

# 均匀化热处理对Nb47Ti合金铸锭通道偏析的影响

尚金金<sup>1,2</sup>, 朱石刚<sup>3</sup>, 李斌强<sup>2</sup>, 白惠文<sup>2</sup>, 杨策<sup>2</sup>, 雷强<sup>1,2</sup>,  
何涛<sup>2</sup>, 刘向宏<sup>4</sup>, 曾卫东<sup>1</sup>

(1. 西北工业大学 凝固技术国家重点实验室, 陕西 西安 710072)

(2. 西部超导材料科技股份有限公司, 陕西 西安 710018)

(3. 中国人民解放军93170部队, 陕西 西安 710021)

(4. 西北有色金属研究院, 陕西 西安 710016)

**摘要:** Nb47Ti合金在真空自耗电弧熔炼过程中易形成通道偏析, 显著降低材料加工性能。采用分子动力学模拟计算, 发现Ti-Nb体系在1170 °C保温时, Ti和Nb的均方位移随着Nb含量的增加而增加, Nb47Ti合金溶质原子Nb的位移振幅及扩散轨迹明显强于基体Ti, 说明均匀化对合金微观偏析有改善作用。分析了1170 °C下5.5和10 h均匀化热处理对 $\Phi$ 520 mm规格Nb47Ti铸锭微区成分、通道偏析的影响。结果表明, 均匀化热处理后微区成分偏析因子可下降0.27%和0.53%, 但对通道偏析的形貌、数量及尺寸均无明显改善, 试验结果与理论计算结果吻合。提高热处理温度或者增加时间, 对通道偏析的改善作用极其微弱, 且会导致氢含量超标问题。

**关键词:** Nb47Ti合金; 均匀化热处理; 通道偏析

中图分类号: TG146.23

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2026)08-2028-08

## 1 引言

Ti元素含量为45%~50%(质量分数)的Nb47Ti合金因其优异的强度、塑性及低温超导性能(临界磁场 $>10$  T, 临界电流密度 $>3000$  A/mm<sup>2</sup>), 已成为高能物理装置(如ITER核聚变堆)、磁共振成像(MRI)及粒子加速器等领域的核心材料<sup>[1-3]</sup>。然而, 该合金在真空自耗电弧熔炼(VAR)过程中, 由于Nb(熔点2468 °C, 密度8.57 g/cm<sup>3</sup>)与Ti(熔点1668 °C, 密度4.54 g/cm<sup>3</sup>)的物性差异显著, 易造成熔池对流不稳定及溶质再分配, 进而产生通道偏析(黑斑, freckle)、木纹(tree rings)等冶金缺陷<sup>[4-6]</sup>。其中, 通道偏析是富Ti元素的宏观偏析区域, X射线分析纵剖面显示为暗色条状组织, 横剖面显示为暗色斑点状组织, 因此工程上也称为黑斑。黑斑缺陷会显著降低合金加工性能, 导致超导线材在拉拔至微米级时断线, 严重影响了材料的成品率<sup>[6]</sup>。

通道偏析现象并非NbTi合金独有, 在Pb-Sn、Al-Cu及IN718等镍基高温合金中亦有广泛报道<sup>[7-12]</sup>。其形成机制普遍认为与枝晶间热溶质浮力效应相关: 在凝固过程中, 由于溶质偏析、温度变化、枝晶形态等导致在糊状区某个位置出现与生长方向相同的热溶质对流, 如果流

动速度大于生长速度, 则在此位置出现局部重熔。熔化部位的渗透率升高, 促使液相更容易流动, 反而强化了重熔并形成通道偏析。针对NbTi合金通道偏析问题, 国内外学者对于VAR熔炼中一些关键的工艺参数, 如熔炼电流、熔炼速度、冷却条件等的影响进行了研究<sup>[13-14]</sup>, 通过设计合适的工艺参数可减轻工程化大规格铸锭( $\Phi$ 500 mm规格及以上)的通道偏析程度, 但是在铸锭上部的缺陷难以彻底消除, 严重影响了铸锭的成品率。

均匀化热处理是将材料在高温条件下长时间保温, 通过原子扩散消除凝固过程中形成的成分偏析(如枝晶偏析), 使成分和组织均匀化。Tong<sup>[15]</sup>等人研究了均匀化热处理对Ti-1023合金Fe元素偏析的影响, 发现热处理温度与Fe原子扩散能力呈正相关, 高温(1200 °C)、长时间(12 h)保温可显著降低Fe元素的微观偏析程度; Zhang<sup>[16]</sup>等人通过采用两阶段均匀化热处理工艺, 有效地消除了高铌钛铝合金(Ti-45Al-8.5Nb-0.2W-0.2B-0.02Y)的凝固偏析和 $\beta$ 相偏析, 改善微观结构的均匀性。盖永超<sup>[17]</sup>等人采用双步均匀化热处理不仅消除了GH4151合金铸锭中的偏析, 而且避免了低熔点相过烧而产生的孔洞问题。

截至目前, 均匀化热处理对NbTi合金中通道偏析以

收稿日期: 2025-08-10

基金项目: 国家自然科学基金联合基金重点支持项目(U24A2038)

作者简介: 尚金金, 男, 1984年生, 博士, 正高级工程师, 西部超导材料科技股份有限公司, 陕西 西安 710018, 电话: 029-86514504, E-mail: sjandsj@c-wst.com

及其它宏、微观偏析相关研究较少。因此,本研究采用真空自耗电弧熔炼制备了 $\Phi 520$  mm规格Nb47Ti合金铸锭,研究了均匀化热处理对通道偏析的偏析程度、数量的影响,为NbTi棒材的工程化制备提供理论支撑。

## 2 分子动力学模拟

分子动力学模拟的基本思想是在给定的边界条件和系综条件下,结合原子间的相互作用力,确定体系的内禀动力学规律,进而跟踪系统中每个粒子在时空下的单体运动轨迹;然后根据统计物理学,推导出所需的物性信息。其核心作用在于从原子尺度揭示动态规律并预测宏观性质,是连接微观机制与宏观现象的桥梁,广泛应用于材料科学领域。

原子间相互作用力(势函数)的确定是分子动力学模拟方法的核心问题。依据不同的势函数来源,分子动力学模拟可分为经典分子动力学(classical molecular dynamic, MD)以及第一性原理分子动力学(Ab initio molecular dynamic, AIMD)方法。AIMD方法最大的优点是考虑了电子间的相互作用,可以准确地给出原子间势函数,并且不受组元数量的制约;但是,该方法计算量庞大,严重限制了计算体系的尺寸(约200个原子)与时间尺度(皮秒)<sup>[18-20]</sup>。而MD方法的势函数相对简单,在可靠势函数存在的前提下,可模拟几百万乃至上亿的原子体系<sup>[21-22]</sup>,并且目前可达到微秒级别的时间尺度<sup>[23-25]</sup>,更贴近于实验条件。因此,本工作将选择MD计算模拟方法进行探索性研究。

对于合金材料来说,Daw和Baskes等<sup>[26-27]</sup>提出的嵌入原子法(embedded-atom method, EAM)、修正型嵌入原子法(modified embedded-atom method, MEAM)<sup>[28-29]</sup>,可以很好地描述金属体系内部较强的多体相互作用。Lee等<sup>[30-31]</sup>在考虑近邻原子间的相互作用基础上修正MEAM,建立了2NN MEAM(second nearest neighbor MEAM)势函数,系统的总能量可表示为:

$$E = \sum_i \left[ F_i(\bar{\rho}_i) + \frac{1}{2} \sum_{j(\neq i)} S_{ij} \phi_{ij}(R_{ij}) \right] \quad (1)$$

其中, $F_i$ 为嵌入势函数, $\bar{\rho}_i$ 为*i*原子处的电荷密度, $S_{ij}$ 和 $\phi_{ij}(R_{ij})$ 分别为相距 $R_{ij}$ 的*i*原子与*j*原子的屏蔽因子(screening factor)和对势函数。通过对参数 $S_{ij}$ 的调节可将第二近邻原子间的相互作用考虑到系统的总能量计算中。

本研究采用分子动力学模拟对Nb-Ti过冷液体的动力学行为进行研究,模拟通过LAMMPS软件包实现<sup>[32]</sup>。研究体系分别为9Nb-Ti(wt%)和53Nb-Ti(wt%)。势函数选取经过检验的Nb-Sn-Ti三元2NN MEAM势。首先,通过对B2 Nb晶胞( $a=b=c=0.3291$  nm)进行周期性复制得到初始超胞模型,模型原子数为20 000;然后,随机

替换Nb原子,使Nb所占原子分数分别为5%和36.75%;同时,为了研究原子空位对体系动力学行为的影响,还构建了含空位原子模型,通过随机删除超胞模型中原子,最终使空位浓度达1.5%。随后,每个初始模型首先在绝热温度条件下进行能量最小化,原子初始速度满足高斯随机分布,然后在1800 K下(低于目标成分熔点)弛豫1 ns达到平衡状态后以1 K/ps的速率连续冷却至1444 K(1170 °C),并在该温度下弛豫1 ns以达到平衡态,整个过程采用NPT系综。最后,在NVT下弛豫1 ns进行输运性质统计分析。整个模拟过程中,体系的温度通过Nose-Hoover热浴进行控制,压强通过Parinello Rahman压浴保持在0 GPa<sup>[33]</sup>,时间步长选取为1 fs,并采用三维周期性边界条件(PBCs)。原子的可视化分析主要通过OVITO软件包实现<sup>[34]</sup>。

描述过冷液体的动力学行为判断的最基本办法是研究原子均方位移(mean squared displacement, MSD)在不同弛豫时刻下的情况,对应*i*原子在*t*时刻相对于初始时刻位移的平方,*N*个原子的平均MSD可定义为:

$$\langle \Delta r^2(t) \rangle = \frac{1}{N} \left\langle \sum_{i=1}^N |\vec{r}_i(t) - \vec{r}_i(0)|^2 \right\rangle \quad (2)$$

其中, $\vec{r}_i$ 为*i*原子的位置矢量,尖括号 $\langle \dots \rangle$ 代表系综平均。MSD随弛豫时间*t*的变化能够反映出体系内部原子的扩散行为,在一开始非常短的弛豫时间范围内,MSD与*t*呈线性关系,原子的轨迹表现出弹道(ballistic)特征,其运动主要起源于原子自身的惯性,并没有受到近邻原子的影响。而原子自身的惯性主要受热能控制,因此温度的降低必然会导致这一时间段体系的MSD降低。随着弛豫时间的延长,曲线上会出现1个平台,原子运动变得局域化,即笼(Caged)效应出现。同时,随着温度的降低,平台逐渐变长,原子运动的笼效应加强。根据模态耦合理论,温度的降低会导致液体致密度增加,每个原子逐渐受困于其近邻原子所形成的刚性笼子中,更难以发生拓扑激活,进而需要更长的时间摆脱这一笼效应。当弛豫时间进步增长时,原子已经从周围近邻原子的束缚中脱离出来,开始做随机的自扩散运动。

图1分别统计了不同模型体系中总原子以及每1组成元素的MSD对弛豫时间的依赖性。由图1a~1c可知,在理想晶格条件下,总原子、Ti元素和Nb元素中MSD随时间波动小,说明原子几乎不进行自扩散运动,但Nb含量升高拓宽了 $\beta$ 相区及稳定了 $\beta$ 相,导致原子运动加快。相反的,在缺陷晶格条件下,即当体系中存在原子空位时,原子运动能力会大幅增强,即原子极易摆脱笼效应限制而进行自由扩散运动,同时Nb含量的影响变的更加明显(如图1d~1f)。

图2为2种Nb含量理想晶体和缺陷晶体在特定晶胞范围内运动轨迹,其进一步验证了在缺陷晶体中原子的运动能力高于理想晶体,且Nb含量升高则运动能力增强。

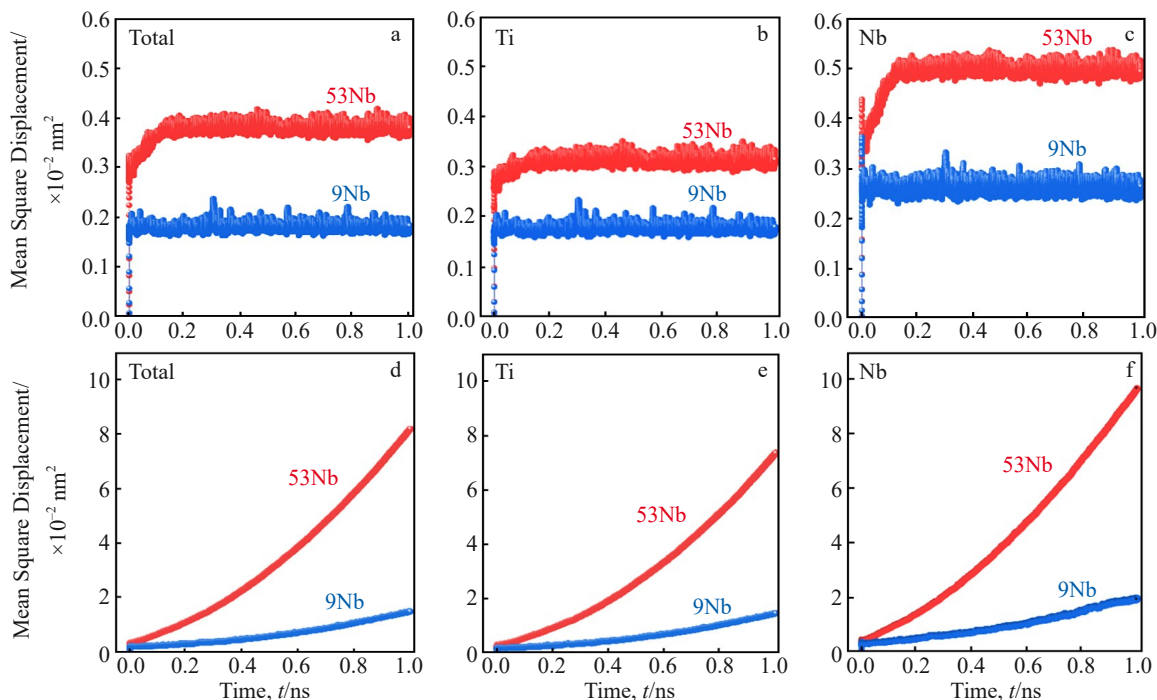


图1 不同Nb含量理想晶体和缺陷晶体在特定晶胞范围内均方位移

Fig.1 Mean squared displacements of perfect (a-c) and defective (d-f) crystals with different Nb contents within a specific simulation cell

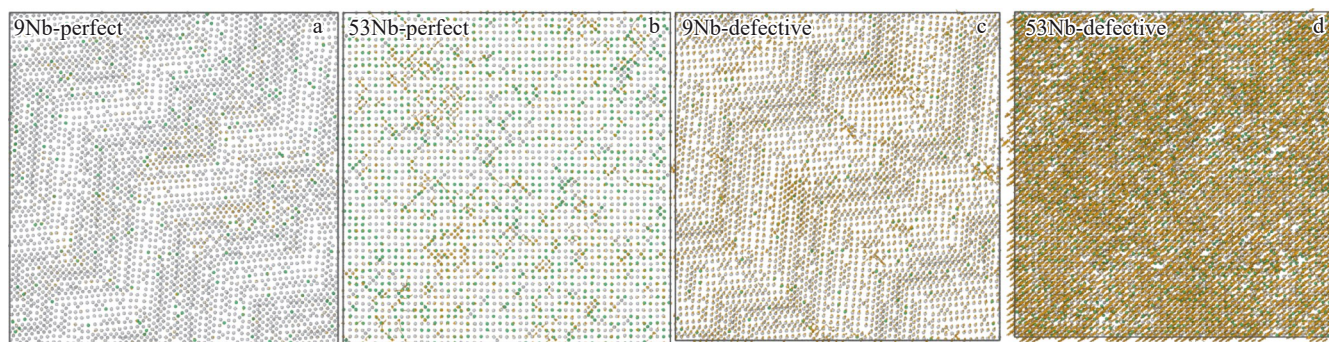


图2 不同Nb含量理想晶体和缺陷晶体在特定晶胞范围内运动轨迹

Fig.2 Atomic trajectories of perfect and defective crystals with different Nb contents within a specific simulation cell

总体而言,通过分子动力学模拟计算,Ti-Nb体系在1170 °C保温时,Ti和Nb的均方位移随着Nb含量的增加而增加,且在53Nb-Ti(即Nb47Ti)配比下,溶质原子Nb的位移振幅及扩散轨迹明显强于基体Ti,说明53Nb-Ti(wt%)的扩散效果优于9Nb-Ti(wt%),且均匀化对微观偏析有改善作用。

### 3 实验

以海绵钛(99.95%)和高纯Nb(99.95%)为原料,使用工业级真空自耗电弧炉,经3次真空自耗电弧熔炼制备出直径520 mm、长度2000 mm的Nb47Ti铸锭。在距离铸锭头部200 mm处锯切1个厚度20 mm的横截面试样片(如图3a),使用型号为XXQ-3005的X射线检测设备对试样片进行X射线检测,其原理是X射线穿透试样片

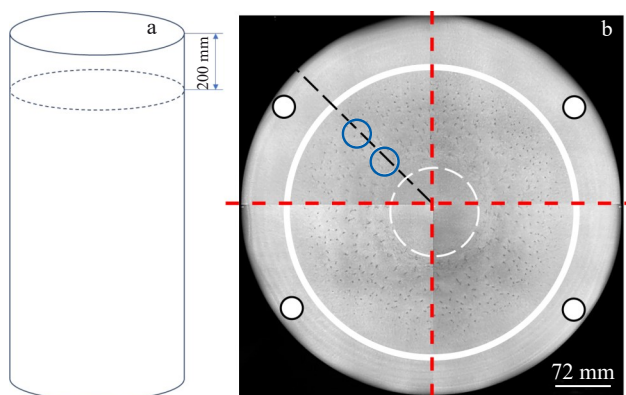


图3 Nb47Ti合金铸锭的取样位置图

Fig.3 Illustrations for the sampling positions in the Nb47Ti ingot: (a) circumference surface and (b) cross section

后在胶片上进行感光，X射线穿透的数量越多，则胶片感光程度越强，呈现为暗色；X射线穿透的数量越少，则胶片感光程度越弱，呈现为亮色。由于Ti元素密度较小，X射线穿透能力强，因此可以从胶片的明、暗反馈Ti元素的低、高。图3b为X射线检测结果，图片中暗色斑点即为通道偏析（黑斑）。将试样片按照图3b所示的方式4均分，分别编为1#、2#、3#、4#试样片。

将1#试样片按照图3b所示蓝色圆圈位置，线切割2个 $\Phi 15$  mm试样。随后将4个1/4圆试样片进行均匀化热处理，具体热处理制度如表1所示。热处理完成后将4个试样片2个横截面车光去除表面氧化层，并进行X射线分析。随后参考铸态方式，每个试样片切取2个 $\Phi 15$  mm试样。使用砂纸研磨去除10个试样的表面加工层，再用 $\text{SiO}_2$ 悬浮液振动抛光至镜面，得到用于高倍组织和成分检测的高质量样品。最后，使用体积比为7:3的HCl和 $\text{HNO}_3$ 混合溶液进行腐蚀，获得用于显微组织观察的金相试样。具体地，在Olympus GX71型光学显微镜

和配备有电子背散射衍射探头的SUPRA55 ZEISS型扫描电子显微镜上完成合金微观组织和成分的表面及分析。

## 4 结果与讨论

### 4.1 微区成分均匀性效果评估

在1170 °C下分别保持5.5和10 h后水淬冷却，保留均匀化热处理完成时刻的状态，与铸态样品进行对比分析。图4为水淬方式下NbTi合金SEM照片，其中图4a和4b为铸态组织，可见明显的枝晶组织形貌，二次枝晶壁间距约为0.156 mm。水淬冷却后，保留了均匀化热处理后的成分状态，二次枝晶壁间距约为0.132 mm（图4c~4f）。为定量分析均匀化热处理对枝晶干、枝晶间等典型区域微区成分的影响，引入了偏析因子 $S^{[35]}$ ，其定义为：

$$S = \frac{C_I - C_D}{C_0} \quad (3)$$

式中， $C_I$ 为枝晶干成分分析平均值， $C_D$ 为枝晶间成分分析平均值， $C_0$ 为初始浓度值。

对比铸态组织、热处理试样微区成分分析结果发现，均匀化热处理后， $S$ 值分别下降了0.27%和0.53%，说明显微偏析程度有一定程度的减轻，如表2所示。

### 4.2 通道偏析区域成分均匀性提升效果评估

Nb47Ti棒材锻造后通常采用空冷，因此模拟工程化制备过程，在1170 °C下分别保持5.5和10 h后空冷，研究热处理对通道偏析的影响。图5为热处理前后同一位置的X射线结果，可见均匀化热处理对通道偏析的形貌

表1 Nb47Ti试样片热处理制度

Table 1 Heat treatment regime for Nb47Ti specimen

Sample No.	Heat treatment regime
1#	1170 °C/5.5 h, water quenching
2#	1170 °C/10 h, water quenching
3#	1170 °C/5.5 h, air cooling
4#	1170 °C/10 h, air cooling

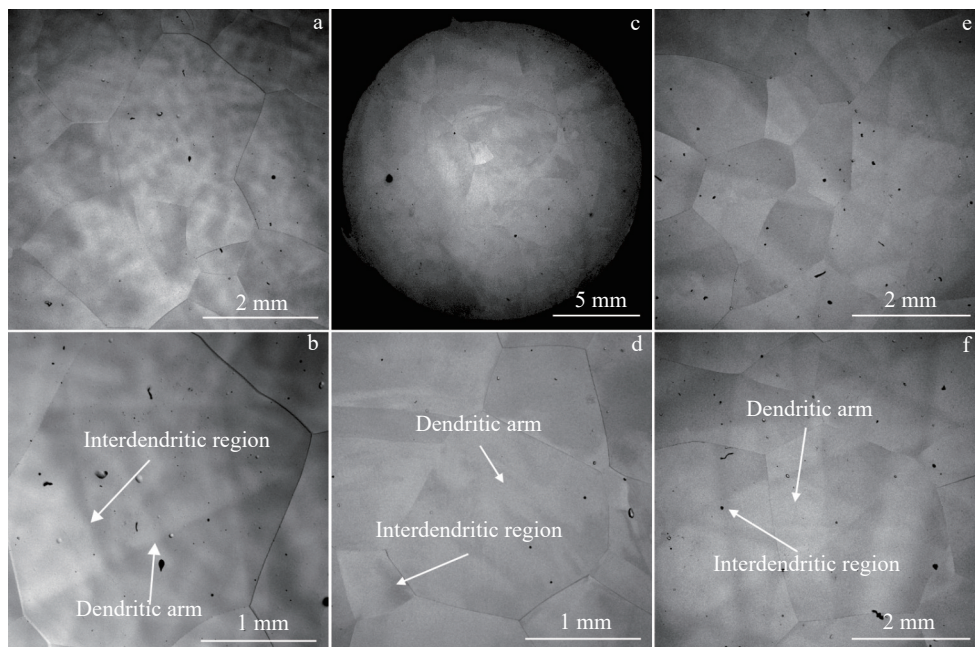


图4 水淬方式下NbTi合金高温均匀化SEM照片

Fig.4 Microstructures of NbTi alloy subjected to high-temperature homogenization under water quenching: (a–b) as-cast; (c–d) 1170 °C/5.5 h, water quenching; (e–f) 1170 °C/10 h, water quenching

表2 铸态、均匀化热处理/水淬态 5.5 和 10 h 下试样偏析因子

Table 2 Segregation index of samples under as-cast and homogenization heat treatment+water-quenching for 5.5 and 10 h conditions

Condition	Segregation index/%
As-cast	2.97
1170 °C/5.5 h	2.70
1170 °C/10 h	2.44

基本无影响。

对均匀化前、后 1/4 圆区域内的通道偏析数量和尺寸进行了统计,其中尺寸为斑点在任意方向上的最大长度,其结果如表 3 所示。由表 3 可知,均匀化热处理后通道偏析的数量和尺寸均未见明显改善。

在铸态、均匀化热处理态试样片上,按照图 3b 所示蓝色圆圈位置取样,进行高倍和能谱分析。图 6 为热处

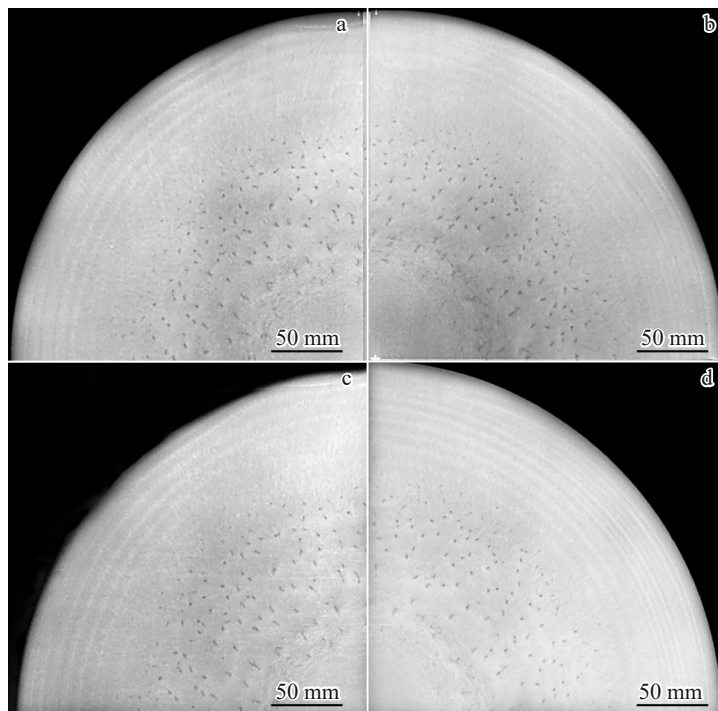


图5 铸态和均匀化热处理态 NbTi 合金铸锭 X 射线结果

Fig. 5 X-ray photography of as-cast and homogenization heat-treated NbTi alloy ingots: (a – b) as-cast; (c) 1170 °C/5.5 h, air cooling; (d) 1170 °C/10 h, air cooling

表3 铸态、均匀化热处理/空冷态试样通道偏析数量和尺寸

Table 3 Number and size of channel segregation of samples under as-cast and homogenization heat treatment+air cooling conditions

Condition	Number	Size/mm
As-cast	130	1–2
1170 °C/5.5 h	120	1–2
1170 °C/10 h	127	1–2

理前、后高倍组织照片,可见均匀化热处理对高倍组织形貌影响不明显。

对铸态组织、均匀化热处理/空冷态试样中通道偏析与周围基体成分偏差进行分析,发现铸态下通道偏析区域的 Ti 含量为 53.04wt%,基体 Ti 含量为 48.73wt%,通道偏析区域 Ti 含量较基体高 4.31%,其偏析因子为 9.17%;均匀化热处理后,通道偏析区域与基体区域的 Ti 含量偏差轻微下降至 4.29% 和 4.28%,S 值分别为 9.13% 和 9.11%,说明均匀化热处理对通道偏析程度基本无影响,如表 4 所示。

总体而言,通过均匀化热处理对 Nb47Ti 合金微观成分、通道偏析的影响分析可知,在锻造前增加 5.5~10 h 高温均匀化热处理,对 Nb47Ti 铸锭的微区成分均匀性有微弱的改善作用,但对通道偏析等宏观偏析基本无改善。

### 4.3 Nb47Ti 合金均匀化热处理效果计算

均匀化热处理的原理是通过高温长时间保温,促使合金元素在固态下发生原子扩散,从而消除或减轻铸造过程中形成的偏析。基于菲克第二定律建立了 NbTi 合金中 Ti 元素扩散的数学模型,其主要控制方程为组分迁移方程,如式(4)所示:

$$\frac{\partial C}{\partial t} = \frac{\partial}{\partial x_i} \left( D \frac{\partial C}{\partial x_i} \right) = D \frac{\partial^2 C}{\partial^2 x_i} \quad (4)$$

式中,C 为 Ti 元素浓度, mol·m<sup>-3</sup>; x<sub>i</sub> 为 i 方向的坐标, m; D 为扩散系数, m<sup>2</sup>·s<sup>-1</sup>。

假定沿某一横越二次枝晶轴直线方向上的溶质质量浓度变化按正弦波来处理,如图 7 所示,则在 x 轴上的浓度分布为:

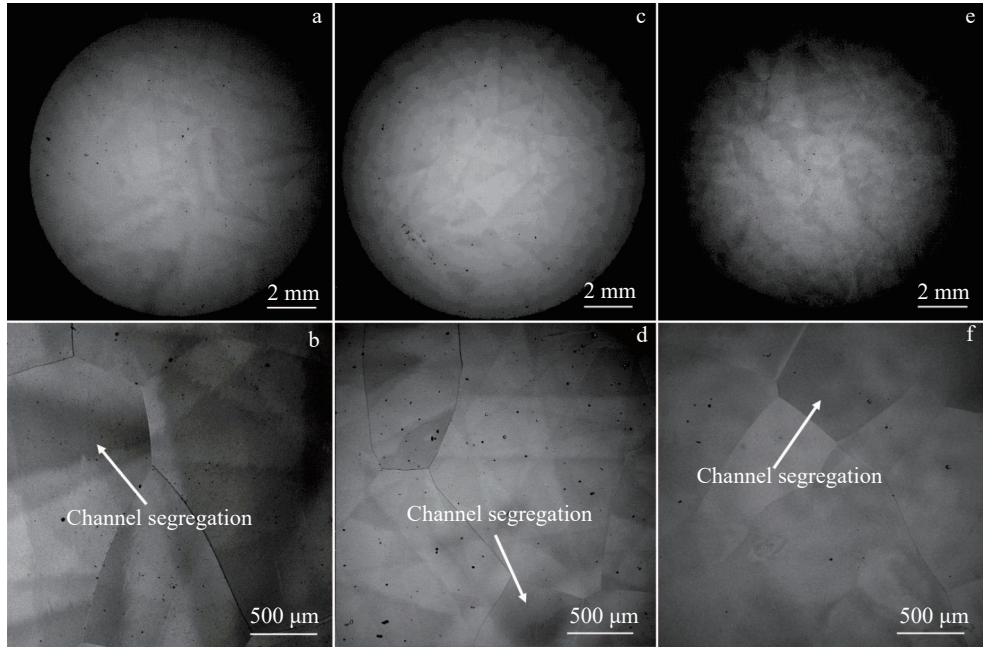


图6 空冷方式下NbTi合金高温均匀化OM组织

Fig.6 OM microstructures of high-temperature homogenized NbTi alloy under air cooling condition: (a–b) as-cast; (c–d) 1170 °C/5.5 h, air cooling; (e–f) 1170 °C/10 h, air cooling

表4 铸态、均匀化热处理/空冷态5.5和10 h下试样偏析因子

Table 4 Segregation index of samples under as-cast and homogenization heat treatment+air cooling for 5.5 and 10 h conditions

Condition	Segregation index/%
As-cast	9.17
1170 °C/5.5 h	9.13
1170 °C/10 h	9.11

$$C(x) = C_0 + A_0 \sin \frac{\pi x}{\lambda} \quad (5)$$

其中,  $C_0$ 为平均质量浓度, wt%;  $A_0$ 为铸态合金中偏析的起始振幅;  $\lambda$ 是二次枝晶轴之间的一半距离, mm。

由于溶质原子从高浓度向低浓度区扩散, 最终趋近于平均质量浓度, 故认为此时波长不变, 只是正弦波的振幅逐渐减小, 由此可得边界条件为:

$$C(x = 0, t) = C_0 \quad (6)$$

$$\frac{\partial C}{\partial x} \left( x = \frac{\lambda}{2}, t \right) = 0 \quad (7)$$

代入公式(4), 采用分离变量法, 可得通解:

$$C(x, t) = X(x)T(t) \quad (8)$$

其中:

$$X(x) = A \cos \frac{\pi x}{\lambda} + B \sin \frac{\pi x}{\lambda} \quad (9)$$

$$T(t) = \exp \left( -\frac{D\pi^2 t}{\lambda^2} \right) \quad (10)$$

当  $x$  为 0,  $t$  为 0 时,  $A$  为 0, 此时浓度为  $C_0$ , 代入公

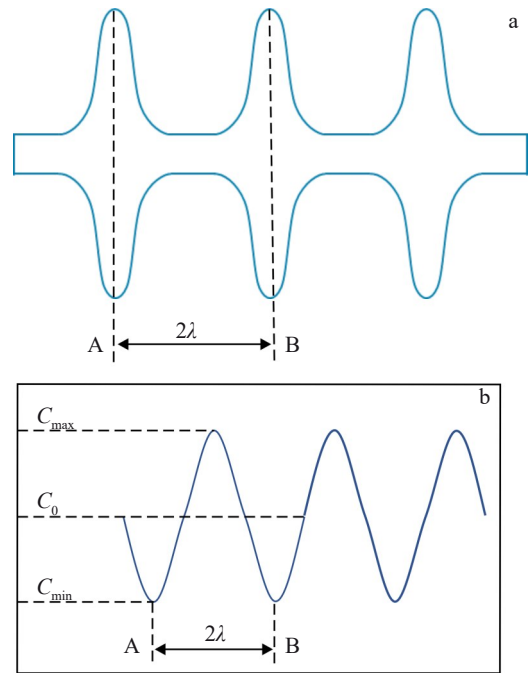


图7 NbTi合金铸态枝晶及Ti元素浓度示意图

Fig.7 Schematic diagrams of as-cast dendrite structure (a) and Ti concentration distribution (b) in NbTi alloy

式(8), 可得:

$$C(x, t) - C_0 = \left( A \cos \frac{\pi x}{\lambda} + B \sin \frac{\pi x}{\lambda} \right) \exp \left( -\frac{D\pi^2 t}{\lambda^2} \right) \quad (11)$$

$$= A_0 \sin \frac{\pi x}{\lambda} \exp \left( -\frac{D\pi^2 t}{\lambda^2} \right)$$

由于在均匀化扩散退火时只考虑浓度  $x$  在  $\lambda/2$  时的变化, 可得:

$$\sin\left(\frac{\pi x}{\lambda}\right) = 1 \quad (12)$$

$$C\left(\frac{\lambda}{2}, t\right) - C_0 = A_0 \exp\left(-\frac{D\pi^2 t}{\lambda^2}\right) \quad (13)$$

$$A_0 = C_{\max} - C_0 \quad (14)$$

$$\frac{C\left(\frac{\lambda}{2}, t\right) - C_0}{C_{\max} - C_0} = \exp\left(-\frac{D\pi^2 t}{\lambda^2}\right) \quad (15)$$

查阅资料, 可知 Ti 元素在 1170 °C (1443 K) 下其扩散系数为  $4.29 \times 10^{-12} \text{ m}^2/\text{s}$ 。测量均匀化前、后二次枝晶臂间距分别为 0.156 和 0.132 mm, 说明均匀化可以一定程度上熔断枝晶。将上述参数代入公式(15):

$$\exp\left(-\frac{4.29 \times 10^{-3} \times 3.14^2 \times 36}{0.132^2}\right) \approx 1.112 \times 10^{-38}$$

可见, 其均匀化促进效果非常弱, 完全可以忽略, 这与能谱实测结果保持一致。

根据公式(15), 当扩散温度为 1600 °C (此时扩散系数为  $1.0 \times 10^{-11} \text{ m}^2/\text{s}$ ), 或当扩散时间为 10 h 时, Ti 元素的均匀化效果仍然非常弱。此外, 根据工程化制备经验, Nb47Ti 合金在 1170 °C 下, 保持时间一旦超过 12 h, 则氢含量极易大于  $4.5 \times 10^{-5}$ , 超出 ASTM B884 标准要求, 造成产品不合格。同样的, 提高均匀化热处理温度会进一步增加氢元素超标风险。因此, 对于解决 Nb47Ti 合金的枝晶偏析等微观偏析, 可以采用短时高温均匀化减轻; 但是, 对于通道偏析而言, 高温均匀化的效果极其有限, 应主要通过熔炼工艺的优化来解决。

## 5 结论

1) 分子动力学模拟显示, Ti-Nb 体系在 1170 °C 保温时, Ti 和 Nb 的均方位移随着 Nb 含量的增加而增加, Nb47Ti 合金溶质原子 Nb 的位移振幅及扩散轨迹明显强于基体。

2) 锻造前对  $\Phi 520 \text{ mm}$  规格 Nb47Ti 铸锭采用温度 1170 °C, 保温时间 5.5 和 10 h 均匀化热处理, 可将微区成分偏析因子降低 0.27% 和 0.53%, 有轻微改善作用。

3) 通过均匀化热处理实验和理论计算可知, 采用 1170 °C/10 h 的热处理制度均匀化热处理, 对通道偏析的形貌、数量及尺寸均无明显改善; 提高热处理温度或增加时间, 对通道偏析的改善作用极其微弱, 且会导致氢含量超标问题。

### 参考文献 References

- [1] Hillmann H, Rudiniger K, Heisterkamp F *et al.* *JOM*[J], 1989, 41: 20  
[2] Sun Dong(孙冬), Wang Zhe(王哲), Jiang Shuyong(江树勇)

*et al.* *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2023, 52(2): 441

- [3] Sun Wanshuo(孙万硕), Cheng Junsheng(程军胜), Wang Lei(王磊) *et al.* *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2023, 52(12): 4040  
[4] Fu Baoquan(付宝全), Zhang Pingxiang(张平祥), Li Jinshan(李金山) *et al.* *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2014, 43(11): 2702  
[5] Fu Baoquan(付宝全), Zhang Pingxiang(张平祥), Li Jinshan(李金山) *et al.* *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2014, 43(12): 3143  
[6] Shang J J, He Y S, Yang C *et al.* *MATEC Web of Conferences*[J], 2020, 321: 10009  
[7] Copley S M, Giamei A F, Johnson S M *et al.* *Metallurgical Transactions*[J], 1970, 1(8): 2193  
[8] Sarazin J R, Hellawell A. *Metallurgical Transactions A*[J], 1988, 19(7): 1861  
[9] Frueh C, Poirier D R, Felicelli S D. *Materials Science and Engineering A*[J], 2002, 328(1): 245  
[10] Yuan L, Lee P D. *Acta Materialia*[J], 2012, 60(12): 4917  
[11] Wang Zhicheng(王志成), Li Jiarong(李嘉荣), Liu Shizhong(刘世忠) *et al.* *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2022, 51(10): 3533  
[12] Li Tong(李桐), Shen Houfa(沈厚发). *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2022, 51(11): 4076  
[13] Liu X H, Shang J J, Wu Y L *et al.* *Journal of Materials Research and Technology*[J], 2023, 27(1): 5029  
[14] Zhu B H, Chen Z Z, Cao Y F *et al.* *Materials*[J], 2021, 14(796): 1  
[15] Tong J B, Zhang C J, Chen J S *et al.* *Materials*[J], 2023, 16(14): 1  
[16] Zhang Y, Kou H C, Yang G *et al.* *Advanced Engineering Materials*[J], 2016, 18(7): 1267  
[17] Gai Yongchao(盖永超), Zhang Rui(张瑞), Zhou Zijian(周子荐) *et al.* *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2024, 53(1): 159  
[18] Jakse N, Pasturel A. *Physical Review B*[J], 2008, 78(21): 214204  
[19] Yu Q, Wang X D, Lou H B *et al.* *Acta Materialia*[J], 2016, 102: 116  
[20] Khan S A, Wang X D, Cao Q P *et al.* *Acta Materialia*[J], 2017, 140: 31  
[21] Ke X, Ye J C, Pan Z L *et al.* *Nature Materials*[J], 2019, 18(11): 1207  
[22] Zepeda-Ruiz L A, Stukowski A, Ooppelstrup T *et al.* *Nature*[J], 2017, 550(7677): 492  
[23] Yu H B, Richert R, Samwer K. *Science Advances*[J], 2017, 3(11): 1701577  
[24] Wu Z X, Curtin W A. *Nature*[J], 2015, 526: 62  
[25] Cheng Y Q, Ma E. *Progress in Materials Science*[J], 2011, 56(4): 379  
[26] Daw M S, Baskes M I. *Physical Review B*[J], 1984, 29(12): 6443  
[27] Daw M S, Baskes M I. *Physical Review Letters*[J], 1983,

- 50(17): 1285
- [28] Baskes M I. *Physical Review B*[J], 1992, 46(5): 2727
- [29] Jacobsen K W, Norskov J K, Puska M J. *Physical Review B*[J], 1987, 35(14): 7423
- [30] Lee B J, Ko W S, Kim H K *et al.* *Calphad*[J], 2010, 34(4): 510
- [31] Kim Y M, Lee B J. *Acta Materialia*[J], 2008, 56(14): 3481
- [32] Plimpton S. *Journal of Computational Physics*[J], 1995, 117(1): 1
- [33] Parrinello M, Rahman A. *Journal of Applied Physics*[J], 1981, 52(12): 7182
- [34] Stukowski A. *Modelling and Simulation in Materials Science and Engineering*[J], 2010, 18(1): 015012
- [35] Li Jun(李 军), Xia Mingxu(夏明许), Hu Qiaodan(胡侨丹) *et al.* *Acta Metallurgica Sinica(金属学报)*[J], 2018, 54(5): 773

## Effect of Homogenization Heat Treatment on Channel Segregation in Nb47Ti Alloy Ingot

Shang Jinjin<sup>1,2</sup>, Zhu Shigang<sup>3</sup>, Li Binqiang<sup>2</sup>, Bai Huiwen<sup>2</sup>, Yang Ce<sup>2</sup>, Lei Qiang<sup>1,2</sup>, He Tao<sup>2</sup>, Liu Xianghong<sup>4</sup>, Zeng Weidong<sup>1</sup>

(1. State Key Laboratory of Solidification Processing, Northwestern Polytechnical University, Xi'an 710072, China)

(2. Western Superconducting Technologies Co., Ltd, Xi'an 710018, China)

(3. Unit 93170 of the People's Liberation Army of China, Xi'an 710021, China)

(4. Northwest Institute for Nonferrous Metal Research, Xi'an 710016, China)

**Abstract:** Channel segregation in Nb47Ti alloy is prone to occur during vacuum arc remelting (VAR), which significantly degrades its processability. Molecular dynamics simulations reveal that for the Ti-Nb system under isothermal holding at 1170 °C, the mean squared displacement (MSD) of Ti and Nb increases with the increase in Nb content, indicating that homogenization treatment effectively alleviates microsegregation. In Nb47Ti alloy, solute atoms Nb exhibit significantly stronger displacement amplitudes and diffusion trajectories than the Ti matrix. The effects of homogenization heat treatment at 1170 °C for 5.5 and 10 h on the microsegregation and channel segregation of Nb47Ti ingot with diameter of 520 mm were analyzed. The results show that the segregation index of microsegregation decreases by 0.27% and 0.53% after homogenization, but no significant improvement is observed in the morphology, quantity, or size of channel segregation. Increasing the heat treatment temperature or prolonging the duration has an extremely minimal effect on reducing channel segregation, and may lead to excessive hydrogen content issues.

**Key words:** Nb47Ti alloy; homogenization heat treatment; channel segregation

---

Corresponding author: Liu Xianghong, Ph. D., Professor, Northwest Institute for Nonferrous Metal Research, Xi'an 710016, P. R. China, Tel: 0086-29-86514501, E-mail: xhliu@c-wst.com