



4J36 因瓦合金钢锭凝固组织的数值模拟研究

黄丽¹, 于良机¹, 王玉², 王福明¹

(1 北京科技大学冶金与生态工程学院, 北京 100083; 2 宝武特种冶金有限公司技术中心, 上海 200940)

摘要: 等轴晶有较好的均匀性、韧性和加工性能, 在 4J36 因瓦合金钢锭的后续加工中能够减少开裂风险, 以往研究多集中于利用 CAFE 模型探讨钢和合金的凝固过程, 关于形核参数对 4J36 因瓦合金钢锭凝固组织影响的相关研究尚未见报道。因此, 采用 CAFE 模型模拟了 4J36 因瓦合金钢锭的凝固过程, 探讨了形核参数对钢锭凝固组织的影响。实验与模拟结果一致, 验证了模型的准确性, 可以有效应用于 4J36 因瓦合金钢锭凝固组织的模拟与预测。模拟结果表明, 体最大形核密度由 $2 \times 10^6 \text{ m}^{-3}$ 提高至 $2 \times 10^9 \text{ m}^{-3}$, 柱状晶区域减小, 中心等轴晶范围扩大, 晶粒数增加了 97.6%, 晶粒平均面积减小了 97.6%, 晶粒最大面积增加了 98.6%, 晶粒平均半径减小了 89.3%, 最小晶粒面积不变。面最大形核密度由 $2 \times 10^5 \text{ m}^{-2}$ 升至 $2 \times 10^8 \text{ m}^{-2}$, 钢锭内部晶区结构无明显变化, 晶粒数增加了 13.4%, 晶粒平均半径减小了 10.3%。体最大形核过冷度从 0.5 K 升至 4 K, 柱状晶区域增大, 中心等轴晶范围缩小, 晶粒粗化明显, 晶粒数减少了 55.2%, 晶粒平均半径增大了 36.1%。面最大形核过冷度从 0.5 K 增至 2 K, 对钢锭内部的晶区结构和晶粒尺寸无明显影响。

关键词: 4J36 因瓦合金; 微观组织; 形核参数; 数值模拟

DOI: 10.20057/j.1003-8620.2025-00002 **中图分类号:** TG141

Numerical Simulation of Solidification Structure for 4J36 Invar Alloy Ingot

Huang Li¹, Yu Liangji¹, Wang Yu², Wang Fuming¹

(1 School of Metallurgical and Ecological Engineering, University of Science and Technology Beijing, Beijing, 100083, China; 2 Technology Center of Baowu Special Metallurgy Co., Ltd., Shanghai, 200940, China)

Abstract: Due to the good uniformity, toughness and machining properties of equiaxed crystals, the cracking risk can be reduced in the subsequent processing of 4J36 Invar ingot, however, most of the previous studies focused on the solidification process of steel and alloy by using CAFE model, and the influence of nucleation parameters on the solidification structure of 4J36 ingot has not been reported. Therefore, the solidification process of 4J36 ingot was simulated by CAFE model, and the influences of nucleation parameters on the solidification structure of ingot were discussed. The experimental result was in agreement with the simulation result, which verified the accuracy of the model and showed that it could be effectively applied to the simulation and prediction of solidification structure of 4J36 invar ingot. The results show that when the body maximum nucleation density increases from $2 \times 10^6 \text{ m}^{-3}$ to $2 \times 10^9 \text{ m}^{-3}$, the columnar crystal region will decrease, the central equiaxed crystal range will expand, the grain number will increase by 97.6%, the average grain area will decrease by 97.6%, the maximum grain area will increase by 98.6%, the average grain radius will decrease by 89.3%, and the minimum grain area will remain unchanged. When the surface maximum nucleation density increases from $2 \times 10^5 \text{ m}^{-2}$ to $2 \times 10^8 \text{ m}^{-2}$, the crystal structure of the ingot will not change significantly, the grain number will increase by 13.4%, and the average grain radius will decrease by 10.3%. When the body maximum nuclear super-cooling degree increases from 0.5 K to 4 K, the columnar crystal region will increase, the central equiaxed crystal range will decrease, the grain coarsening is obvious, the grain number will decrease by 55.2%, and the average grain radius will increase by 36.1%. When surface maximum nucleation super-cooling degree increases from 0.5 K to 2 K, there will be no obvious effect on the crystal structure and grain size of the ingot.

Key Words: 4J36 Invar Alloy; Solidification Structure; Nucleation Parameter; Numerical Simulation

4J36 因瓦合金 (Ni 含量 36%) 凭借优异的低膨胀性、卓越的机械性能和良好加工性, 广泛应用于航空航天领域^[1-2]。飞机模具用 4J36 因瓦合金锭模浇铸钢锭在锻造过程中易出现钢锭锻坯横裂等现

象, 发生质量问题即需将钢锭重新冷却修磨, 导致成材率低且产品质量不稳定。结合企业已有的生产情况和产品质量分析, 发现形核参数不匹配是钢锭锻造易开裂的主要原因。因此, 针对 4J36 因瓦合

作者简介: 黄丽 (1997—), 女, 硕士; **E-mail:** 1336605408@qq.com; **收稿日期:** 2025-01-01

通信作者: 王福明 (1963—), 男, 博士, 教授; **E-mail:** wangfuming@metall.ustb.edu.cn;

金钢锭锻造易开裂问题,研究形核参数对凝固组织的影响,明确其对合金微观组织的作用规律,已成为国内外研究人员急需解决的关键问题。

传统的模铸钢锭大多依赖企业的生产经验进行浇铸,此方式已无法满足钢铁行业节能、高效、降本的需求。随着计算机技术持续进步,仿真模拟技术为钢锭锻造工艺的预测与优化提供了有效解决方案。通过数值模拟研究凝固过程,能实现强大的可视化效果,缩短研发周期,并大幅降低工艺开发成本^[3]。庞瑞朋等^[4]基于 3D-CAFE 法研究了过热度和形核参数对 430 铁素体不锈钢凝固组织的影响机理,研究表明,较高的体最大形核密度和较低的形核过冷度有助于晶粒细化,且最佳过热度为 20 K。张乐晨等^[5]对 Al-0.035Ni 合金在凝固过程中的微观组织进行了数值模拟,结果发现,随着时间步长增大,晶粒生长由近圆形向枝晶状转变,沿晶轴方向的枝晶生长明显加速,且过冷度和各向异性系数显著影响枝晶生长速率及溶质偏析。宫晓威等^[6]模拟了 Fe-3%Si 硅钢的传热、凝固和晶粒生长过程,研究发现,增大过热度和喷嘴速度会增大晶粒尺寸和柱状晶比例,而提高换热系数和冷却辊转速会减小晶粒尺寸和柱状晶比例。Wang J L 等^[7]通过 CAFE 模型模拟了 9SMn28 易切削钢的凝固过程,研究表明,较大的平均形核过冷度对应更广泛的柱状晶区域,而较高的形核密度则能够有效减少晶粒尺寸。综上所述,以往研究多集中于利用 CAFE 模型探讨钢和合金的凝固过程,而关于形核参数对 4J36 因瓦合金钢锭凝固组织影响的相关研究尚未见报道。

由于等轴晶有较好的均匀性、韧性和加工性能,在 4J36 因瓦合金钢锭的后续加工中能够减少开裂风险。针对 4J36 因瓦合金,减少甚至避免钢锭柱状晶的形成,促进形成等轴晶非常关键。将使用 Procast 软件,采用 CAFE 模型对 4J36 因瓦合金钢锭的凝固过程进行仿真模拟,研究不同形核参数对钢锭微观组织的影响,结合凝固等轴晶和柱状晶分布区域和晶粒尺寸,对比得到较有利于锻造工艺的凝固边界条件,旨在为优化和改进因瓦合金钢锭模铸工艺提供理论依据及数据支持。

1 控制方程

1.1 宏观模型

本研究基于牛顿流体的瞬态 Navier-Stokes 方程以及质量、动量和能量守恒定律,并引入重力以反映实际铸造中的物理意义,采用焓法对合金结晶过

程进行数值模拟^[8]。

质量守恒方程

$$\frac{\alpha\rho}{\alpha t} + \frac{\alpha(\rho u)}{\alpha x} + \frac{\alpha(\rho v)}{\rho y} + \frac{\alpha(\rho w)}{\alpha z} = 0 \quad (1)$$

动量守恒方程

$$\frac{\rho}{f_i} \frac{\alpha u}{\alpha t} + \frac{\alpha}{f_i^2} (u \frac{\alpha u}{\alpha x} + v \frac{\alpha u}{\alpha y} + w \frac{\alpha u}{\alpha z}) = -\frac{\alpha P}{\alpha x} + \rho g_x + \frac{\alpha}{\alpha x} (\frac{u}{f_i} \frac{\alpha u}{\alpha x}) + \frac{\alpha}{\alpha y} (\frac{u}{f_i} \frac{\alpha u}{\alpha y}) + \frac{\alpha}{\alpha z} (\frac{u}{f_i} \frac{\alpha u}{\alpha z}) - (\frac{\mu}{K})_u \quad (2)$$

能量守恒方程

$$\rho \frac{\alpha H}{\alpha t} + \rho \frac{\alpha H}{\alpha T} (u \frac{\alpha T}{\alpha x} + v \frac{\alpha T}{\alpha y} + w \frac{\alpha T}{\alpha z}) = -\frac{\alpha}{\alpha x} (K_T \frac{\alpha T}{\alpha x}) + \frac{\alpha}{\alpha y} (K_T \frac{\alpha T}{\alpha y}) + \frac{\alpha}{\alpha z} (K_T \frac{\alpha T}{\alpha z}) \quad (3)$$

其中

$$H(T) = \int_0^T C_p(T) dT + L(1 - f_i) \quad (4)$$

式中, T 为节点温度矢量, K ^[4]。

1.2 微观模型

1.2.1 异质形核模型

金属成核分为均质成核和异质成核,异质成核包括瞬时形核和连续形核。为更准确模拟实际过程,采用连续形核模型,该模型假设不均匀成核在多个位置发生,且晶粒密度随过冷度增加而上升,其变化由式(5)中的高斯分布确定^[9-10],可表示为如图 1 所示的 $\frac{dn}{d(\Delta T)} - \Delta T$ 曲线。

$$\frac{dn}{d(\Delta T)} = \frac{n_{\max}}{\sqrt{2\pi} \Delta T_{\sigma}} \exp \left[-\frac{1}{2} \left(\frac{\Delta T - \Delta T_{\max}}{\Delta T_{\sigma}} \right)^2 \right] \quad (5)$$

特定过冷度下晶粒形核密度的表达如式(6)所示^[4]。

$$n(\Delta T) = \int_0^{\Delta T} \frac{dn}{d(\Delta T)} d(\Delta T) \quad (6)$$

1.2.2 动力学模型

由 KGT^[11]模型在定义的过冷水平下可得到枝晶尖端过冷度,因此,金属固液界面处的总过冷度如式(7)。

$$\Delta T = \Delta T_c + \Delta T_i + \Delta T_k + \Delta T_r \quad (7)$$

枝晶尖端生长速率的表达式如式(8)^[12]。

$$\nu(\Delta T) = a_2 \Delta T^2 + a_3 \Delta T^3 \quad (8)$$

公式引用于文献^[4]。对于试验使用的 4J36 因瓦合金钢锭,计算得到的枝晶生长动力学参数为: $a_2=0$, $a_3=6.276 \times 10^{-6} \text{ m}/(\text{s} \cdot \text{K}^3)$ 。

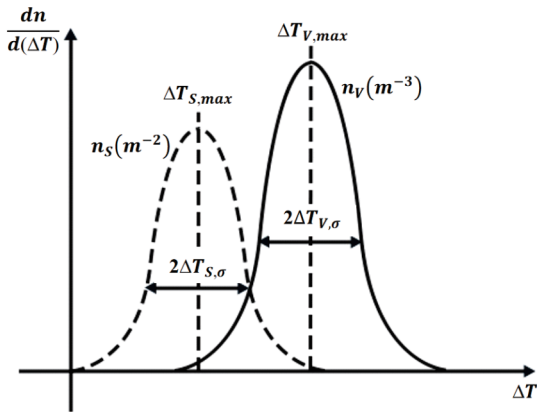


图 1 面形核密度和体形核密度与过冷度的关系曲线

Fig. 1 The relationship curves between surface nucleation density, body nucleation density and super-cooling degrees

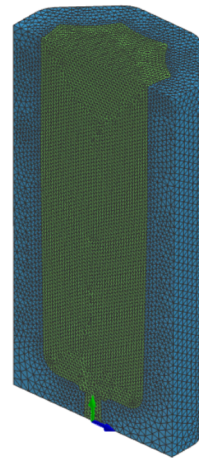


图 2 模型示意图及网格划分

Fig. 2 Model schematic diagram and grid division

2 模型描述

2.1 几何模型和热物性参数

本研究模拟计算的对象为特钢厂生产的 4J36 因瓦合金八角钢锭,具体化学成分见表 1,模具的材质为 CHT,具体化学成分见表 2。利用 SolidWorks 软件建立 4J36 因瓦合金八角钢锭的三维立体模型,钢锭外形尺寸直径为 1 120 mm、高度 3 100 mm。为减少计算量并提高精度,模拟过程中利用了钢锭及其模具的对称性,仅对其 1/2 区域进行分析。将搭建的三维钢锭模型导入到 Procast 平台并进行网格划分,模型的总网格数为 385450,如图 2 所示。将钢锭的化学成分导入 Procast 软件的材料数据库,并借助该软件内置的模型计算其相关热物性参数,所得合金的固、液相线温度分别为 1 726 K 和 1 632 K,其他热物性参数随温度的变化如图 3 所示。

表 1 4J36 试验合金的化学成分(质量分数)

Table 1 The chemical composition of 4 J36 the experimental alloy %

C	Si	P	S	N	Ni	Mn	Cu	Al	Cr	Fe
0.03	0.12	0.004	0.003	0.002 5	36	0.4	0.6	0.5	0.2	余

2.2 实验方案

基于上述的 CAFE 模型,为了分析不同形核参数下 4 J36 因瓦合金钢锭凝固组织模拟结果的特征,共进行了 13 组不同条件下的数值模拟,见表 3。

2.3 基本假设

为提高钢锭充型和凝固过程模拟的计算效率并确保模拟结果的准确性,模型进行了以下假设和简化处理^[13-14]:

- 1) 浇注时间远小于凝固时间,忽略浇注时液相的冲击对温度场的影响,将钢液在入口的初始温度简化为浇注温度;
- 2) 钢锭顶部覆盖绝热保护渣,设置为绝热边界。
- 3) 忽略凝固过程中的溶质迁移和过冷效应,假设钢液在冷却至液相线温度时即开始凝固。

2.4 初始条件和边界条件

根据企业的生产实际情况,钢锭的初始浇注温度设定为 1 793 K,钢锭模具的初始预热温度为 353 K,环境温度取 298 K,浇注速度为 60 kg/s。

模拟了钢锭与钢锭模理想接触情况,考虑了钢锭模外壁与大气之间的自然对流和辐射的综合传热效应^[15]。因此,钢锭与外部环境之间的传热可表示如式(9)。

$$q_i n_i = h_{eff} (T_s - T_e) \quad (9)$$

式中, q_i 为热流密度, W/m^2 ; n_i 为单位法向矢量; h_{eff} 为等效对流换热系数, $W/(m^2 \cdot K)$; T_s 为钢锭模外表面温度, K ; T_e 为环境温度, K 。

表 4 列出了 CAFE 模型中的形核参数:面最大形核过冷度和体最大形核过冷度 ($\Delta T_{S,max}$, $\Delta T_{V,max}$)、面

表 2 CHT 模具的化学成分(质量分数)

Table 2 The chemical composition of the used mould %

C	Si	P	S	Mo	Ni	Mn	Cu	Al	Cr	V	Ti	Nb
0.8	0.5	0.03	0.03	0.1	0.25	0.8	0.35	0.06	0.25	0.04	0.03	0.05

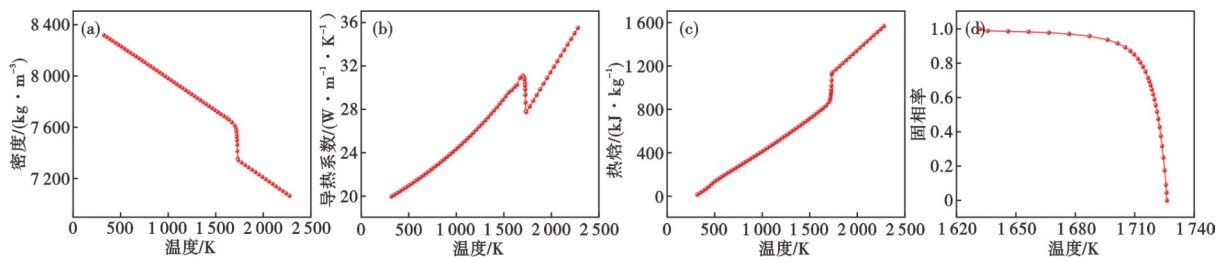


图3 4 J36因瓦合金的热物性参数:(a)密度,(b)导热系数,(c)热焓,(d)固相率

Fig. 3 Thermophysical property parameters of 4 J36 invar alloy: (a) density, (b) conductivity, (c) enthalpy, (d) fraction solid

表3 各案例中的凝固组织数值模拟参数

Table 3 Numerical simulation parameters of solidification microstructure in each case

案例编号	$n_{V,max}/m^{-3}$	$\Delta T_{V,\sigma}/K$	$\Delta T_{V,\sigma}/K$	$n_{S,max}/m^{-2}$	$\Delta T_{S,max}/K$	$\Delta T_{S,\sigma}/K$
1	2×10^7	0.5	0.1	2×10^6	0.5	0.1
2	2×10^7	1	0.1	2×10^6	0.5	0.1
3	2×10^7	2	0.1	2×10^6	0.5	0.1
4	2×10^7	4	0.1	2×10^6	0.5	0.1
5	2×10^6	1	0.1	2×10^6	0.5	0.1
6	2×10^8	1	0.1	2×10^6	0.5	0.1
7	2×10^9	1	0.1	2×10^6	0.5	0.1
8	2×10^7	1	0.1	2×10^5	0.5	0.1
9	2×10^7	1	0.1	2×10^7	0.5	0.1
10	2×10^7	1	0.1	2×10^8	0.5	0.1
11	2×10^7	2	0.1	2×10^6	1.0	0.1
12	2×10^7	2	0.1	2×10^6	1.5	0.1
13	2×10^7	2	0.1	2×10^6	2.0	0.1

表4 形核模拟参数

Table 4 Nucleation simulation parameters

$n_{S,max}/m^{-2}$	$\Delta T_{S,max}/K$	$\Delta T_{S,\sigma}/K$	$n_{V,max}/m^{-3}$	$\Delta T_{V,max}/K$	$\Delta T_{V,\sigma}/K$
2×10^6	0.5	0.1	2×10^7	1	0.1

最大形核过冷度标准差和体最大形核过冷度标准差($\Delta T_{S,\sigma}$, $\Delta T_{V,\sigma}$)、面最大形核密度和体最大形核密度($n_{S,max}$, $n_{V,max}$)。

3 模型凝固组织验证

为验证 CAFE 模型, 获取了钢锭中心纵向截面 1 200 mm 高处的横截面的凝固结构, 对图 4 所示位置凝固结构进行酸侵, 直至可见低倍组织。模型准确性验证方法参考文献^[16], 实测与模拟凝固组织的对比如图 5 所示, 图 5(a) 的酸侵结果为横截面上所有的中心等轴晶区域, 图 5(b) 的模拟结果对应案例 2, 对比发现模拟与实验的凝固组织均呈典型的中心等轴晶特征, 模拟与实验结果的晶粒平均半径分别为 3.224、3.358 mm, 可见两者的晶区分布和晶粒尺寸基本一致。这表明建立的 CAFE 模型能准确预

酸侵面

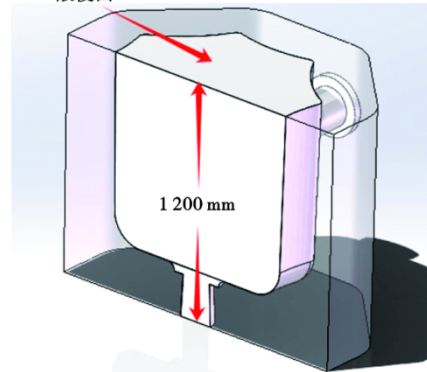


图4 酸侵面示意图

Fig. 4 Schematic diagram of acid attack surface

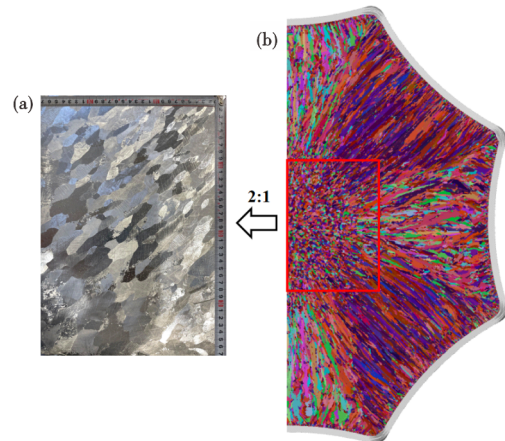


图5 实验结果(a)与模拟结果(b)对比图

Fig. 5 The comparison of the experimental results (a) and the simulation results (b)

测凝固组织, 适用于 4J36 因瓦合金钢锭的凝固过程模拟。

4 结果与讨论

4.1 体最大形核密度

案例 5、2、6、7 的体最大形核密度 $n_{V,max}$ 的增加顺序依次为 2×10^6 、 2×10^7 、 2×10^8 、 $2 \times 10^9 m^{-3}$, 如图 6 所示为案例 5、2、6、7 的 1 200 mm 高度截面处的凝固组

织数值模拟结果,由图6可得,当体最大形核密度为 $2 \times 10^6 \text{ m}^{-3}$ 时,柱状晶所占的比例最大,体最大形核密度为 $2 \times 10^9 \text{ m}^{-3}$ 时,等轴晶所占的比例最大。结果表明,在其他条件相同时,体最大形核密度 $n_{V,max}$ 依次增大,表层细晶区的范围不变,钢锭内等轴晶的比例显著增加,柱状晶的区域显著减小,等轴晶和柱状晶尺寸均显著减小。

根据图6中凝固组织的晶粒统计数据,制作了不同体最大形核密度下的晶粒统计表5。由表5可知, $n_{V,max}$ 由 $2 \times 10^6 \text{ m}^{-3}$ 升高至 $2 \times 10^9 \text{ m}^{-3}$,4J36因瓦合金钢锭截面处的晶粒变化显著,晶粒数上升了97.6%,晶粒的平均面积降低了97.6%,晶粒最大面积提高了98.6%,晶粒平均半径下降了89.3%,最小晶粒面积保持不变。这一现象是由于熔体内的最大形核密度提高,导致表层细晶区形核数量增加,进而减少了单个晶体的生长空间。柱状晶在凝固过程中相互抑制并竞争生长空间,促使其提前转变为等轴晶,增加了等轴晶的数量,从而减小了钢锭晶粒尺寸。当中心液相区均匀冷却时,柱状晶区内晶体数量增加,导致熔断碎晶增加并占据生长空间,进而抑制晶体生长,从而使中心粗等轴晶区的晶粒尺寸减小。因此,体最大形核密度对4J36因瓦合金钢锭的微观结构和晶粒尺寸具有显著影响。综上所述,

体最大形核密度为 $2 \times 10^9 \text{ m}^{-3}$ 时,如图6(d)所示,等轴晶比例最大,具有更好的组织均匀性,可有效减小钢锭开裂风险,有利于4J36因瓦合金钢锭的后续加工。

4.2 面最大形核密度

案例8、2、9、10的面最大形核密度 $n_{S,max}$ 的增加顺序依次为 2×10^5 、 2×10^6 、 2×10^7 、 $2 \times 10^8 \text{ m}^{-2}$,图7所示为案例8、2、9、10的1200 mm高度截面处的凝固组织数值模拟结果。根据图7中凝固组织的晶粒统计信息,制作了不同面最大形核密度下的晶粒统计表6。

通过图7与表6可知,面最大形核密度的增加并未引起截面上的晶区结构的明显变化。从高斯分布曲线的特点来看,面最大形核密度的增大使得钢水在较低过冷度下就能发生形核,但此时晶粒无法充分生长。模具内壁表面的形核密度变化主要取决于面最大形核密度,柱体内部形核密度及柱状晶形态由体最大形核密度决定。由于内壁表面形成的薄层晶粒占比极小,无法显著改变柱体晶区结构,且晶粒统计各项数据变化幅度较小,例如,晶粒数量增加了13.4%,而晶粒平均半径减少了10.3%。因此,面最大形核密度对4J36因瓦合金钢

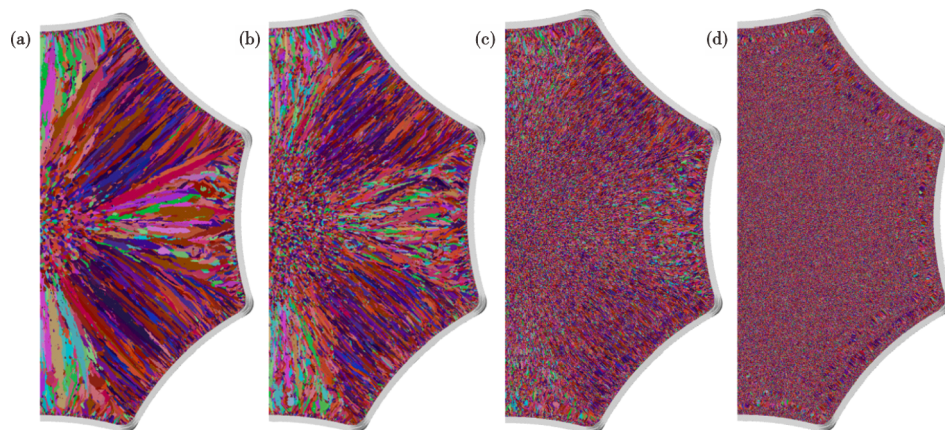


图6 不同体最大形核密度1200 mm高度截面处凝固显微结构:(a)案例5,(b)案例2,(c)案例6,(d)案例7

Fig. 6 The solidification structures at sections with different body maximum nucleation densities at 1200 mm height : (a) case 5, (b) case 2, (c) case 6, (d) case 7

表5 不同体最大形核密度下晶粒统计信息

Table 5 The grain statistics under different body maximum nuclear densities

案例编号	$n_{V,max}/\text{m}^{-3}$	晶粒数/个	晶粒平均面积/ cm^2	晶粒最小面积/ cm^2	晶粒最大面积/ cm^2	晶粒平均半径/cm
5	2×10^6	8 012	0.559 058	0.010 001	67.968 765	0.740 302
2	2×10^7	22 907	0.195 537	0.010 001	25.010 744	0.416 700
6	2×10^8	104 182	0.042 994	0.010 001	3.540 234	0.171 905
7	2×10^9	334 300	0.013 399	0.010 001	0.930 045	0.079 303

锭的微观结构和晶粒尺寸的影响不大。在工艺上, 面形核密度与过冷度和界面粗糙度有关, 只能影响表面的初生晶粒尺寸; 促进等轴晶的形成可以通过加入晶粒细化剂、增大过冷度、电磁搅拌或脉冲增加初始熔断晶核数量等方法实现。

4.3 体最大形核过冷度

案例 1、2、3、4 的体最大形核过冷度 $\Delta T_{V,max}$ 的增加顺序依次为 0.5、1、2、4 K, 图 8 为案例 1、2、3、4 的 1 200 mm 高度截面处的凝固组织数值模拟结果, 由图 8 可以看出, 随着体最大形核过冷度的增加, 表层细晶区无明显变化, 而柱状晶的比例则逐渐上升, 中心等轴晶比例则对应降低。根据图 8 中凝固组织的晶粒统计信息, 制作了不同体最大形核过冷度下的晶粒统计表 7。由表 7 可知, $\Delta T_{V,max}$ 由 0.5 K 增加到 4 K, 晶粒数减少了 55.2%, 晶粒的平均半径增大了 36.1%, 晶粒的最大面积、平均面积也呈上升趋势, 而最小晶粒面积保持不变。

该现象源于刚浇注时模具温度较低, 导致靠近内壁的液相区过冷度显著增加, 促使大量晶核在该区域迅速形成并长成细小的等轴晶体, 形成表层细晶区, 且其比例较小。因此, 增加体最大形核过冷度对表层细晶区影响有限。随着凝固潜热释放, 固

液界面前沿过冷度降低和温度梯度增大使柱状晶生长得到促进, 部分细晶区的晶粒朝内生长形成柱状晶, 且与温度梯度一致的晶粒优先快速扩展, 其他晶粒逐渐被淘汰。在柱状晶生长过程中, 晶粒数量减少, 单晶变粗, 固相区增厚, 液相区热量散失减缓, 导致固液界面温度梯度降低, 中心液相区逐渐均匀冷却, 体最大形核过冷度增大使得内部形核难度上升, 形核数量下降, 导致中心等轴晶的生长延迟, 为柱状晶生长提供更多时间和空间^[17]。因此, 柱状晶区域扩大, 中心粗等轴晶范围则逐渐缩小。综上所述, 体最大形核过冷度为 0.5 K 时, 如图 8(a) 所示, 等轴晶比例最大, 组织均匀性良好, 有利于减小 4J36 因瓦合金钢锭的后续加工过程中钢锭的开裂风险。

4.4 面最大形核过冷度

案例 3、11、12、13 的面最大形核过冷度 $\Delta T_{S,max}$ 的增加顺序依次为 0.5、1、1.5、2 K。图 9 所示为案例 3、11、12、13 的 1 200 mm 高度截面处的凝固组织数值模拟结果。由图 9 可知, 随着面最大形核过冷度的增加, 4J36 因瓦合金钢锭截面区域的晶区结构未见显著变化。

保持其他参数恒定, 仅改变钢锭的面最大形核过冷度时, 可以发现由于熔体与模具之间的温差较

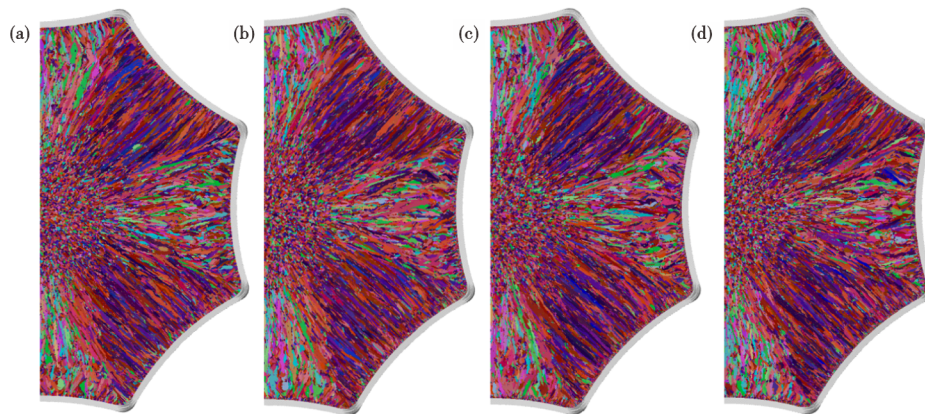


图 7 不同面最大形核密度 1200 mm 高度截面处凝固显微结构: (a) 案例 8, (b) 案例 2, (c) 案例 9, (d) 案例 10

Fig. 7 The solidification structures at sections with different surface maximum nucleation densities of 1200 mm height : (a) case 8, (b) case 2, (c) case 9, (d) case 10

表 6 不同面最大形核密度下晶粒统计信息

Table 6 The grain statistics at different surface maximum nucleation densities

案例编号	$n_{S,max}/m^{-2}$	晶粒数/个	晶粒平均面积/cm ²	晶粒最小面积/cm ²	晶粒最大面积/cm ²	晶粒平均半径/cm
8	2×10^5	20 639	0.217 025	0.010 001	18.400 707	0.448 756
2	2×10^6	22 907	0.195 537	0.010 001	25.010 744	0.416 700
9	2×10^7	23 513	0.190 498	0.010 001	18.830 616	0.406 890
10	2×10^8	23 842	0.187 869	0.010 001	20.180 731	0.402 768

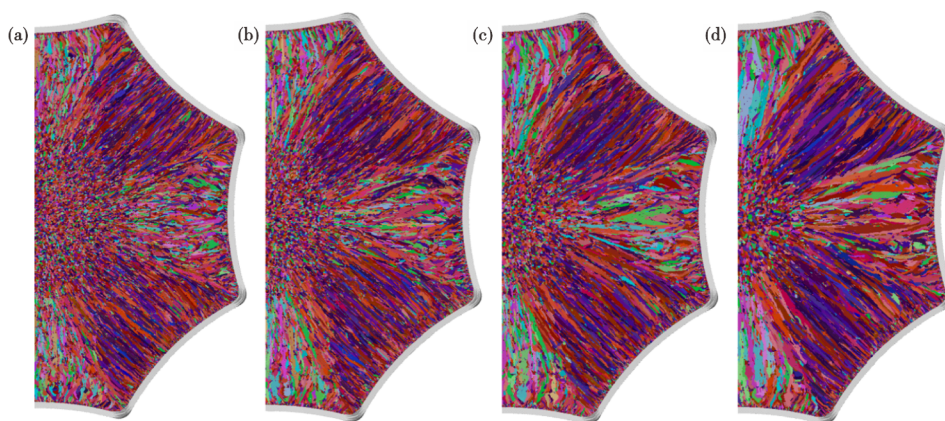


图 8 不同体最大形核过冷度 1200 mm 高度截面处凝固显微结构:(a)案例 1,(b)案例 2,(c)案例 3,(d)案例 4

Fig. 8 The solidification structures at sections of different body maximum nucleation supercooling degrees at 1200 mm height : (a) case 1, (b) case 2, (c) case 3, (d) case 4

表 7 不同体最大形核过冷度下晶粒统计信息

Table 7 The grain statistics under different body maximum nuclear super-cooling degrees

案例编号	$\Delta T_{V,max}/K$	晶粒数/个	晶粒平均面积/cm ²	晶粒最小面积/cm ²	晶粒最大面积/cm ²	晶粒平均半径/cm
1	0.5	26 909	0.166 456	0.010 001	16.310 539	0.379 255
2	1	22 907	0.195 537	0.010 001	25.010 744	0.416 700
3	2	17 002	0.263 450	0.010 001	25.400 740	0.494 524
4	4	12 061	0.371 376	0.010 001	38.122 398	0.593 224

大,接触瞬间剧烈换热,产生的过冷度远高于熔体在模具内壁形成晶核时的面最大形核过冷度。巨大的过冷度导致大量小尺寸等轴晶核迅速在内壁形成,形成薄薄的表层细晶区。柱体内部的晶体结构主要取决于体最大形核过冷度,与面最大形核过冷度无关,因此,晶区结构变化不明显。

根据图 9 中凝固组织的晶粒统计信息,制作了不同面最大形核过冷度下的晶粒统计表 8。由表 8 可知, $\Delta T_{S,max}$ 从 0.5 K 升至 2 K 时,晶粒最小面积保持

不变,而晶粒数、平均半径、平均面积和最大面积呈不规则变化,且数值变化范围较小。这表明,面最大形核过冷度对晶粒尺寸的影响较复杂且不一致,不同数值间差异微小,变化规律不如体最大形核过冷度明显。可能原因包括随机形核模型中的误差,以及模具内壁快速生成晶粒释放的凝固潜热,后者可能干扰等轴晶和柱状晶的生长,进而影响晶粒尺寸的统计结果。总体来看,面最大形核过冷度对晶粒尺寸的影响较小。

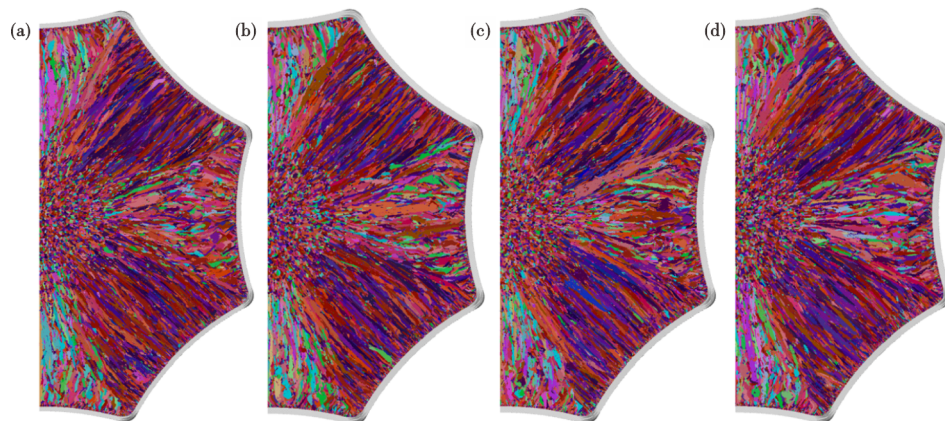


图 9 不同面最大形核过冷度 1200 mm 高度截面处凝固显微结构:(a)案例 3,(b)案例 11,(c)案例 12,(d)案例 13

Fig. 9 The solidification structures at sections of different surface maximum nucleation super-cooling degrees at 1200 mm height : (a) case 3, (b) case 11, (c) case 12, (d) case 13

表 8 不同面最大形核过冷度下晶粒统计信息

Table 8 The grain statistics under different surface maximum nuclear super-cooling degrees

案例编号	$\Delta T_{S,max}/K$	晶粒数/个	晶粒平均面积/cm ²	晶粒最小面积/cm ²	晶粒最大面积/cm ²	晶粒平均半径/cm
3	0.5	17 002	0.263 450	0.010 001	25.400 740	0.494 524
11	1	16 736	0.267 637	0.010 001	50.244 789	0.493 887
12	1.5	17 035	0.262 939	0.010 001	50.735 001	0.492 836
13	2	16 955	0.264 180	0.010 001	44.023 502	0.493 783

5 结论

1) 钢锭体最大形核密度从 $2 \times 10^6 \text{ m}^{-3}$ 升至 $2 \times 10^9 \text{ m}^{-3}$, 4J36 因瓦合金钢锭截面处晶粒数增加了 97.6%, 晶粒平均面积减小了 97.6%, 晶粒最大面积增大了 98.6%, 晶粒平均半径减小了 89.3%, 最小晶粒面积保持不变。柱状晶面积缩小, 中心等轴晶范围显著扩大。

2) 钢锭面最大形核密度从 $2 \times 10^5 \text{ m}^{-2}$ 升至 $2 \times 10^8 \text{ m}^{-2}$, 晶粒数增加了 13.4%, 晶粒平均半径减小了

10.3%。因此, 面最大形核密度对 4J36 因瓦合金钢锭的微观结构和晶粒尺寸影响不大。

3) 钢锭体最大形核过冷度从 0.5 K 增至 4 K 时, 柱状晶区域增大, 中心等轴晶范围缩小, 晶粒数减少了 55.2%, 晶粒平均半径增大了 36.1%, 晶粒粗化较为明显。

4) 钢锭面最大形核过冷度从 0.5 K 增至 2 K 时, 钢锭内部的晶区结构及晶粒尺寸未表现出显著变化。

参考文献

- [1] Sahoo A, Medicherla V R R. Fe-Ni invar alloys: A review[J]. Materials Today: Proceedings, 2021, 43: 2242-2244.
- [2] 黄海堂, 王方军, 孟刚, 等. 因瓦合金组织性能的研究进展[J]. 功能材料, 2024, 55(12): 12084-12095+12125.
- [3] Wang N, Liu L, Gao S F, et al. Simulation of grain selection during single crystal casting of a Ni-base superalloy[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2014, 586: 220-229.
- [4] 庞瑞朋, 王福明, 王金龙, 等. 3D-CAFE法凝固参数对430不锈钢凝固组织的影响[J]. 材料热处理学报, 2013, 34(12): 188-195.
- [5] 张乐晨, 刘翠霞, 坚增运. Al-0.035Ni合金凝固过程微观组织的相场法数值模拟[J]. 热加工工艺, 2020, 49(10): 52-56+61.
- [6] 宫晓威, 常庆明, 常佳琦, 等. 平面流铸制备Fe-3%Si硅钢微观组织的数值模拟[J]. 材料导报, 2025, 39(2): 220-226.
- [7] Wang J L, Wang F M, Zhao Y Y, et al. Numerical simulation of 3D-microstructures in solidification processes based on the CAFE method[J]. International Journal of Minerals, Metallurgy and Materials, 2009, 16(6): 640-645.
- [8] Chen Z Y, Li Y Y, Zhao F R, et al. Progress in numerical simulation of casting process[J]. Measurement and Control, 2022, 55(5-6): 257-264.
- [9] Xia Z B, Sun Z H, Zhang M L, et al. Numerical Investigation on Grain Structure of Magnetic-Controlled Electroslag Remelted Ingot Based on CAFE and Equivalent Treatment Method. Metallurgical and Materials Transactions B, 2024. 55(2): 1027-1038.
- [10] Rappaz M, Gandin C A. Probabilistic modelling of microstructure formation in solidification processes. Acta Metallurgica et Materialia, 1993. 41(2): 345-360.
- [11] Pan D, Zhong H G, Guo Q T, et al. Research on solidification behavior of a high Mn steel during continuous casting based on solidification characteristic unit analysis [J]. Materials Letters, 2022, 327: 133028.
- [12] Pan Q H, Jin W, Huang S Z, et al. Simulation and study of influencing factors on the solidification microstructure of hazelett continuous casting slabs using CAFE model[J]. Materials, 2024, 17(8): 1869.
- [13] 沈琪. CrNiMo类大型钢锭铸造数值模拟及工艺优化[D]. 大连: 大连理工大学, 2022.
- [14] 陈峥. 大铸锭凝固过程的模拟研究[D]. 上海: 上海大学, 2019.
- [15] 刘庄, 赵勇, 张沉, 等. 大钢锭凝固过程的温度场计算及缩孔疏松预测[J]. 钢铁研究学报, 1993, (1): 23-32.
- [16] Fang Q, Ni H W, Zhang H, et al. Numerical study on solidification behavior and structure of continuously cast U71Mn steel[J]. Metals, 2017, 7(11): 483.
- [17] 刘雨获. 凝固工艺对熔铸炸药微观结晶组织的影响研究[D]. 太原: 中北大学, 2019.