

液态 Fe-Nd-Y-B 合金的热物理性质与 静电悬浮快速凝固研究*

徐方达¹⁾ 郑亚鹏¹⁾ 刘树红²⁾ 翟薇^{1)†} 魏炳波¹⁾

1) (西北工业大学物理科学与技术学院, 西安 710072)

2) (中南大学, 轻质高强结构材料重点实验室, 长沙 410083)

(2025 年 7 月 9 日收到; 2025 年 8 月 6 日收到修改稿)

采用静电悬浮技术研究了四元 $\text{Fe}_{75.6}\text{Nd}_{10}\text{Y}_9\text{B}_{5.4}$ 合金的亚稳和稳定液态热物理性质及快速凝固规律, 其最大过冷度达到 221 K ($0.14 T_L$). 精确测定了液态合金密度、热膨胀系数和比热与辐射率之比随温度的变化规律. 分子动力学模拟表明, Nd 和 Y 两种稀土元素扩散系数均随温度下降以指数形式减小, 但相同温度下前者扩散速率高于后者. 当过冷度为 80—158 K 时, 初生 $(\text{Nd}, \text{Y})_2\text{Fe}_{17}$ 相枝晶生长速度从 3.8 升高至 5.7 $\text{mm}\cdot\text{s}^{-1}$, 且晶粒尺寸显著细化. 同时, 包晶转变也被促进, τ_1 - $(\text{Nd}, \text{Y})_2\text{Fe}_{14}\text{B}$ 相体积分数增长至 75%. 一旦过冷度达到 180 K, 初生 $(\text{Nd}, \text{Y})_2\text{Fe}_{17}$ 相消失, τ_1 相直接从合金熔体中形核, 且生长速度随过冷度由 2.6 增大至 11.0 $\text{mm}\cdot\text{s}^{-1}$. 形成焓计算结果表明, Y 元素固溶可以提升初生 $(\text{Nd}, \text{Y})_2\text{Fe}_{17}$ 和包晶 τ_1 相的热力学稳定性, 所以两相内 Y 元素含量均显著高于 Nd 元素. 大过冷条件下, 扩散能力强的 Nd 元素在 τ_1 相内的含量略微升高, 而 Y 元素含量下降.

关键词: Fe-Nd-Y-B 合金, 静电悬浮, 亚稳液态热物理性质, 快速凝固组织演变

PACS: 71.20.Eh, 68.55.A-, 81.30.Fb, 66.30.Fq

DOI: 10.7498/aps.74.20250904

CSTR: 32037.14.aps.74.20250904

1 引言

稀土 Y 元素的资源丰富且性价比高, 因而高 Y 含量和应用性能优异的四元 Fe-Nd-Y-B 稀土合金受到学界广泛关注^[1]. 对于高性能四元 Fe-Nd-Y-B 稀土合金的成分设计和制备, 稳定和亚稳液态热物理性质以及凝固组织演变规律是不可或缺的重要基础数据.

近年来研究者在这两方面取得了一定的研究进展, 悬浮无容器处理技术能够抑制容器壁以及合金氧化引起的异质形核^[2], 是测定稀土合金亚稳液态热物理性质的重要方法. 研究者初步测定了 Fe-

Nd-Y-B 体系中纯金属以及三元 Fe-Nd-B 合金的稳定和亚稳液态热物理性质. 例如, Paradis 等^[3,4] 利用静电悬浮技术确定了 Nd 和 Y 稀土纯元素在一定过冷度和过热度范围内的密度变化规律. Wille 和 Millot^[5] 采用气动悬浮方法, 系统揭示了 59 K 过冷度至 691 K 过热度范围内液态 Fe 单质的密度随温度的线性演化规律. Zheng 等^[6] 利用静电悬浮技术测定了不同温度条件下液态三元 $\text{Fe}_{84}\text{Nd}_{10}\text{B}_6$ 合金的密度和比热与热辐射系数之比的演变规律. 然而, 当前未见四元 Fe-Nd-Y-B 稀土合金亚稳液态热物理性质的报道.

四元 Fe-Nd-Y-B 稀土合金成分一般位于相图的富铁端, 其凝固组织主相为通过初生 (Fe) 相和液

* 国家重点研发计划 (批准号: 2021YFB3502600)、国家自然科学基金 (批准号: 52088101, 52130405, 52401061) 和中国载人航天工程空间应用系统项目 (批准号: KJZ-YY-NCL0603) 资助的课题.

† 通信作者. E-mail: zhawei322@nwpu.edu.cn

相反应所生成的包晶 τ_1 -(Nd, Y)₂Fe₁₄B 相. 快速凝固技术是调控包晶转变过程, 从而优化 τ_1 主相组织特征的主流技术路径^[7]. Zhang 等^[8] 采用急冷快速凝固技术制备了不同 Y 含量的 Nd_{12-x}Y_xFe₈₁B₆Nb 合金, 实验结果表明随 x 从 0 增大到 1, τ_1 相晶粒尺寸从 60 减小至 38 μm , 合金应用性能显著提升. Fam 等^[9] 研究了 Fe(Nd_{0.75}Y_{0.25})B 合金内 Nd 和 Y 稀土元素的分布特征, 发现 Y 元素倾向于富集在 τ_1 主相, 在一定程度上降低了该合金的应用性能, 表明 τ_1 主相内 Y 稀土元素含量的合理调控也是优化四元 Fe-Nd-Y-B 稀土合金应用性能的有效方法. 然而, 研究工作多集中于急冷快速凝固以及后续烧结和退火过程对于稀土合金组织与应用性能的影响规律, 而尚未有关于四元 Fe-Nd-Y-B 稀土合金深过冷快速凝固组织与溶质分布变化规律的相关报道, 从一定程度上制约了高 Y 含量稀土合金成分设计与组织调控的发展.

本文选取位于四元 Fe-Nd-Y-B 相图 τ_1 相区内的高 Y 含量四元 Fe_{75.6}Nd₁₀Y₉B_{5.4} 合金为研究对象, 采用静电悬浮技术测定了亚稳和稳定液态合金热物理性质, 并实现了深过冷条件下的快速凝固过程. 系统研究了凝固组织生长和溶质分布情况随液态合金过冷度的变化特征.

2 实验方法

2.1 静电悬浮快速凝固

四元 Fe_{75.6}Nd₁₀Y₉B_{5.4} 母合金的原材料为高纯度 Fe (质量分数为 99.95%)、Nd (质量分数为 99.5%)、Y (质量分数为 99.99%) 和 B (质量分数为 99.99%) 元素, 4 种元素在真空电弧熔炼炉中进行熔炼, 翻转熔炼 4 次以保证合金成分均匀, 同时挥发质量损失小于 3%. 将未进行任何后处理的母合金切割成多个质量 30—70 mg 的样品, 利用光纤激光器 (SPI SP300) 将其熔化成直径 2.0—2.5 mm 合金球, 用于后续静电悬浮快速凝固实验和热分析. 在静电悬浮实验中, 质量约 60 mg 的母合金样品被置于气压为 5×10^{-4} Pa 的真空腔体内, 利用波长 632.8 nm 的 He-Ne 激光器和位置探测器确定悬浮样品位置, 通过负反馈算法调节 2 个上下电极和 4 个侧面电极的电压, 实现合金样品的稳定悬浮^[10,11]. 采用光纤激光器加热样品, 通过绝对精度为 ± 5 K 的红外测温仪 (Therm GmbH M322) 校

准和测定合金样品温度^[12]. 一旦液态合金温度达到液相线以上 200 K, 关闭加热激光系统, 合金样品自然冷却, 从而获得不同过冷度的合金样品及其温度-时间曲线.

不同温度液态合金的热物理性质通过以下方法测定. 在高通量紫外背景光源照射下, 使用黑白工业相机采集降温过程中悬浮液滴图像, 通过多方向梯度算法提取液滴边界函数, 积分得到样品体积 V . 与合金样品质量 m 结合, 确定不同温度下液态合金密度 ρ_L :

$$\rho_L = m/V. \quad (1)$$

热膨胀系数 β_L 与样品体积和密度的函数关系为

$$\beta_L = \frac{1}{V} \frac{\partial V}{\partial T} = -\frac{1}{\rho_L} \frac{\partial \rho_L}{\partial T}, \quad (2)$$

其中, T 为悬浮液滴的温度. 由于液态合金主要通过辐射散热的方式冷却, 根据冷却过程中的热平衡方程可得悬浮样品的等压比热与辐射率之比^[13]:

$$\frac{C_P}{\varepsilon_T} = \frac{M\sigma_B A(T^4 - T_r^4)}{mR_c}, \quad (3)$$

式中, C_P 为样品材料的等压比热, ε_T 为样品的辐射率, M 为摩尔质量, σ_B 为斯特藩-玻尔兹曼常数, A 为样品表面积, T_r 为环境温度, R_c 为样品的冷却速率.

采用 Netzsch 404 C 差示扫描量热仪 (differential scanning calorimeter, DSC) 对四元 Fe_{75.6}Nd₁₀Y₉B_{5.4} 合金进行热分析. 将质量约 30 mg 的母合金样品放入 Al₂O₃ 坩埚, 腔室充满 Ar 气, 从而隔绝氧气. 以 10 K·min⁻¹ 的扫描速率将样品从室温加热至 1673 K, 然后以相同速率冷却至室温, 记录样品的吸热和放热曲线. 根据吸热峰面积计算合金熔化焓. 按照标准金相处理流程, 对 DSC 和静电悬浮样品进行镶嵌和抛光处理. 利用扫描电子显微镜 (FEI Verios G4) 表征凝固组织形貌, 配合能谱分析仪 (Oxford INCA Energy 3000) 进行微区成分分析, 得到稀土 Nd 和 Y 元素在 (Nd, Y)₂Fe₁₇ 和 (Nd, Y)₂Fe₁₄B 相内的分布情况.

2.2 扩散性质和相形成焓的数值计算

经典分子动力学主要基于牛顿力学理论来模拟体系内的原子运动和扩散性质^[14], 本文采用 Large-scale Atomic/Molecular Massively Parallel Simulator 并行模拟软件包研究液态四元 Fe_{75.6}Nd₁₀

Y₉B_{5.4}合金内稀土元素扩散性质随温度的变化规律^[15,16]. 四元 Fe_{75.6}Nd₁₀Y₉B_{5.4}合金模型内包含13500个原子(10279个Fe原子、1350个Nd原子、1215个Y原子和656个B原子). 在等温等压系综下,系统压力为0.1 MPa,以1 fs的时间步长对Nose-Hoover的非哈密顿运动方程进行时间积分. x 、 y 和 z 方向的边界条件为周期性.标准Lennard-Jones势场被用来描述原子对相互作用,其表达式为

$$E_{ij} = 4\varepsilon_{ij}[(\sigma_{ij}/r_{ij})^{12} - (\sigma_{ij}/r_{ij})^6], \quad (4)$$

式中 ε_{ij} 、 σ_{ij} 和 r_{ij} 分别为特征能量、最小相互作用能对应的原子距离和 i - j 原子对的实际距离. Fe, Nd, Y和B元素的参数来自参考文献^[17].不同元素间的参数通过geometric混合规则计算^[18],表达式如下:

$$\varepsilon_{ij} = \sqrt{\varepsilon_{ii}\varepsilon_{jj}}, \quad (5)$$

$$\sigma_{ij} = \sqrt{\sigma_{ii}\sigma_{jj}}. \quad (6)$$

在分子动力学模拟过程中,首先将系统加热到2800 K,进行30 ns的恒温弛豫,获得液态合金结构模型.将系统降温至1400—1800 K温度范围内,在不同温度下分别恒温弛豫5 ns.根据粒子均方位移(mean square displacement, MSD)与时间之间的物理关系^[19],利用爱因斯坦关系式求解不同温度条件下液态Fe_{75.6}Nd₁₀Y₉B_{5.4}合金中Nd和Y元素的自扩散系数 D_i ^[20]:

$$D_i = \lim_{\Delta t \rightarrow \infty} \frac{\text{MSD}(\Delta t)}{2n \cdot \Delta t}. \quad (7)$$

在三维系统内, $n = 3$, Δt 为时间步长,MSD(Δt)为一个时间步长条件下原子的均方位移.阿累尼乌斯方程可以描述扩散系数与扩散激活能和温度间的关联^[21],其表达式为

$$D = D_0 \exp\left(\frac{-Q}{RT}\right), \quad (8)$$

式中, D_0 为扩散系数指前因子, Q 为扩散激活能, R 为气体常数.结合(7)式和(8)式,利用不同温度条件下Nd和Y元素扩散系数可以推导出两者的扩散激活能. Ju等^[20]利用该方法构建出液态Al元素自扩散系数与温度的关系,得到Al元素自扩散激活能为 $2.67 \times 10^4 \text{ J}\cdot\text{mol}^{-1}$,与实验测定结果 $2.70 \times 10^4 \text{ J}\cdot\text{mol}^{-1}$ 吻合良好,表明该方法适用于研究液态金属中原子扩散性质.

物质的热力学稳定性一般由吉布斯自由能变

ΔG 决定.第一性原理方法计算得到的能量 E 不包括熵,为热力学参数焓 H .由于RE₂Fe₁₇, RE₂Fe₁₄B相(RE = Nd和Y)和单质元素均以有序晶体结构形式存在,且在第一性原理计算中可以忽略晶格振动熵,可以认为吉布斯自由能 G 等效于焓 H .本文采用形成焓 ΔH_f 来表示各相的热力学稳定性. Nd₂Fe₁₇, Y₂Fe₁₇, Nd₂Fe₁₄B和Y₂Fe₁₄B相的焓采用Vienna *Ab initio* Simulation Package软件包计算^[22,23]. Fe元素的3d轨道、Y元素的4d轨道和Nd元素的4f轨道均属于强关联体系,电子间存在较强的库仑排斥力,需要在计算中对密度泛函理论的能量泛函添加Hubbard参数 U 值进行修正^[24]. Nd, Y, Fe和B的 U 值分别为3, 0, 1.5和0 eV.采用广义梯度近似中的Perdew-Burke-Ernzerhof泛函描述交换关联泛函.通过投影缀加波方法确定各元素的核电子和价电子^[25],将截断能设置为400 eV.结构优化过程中,自旋极化被打开,能量和力收敛标准分别为 $1 \times 10^{-4} \text{ eV}\cdot\text{atom}^{-1}$ 和 $0.03 \text{ eV}\cdot\text{\AA}^{-1}$.之后通过自洽计算获得各相的焓,进而计算各相形成焓,公式如下:

$$\Delta H_f = \frac{H_{\text{tot}} - n_{\text{Fe}}\mu_{\text{Fe}} - n_{\text{Nd}}\mu_{\text{Nd}} - n_{\text{Y}}\mu_{\text{Y}} - n_{\text{B}}\mu_{\text{B}}}{Z}, \quad (9)$$

式中, H_{tot} 是系统总能量, n_{Fe} , n_{Nd} , n_{Y} 和 n_{B} 分别为各相中Fe, Nd, Y和B元素的原子数量, Z 为各相内原子总数, μ_{Fe} , μ_{Nd} , μ_{Y} 和 μ_{B} 是各元素的化学势. Zou等^[26]采用相同方法计算出的U₂₀Si₁₆C₃形成焓与实验值仅相差 $20 \text{ meV}\cdot\text{atom}^{-1}$,证明了该计算方法的可靠性.

3 结果与讨论

3.1 液态热物理性质

图1(a)为Fe:B为14:1的四元Fe-Nd-Y-B体系在773 K的等温截面相图, Fe_{75.6}Nd₁₀Y₉B_{5.4}合金位于由 τ_1 -(Nd, Y)₂Fe₁₄B, τ_2 -(Nd, Y)_{1.11}Fe₄B₄和 α (Nd, Y)相组成的三相平衡区域.图1(b), (c)是液态合金的热物理性质测定结果.液态合金密度 ρ_L 随温度上升而减小,线性函数关系拟合公式为

$$\rho_L = 7.08 - 9.59 \times 10^{-4}(T - T_L) \text{ g}\cdot\text{cm}^{-3}. \quad (10)$$

在液相线温度($T_L = 1517 \text{ K}$)处,密度为 $7.08 \text{ g}\cdot\text{cm}^{-3}$,温度系数为 $-9.59 \times 10^{-4} \text{ g}\cdot\text{cm}^{-3}\cdot\text{K}^{-1}$.如图1(b)所示,基于液态合金密度和(2)式的计算结果表明,热膨胀系数随温度线性增大,拟合公

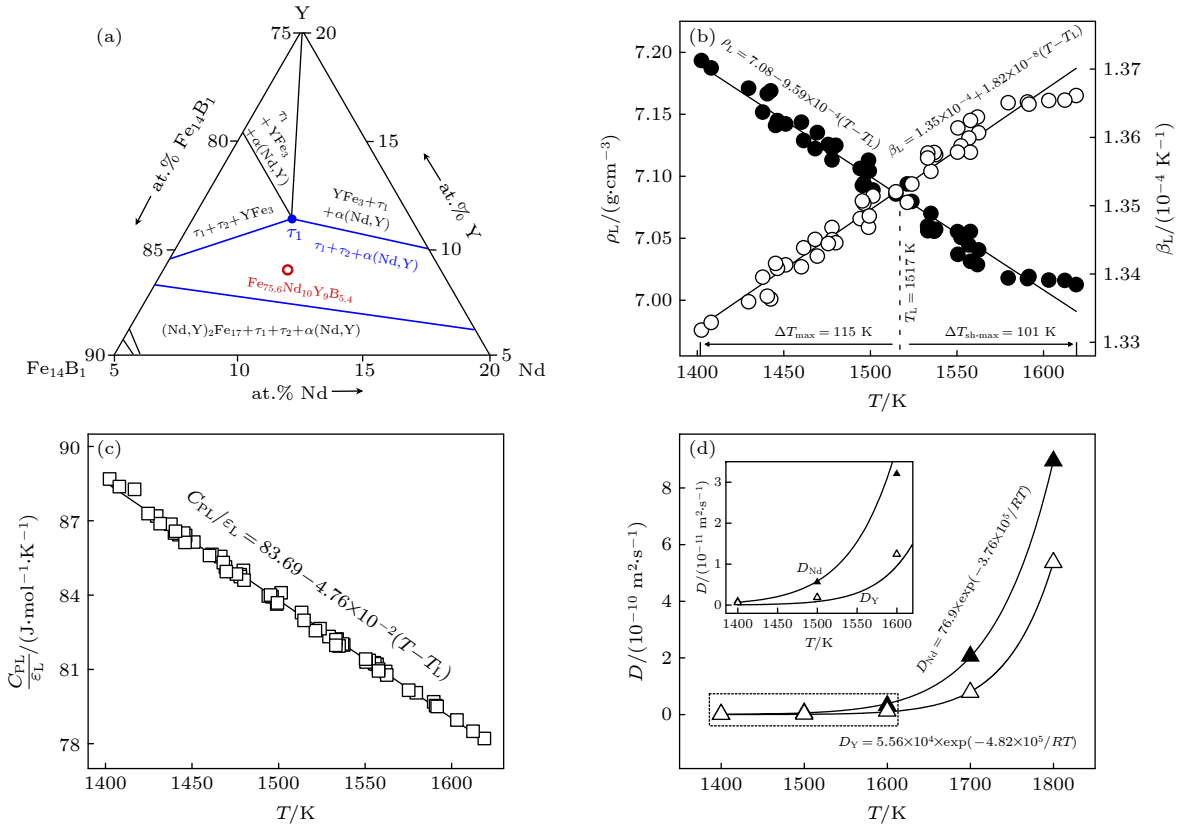


图 1 四元 $\text{Fe}_{75.6}\text{Nd}_{10}\text{Y}_9\text{B}_{5.4}$ 合金的亚稳和稳定液态热物理性质随温度变化规律 (a) 合金成分在 Fe-Nd-Y-B 相图 773 K 等温截面中的位置; (b) 密度与热膨胀系数; (c) 比热与辐射率之比; (d) Nd 与 Y 元素扩散系数

Fig. 1. Metastable and stable liquid state thermophysical properties of quaternary $\text{Fe}_{75.6}\text{Nd}_{10}\text{Y}_9\text{B}_{5.4}$ alloy versus temperature: (a) Alloy location in the 773 K isothermal section of Fe-Nd-Y-B phase diagram; (b) density and thermal expansion coefficient; (c) the ratio of specific heat to emissivity; (d) diffusivities of Nd and Y elements.

式为

$$\beta_L = 1.35 \times 10^{-4} + 1.82 \times 10^{-8}(T - T_L) \text{ K}^{-1}. \quad (11)$$

液相线温度处热膨胀系数为 $1.35 \times 10^{-4} \text{ K}^{-1}$, 温度系数为 $1.82 \times 10^{-8} \text{ K}^{-2}$. 图 1(c) 内液态合金比热与热辐射系数之比随温度升高而线性降低, 函数表达式为

$$C_{PL}/\epsilon_L = 83.69 - 4.76 \times 10^{-2}(T - T_L) \text{ J} \cdot \text{mol}^{-1} \cdot \text{K}^{-1}. \quad (12)$$

液相线处液态合金热辐比为 $83.69 \text{ J} \cdot \text{mol}^{-1} \cdot \text{K}^{-1}$, 温度系数为 $-4.76 \times 10^{-2} \text{ J} \cdot \text{mol}^{-1} \cdot \text{K}^{-2}$.

在 1400—1800 K 温度范围内, 液态合金中 Nd 和 Y 稀土元素扩散系数的分子动力学模拟结果展示在图 1(d). 两者均随温度上升而指数增大, 函数关系可以表示为

$$D_{\text{Nd}} = 76.9 \times \exp\left(\frac{-3.76 \times 10^5}{RT}\right) \text{ m}^2 \cdot \text{s}^{-1}, \quad (13)$$

$$D_{\text{Y}} = 5.56 \times 10^4 \times \exp\left(\frac{-4.82 \times 10^5}{RT}\right) \text{ m}^2 \cdot \text{s}^{-1}, \quad (14)$$

其中, R 为气体常数. 可以看出, 在相同温度条件下, Nd 元素扩散系数大于 Y 元素, 两者的扩散激活能分别为 3.76×10^5 和 $4.82 \times 10^5 \text{ J} \cdot \text{mol}^{-1}$. Nd 和 Y 元素在液态合金中扩散激活能的差异主要源于两者与 Fe 和 B 原子相互作用强度不同, 现有退火实验证明 Y 与 Fe 和 B 原子的相互作用更强 [9,27]. 这表明 Y 元素在扩散过程中需要克服更大的相互作用, 从而表现出更高的扩散激活能, 更小的扩散系数.

3.2 热分析与相组成

由升温速率为 $10 \text{ K} \cdot \text{min}^{-1}$ 的 DSC 吸热曲线可知 (图 2(a)), 四元 $\text{Fe}_{75.6}\text{Nd}_{10}\text{Y}_9\text{B}_{5.4}$ 合金液相线温度为 1517 K, 熔化焓 ΔH_m 为 $9.42 \times 10^3 \text{ J} \cdot \text{mol}^{-1}$, 熔化熵 ΔS_m 为 $6.21 \text{ J} \cdot \text{mol}^{-1} \cdot \text{K}^{-1}$. DSC 冷却曲线上存在 4 个特征放热峰, 对应液态合金冷却过程中发生的 4 个液固相变. 图 2(b) 的 XRD 图谱表明, DSC 样品凝固组织由 $R\text{-}3m$ 三方结构 $(\text{Nd}, \text{Y})_2\text{Fe}_{17}$ 相、

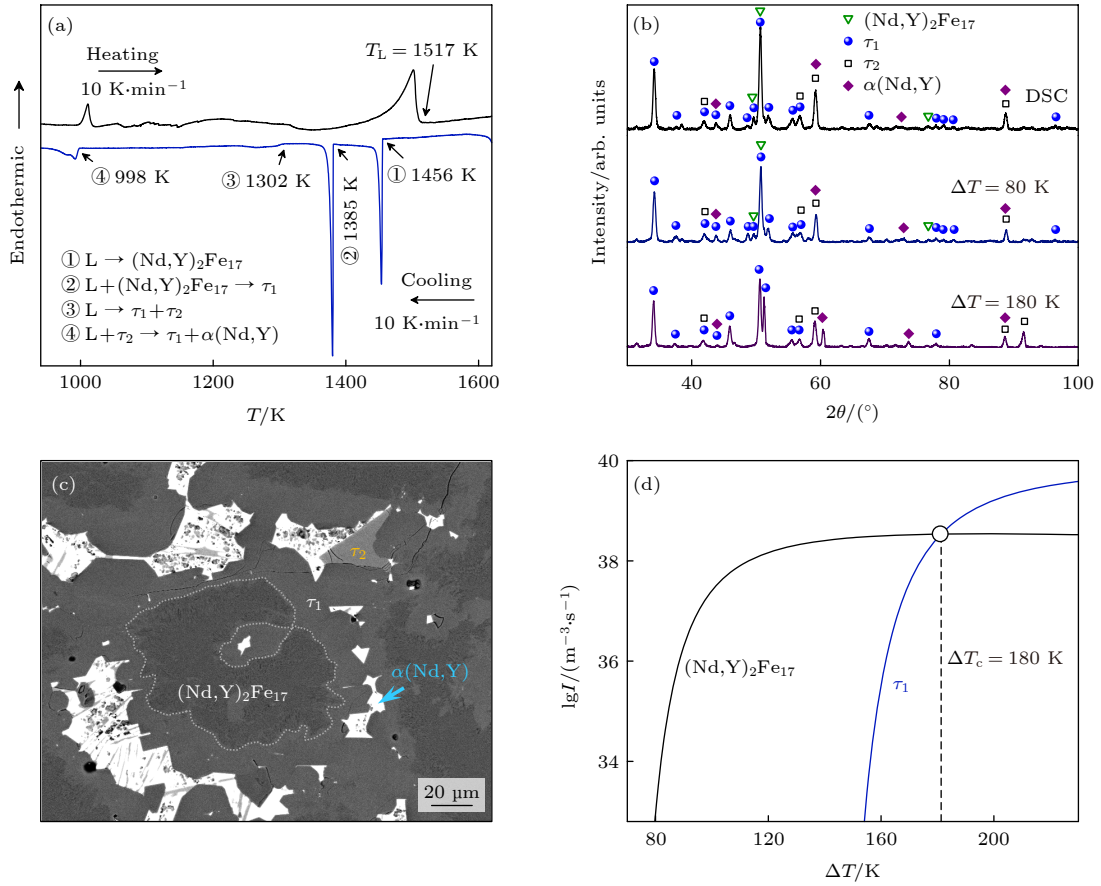


图 2 四元 $\text{Fe}_{75.6}\text{Nd}_{10}\text{Y}_9\text{B}_{5.4}$ 合金的近平衡凝固路径 (a) DSC 曲线; (b) XRD 图谱; (c) 凝固组织; (d) $(\text{Nd}, \text{Y})_2\text{Fe}_{17}$ 与 τ_1 相形核率
 Fig. 2. Near-equilibrium solidification path of quaternary $\text{Fe}_{75.6}\text{Nd}_{10}\text{Y}_9\text{B}_{5.4}$ alloy: (a) DSC curve; (b) XRD patterns; (c) solidification microstructure; (d) the calculated nucleation rates of $(\text{Nd}, \text{Y})_2\text{Fe}_{17}$ and τ_1 phases.

$P4_2/mnm$ 四方结构 τ_1 相、 $P4_2/n$ 四方结构 τ_2 相和 $P6_3/mmc$ 六方结构 $\alpha(\text{Nd}, \text{Y})$ 相组成。根据图 2(c) 的 DSC 样品凝固组织特征可知, 近平衡凝固路径如下: 当液态合金温度降低至 1456 K, $(\text{Nd}, \text{Y})_2\text{Fe}_{17}$ 作为领先相优先从液态合金中形核长大 ($L \rightarrow (\text{Nd}, \text{Y})_2\text{Fe}_{17}$)。当温度达到 1385 K 时, 初生 $(\text{Nd}, \text{Y})_2\text{Fe}_{17}$ 相和剩余液相发生包晶转变 ($L + (\text{Nd}, \text{Y})_2\text{Fe}_{17} \rightarrow \tau_1$)。随着温度进一步降低至 1302 K, 发生共晶转变 ($L \rightarrow \tau_1 + \tau_2$)。最终于 998 K 发生包共晶转变 ($L + \tau_2 \rightarrow \tau_1 + \alpha(\text{Nd}, \text{Y})$)。在 DSC 凝固组织中, 白色虚线标记的黑色相为初生 $(\text{Nd}, \text{Y})_2\text{Fe}_{17}$ 相, 深灰色主相 τ_1 包裹于其外生长。另有少量共晶 τ_2 相依附于 τ_1 相表面生长, 而白色包共晶 $\alpha(\text{Nd}, \text{Y})$ 相位于 τ_1 相晶界处, 其上残存有弥散部分的 τ_2 相, 这说明包共晶转变的进行程度有限。根据经典成核理论计算了形核率 I 与过冷度 ΔT 的关系 [28]:

$$I = 10^{41} \cdot \exp \left[\frac{-16\pi\sigma_{\text{SL}}^3 T_{\text{L}}^2 N_{\text{A}}}{3\Delta H_{\text{m}}^2 \Delta T^2 RT} \cdot f(\theta) \right] \exp \left(\frac{-Q}{RT} \right), \quad (15)$$

式中, σ_{SL} 为固液界面能, N_{A} 是阿伏伽德罗常数。根据 Wu 等 [29] 无容器悬浮实验数据, 静电悬浮样品形核率计算的润湿因子 $f(\theta)$ 取值 5×10^4 。计算参数展示在表 1。形核率计算结果表明 $(\text{Nd}, \text{Y})_2\text{Fe}_{17}$ 相与 τ_1 相存在竞争形核。当过冷度小于 180 K 时, $(\text{Nd}, \text{Y})_2\text{Fe}_{17}$ 相形核率高于 τ_1 相, 这是 $(\text{Nd}, \text{Y})_2\text{Fe}_{17}$ 相优先形核的主要原因 (图 2(d))。随过冷度增大, $(\text{Nd}, \text{Y})_2\text{Fe}_{17}$ 与 τ_1 相形核率均随过冷度升高而增大, 且 τ_1 相具有更大的上升趋势。一旦当过冷度大于 180 K, τ_1 相形核率超过 $(\text{Nd}, \text{Y})_2\text{Fe}_{17}$ 相, 表明增大的过冷度可能驱动 τ_1 相成为领先形核相。

表 1 $(\text{Nd}, \text{Y})_2\text{Fe}_{17}$ 与 τ_1 相形核率计算的物理参数
 Table 1. Physical parameters for calculating nucleation rates of $(\text{Nd}, \text{Y})_2\text{Fe}_{17}$ and τ_1 phases.

物理参数	$(\text{Nd}, \text{Y})_2\text{Fe}_{17}$	τ_1	Refs.
固液界面能/($\text{J}\cdot\text{m}^{-2}$)	0.272	0.355	[30,31]
液相线温度/K	1456	1385	This work
熔化焓/($\text{J}\cdot\text{mol}^{-1}$)	1.71×10^4	1.96×10^4	[31]
扩散激活能/($\text{J}\cdot\text{mol}^{-1}$)	5.9×10^4	2.5×10^4	[32]

3.3 包晶快速凝固组织

3.3.1 微观组织形貌演变规律

四元 $\text{Fe}_{75.6}\text{Nd}_{10}\text{Y}_9\text{B}_{5.4}$ 液态合金的最大过冷度为 221 K ($0.14 T_L$)。当过冷度为 80 K 时, 图 3(a) 所示的冷却曲线上出现 4 次放热过程, 根据图 2(b) 的 XRD 图谱和图 3(b) 的凝固组织可知, 此时依次发生初生 $(\text{Nd}, \text{Y})_2\text{Fe}_{17}$ 相的形核长大、包晶转变、二元共晶转变和包共晶转变。在图 3(b) 中, 初生 $(\text{Nd}, \text{Y})_2\text{Fe}_{17}$ 相呈小平面对状生长特征, τ_1 主相包裹初生相生长。少量残存的共晶 τ_2 相位于部分 τ_1 相晶界处, 说明两者通过离异共晶方式生长, 而白色包共晶 $\alpha(\text{Nd}, \text{Y})$ 相分布于剩余 τ_1 相晶界。当过冷度提升至 158 K, 如图 3(c) 所示, 合金凝固路径未发生改变。合金快速凝固组织中初生 $(\text{Nd}, \text{Y})_2\text{Fe}_{17}$ 相演变为细小等轴晶, 而 τ_1 、 τ_2 和 $\alpha(\text{Nd}, \text{Y})$ 相无明显形貌转变 (图 3(d))。对各相体积分数的统计结果表明 (图 4(a)), 随过冷度从 80 升高至 158 K,

初生 $(\text{Nd}, \text{Y})_2\text{Fe}_{17}$ 相体积分数由 10% 减小至 3%, τ_1 主相体积分数从 70% 增大至 75%, 而 τ_2 相与 $\alpha(\text{Nd}, \text{Y})$ 相体积分数在统计误差范围内基本保持不变。根据合金凝固路径可知, $\alpha(\text{Nd}, \text{Y})$ 相仅受控于包共晶转变, τ_2 相由共晶转变和包共晶转变共同影响。两者体积分数的变化趋势表明, 过冷度的增大并未显著影响共晶转变和包共晶转变, 增大的 τ_1 主相体积分数意味着包晶转变程度随过冷度的增大而提升。这也可以从冷却曲线中初生相再辉峰的强度变化得到证实。随着液态合金过冷度由 80 升高至 158 K, 初生 $(\text{Nd}, \text{Y})_2\text{Fe}_{17}$ 相形核长大对应的再辉峰强度 ΔT_r 由 29 增至 67 K, 表明增大的过冷度显著促进初生 $(\text{Nd}, \text{Y})_2\text{Fe}_{17}$ 相形成, 但减小的 $(\text{Nd}, \text{Y})_2\text{Fe}_{17}$ 相体积分数也说明后续包晶转变程度随过冷度提升。

进一步, 由悬浮合金液滴的直径 d_l 和初生相再辉时间 t_{r1} 的比值可以计算初生 $(\text{Nd}, \text{Y})_2\text{Fe}_{17}$ 相的枝晶生长速度 V_1 。如图 4(b) 所示, 随过冷度从

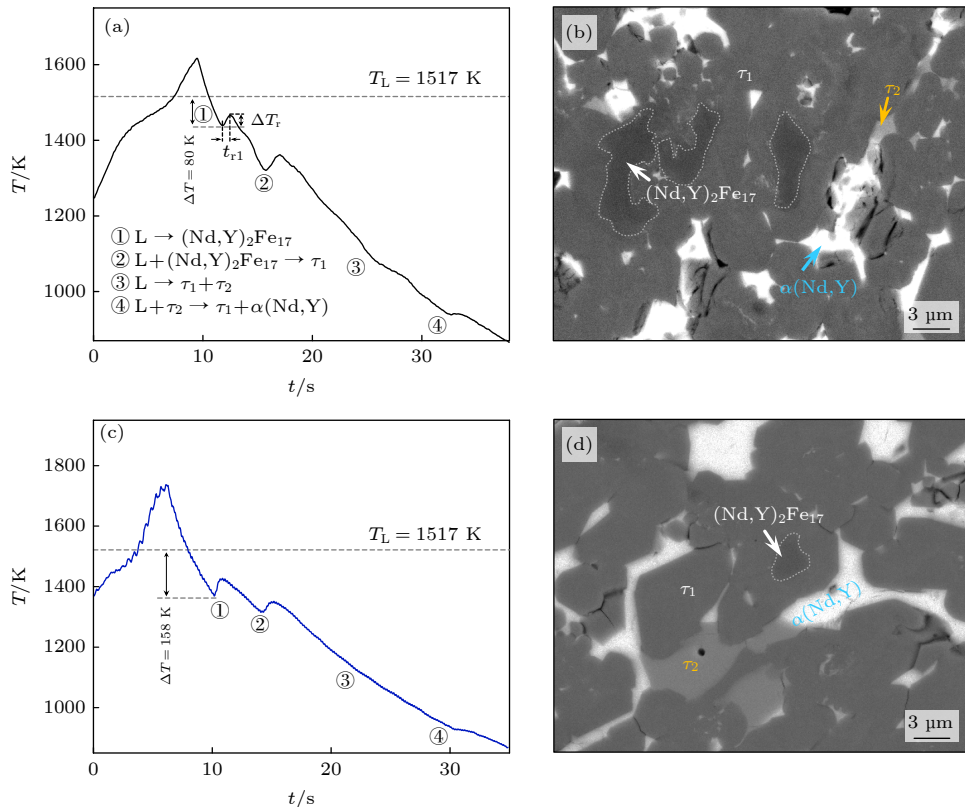


图 3 小过冷条件下静电悬浮快速凝固过程与组织特征 (a) $\Delta T = 80$ K 冷却曲线; (b) $\Delta T = 80$ K 组织形态; (c) $\Delta T = 158$ K 冷却曲线; (d) $\Delta T = 158$ K 凝固组织

Fig. 3. Rapid solidification process and microstructure characteristics under electrostatic levitation condition at small undercoolings: (a) Cooling curve at $\Delta T = 80$ K; (b) microstructure morphology at $\Delta T = 80$ K; (c) cooling curve at $\Delta T = 158$ K; (d) solidification microstructure at $\Delta T = 158$ K.

80 增至 158 K, V_1 由 3.8 增长至 5.7 $\text{mm}\cdot\text{s}^{-1}$, 对应函数关系可拟合为

$$V_1 = 0.14\Delta T^{0.73} \text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}. \quad (16)$$

一旦过冷度达到 180 K, 液态合金冷却曲线中的相变峰减小为 3 个, 如图 5(a) 所示. 图 2(b) 中过冷度为 180 K 的 XRD 图谱表明, 快速凝固组织

由 τ_1 , τ_2 和 $\alpha(\text{Nd}, \text{Y})$ 相组成, $(\text{Nd}, \text{Y})_2\text{Fe}_{17}$ 相消失, 意味着深过冷条件完全抑制了原本的初生 $(\text{Nd}, \text{Y})_2\text{Fe}_{17}$ 相的形核生长, τ_1 相优先从亚稳液态合金内形核长大 ($\text{L}\rightarrow\tau_1$), 随后发生二元共晶转变 ($\text{L}\rightarrow\tau_1+\tau_2$) 和包共晶转变 ($\text{L}+\tau_2\rightarrow\tau_1+\alpha(\text{Nd}, \text{Y})$). 此时, 初生 τ_1 相呈现典型的小平面形貌, 共晶

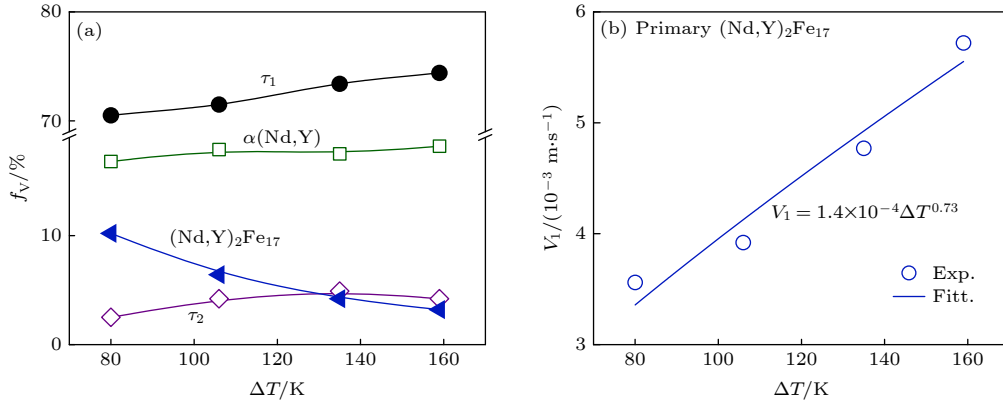


图 4 四元 $\text{Fe}_{75.6}\text{Nd}_{10}\text{Y}_9\text{B}_{5.4}$ 合金小过冷凝固组织特征随过冷度变化规律 (a) 各相体积分数; (b) 初生 $(\text{Nd}, \text{Y})_2\text{Fe}_{17}$ 相生长速度
Fig. 4. Solidification microstructure characteristics of quaternary $\text{Fe}_{75.6}\text{Nd}_{10}\text{Y}_9\text{B}_{5.4}$ alloy versus undercooling smaller than 180 K: (a) Volume fractions of each phase; (b) growth velocity of primary $(\text{Nd}, \text{Y})_2\text{Fe}_{17}$ phase.

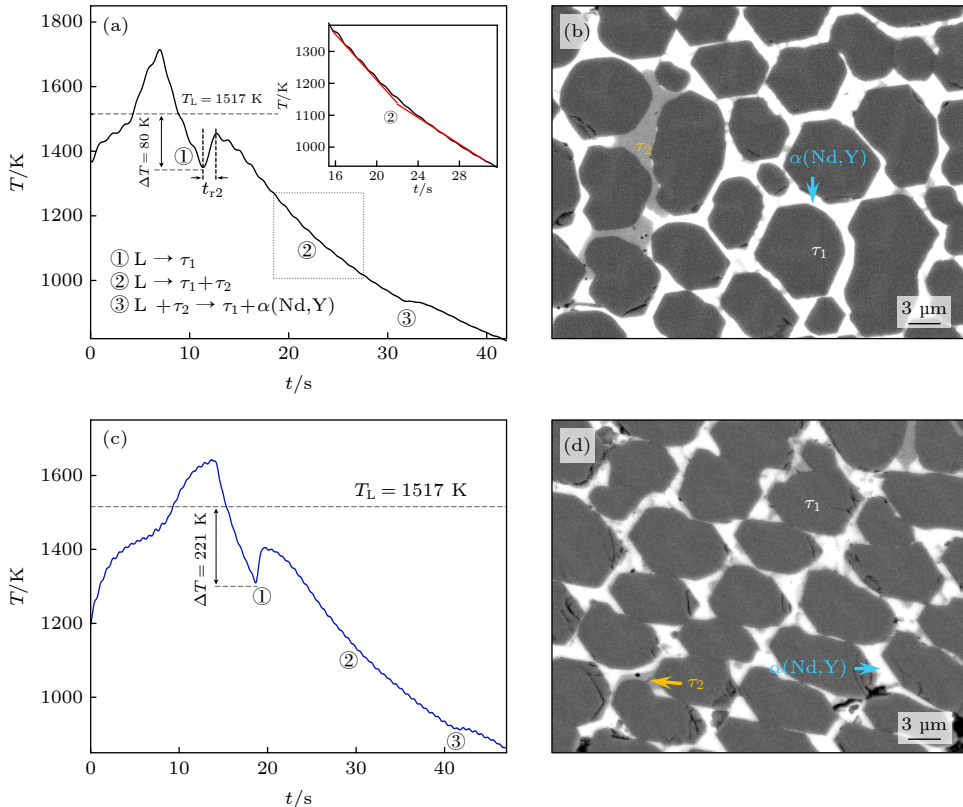


图 5 四元 $\text{Fe}_{75.6}\text{Nd}_{10}\text{Y}_9\text{B}_{5.4}$ 合金深过冷快速凝固组织演变规律 (a) $\Delta T = 180 \text{ K}$ 冷却曲线; (b) $\Delta T = 180 \text{ K}$ 组织形貌; (c) $\Delta T = 221 \text{ K}$ 冷却曲线; (d) $\Delta T = 221 \text{ K}$ 凝固组织

Fig. 5. Rapid solidification microstructure morphology of quaternary $\text{Fe}_{75.6}\text{Nd}_{10}\text{Y}_9\text{B}_{5.4}$ alloy at high undercooling regime: (a) Cooling curve at $\Delta T = 180 \text{ K}$; (b) microstructure morphology at $\Delta T = 180 \text{ K}$; (c) cooling curve at $\Delta T = 221 \text{ K}$; (d) solidification microstructure at $\Delta T = 221 \text{ K}$.

τ_2 相与包共晶 $\alpha(\text{Nd}, \text{Y})$ 相分别以离异形式依附在 τ_1 晶粒表面生长 (图 5(b)). 随过冷度增至 221 K, 凝固路径以及初生 τ_1 相、共晶 τ_2 相与包共晶 $\alpha(\text{Nd}, \text{Y})$ 相的组织特征未发生明显改变 (图 5(c), (d)). 如图 6(a) 所示, 在 180—221 K 过冷度范围内, 初生 τ_1 相体积分分数维持在约 79%, 平均晶粒尺寸则由 8.2 小幅减至 7.8 μm , 而 τ_2 与 $\alpha(\text{Nd}, \text{Y})$ 相形貌特征无明显变化, 表明在 180—221 K 范围内过冷度对于初生 τ_1 相形成、共晶转变和包共晶转变均无明显影响. 实验测定的初生 τ_1 相枝晶生长速度 V_2 随过冷度提升从 2.6 增至 11.0 $\text{mm}\cdot\text{s}^{-1}$ (图 6(b)), 变化趋势满足:

$$V_2 = 1.56 \times 10^{-12} \Delta T^{5.48} \text{ mm} \cdot \text{s}^{-1}. \quad (17)$$

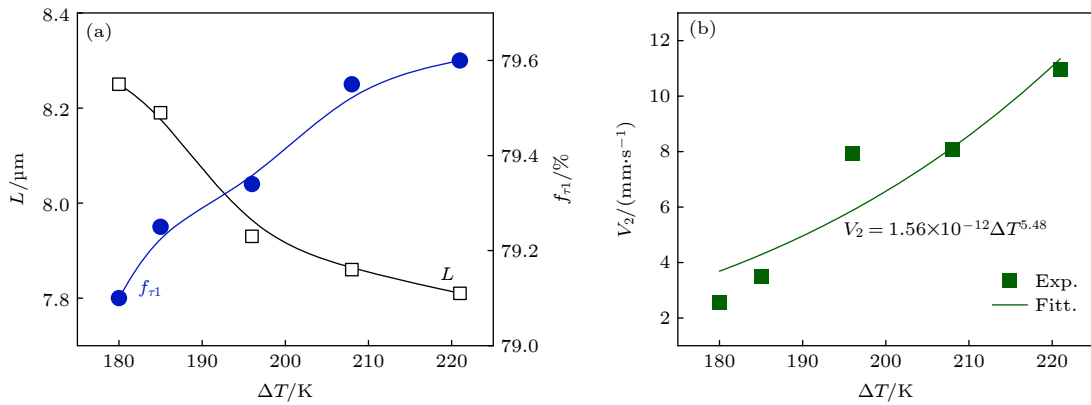


图 6 深过冷条件下初生 τ_1 相生长特征 (a) 晶粒尺寸和体积分数; (b) 生长速度

Fig. 6. Growth characteristics of primary τ_1 phase under high undercooling conditions: (a) Grain size and volume fraction; (b) growth velocity.

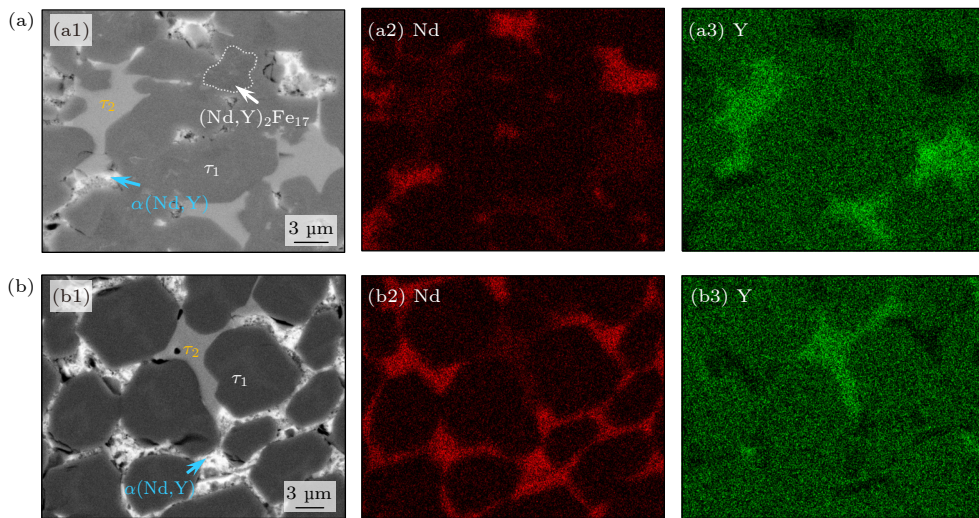


图 7 不同过冷度条件下凝固组织中稀土 Nd 和 Y 元素分布 (a) $\Delta T = 80 \text{ K}$; (b) $\Delta T = 221 \text{ K}$

Fig. 7. Distribution features of rare earth Nd and Y elements in solidification microstructures at different undercoolings: (a) $\Delta T = 80 \text{ K}$; (b) $\Delta T = 221 \text{ K}$.

进一步对 $(\text{Nd}, \text{Y})_2\text{Fe}_{17}$ 和 τ_1 相内 Nd 和 Y 元素含量 (C_{RE}) 随过冷度的变化规律进行深入分析. 如图 8(a) 所示, 当过冷度位于 80—158 K 时, 初生 $(\text{Nd}, \text{Y})_2\text{Fe}_{17}$ 相中 Nd 和 Y 元素含量基本保持恒定. 其中, Nd 元素含量为 3.5%—3.6%, Y 元素含量为 7.8%—8.0%, 两者之和维持在 11.3%—11.5%. 如图 8(b) 所示, 小过冷范围内, τ_1 相中 Nd 元素含量为 4.2%—4.3%, Y 元素含量在 8.9%—9.0%, 两者之和处于 13.2%—13.3%, 且基本不受过冷度影响. 一旦过冷度达到 180—221 K, τ_1 相中 Nd 元素含量展现出小幅上升趋势至 4.9%, Y 元素减小为 8.6%, 两者之和保持在 13.4%—13.5%.

对于稀土元素分布特征的变化规律, 主要从热力学稳定性和元素扩散性质角度进行分析. 从热力学角度对不同稀土金属间化合物相的形成焓进行计算, 形成焓越低, 各相的热力学稳定性越高, 计算结果展示在图 8(c). 第一性原理计算的准确性由理论计算和实验测定的晶格常数判断. 如表 2 所示, 计算得到的四相晶格常数与实验值间的误差均小于 1%, 证明了本文第一性原理计算的高精度. $\text{Nd}_2\text{Fe}_{17}$, Y_2Fe_{17} , $\text{Nd}_2\text{Fe}_{14}\text{B}$ 和 $\text{Y}_2\text{Fe}_{14}\text{B}$ 相形成焓分别为 3.3×10^{-2} , -1.4×10^{-2} , -3.7×10^{-2} 和 -9.0×10^{-2} eV·atom⁻¹. 其中 Y_2Fe_{17} 形成焓低于 $\text{Nd}_2\text{Fe}_{17}$ 相, $\text{Y}_2\text{Fe}_{14}\text{B}$ 相形成焓低于 $\text{Nd}_2\text{Fe}_{14}\text{B}$, 这表明 $(\text{Nd}, \text{Y})_2\text{Fe}_{17}$ 和 τ_1 相内 Y 元素含量越多, 热力学稳定性越高, 这是 $(\text{Nd}, \text{Y})_2\text{Fe}_{17}$ 和 τ_1 相中 Y 元素含量高于 Nd 元素的原因. 从元素扩散性质来看, 当过冷度处于 80—158 K 时, 初生 $(\text{Nd}, \text{Y})_2\text{Fe}_{17}$ 相率先形核长大, 随后发生包晶转变生成 τ_1 相. 根据图 1(d) 的分子动力学模拟结果, 小过冷对应的温度区间内, Nd 和 Y 元素的扩散系数处于较高水平 (10^{-10} m²·s⁻¹ 数量级), 这意味着原子在固液界面的扩散能力较高, 能够在凝固过程中充分调整分布. 此时热力学稳定性因素占据主导作用, $(\text{Nd}, \text{Y})_2\text{Fe}_{17}$

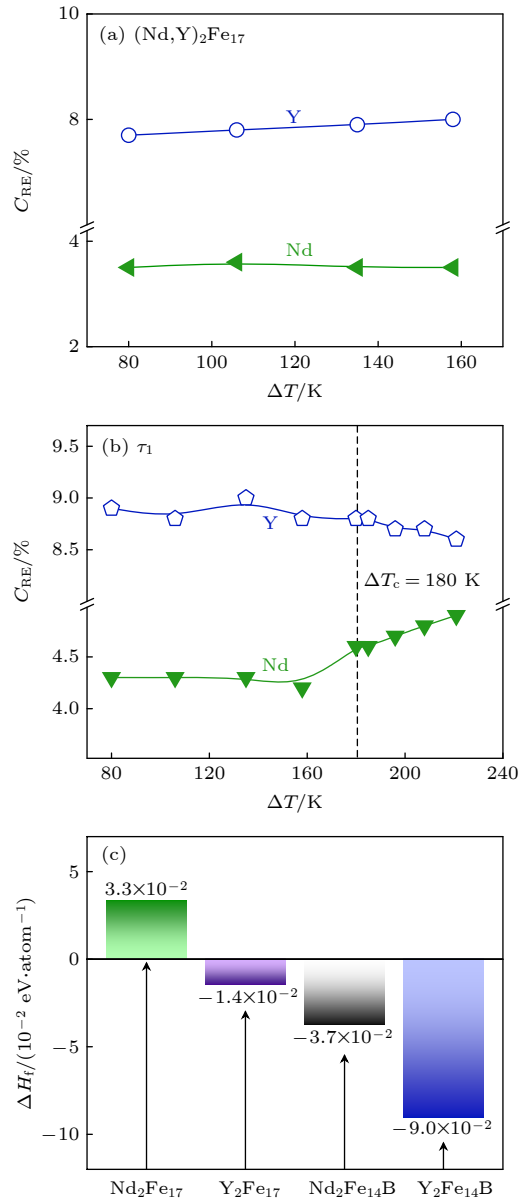


图 8 快速凝固组织中 $(\text{Nd}, \text{Y})_2\text{Fe}_{17}$ 与 τ_1 相内 Nd 和 Y 元素含量随过冷度变化规律 (a) $(\text{Nd}, \text{Y})_2\text{Fe}_{17}$ 相; (b) τ_1 相; (c) 四相形成焓

Fig. 8. The content evolution of Nd and Y elements in $(\text{Nd}, \text{Y})_2\text{Fe}_{17}$ and τ_1 phases of rapid solidification microstructures: (a) $(\text{Nd}, \text{Y})_2\text{Fe}_{17}$ phase; (b) τ_1 phase; (c) formation enthalpy of four phases.

表 2 各相晶格常数计算结果与实验数据对比

Table 2. Comparison of the calculated lattice constants of each phase with experimental data.

Structure	Lattice (Exp.)			Refs.	Lattice (Calculations in this work)					
	<i>a</i> /Å	<i>b</i> /Å	<i>c</i> /Å		<i>a</i> /Å	<i>e_a</i> /‰	<i>b</i> /Å	<i>e_b</i> /‰	<i>c</i> /Å	<i>e_c</i> /‰
$\text{Nd}_2\text{Fe}_{14}\text{B}$	8.800	8.800	12.200	[33]	8.819	2.16	8.818	2.05	12.253	4.34
$\text{Nd}_2\text{Fe}_{17}$	8.567	8.567	12.443	[34]	8.641	8.64	8.641	8.64	12.560	9.40
$\text{Y}_2\text{Fe}_{14}\text{B}$	8.760	8.760	12.000	[35]	8.775	1.71	8.775	1.71	12.018	1.50
Y_2Fe_{17}	8.520	8.520	12.380	[36]	8.584	7.50	8.584	7.50	12.378	0.16

注: e_X ($X = a, b, c$) 是计算结果相较于实验测定结果的计算误差.

和 τ_1 相内稀土元素含量受过冷度影响较小. 当过冷度达到 180—221 K 时, 在过冷度驱动下凝固路径发生转变, 初生 (Nd, Y)₂Fe₁₇ 相的形核被完全抑制, τ_1 相直接从液相中形核生长. 在大过冷条件下 Nd 和 Y 元素的扩散系数显著降低至 $10^{-12} \text{ m}^2 \cdot \text{s}^{-1}$ 数量级. 此时, 稀土元素扩散性质开始影响凝固组织内的元素分布特征. 由于 Nd 元素的扩散系数大于 Y 元素, 意味着 Nd 元素在 τ_1 相的快速生长过程中更易通过固液界面进入 τ_1 相中, 从而提升其在 τ_1 相内的含量.

4 结 论

本文采用静电悬浮技术实现了液态四元 Fe_{75.6}Nd₁₀Y₉B_{5.4} 合金的 221 K (0.14 T_L) 深过冷, 系统研究了其亚稳液态热物理性质与快速凝固组织特征, 主要结论如下.

1) 在 1402—1618 K 温度区间, 所测定的亚稳和稳定液态合金的密度、热膨胀系数和比热与辐射率之比均呈现出温度相关的线性函数关系. 分子动力学模拟结果表明, 液态合金内 Nd 和 Y 元素的扩散系数均随温度降低呈指数下降. 同一温度下, 前者扩散速率高于后者.

2) 当过冷度为 80—158 K 时, 初生 (Nd, Y)₂Fe₁₇ 相枝晶生长速度从 3.8 升高至 5.7 mm·s⁻¹, 且晶粒尺寸明显细化. 同时, 包晶转变也被促进, 初生相体积分数锐减, τ_1 -(Nd, Y)₂Fe₁₄B 相体积分数由 70% 增至 75%.

3) 当过冷度达到 180 K 后, 初生 (Nd, Y)₂Fe₁₇ 相消失, τ_1 相直接从合金熔体中形核, 且生长速度随过冷度由 2.6 增大至 11.0 mm·s⁻¹. 但此后过冷度的继续增大对其相貌和体积分数无明显影响.

4) (Nd, Y)₂Fe₁₇ 和 τ_1 相内 Y 元素含量均明显高于 Nd 元素, 这是因为 Y 元素固溶可以提升两相的热力学稳定性. 小过冷条件下两相中 Nd 和 Y 元素含量保持不变, 大过冷条件下, 扩散能力强的 Nd 元素在 τ_1 相内的含量略微升高, 而 Y 元素含量随之下降.

感谢西北工业大学康维刚、马琰、何龙宸、司亚玺和景宇航等博士生以及中南大学仇成亮博士生在实验和分析过程中提供的帮助.

参考文献

- [1] Guo S, Liao S C, Fan X D, Ding G F, Zheng B, Chen R J, Yan A R 2022 *Materials* **15** 5964
- [2] Wan Z X, Hu L, Jin Y J, Wei B B 2025 *Acta Phys. Sin.* **74** 038102 (in Chinese) [万梓焯, 胡亮, 金英捷, 魏炳波 2025 物理学报 **74** 038102]
- [3] Paradis P, Ishikawa T, Koike N, Watanabe Y 2008 *J. Jpn. Soc. Microgravity Appl.* **25** 407
- [4] Paradis P, Ishikawa T, Koike N 2009 *Microgravity Sci. Tec.* **21** 113
- [5] Wille G, Millot F 2002 *Int. J. Thermophys.* **23** 1197
- [6] Zheng Y P, Kang W G, Hu L, Zhai W, Wei B B 2023 *J. Alloy. Compd.* **968** 172141
- [7] Li X M, Liu T, Guo Z H, Zhu M G, Li W 2008 *Acta Phys. Sin.* **57** 3823 (in Chinese) [李岫梅, 刘涛, 郭朝晖, 朱明刚, 李卫 2008 物理学报 **57** 3823]
- [8] Zhang C H, Luo Y, Yu D B, Quan N T, Wu G Y, Dou Y K, Hu Z, Wang Z L 2020 *Rare Metals* **39** 55
- [9] Fan X, Ding G 2018 *Acta Mater.* **154** 343
- [10] Hu L, Wang H P, Li L H, Wei B B 2013 *Sci. China Technol. Sci.* **56** 53
- [11] Jin Y J, Geng D L, Lin M J, Hu L, Wei B B 2024 *Acta Phys. Sin.* **73** 086401 (in Chinese) [金英捷, 耿德路, 林茂杰, 胡亮, 魏炳波 2024 物理学报 **73** 086401]
- [12] Chathoth S M, Damaschke B, Samwer K, Schneider S 2008 *Appl. Phys. Lett.* **93** 71902
- [13] Hu L, Li L H, Yang S J, Wei B B 2015 *Chem. Phys. Lett.* **621** 91
- [14] Binder K, Horbach J, Kob W, Paul W, Varnik F 2004 *J. Phys. Condens. Matter* **16** S429
- [15] Biswas A, Bhattacharyya D 2025 *J. Appl. Phys.* **137** 85301
- [16] Syarif J, Badawy K, Hussien H A 2021 *Nucl. Mater. Energy* **29** 101073
- [17] Tadmor E B, Elliott R S 2011 *Jom* **63** 17
- [18] Thol M, Rutkai G, Köster A, Lustig R, Span R, Vrabec J 2016 *J. Phys. Chem. Ref. Data* **45** 023101
- [19] Einstein A 1905 *Ann. Phys.* **322** 549
- [20] Ju Y Y, Zhang Q M, Gong Z Z, Ji G F 2013 *Chin. Phys. B* **22** 83101
- [21] Fisher J C 1951 *J. Appl. Phys.* **22** 74
- [22] Kresse G, Hafner J 1993 *Phys. Rev. B* **48** 13115
- [23] Kresse G, Furterer M 1996 *Phys. Rev. B* **54** 11169
- [24] Wang Y, Chen Z, Jiang H 2016 *J. Chem. Phys.* **144** 144106
- [25] Perdew J P, Burke K 1996 *Phys. Rev. Lett.* **77** 3865
- [26] Zou M Q, Dong H Y, Lu Y H, Wang T, Su D K, Wang Y F, Pan X Q, Zou Y 2025 *Compt. Mater. Sci.* **249** 113626
- [27] Paul A, Laurila T, Vuorinen V, Divinski S V 2014 *Thermodynamics, Diffusion and the Kirkendall Effect in Solids* (Cham: Springer International Publishing) pp167–238
- [28] Turnbull D 1950 *J. Appl. Phys.* **21** 1022
- [29] Wu Y H, Chang J, Wang W L, Hu L, Yang S J, Wei B B 2017 *Acta Mater.* **129** 366
- [30] Zhai W, Wei B B 2013 *Mater. Lett.* **108** 145
- [31] Dinsdale A T 1991 *Calphad* **15** 317
- [32] Gale W F, Totemeier T C 2004 *Smithells Metals Reference Book*. (London: Butterworth) pp998–1005
- [33] Liao L X, Altounian Z, Ryan D H 1993 *Phys. Rev. B* **47** 11230
- [34] Jaswal S S, Yelon W B, Hadjipanayis G C, Wang Y Z, Sellmyer D J 1991 *Phys. Rev. Lett.* **67** 644
- [35] Hirotsawa S, Matsuura Y, Yamamoto H, Fujimura S, Sagawa M, Yamauchi H 1986 *J. Appl. Phys.* **59** 873

Thermophysical properties and rapid solidification mechanism of highly undercooled liquid Fe-Nd-Y-B alloy under electrostatic levitation condition*

XU Fangda¹⁾ ZHENG Yapeng¹⁾ LIU Shuhong²⁾

ZHAI Wei^{1)†} WEI Bingbo¹⁾

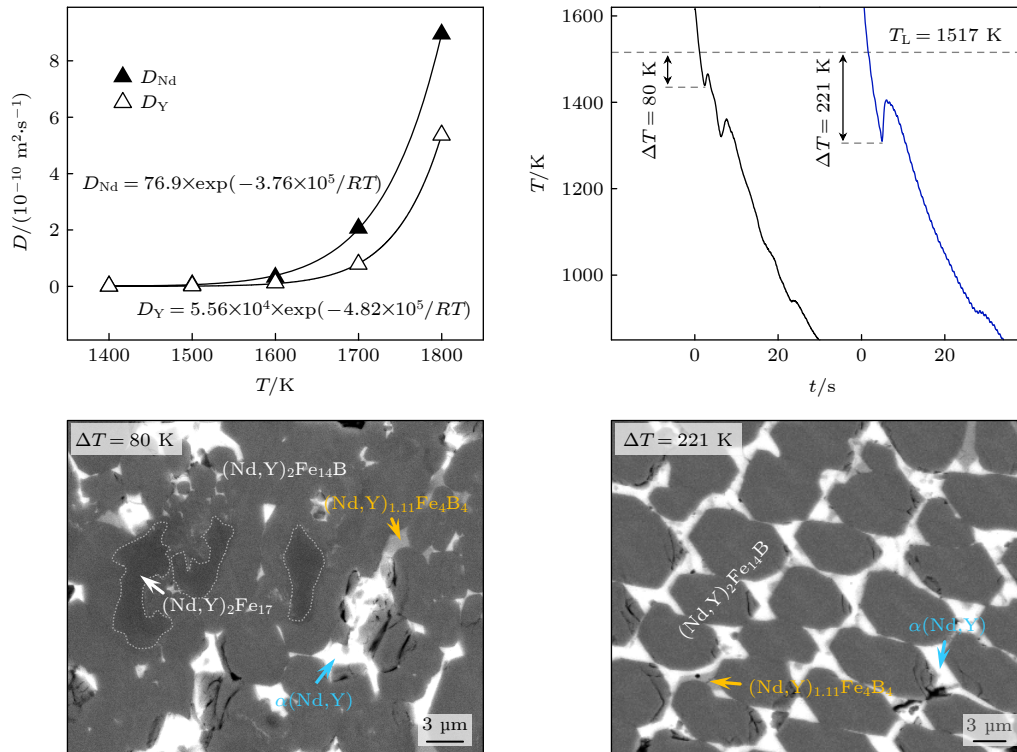
¹⁾ (School of Physical Science and Technology, Northwestern Polytechnical University, Xi'an 710072, China)

²⁾ (State Key Laboratory for Light Weight and High Strength Structural Materials, Central South University, Changsha 410083, China)

(Received 9 July 2025; revised manuscript received 6 August 2025)

Abstract

The metastable and stable liquid state thermophysical properties and rapid solidification mechanism of quaternary Fe_{75.6}Nd₁₀Y₉B_{5.4} alloy with a maximum undercooling temperature of 221 K (0.14 T_L) are investigated using electrostatic levitation technique. The measured results indicate that the density, thermal expansion coefficient and the ratio of specific heat to emissivity of the liquid alloy comply with linear functional relationship with temperature in the range of 1402–1618 K. Molecular dynamics (MD) simulations show that



* Project supported by the National Key R&D Program of China (Grant No. 2021YFB3502600), the National Natural Science Foundation of China (Grant Nos. 52088101, 52130405, 52401061), and the Space Application System of China Manned Space Program (Grant No. KJZ-YY-NCL0603).

† Corresponding author. E-mail: zhaiwei322@nwpu.edu.cn

the diffusion coefficients of Nd and Y elements decrease exponentially with temperature decreasing, with the former exhibiting a larger diffusion coefficient at the same temperature. When the liquid undercooling rises from 80 to 158 K, the growth velocity of primary $(\text{Nd,Y})_2\text{Fe}_{17}$ phase dendrites increases from 3.8 to 5.7 $\text{mm}\cdot\text{s}^{-1}$, while exhibiting significant grain refinement effect. Meanwhile, the increased undercooling also promotes peritectic transformation, leading the volume fraction of peritectic τ_1 - $(\text{Nd,Y})_2\text{Fe}_{14}\text{B}$ phase to reach up to 75%. Once the undercooling reaches 180 K, the former peritectic τ_1 phase, rather than the primary $(\text{Nd,Y})_2\text{Fe}_{17}$ phase, becomes the leading phase, which nucleates and grows directly from the undercooled liquid alloy, and its growth velocity increases with undercooling from 2.6 to 11.0 $\text{mm}\cdot\text{s}^{-1}$. The calculation results of formation enthalpy show that the solid solution of the Y element can enhance the thermodynamic stability of the $(\text{Nd,Y})_2\text{Fe}_{17}$ phase and the τ_1 phase, thereby explaining the reason why the content of Y element in both phases is significantly higher than that of Nd element. Nevertheless, the content of Nd element in the τ_1 phase slightly increases because its diffusion ability is stronger than that of Y if undercooling is higher than 180 K.

Keywords: Fe-Nd-Y-B alloy, electrostatic levitation, metastable liquid state thermophysical properties, rapid solidification microstructure

PACS: 71.20.Eh, 68.55.A-, 81.30.Fb, 66.30.Fq

DOI: [10.7498/aps.74.20250904](https://doi.org/10.7498/aps.74.20250904)

CSTR: [32037.14.aps.74.20250904](https://cstr.net.cn/detail/32037.14.aps.74.20250904)

液态Fe-Nd-Y-B合金的热物理性质与静电悬浮快速凝固研究

徐方达 郑亚鹏 刘树红 翟薇 魏炳波

Thermophysical properties and rapid solidification mechanism of highly undercooled liquid Fe-Nd-Y-B alloy under electrostatic levitation condition

XU Fangda ZHENG Yapeng LIU Shuhong ZHAI Wei WEI Bingbo

引用信息 Citation: *Acta Physica Sinica*, 74, 197102 (2025) DOI: 10.7498/aps.74.20250904

CSTR: 32037.14.aps.74.20250904

在线阅读 View online: <https://doi.org/10.7498/aps.74.20250904>

当期内容 View table of contents: <http://wulixb.iphy.ac.cn>

您可能感兴趣的其他文章

Articles you may be interested in

静电悬浮条件下液态 $Zr_{60}Ni_{25}Al_{15}$ 合金的热物理性质与快速凝固机制

Thermophysical properties and rapid solidification mechanism of liquid $Zr_{60}Ni_{25}Al_{15}$ alloy under electrostatic levitation condition

物理学报. 2024, 73(8): 086401 <https://doi.org/10.7498/aps.73.20232002>

静电悬浮条件下难熔 $Nb_{81.7}Si_{17.3}Hf$ 合金的相选择与共晶生长机制

Phase selection mechanism and eutectic growth kinetics of refractory $Nb_{81.7}Si_{17.3}Hf$ alloy under electrostatic levitation condition

物理学报. 2025, 74(3): 038102 <https://doi.org/10.7498/aps.74.20241194>

液态五元 $Zr_{57}Cu_{20}Al_{10}Ni_8Ti_5$ 合金的微观结构演变与非晶形成机制

Microscopic structure evolution and amorphous solidification mechanism of liquid quinary $Zr_{57}Cu_{20}Al_{10}Ni_8Ti_5$ alloy

物理学报. 2023, 72(22): 226401 <https://doi.org/10.7498/aps.72.20231169>

过冷液相区退火调控Ni-Fe-B-Si-P非晶态合金的微观结构与电学性能

Microstructure and electrical properties of Ni-Fe-B-Si-P amorphous alloys controlled by supercooled liquid-phase annealing

物理学报. 2025, 74(11): 116101 <https://doi.org/10.7498/aps.74.20250368>

类金属元素影响Co-Y-B合金非晶形成能力和磁性能的机制分析

Mechanism analysis of metalloids affecting amorphous forming ability and magnetic properties of Co-Y-B alloy

物理学报. 2022, 71(22): 228102 <https://doi.org/10.7498/aps.71.20220873>

Al-Ti-B细化工业纯铝凝固组织演变过程数值模拟

Numerical simulations of solidification microstructure evolution process for commercial-purity aluminum alloys inoculated by Al-Ti-B refiner

物理学报. 2021, 70(8): 086402 <https://doi.org/10.7498/aps.70.20201431>