

# 退火对 $(\text{Nd,Pr})_{12.8}\text{Dy}_{0.2}\text{Fe}_{77.4}\text{Co}_{4.0}\text{B}_{5.6}$ 快淬薄带晶化行为的影响

鲁贻虎, 刘新才, 潘 晶

(宁波大学 宁波市新型功能材料及其制备科学重点实验室, 浙江 宁波 315211)

**摘要:**采用高真空高纯氩 DSC 测量了 $(\text{Nd,Pr})_{12.8}\text{Dy}_{0.2}\text{Fe}_{77.4}\text{Co}_{4.0}\text{B}_{5.6}$  非晶快淬薄带以及不同温度退火薄带的连续加热曲线, 计算了晶化激活能、频率因子、晶化体积分数、晶化速率, 研究了预退火前后薄带的晶化动力学和晶化过程。结果表明 $(\text{Nd,Pr})_{12.8}\text{Dy}_{0.2}\text{Fe}_{77.4}\text{Co}_{4.0}\text{B}_{5.6}$  快淬薄带在 30 K/min 加热速度时 DSC 曲线起始晶化温度 865.8 K、峰值晶化温度 877.2 K、晶化结束温度 901.7 K, 居里温度转折点 581.2 K, 富稀土相的初始熔点 1003.6 K。在高于峰值晶化温度或晶化结束温度退火 10 min 的薄带非晶完全晶化, 居里温度处形成吸热峰, 而低于 803.0 K 退火处理的薄带以及快淬薄带在相近温度处只有 DSC 转折点。相对于快淬薄带直接晶化的特征, 在低于起始晶化温度的 693.0~743.0 K 退火处理的薄带晶化峰形相近; 803.0 K 退火处理后薄带的晶化峰的温度范围增宽: 在 10~40 K/min 相同加热速度下其起始晶化温度均降低 1.4%, 晶化结束温度在加热速度 20~40 K/min 时达到、甚至高于快淬薄带直接晶化结束温度; 在低于快淬薄带直接晶化的峰值晶化温度之前存在一个具有相同晶化速率的临界温度, 在低于该临界温度时, 退火薄带比快淬薄带具有较高的晶化速率、更不稳定; 而在高于该临界温度, 退火薄带比快淬薄带具有较低的晶化速率。

**关键词:** Nd-Fe-B; 晶化动力学; 晶化激活能; 晶化速率; 富稀土相

**中图分类号:** TG132.2<sup>+</sup>7

**文献标识码:** A

**文章编号:** 1002-185X(2015)10-2544-05

纳米磁体以其潜在的优异的磁性能而获得广泛关注, 而以快淬非晶经过晶化制备纳米磁体是一种较为常见的方法<sup>[1]</sup>, 但现有非晶尽管经过晶化获得了纳米晶磁体, 但磁体的磁性却与理论的预言相差甚远<sup>[2]</sup>。现有的研究表明: 非晶晶化后的晶粒尺寸太大还难以满足理论模型的交换耦合尺寸的要求<sup>[3]</sup>, 能否通过对晶化过程、晶化热力学和动力学、新的晶化工艺对组织和磁性影响的全面系统的研究, 最终找到控制非晶晶化纳米晶磁体的组织和磁性的新方法是目前的研究方向。正是基于上述思考, 本实验研究快淬薄带不同温度处理后的 DSC 曲线、分析了部分曲线的晶化热力学与动力学特征, 对今后进一步研究非晶磁体的晶化具有一定的积极作用。

合金成分设计为 $(\text{Nd,Pr})_{12.8}\text{Dy}_{0.2}\text{Fe}_{77.4}\text{Co}_{4.0}\text{B}_{5.6}$ , 采用 Pr、Dy 部分代替 Nd, 这是由于金属 Pr 比 Nd 便宜<sup>[4]</sup>, 同时  $\text{Pr}_2\text{Fe}_{14}\text{B}$ 、 $\text{Dy}_2\text{Fe}_{14}\text{B}$  的磁晶各向异性较  $\text{Nd}_2\text{Fe}_{14}\text{B}$  大<sup>[5]</sup>; Co 部分替代 Fe, 可提高磁体的居里温度<sup>[6,7]</sup>。

## 1 实验

将纯度为 95%(质量分数, 下同)的 Nd、Dy 和 Pr、99.5%Co 和 Fe、及 Fe-20%B 中间合金置于真空电弧熔炼炉中, 先高真空再 Ar 气保护, 反复熔炼 3 次, 得到成分为 $(\text{Nd,Pr})_{12.8}\text{Dy}_{0.2}\text{Fe}_{77.4}\text{Co}_{4.0}\text{B}_{5.6}$  合金铸锭, 将铸锭表面打磨后破碎成小块放入 LZK-12A 型熔体快淬炉的铜坩锅中加热重熔, 然后在先真空再氩气保护下用单辊急冷法制备快淬薄带, 其中钼辊表面线速度为 35 m/s。利用德国 NETZSCH DSC 404F1 型高温差示扫描量热仪测量快淬薄带在连续加热下的 DSC 曲线。先采用高纯标样进行 10, 20, 30, 40 K/min 标定; 然后对快淬试样先抽高真空、充氩气, 之后在气体流量为 50 mL/min 高纯氩气流保护气氛下, 分别以 10, 20, 30, 40 K/min 升温速度测量 DSC 加热曲线, 测量所用坩埚为 PtRh。并根据 30 K/min DSC 曲线所得数据, 以 30 K/min 的升温速率分别在不同温度下对样品进行 5, 10 min 退火处理, 实验均在高真空再高纯氩气保护下进行, 之后将退火样品 DSC 测量。用 D8Focus 多晶 X 射线衍射仪(Cu K $\alpha$ )对试样进行 X 射线分析, 衍射角范围 20°~90°。

收稿日期: 2014-09-10

基金项目: 国家自然科学基金 (51174121, 51274125); 浙江省重大科技专项 (2008C11086-1); 浙江省重点科技创新团队项目 (2010R50016-30); 宁波大学王宽诚幸福基金

作者简介: 鲁贻虎, 男, 1986 年生, 硕士生, 宁波大学, 浙江 宁波 315211, 电话: 0574-87600392

## 2 结果与讨论分析

### 2.1 快淬薄带 DSC 曲线分析

图 1 为升温速率 30 K/min 时(Nd,Pr)<sub>12.8</sub>Dy<sub>0.2</sub>Fe<sub>77.4</sub>Co<sub>4.0</sub>B<sub>5.6</sub>合金辊速 35 m/s 快淬薄带的 DSC 曲线, 由图 2 中 X 射线衍射的结果可知快淬薄带为非晶。快淬非晶薄带的起始晶化温度  $T_x$  为 865.8 K, 峰值晶化温度  $T_p$  为 877.2 K, 晶化结束温度  $T_f$  为 901.7 K (见图 1); 在 DSC 曲线上 581.2 K 处存在居里温度弛豫转变点, 在 1003.6 K 处出现 1 个熔化峰。

为此, 以 30 K/min 的升温速率在不同温度保温一定时间进行退火处理, 在低于 865.8 K 起始晶化温度的 693.0, 718.0, 743.0, 803.0 K 温度退火处理, 其中前 3 个温度点分别保温 5 min, 803.0 保温 10 min; 在高于 877.2 K 峰值晶化温度且低于 901.7 K 晶化结束温度的 879.15, 900.15 K 两个温度点分别保温 10 min; 在高于 901.7 K 晶化结束温度的 921.15, 943.15 K 2 个温度点分别保温 10 min, 研究不同退火温度下非晶薄带的组织变化特征。

图 3 为不同温度退火处理的薄带再测量的 DSC 曲线。图 3a 表明在低于 865.8 K 起始晶化温度的保温处理后, 薄带 DSC 出现 2 种情况, 一种是在 693.0~743.0 K 保温后薄带的 DSC 曲线与快淬薄带的 DSC 曲线的峰形非常相似; 另一种是在 803.0 K 保温处理后薄带的 DSC 曲线的峰形出现明显的变化, 相比快淬薄带的 DSC 曲线, 保温处理后的峰高变低、晶化结束温度与晶化初始温度之差明显加大。

从图 3b 可以看出, 在高于 865.8 K 起始晶化温度的 879.0~921.0 K 保温 10 min 处理后薄带的 DSC 曲线相似, 均不存在非晶的晶化峰, 表明快淬薄带的非晶已完全晶化。

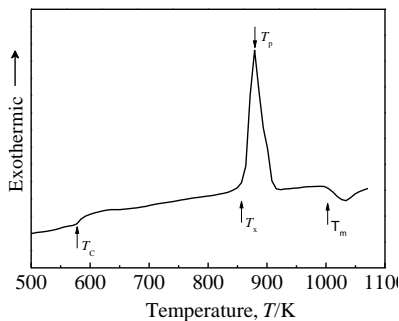


图 1 升温速率为 30 K/min 时(Nd,Pr)<sub>12.8</sub>Dy<sub>0.2</sub>Fe<sub>77.4</sub>Co<sub>4.0</sub>B<sub>5.6</sub>合金快淬薄带的 DSC 曲线

Fig.1 DSC curve of (Nd,Pr)<sub>12.8</sub>Dy<sub>0.2</sub>Fe<sub>77.4</sub>Co<sub>4.0</sub>B<sub>5.6</sub> ribbon at heating rate 30 K/min

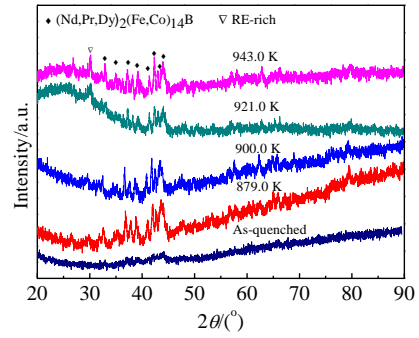


图 2 在不同退火温度后(Nd,Pr)<sub>12.8</sub>Dy<sub>0.2</sub>Fe<sub>77.4</sub>Co<sub>4.0</sub>B<sub>5.6</sub>合金的 XRD 图谱

Fig.2 XRD patterns of (Nd,Pr)<sub>12.8</sub>Dy<sub>0.2</sub>Fe<sub>77.4</sub>Co<sub>4.0</sub>B<sub>5.6</sub> alloy after annealing at different temperatures

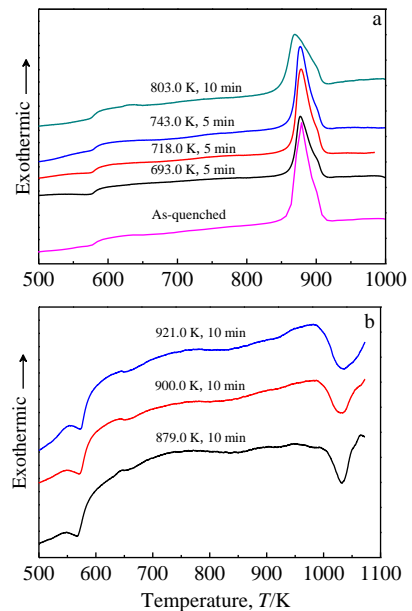


图 3 (Nd,Pr)<sub>12.8</sub>Dy<sub>0.2</sub>Fe<sub>77.4</sub>Co<sub>4.0</sub>B<sub>5.6</sub>合金在不同温度退火后的 DSC 曲线

Fig.3 DSC curves of the (Nd,Pr)<sub>12.8</sub>Dy<sub>0.2</sub>Fe<sub>77.4</sub>Co<sub>4.0</sub>B<sub>5.6</sub> ribbons annealed at different temperatures and heating rate 30 K/min (a) and 40 K/min (b)

879.0~943.0 K 保温处理后薄带的 X 射线衍射图谱见图 2, 物相检索表明其峰主要为(Nd,Pr,Dy)<sub>2</sub>(Fe,Co)<sub>14</sub>B 相的峰; 30° 左右的峰为富稀土相 RE-rich 的衍射峰。DSC 测量结果表明: 快淬非晶薄带的 DSC 测量富稀土相的初始熔点为 1003.6 K, 879.0 K 保温处理后薄带的 RE-rich 相的初始熔点为 1007.6 K, 900.0~921.0 K 保温处理后薄带的初始熔点稳定在 1001.9 K。这说明是否退火处理、退火温度高低对 RE-rich 初始熔点是有所影响的, 当非晶薄带在非晶峰值

晶化温度附近保温处理时薄带的富稀土相的熔点较高，而在非晶晶化结束温度附近保温处理时，富稀土相的熔点达到稳定值 1001.9 K。而且(Nd,Pr)<sub>12.8</sub>-Dy<sub>0.2</sub>Fe<sub>77.4</sub>Co<sub>4.0</sub>B<sub>5.6</sub>合金富稀土相熔点明显高于文献[8]中晶界相的熔点(723 K至973 K)，这可能是添加 Pr 所致。

同时比较图 1 和图 3 b 可以得出如下的结论：在低于起始晶化温度退火处理，DSC 曲线居里温度只是出现一个拐点，与非晶薄带的 DSC 曲线相同；这说明(Nd,Pr,Dy)<sub>2</sub>(Fe,Co)<sub>14</sub>B 低于起始晶化温度退火处理与不退火快淬非晶状态的 DSC 测量表现出相同的准“居里温度特征”。而高于峰值晶化温度保温处理(Nd,Pr,Dy)<sub>2</sub>(Fe,Co)<sub>14</sub>B 相的居里温度在 DSC 曲线上表现为明显的峰，热焓相近为 17.72~19.95 J/g。

综上，图 1 中的 DSC 曲线的晶化峰对应着(Nd,Pr,Dy)<sub>2</sub>(Fe,Co)<sub>14</sub>B 相的析出，非晶的晶化过程为：Amorphous → (Nd,Pr,Dy)<sub>2</sub>(Fe,Co)<sub>14</sub>B + RE-rich。

### 2.2 快淬薄带 803.0 K 退火后晶化动力学

由图 3a 可知，在 693.0~743.0 K 下退火处理 5 min 后的试样同原始快淬薄带试样 DSC 曲线一样出现了明显的晶化峰，且  $T_x$ 、 $T_p$  相对于原始快淬薄带的特征温度值基本没有变化，而 803.0 K 下退火处理 10 min 后试样的 DSC 晶化峰明显变化，由于晶化激活能是非晶合金在晶化过程中的一个重要热力学参数<sup>[9]</sup>，研究非晶合金在变温过程中的晶化激活能有助于分析非晶合金在晶化过程中的结构变化<sup>[10]</sup>，晶化激活能可以通过 Kissinger 方法确定<sup>[11]</sup>，即：

$$\ln \frac{T^2}{B} = \frac{E_a}{RT} + \ln \frac{E_a}{Rv_0} \quad (1)$$

式中， $T$  为特征温度， $B$  为升温速度， $E_a$  为表观激活能， $R$  为气体常数， $v_0$  为频率因子。

图 4 是升温速度分别为 10, 20, 30 和 40 K/min 时(Nd,Pr)<sub>12.8</sub>Dy<sub>0.2</sub>Fe<sub>77.4</sub>Co<sub>4.0</sub>B<sub>5.6</sub> 快淬薄带及其在 803.0 K 退火后的薄带的连续加热 DSC 曲线。由图 4 可知，随着升温速度的增加，快淬薄带退火前后起始晶化温度  $T_x$  和峰值晶化温度  $T_p$  都向高温区移动，即合金的晶化行为与加热速率有关，表现出明显的晶化动力学特征。但 803.0 K 退火处理后试样 DSC 曲线的晶化峰变得平缓，如在升温速率 10 K/min 时，退火前原始快淬薄带  $T_p - T_x$  为 8.7 K，而退火后为 13.9 K，其原因是退火处理改变了合金中局域原子的结构，使得原子的迁移势垒发生变化。

根据图 4 数据利用公式 (1) 计算不同加热速度下的  $\ln(T^2/B)$  与  $1/T$  的关系，结果绘于图 5，从图中可以看出退火前后晶化初始温度  $T_x$ 、 $T_p$  基本上分别各自在

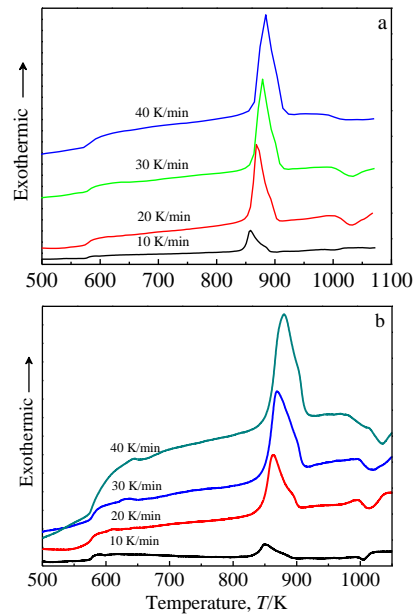


图 4 (Nd,Pr)<sub>12.8</sub>Dy<sub>0.2</sub>Fe<sub>77.4</sub>Co<sub>4.0</sub>B<sub>5.6</sub> 合金的 DSC 曲线  
Fig.4 DSC curves of the (Nd,Pr)<sub>12.8</sub>Dy<sub>0.2</sub>Fe<sub>77.4</sub>Co<sub>4.0</sub>B<sub>5.6</sub> alloy quenched (a) and annealed at 803.0 K for 10 min (b)

一条直线上，进而由直线的斜率可计算出表观激活能、直线的截距计算出频率因子  $v_0$ 。803.0 K 退火前后起始晶化温度的表观激活能非常相近，分别为 398.54 和 398.60 kJ/mol；但原始快淬薄带峰值晶化温度的激活能却大于 803.0 K 退火后峰值晶化温度的晶化激活能，前者为 342.75 kJ/mol，后者只有 280.06 kJ/mol，降低 18.3%。退火前后起始晶化温度的频率因子在 1 个数量级，分别为  $2.22 \times 10^{24}$  和  $5.27 \times 10^{24} \text{ min}^{-1}$ ；退火前后峰值晶化温度的频率因子却相差较大，分别为  $4.30 \times 10^{20}$  和  $7.98 \times 10^{16} \text{ min}^{-1}$ 。从以上数据可以看出，退火前后在起始晶化温度处的数据相近，但代表活化分子有效碰撞总次数的频率因子退火后增加，表示在起始晶化温度处晶化在形核时更有利；而退火前后峰值晶化温度的晶化表观激活能降低、频率因子的大幅度下降，则难以反应晶化动力学变化情况。

图 6 是退火前后不同升温速率下的晶化体积分数  $x$  随温度的变化趋势。由图可知，所有曲线均为 S 形，在晶化起始和结束阶段的晶化速率较小，而在晶化体积分数 10%~90% 时，其晶化速率较快。在晶化初始阶段均呈现出一个较短的孕育期；在晶化结束阶段，由于有利形核位置减小使得晶化速率减小<sup>[12,13]</sup>。将晶化体积分数对时间求导数得到图 7。

从图 7 可以看出，退火前薄带的晶化速率峰值随着加热速度的增加先增加，但在加热速度 30 K/min 后晶化速率峰值不再变化，与 40 K/min 晶化速率峰值基

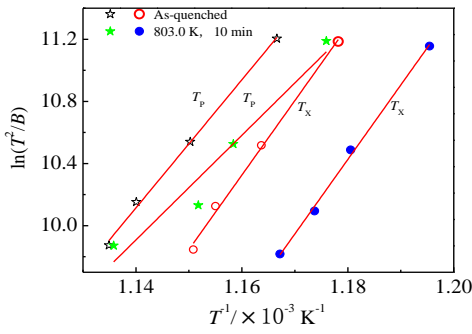


图 5 (Nd,Pr)<sub>12.8</sub>Dy<sub>0.2</sub>Fe<sub>77.4</sub>Co<sub>4.0</sub>B<sub>5.6</sub>合金的 Kissinger 曲线  
Fig.5 Kissinger plots of (Nd,Pr)<sub>12.8</sub>Dy<sub>0.2</sub>Fe<sub>77.4</sub>Co<sub>4.0</sub>B<sub>5.6</sub> alloy

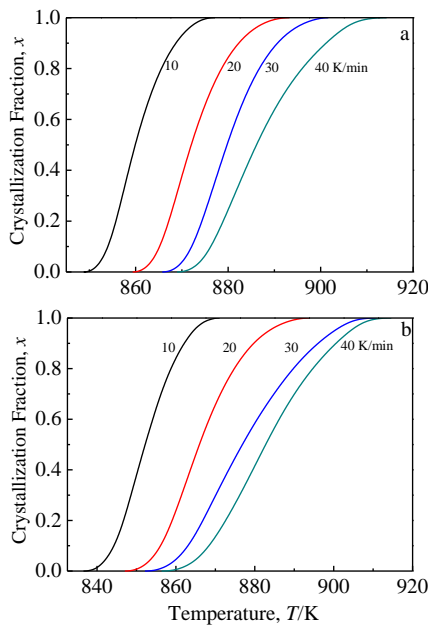


图 6 (Nd,Pr)<sub>12.8</sub>Dy<sub>0.2</sub>Fe<sub>77.4</sub>Co<sub>4.0</sub>B<sub>5.6</sub>合金晶化体积分数与温度关系  
Fig.6 Crystallization-volume-fraction curves of (Nd,Pr)<sub>12.8</sub>Dy<sub>0.2</sub>Fe<sub>77.4</sub>Co<sub>4.0</sub>B<sub>5.6</sub> alloy quenched (a) and annealed at 803.0 K for 10 min (b)

本相同；且随着加热速度增加，晶化速率峰值所对应的温度增加的幅值在 40 K/min 时减小；而退火后薄带在 20 和 30 K/min 加热速度时晶化速率峰值比较接近，且该晶化速率峰值所对应的温度值也比较接近。

对比加热前后薄带的晶化速率曲线，可以得出如下的结论：在同样的加热速度下，退火后的薄带比退火前薄带变温晶化温度范围增宽，退火后薄带起始晶化温度相对退火前薄带的对应温度均降低 1.4%，而晶化结束温度在加热速度 20~40 K/min 范围时达到、甚至高于退火前薄带晶化结束温度，如加热速度在 30 K/min 时从 902 K 提高到 911 K。在变温晶化过程中，

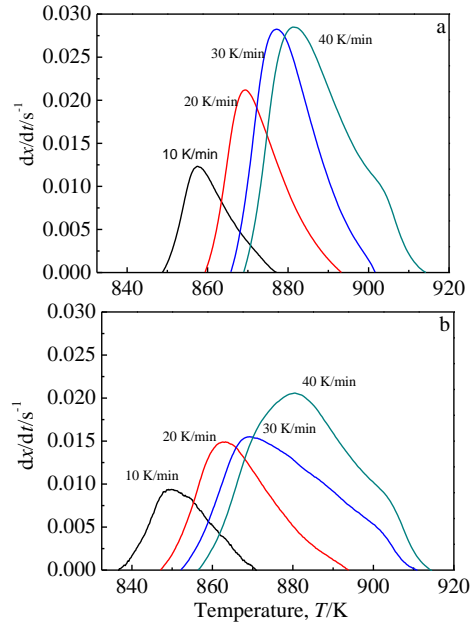


图 7 不同加热速率条件下的晶化速率与温度的关系曲线  
Fig.7 Crystallization rate versus temperature at different heating rates quenched (a) and annealed at 803.0 K for 10 min (b)

在低于无退火快淬薄带的峰值晶化温度之前存在一个临界温度，退火前后薄带具有相同的晶化速率；在低于该临界温度时，经过 803.0 K 退火 10 min 的薄带比快淬薄带具有更高的晶化速率、更不稳定；而在高于该临界温度，经过 803.0 K 退火 10 min 的薄带具有比没有退火的快淬薄带更低的晶化速率。

### 3 结 论

1) (Nd,Pr)<sub>12.8</sub>Dy<sub>0.2</sub>Fe<sub>77.4</sub>Co<sub>4.0</sub>B<sub>5.6</sub> 快淬薄带在 30 K/min 加热速度时 DSC 曲线起始晶化温度 865.8 K、峰值晶化温度 877.2 K、晶化结束温度 901.7 K，在 581.2 K 存在居里温度转折点，1003.6 K 为富稀土相的初始熔点。

2) 相对于快淬薄带直接晶化特征，在低于起始晶化温度的 693.0~743.0 K 退火处理的薄带晶化峰形相近，803.0 K 退火处理的薄带晶化峰温度范围增宽，其起始晶化温度均降低 1.4%，晶化结束温度在加热速度 20~40 K/min 时达到、甚至高于快淬薄带直接晶化结束温度。在高于峰值晶化温度或晶化结束温度退火处理的薄带非晶完全晶化，居里温度处形成吸热峰，而低于 803.0 K 退火处理的在相近温度处只有 DSC 转折点。

3) 相对于快淬薄带直接晶化特征，803.0 K 退火 10 min 薄带的晶化起始晶化温度表观激活能相近为 398.60 kJ/ml、频率因子略为增加达到  $5.27 \times 10^{24} \text{ min}^{-1}$ ；而峰值晶化温度的表观激活能降低 18.3%，频率因子

分别为  $4.30 \times 10^{20} \text{ min}^{-1}$  和  $7.98 \times 10^{16} \text{ min}^{-1}$ 。

4) 相对于快淬薄带直接晶化特征, 在变温晶化过程中, 在低于快淬薄带直接晶化的峰值晶化温度之前存在一个具有相同晶化速率的临界温度, 在低于该临界温度时, 退火薄带比快淬薄带具有较高的晶化速率、更不稳定; 而在高于该临界温度, 退火薄带比快淬薄带具有较低的晶化速率。

#### 参考文献 References

- [1] Wang C, Yan M, Li Q. *Journal of Physics D: Applied Physics*[J], 2007, 40: 3551
- [2] Toyohiko J Konno, Minoru Uehara, Satoshi Hiroswawa *et al.* *Journal of Alloys and Compounds*[J], 1998, 268: 278
- [3] Zhang Ran, Liu Ying, Ye Jinwen. *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2007, 427: 78
- [4] Pan Minxiang(泮敏翔), Zhang Pengyue(张朋越), Ge Hongliang(葛洪良) *et al.* *Rare Metal Materials and Engineering* (稀有金属材料与工程) [J], 2012, 49(9): 1646
- [5] Satoshi Hiroswawa, Masato Sagawa, Hitoshi Yamamoto *et al.* *Journal of Applied Physics*[J], 1986, 59(3): 873
- [6] Liu Z W, Davies H A. *Journal of Physics D: Applied Physics*[J], 2006, 39: 2647
- [7] Zhang S Y, Xu H *et al.* *Physica B*[J], 2007, 393: 153
- [8] Brown D N, Lim Y K, Remorozo R A *et al.* *Journal of Applied Physics*[J], 2011, 109: 07A742
- [9] Wang Dapeng(王大鹏), Bao Xiaoping(包小倩), Zhang Maocai(张茂才) *et al.* *Acta Metallurgica Sinica* (金属学报)[J], 2009, 45(2): 237
- [10] Chen Qingjun(陈庆军), Wei Dandan(魏丹丹), Zhou Xianliang(周贤良). *Materials Review*(材料导报)[J], 2008, 22(12): 107
- [11] Kissinger H E. *Analytical Chemistry*[J], 1957, 29(11): 1702
- [12] Movahedi B, Enayati M H, Wong C C. *Materials Letters*[J], 2010, 64: 1055
- [13] Zou L M, Li Y H, Yang C *et al.* *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2013, 553: 40

## Effects of Annealing on Crystallization Characteristics of $(\text{Nd,Pr})_{12.8}\text{Dy}_{0.2}\text{Fe}_{77.4}\text{Co}_{4.0}\text{B}_{5.6}$ Ribbons

Lu Yihu, Liu Xincan, Pan Jing

(Ningbo University, Ningbo State Key Laboratory Base of New Functional Materials and Preparation Science, Ningbo 315211, China)

**Abstract:** The DSC heating curves of  $(\text{Nd,Pr})_{12.8}\text{Dy}_{0.2}\text{Fe}_{77.4}\text{Co}_{4.0}\text{B}_{5.6}$  ribbons before and after annealing were measured under the conditions of first pumping high vacuum and then filling with high pure argon. The crystallization activation energy, the frequency factor, crystallization fraction, and crystallization rate were calculated, and the crystallization kinetics and process were studied. The results show that the initial crystallization temperature, the peak one, the final one, the curie temperature of the ribbons and the melting point of RE-rich are 865.8, 877.2, 901.7, 581.2 and 1003.6 K, respectively at the heating speed of 30 K/min. If the annealing temperature is higher than the peak crystallization temperature or the final one, the endothermic peaks of the ribbons after the annealing for 10 min, form at the curie temperature. And no obvious peaks appear on the DSC curves if the annealing temperature is not above 803.0 K. When the temperature is within the scope of 693.0~743.0 K, the crystallization peak shape of the ribbons after the annealing is similar to that of the ribbons before it. But the temperature scope of the peak is broadened when the annealing temperature is at 803.0 K. And all the initial crystallization temperatures of the ribbons after annealing at 803.0 K are decreased by 1.4% compared to those of the ones before the annealing on the DSC curves at the same heating speed from 10 K/min to 40 K/min, and the final temperatures are equal to or above those before the annealing. There is a critical temperature on DSC curves of the ribbons before and after the annealing at the same heating rate, where their crystallization rates are the same. If the crystallization temperature is lower than it, the crystallization rate of the ribbon after the annealing is higher than that of the one before the annealing, and the ribbon after annealing is more unstable. And if the crystallization temperature is above it, the crystallization rate of the ribbon after the annealing is lower than that of the ribbon before the annealing.

**Key words:** Nd-Fe-B; crystallization kinetics; crystallization activation energy; crystallization rate; RE-earth phase

Corresponding author: Liu Xincan, Professor, Faculty of Materials Science and Chemical Engineering, Ningbo State Key Laboratory Base of New Functional Materials and Preparation Science, Ningbo University, Ningbo 315211, P. R. China, E-mail: liuxincan@nbu.edu.cn