佳磁性能,  $B_r = 0.80 \text{ T}$ ,  $\mu_0 H_{cj} = 1.56 \text{ T}$ ,  $(BH)_{\max} = 108.22 \text{ kJ/m}^3$ ; 经过适当热处理后,快淬带的性能普遍改善,  $v > 25 \text{ m/s}$  的快淬带方形度改善显著,塌腰现象消失;其中,  $v = 30 \text{ m/s}$  时取得了最佳的磁性能,  $B_r = 0.91 \text{ T}$ ,  $\mu_0 H_{cj} = 1.82 \text{ T}$ ,  $(BH)_{\max} = 141.65 \text{ kJ/m}^3$ ,且取得了较为均匀的内部结构;  $v = 35 \text{ m/s}$  获得了最高的矫顽力,其  $\mu_0 H_{cj} = 2.10 \text{ T}$ 。

#### 参考文献 References

- [1] Hono K, Sepehri-Amin H. *Scripta Materialia*[J], 2012, 67(6): 530
- [2] Pan Jianfeng(潘建峰), Wang Hongyu(王洪宇), Zhang Yong(张勇). *Journal of the Chinese Society of Rare Earths* (中国稀土学报)[J], 2018, 36(1): 61
- [3] Zhu Xiaoyu(朱晓宇), Liu Tao(刘涛), Wang Lei(王磊) *et al.* *Journal of the Chinese Society of Rare Earths*(中国稀土学报)[J], 2020, 38(6): 9
- [4] Ji Liqiang(吉力强), Chen Mingxi(陈明昕), Gu Hu(顾虎) *et al.* *Journal of the Chinese Society of Rare Earths*(中国稀土学报)[J], 2020, 38(2): 10
- [5] Guo Zhiwei(郭志伟), Xu Hai(许海), Xiao Kaiye(肖凯业). *Powder Metallurgy Industry*(粉末冶金工业)[J], 2020, 30(3): 45
- [6] Li Jun(李军), Liu Ying(刘颖), Gao Shengji(高升吉). *Western China Magnetic Material Forum and Bonded Magnet Manufacturing and Application Technology Seminar*(中国西部磁材论坛暨粘结磁体制作与应用技术研讨会)[C]. Guilin: Chinese Institute of Electronics, 2005: 150
- [7] He Younian(贺有年), Guo Zhaohui(郭朝晖), Yuan Zikai(苑子凯) *et al.* *Powder Metallurgy Industry*(粉末冶金工业)[J], 2021, 31(4): 43
- [8] Jing Z, Guo Z H, Li M Y *et al.* *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2019, 792: 519
- [9] Mishra R K, Panchanathan V, Croat J J. *Journal of Applied Physics*[J], 1993, 73(10): 6470
- [10] Ma B M, Lee D, Smith B *et al.* *IEEE Trans Magn*[J], 2001, 37: 2477
- [11] Liu Y, Kim Y B, Kim M J *et al.* *IEEE International Magnetics Conference-Simple Hot Deformation Process for f[C]*. Toronto, Canada: IEEE, 2000: 653
- [12] Yue M, Tian M, Zhang J X *et al.* *Journal of Applied Physics*[J], 2006, 99: 601
- [13] Liu J, Sepehri-Amin H, Ohkubo T *et al.* *Acta Mater*[J], 2013, 61: 5387
- [14] Liu J, Sepehri-Amin H, Ohkubo T *et al.* *Acta Mater*[J], 2015, 82: 336
- [15] Liu Y, Ma Y L, Li J *et al.* *IEEE Transaction on Magnetics*[J], 2010, 46(7): 2566
- [16] Mouri T, Kumano M, Yasuda H Y *et al.* *Scripta Materialia*[J], 2014, 78-79: 37
- [17] Li Mengyu(李梦玉), Guo Zhaohui(郭朝晖), Jing Zheng(靖征) *et al.* *Journal of the Chinese Society of Rare Earths*(中国稀土学报)[J], 2019, 37(3): 332
- [18] Tang X, Sepehri-Amin H, Ohkubo T *et al.* *Scripta Materialia*[J], 2018, 147: 108
- [19] Mouri T, Kumano M, Yasuda H Y *et al.* *Scripta Materialia*[J], 2014, 78-79: 37
- [20] Zheng X F, Li M, Chen R J *et al.* *Scripta Materialia*[J], 2017, 132: 49
- [21] Li M, Chen R J, Jin C *et al.* *Scripta Materialia*[J], 2018, 152: 127
- [22] Cui Li(崔莉). *Thesis for Master*(硕士论文)[D]. Qinhuangdao: Yanshan University, 2017
- [23] Li Ming(李明). *Thesis for Doctorate*(博士论文)[D]. Ningbo: University of Chinese Academy of Sciences, 2019
- [24] Ji Jingwen(戡景文). *Journal of Northeast Institute of Technology*(东北工学院学报)[J], 1990(6): 600
- [25] Yan A R, Zhang W Y, Zhang H W *et al.* *Materials Science and Engineering B*[J], 1999, 68(2): 111
- [26] Zhou C Q, Pan M X, Wu Q *et al.* *Journal of Magnetism and Magnetic Materials*[J], 2020, 502: 166 564
- [27] Song Xiaolong(宋晓龙), Xie Guozhi(谢国治), Zhang

- Baoshan(张豹山) *et al. Transactions of Materials and Heat Treatment*(材料热处理学报)[J], 2011(6): 34
- [28] Zhang M G, Zhang W, Chen F H *et al. Journal of Superconductivity and Novel Magnetism*[J], 2018, 31(2): 1
- [29] Ray A E. *Acta Crystallographica*[J], 1966, 21(3): 426
- [30] Choi S, Jeong Y, Lee W *et al. Materials Letters*[J], 1991, 12(4): 233
- [31] Stadelmaier H H, Schneider G, Henig E T *et al. Materials Letters*[J], 1991, 10(7-8): 303
- [32] Tang X, Sepehri-Amin H, Ohkubo T *et al. Acta Materialia*[J], 2017, 123: 1
- [33] Zha Wusheng(查五生), Liu Jinyun(刘锦云), Wang Zhengyun(王正云) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2010, 39(S1):174
- [34] Lai Bin(赖彬), Li Yanfeng(李岩峰), Wang Huijie(王会杰) *et al. Journal of Functional Materials*(功能材料)[J], 2014, 45(3): 03083
- [35] Henkel O. *Physica Status Solidi (b)*[J], 1964, 7(3): 919
- [36] Kelly P E, O'Grady K. *IEEE Transactions on Magnetics*[J], 1989, 25(5): 3881
- [37] Liu J P, Liu Y, Sellmyer D J. *Journal of Applied Physics*[J], 1998, 83(11): 6608
- [38] Feng Weicun(冯维存), Gao Ruwei(高汝伟), Han Guangbing(韩广兵) *et al. Acta Physica Sinica*(物理学报)[J], 2004, 53(9): 3171

## Effects of Melt-Spinning Speed and Heat Treatment on the Magnetic Properties and Microstructure of Nd<sub>26</sub>Pr<sub>3</sub>Fe<sub>bal</sub>Co<sub>4</sub>Ga<sub>0.42</sub>B<sub>0.92</sub> Melt-Spun Ribbons

Yuan Zikai, Guo Zhaohui, Wang Junming, Zhong Yujiang, Liu Shuai, Zhu Minggang  
(Functional Material Research Institute, Central Iron & Steel Research Institute, Beijing 100081, China)

**Abstract:** The effects of melt-spinning speed ( $v=15, 20, 25, 30, 35$  m/s) and heat-treatment process on the magnetic properties and microstructure of melt-spun Nd<sub>26</sub>Pr<sub>3</sub>Fe<sub>bal</sub>Co<sub>4</sub>Ga<sub>0.42</sub>B<sub>0.92</sub> ribbons were investigated. The ribbons show an obvious orientation when the speed is less than 25 m/s in the free side, and  $c$ -axis is perpendicular to the strip surface; the orientation decreases with the increase of melt-spinning speed. The grain can be refined by increasing the melt-spinning speed. When  $v < 25$  m/s, the initial magnetization curve shows a one-step magnetization process, and demagnetization curve have good squareness. When  $v \geq 25$  m/s, the amorphous phase content increases obviously, the initial magnetization curve changes to two-step magnetization process, and the demagnetization curve collapses obviously. The best magnetic properties  $B_r=0.80$  T,  $\mu_0 H_{cj}=1.56$  T,  $(BH)_{max}=108.22$  kJ/m<sup>3</sup> are obtained under  $v=25$  m/s. After optimum crystallization annealing treatment, the amorphous phase content reduces significantly, all of the magnetic properties of ribbons improve obviously at  $v \leq 25$  m/s. Squareness and coercivity increase remarkable at  $v > 25$  m/s; The ribbon prepared at  $v=35$  m/s possesses the highest coercivity ( $\mu_0 H_{cj}=2.10$  T). The best magnetic properties  $B_r=0.91$  T,  $\mu_0 H_{cj}=1.82$  T,  $(BH)_{max}=141.65$  kJ/m<sup>3</sup> are obtained under  $v=30$  m/s. The microstructure changes along with the thickness direction. The wheel side is composed of amorphous and fine grains, the free side is composed of larger grains. After the heat-treatment, the amorphous phase content is reduced significantly.

**Key words:** melt-spinning speed; heat treatment; magnetic properties; phase composition; microstructure

Corresponding author: Guo Zhaohui, Ph. D., Professor, Functional Material Research Institute, Central Iron & Steel Research Institute, Beijing 100081, P. R. China, Tel: 0086-10-62185125, E-mail: zhguo@vip.sina.com