

铸造中碳钢钢锭凝固组织的数值模拟

李吉林, 伍 伟, 冯俊宁

(北方民族大学材料学院, 宁夏银川 750021)

摘要: 使用CAFE方法模拟了铸造中碳钢钢锭的凝固组织, 确定了适用于砂型铸造中碳钢钢锭凝固组织数值模拟的相关参数, 主要包括形核密度 (n)、形核过冷度 (ΔT) 及枝晶尖端生长动力学参数 (a_2 , a_3)。在此基础上, 对比分析了形核和长大过程参数对数值模拟结果的影响, 发现在面形核过冷度 ($\Delta T_{s, \max}$) 不变的情况下, 提高体形核过冷度 ($\Delta T_{b, \max}$) 会显著增加钢锭组织中柱状晶的比例; 在形核参数不变的前提下, 增大 a_2 和 a_3 , 也会显著扩大柱状晶区的面积; 对不同冷却条件下的钢锭凝固组织的数值模拟结果表明, 随着冷却速度的加快, 钢锭组织中柱状晶的数量明显增加。

关键词: 凝固组织; 数值模拟; 晶粒形核; 枝晶长大

合金钢锭的凝固组织对于合金的后续成形过程及最终成形质量和性能有直接的影响^[1-2]。钢锭的宏观凝固组织一般包括表层细晶区、柱状晶区和中心等轴晶区三个典型的区域, 称为钢锭的“三晶区”。三个晶区内晶粒的尺寸和形态存在明显差异, 并进而导致钢锭的不同晶区有着截然不同的力学性能。因此, 为了准确掌握钢锭各部分的显微组织特征和力学性能特点, 需要对钢锭的“三晶区”分布进行分析。长期以来, 对钢锭“三晶区”分布及其组织性能特点的研究只能通过对钢锭进行解剖来开展, 工作量大、试验成本高。

随着铸造过程数值模拟技术的不断推广应用, 目前针对钢锭成形过程中流场和温度场的精确计算早已成为现实。借助于数值计算得到的数据, 人们可对钢锭充型和凝固过程中的铸造缺陷进行预测, 从而改善钢锭的质量^[3]。在此基础上, 人们希望能对钢锭的凝固组织进行准确的预测, 并提出了多种行之有效的方法, 如相场法、元胞自动机 (CA) 法、Monte-Carlo法等。其中, CA法具有计算速度快、模拟结果准确等优点, 在模拟合金晶粒形态及晶粒长大过程中的应用十分广泛^[4-7]。在CA法的基础上, 为了能够与有限元方法 (FEM) 计算的温度场等结果进行耦合, Rappaz等人提出了用于宏观凝固组织预测的CAFE方法^[8], 从而建立了宏观温度场与介观尺度数值模拟之间的联系。自该方法提出以来, 研究人员应用该方法对钢铁材料、铝合金等不同材料的凝固组织进行了计算分析^[9-12], 结果表明, 计算参数的准确选择是保证数值模拟结果准确的基本前提。但凝固组织数值模拟所涉及到的材料热物性参数及形核生长计算参数纷繁复杂, 且难以直接通过试验获得, 因此研究人员在开展数值模拟研究时需要花费大量时间摸索适当的计算参数。目前为止, 对凝固组织数值模拟参数与计算结果相关性的文献报导相对匮乏且不够全面。

本研究在通过试算确定相关计算参数的基础上, 采用CAFE方法对中碳钢钢锭的凝固组织进行了数值模拟, 并将数值模拟结果与文献报道的试验结果进行了对比分析。在此基础上, 对冷却条件及计算参数等因素对钢锭凝固组织数值模拟结果的影响规律进行了总结。

作者简介:

李吉林 (1986-), 男, 博士, 讲师, 硕士生导师, 主要研究方向为金属材料液态成形工艺及理论。电话: 15309586248, E-mail: jlli@nmu.edu.cn

中图分类号: TG26

文献标识码: A

文章编号: 1001-4977 (2024) 07-1010-07

基金项目:

北方民族大学中央高校基本科研业务费专项资金 (2022XYZCL01)。

收稿日期:

2023-06-09 收到初稿,
2023-09-22 收到修订稿。

1 钢锭凝固过程与凝固组织的数值模拟

1.1 凝固过程数值模拟

钢锭外廓280 mm×1 100 mm，重约0.5 t，其三维模型如图1所示。将钢锭三维模型导入ProCAST软件中进行模具生成、网格划分、设置初始条件和边界条件后计算其凝固过程中的温度场，计算结果将作为凝固组织数值模拟时的必要条件。本研究首先计算了砂型铸造工艺条件下上述钢锭的凝固过程。钢锭材料为中碳钢，化学成分如表1所示，与文献[13]报道的钢锭成分一致。在Scheil凝固模型条件下，通过软件计算得到其凝固起始温度和凝固终了温度分别为1 486 ℃和1 150 ℃。钢锭与砂型之间的界面换热系数设置为500 W/(m²·K)，钢液浇注温度为1 580 ℃。

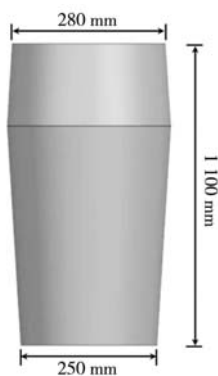


图1 钢锭的三维模型

Fig. 1 3D model of the steel ingot

表1 中碳钢钢锭的化学成分
Table 1 Chemical composition of the medium carbon steel ingot

	C	Si	Mn	P	S
$w_B/\%$	0.47	0.44	0.49	0.005	0.005

1.2 凝固组织数值模拟

1.2.1 连续形核模型

根据凝固理论，钢锭凝固过程中的晶粒形核为非均匀形核过程，随着过冷度的提高，形核率先增大后降低。为了计算钢锭凝固时的形核数量，本研究采用基于高斯分布的连续形核模型描述形核数量与过冷度之间的关系。根据该模型，形核数量与过冷度之间的关系可表示为：

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

式(1)所描述的形核模型可表示为如图2所示的

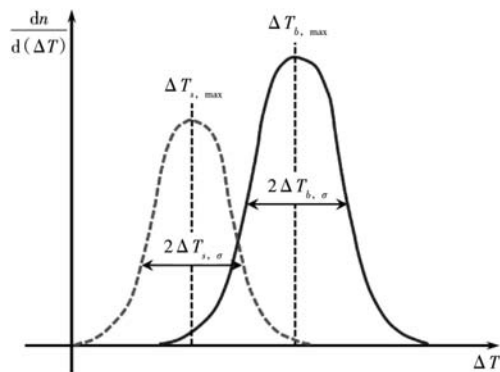


图2 连续形核模型中面形核密度和体形核密度与过冷度的关系曲线

Fig. 2 Relationship curves between surface nucleation density, bulk nucleation density and undercooling degrees in the continuous nucleation model

$\frac{dn}{d(\Delta T)} - \Delta T$ 曲线。其中， $\Delta T_{\max}$ 为 $\frac{dn}{d(\Delta T)} - \Delta T$ 曲线中的极大值点所对应的过冷度， ΔT_{σ} 为 $\frac{dn}{d(\Delta T)} - \Delta T$ 曲线分布的标准偏差， $n_{\max}$ 为最大形核密度（即 $\frac{dn}{d(\Delta T)} - \Delta T$ 曲线所包围的面积），在CAFE模型中通过定义上述三个参数即可给定某连续形核过程中形核数量与过冷度之间的关系。

同时，为了分别模拟型壁和钢锭内部的异质形核过程，在CAFE模型中需要分别按照上述方式定义面形核过程和体形核过程的连续形核模型，如图2所示。与钢锭表面的异质形核过程相比，钢锭内部等轴晶粒的形核往往是在较高过冷度条件下进行的，因此体形核过程的 $\Delta T_{b, \max}$ 要高于面形核过程的 $\Delta T_{s, \max}$ 。面形核密度 $n_{s, \max}$ 和体形核密度 $n_{b, \max}$ 可根据合金的晶粒尺寸确定，晶粒尺寸越小，则 $n_{s, \max}$ 和 $n_{b, \max}$ 越大。此外，在晶粒尺寸一定的情况下，面形核密度 $n_{s, \max}$ 和体形核密度 $n_{b, \max}$ 之间存在一定的关系，因此为了匹配钢锭表面与钢锭内部的晶粒尺寸，在定义两种形核过程的 $n_{\max}$ 时，一般应遵循以下的关系^[8, 14]：

$$n_{b, \max} = \sqrt{\frac{\pi}{6}} (n_{s, \max})^{3/2} \quad (2)$$

当然，如果钢锭表面细晶区的晶粒尺寸与钢锭心部晶粒尺寸相差较大时，也可根据试验结果分别定义 $n_{s, \max}$ 和 $n_{b, \max}$ 。对于砂型铸造钢锭显微组织数值模拟，结合文献[15]报导的试验结果，并经过试算后选定的形核过程参数分别为： $n_{s, \max} = 1 \times 10^6/\text{m}^2$ ， $n_{b, \max} = 7.2 \times 10^8/\text{m}^3$ ， $\Delta T_{s, \max} = 0.5 \text{ K}$ ， $\Delta T_{s, \sigma} = 0.1 \text{ K}$ ， $\Delta T_{b, \max} = 6 \text{ K}$ ， $\Delta T_{b, \sigma} = 0.2 \text{ K}$ 。

1.2.2 晶粒长大模型

晶粒长大过程也会影响凝固组织中各晶区的分布

范围。柱状晶和等轴晶的生长速度与过冷度之间的关系可用KGT模型描述。使用KGT模型进行数值模拟的结果表明,枝晶尖端生长速度与过冷度之间的关系可以用多项式进行拟合^[8]。因此,为了简化计算过程,提高计算效率,在使用CAFE方法模拟合金的凝固组织时,采用以下多项式对KGT模型进行拟合:

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

式中: a_2 和 a_3 为枝晶尖端生长动力学参数,可根据合金成分及相图计算得到。对于本研究所使用的钢锭,根据其成分计算得到的生长动力学参数为: $a_2 = 1.82 \times 10^{-7}$, $a_3 = 4.19 \times 10^{-8}$ 。

本研究首先使用以上晶粒形核和长大过程参数计算了砂型铸造钢锭的凝固过程及其凝固组织,并与试验结果进行了对比。在此基础上,为了分析晶粒形核和长大过程参数、冷却条件等因素对钢锭凝固组织数值模拟结果的影响,分别计算了不同参数及不同冷却

条件下钢锭的凝固过程和凝固组织。

2 砂型铸造钢锭凝固过程与凝固组织的数值模拟结果

如图3所示为钢锭凝固过程末期的温度场及钢锭不同位置的冷却曲线数值模拟结果。温度场计算结果表明钢锭的凝固过程具有强烈的顺序凝固特征,总体凝固顺序为自底部到顶部,自边缘到心部。计算得到的冷却曲线表明,在凝固过程初期,钢锭表层区域在铸型的激冷作用下,冷却速度较快,而钢锭其它部分的冷却速度则明显较慢。当温度降低到接近凝固终了温度时,钢锭表层和心部的冷却速度逐渐趋于一致。在凝固起始温度(1 486 °C)和凝固终了温度(1 150 °C)之间,钢锭的平均冷却速度约为0.05 K/s。数值模拟能够准确反映砂型铸造条件下钢锭凝固过程的特点。

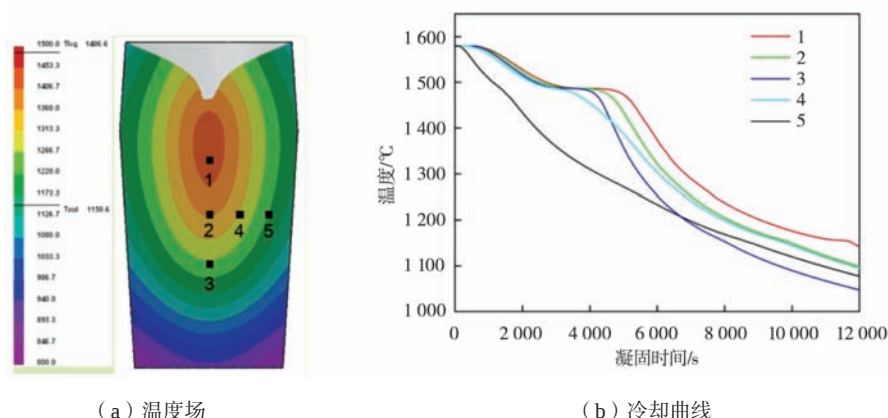


图3 钢锭凝固过程末期的温度场及特征部位冷却曲线

Fig. 3 The temperature field near the end of solidification and the cooling curves of characteristic positions for the sand cast steel ingot

钢锭凝固组织数值模拟结果如图4b所示,可见钢锭组织主要由等轴晶组成,柱状晶区的范围很小。与图4a所示钢锭的实际凝固组织^[13]对比发现,数值模拟结

果可以准确反映钢锭宏观凝固组织的晶粒形态及晶区分布。

图5所示为在钢锭表面选取15 mm × 15 mm × 60 mm 的范围内凝固组织数值模拟结果。从图5中可以看出,

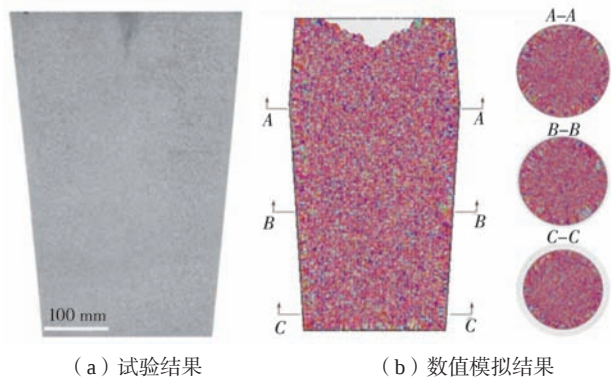


图4 砂型铸造钢锭的凝固组织

Fig. 4 Experimental and numerical simulation results of microstructure of the sand cast steel ingot



图5 砂型铸造钢锭表层凝固组织数值模拟结果(箭头由钢锭表面指向心部)

Fig. 5 Numerical simulation result of surface layer microstructure of the sand cast steel ingot (the arrow points to the center of the ingot)

钢锭表面存在厚度约为2~3 mm的细晶区。随着凝固过程的进行,钢锭中的晶粒形态变得相对混乱,形成由等轴晶和柱状晶组合而成的过渡区,其厚度约为40~50 mm,在此区域同时发生着部分柱状晶的择优生长以及等轴晶粒形核和长大过程,两个过程的竞争使得该区域的晶粒形态相对比较混乱。此后,钢锭的凝固组织转变为完全的等轴晶区,晶粒形态变得规则。以上计算结果与凝固理论与试验现象完全吻合,可见在数值模拟参数选择合理的情况下,使用CAFE方法可以准确计算出钢锭的凝固组织。

在此基础上,为了计算不同参数、不同冷却条件下钢锭凝固组织的特征,分析形核参数、长大动力学

参数以及冷却条件对凝固组织数值模拟结果的影响,本研究共进行了9组不同条件下的数值模拟,各案例所选用的 $n_{s, \max}=1 \times 10^6/\text{m}^2$, $n_{b, \max}=7.2 \times 10^8/\text{m}^3$, $\Delta T_{s, \max}=0.5 \text{ K}$, $\Delta T_{s, \sigma}=0.1 \text{ K}$ 等参数保持不变,其余参数如表2所示。其中,案例04的参数设置与前文所述的砂型铸造钢锭的凝固组织计算条件相同。对比案例01-05的数值模拟结果,可分析 $\Delta T_{b, \max}$ 对凝固组织数值模拟结果的影响。对比案例04、06和07,则可分析 a_2 和 a_3 对数值模拟结果的影响。而对比案例04、08和09的结果,可以考察冷却条件对凝固组织数值模拟结果的影响。

表2 各案例中的凝固组织数值模拟参数

Table 2 Parameters used for the numerical simulation of solidification microstructure in every case

案例编号	铸造工艺	冷却条件	$HTC/(\text{W} \cdot \text{m}^{-2} \cdot \text{K}^{-1})$	$\Delta T_{b, \max}/\text{K}$	$\Delta T_{b, \sigma}/\text{K}$	a_2	a_3
01	砂型铸造	空冷	500	12	0.2	1.82×10^{-7}	4.19×10^{-8}
02	砂型铸造	空冷	500	10	0.2	1.82×10^{-7}	4.19×10^{-8}
03	砂型铸造	空冷	500	8	0.2	1.82×10^{-7}	4.19×10^{-8}
04	砂型铸造	空冷	500	6	0.2	1.82×10^{-7}	4.19×10^{-8}
05	砂型铸造	空冷	500	4	0.2	1.82×10^{-7}	4.19×10^{-8}
06	砂型铸造	空冷	500	6	0.2	3.64×10^{-7}	8.38×10^{-8}
07	砂型铸造	空冷	500	6	0.2	1.82×10^{-6}	4.19×10^{-7}
08	砂型铸造	缓冷	50	6	0.2	1.82×10^{-7}	4.19×10^{-8}
09	金属型铸造	水冷	5 000	6	0.2	1.82×10^{-7}	4.19×10^{-8}

3 钢锭凝固组织数值模拟结果的影响因素

3.1 形核参数对凝固组织数值模拟结果的影响

如图6所示分别为案例01-05的凝固组织数值模拟结果。如前文所述,当 $\Delta T_{b, \max}=6 \text{ K}$ 时,钢锭组织几乎全部为等轴晶。而在其他参数一致的情况下,随着体形核过冷度由4 K逐渐升高到12 K,钢锭组织逐渐由完全的等轴晶组织转变为完全的柱状晶组织。可见,形核参数会强烈影响钢锭的晶粒形态及晶区分布。这是

由于在 $\Delta T_{s, \max}$ 为0.5 K并保持不变的前提下, $\Delta T_{b, \max}$ 越大,则钢锭内部等轴晶的形核所需要的过冷度越大,也就越难以发生等轴晶的形核和长大,表面晶粒形核之后就会持续长大形成柱状晶。而随着 $\Delta T_{b, \max}$ 的降低,钢锭中等轴晶粒形核所需的过冷度降低,等轴晶的形核和长大过程更容易发生。在钢锭凝固过程中就会发生柱状晶长大与等轴晶形核+长大两种过程的竞争,从而使得柱状晶区的范围不断减小,等轴晶区的范围不断扩大。

如图7所示为 $\Delta T_{b, \max}=12 \text{ K}$ 条件下,案例01中柱状

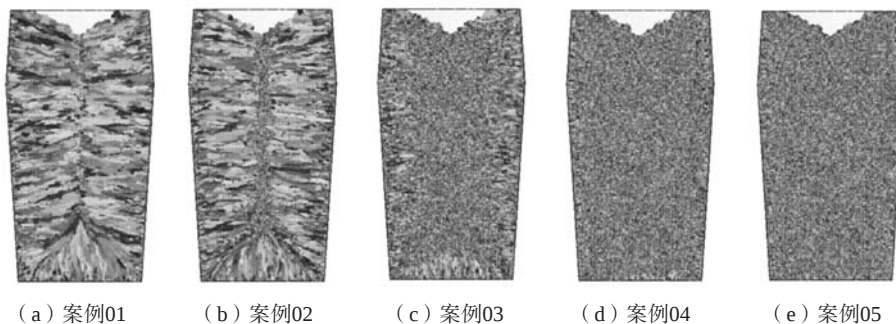


图6 不同体形核过冷度条件下钢锭凝固组织的数值模拟结果

Fig. 6 Numerical simulation results of microstructures of the cast steel ingots under different conditions of the body nucleation undercooling degrees



图7 案例01中柱状晶组织形成过程的模拟结果

Fig. 7 Simulation results of the columnar grain formation procedure in case 01

晶组织的形成过程。可以看到，在凝固开始阶段，钢锭表面形成了大量均匀细小的晶粒。此后，随着凝固过程的进行，部分取向合适的晶粒（对于铸钢来说，其择优生长的晶向为 $\langle 100 \rangle$ 晶向族）开始沿钢锭半径方向（即温度梯度方向）逐渐长大形成柱状晶粒。柱状晶的长大过程一直持续到凝固过程结束。这表明在钢锭的整个凝固过程中，钢锭中均没有发生有效的等轴晶形核过程，即钢锭凝固过程中熔体内部和液固界面处的过冷度始终低于所设置的 $\Delta T_{b, \max}$ 。而在钢锭表面发生异质形核而形成细小的等轴晶之后，只有那些生长取向与钢锭中温度梯度方向一致的晶粒能够进一步长大，从而形成柱状晶组织。如图7所示的数值模拟结果正确反映了上述过程。当 $\Delta T_{b, \max}$ 的取值降低到10 K时，在同样的温度场条件下，钢锭心部等轴晶粒的形核过程得以进行，得到少量的等轴晶区，如图6b所示。此后，随着 $\Delta T_{b, \max}$ 的取值进一步降低，等轴晶粒的形核能够在凝固过程的更早期发生，使等轴晶区的范围不断扩大，形成由表层细晶区、柱状晶区及中心等轴晶区共同组成的钢锭组织，如图6c所示。

如图8所示为在案例01中对钢锭表层约15 mm ×

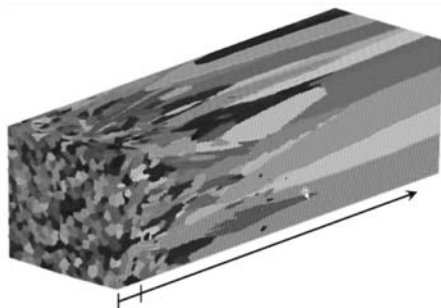


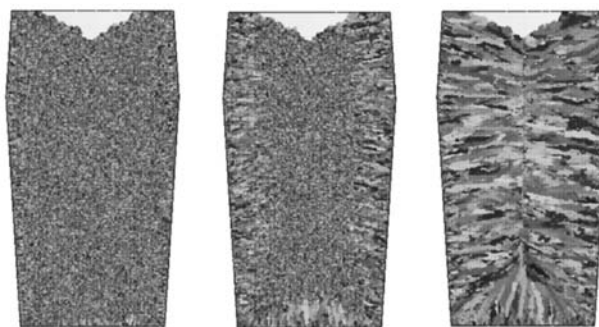
图8 案例01中钢锭表层凝固组织数值模拟结果（箭头由钢锭表面指向心部）

Fig. 8 Numerical simulation results of the surface layer solidification microstructure in case 01 (the arrow points to the center of the ingot)

15 mm × 60 mm的范围内进行显微组织数值模拟的结果，可以更清楚地看到在钢锭表层存在厚度约为3~4 mm的细晶区，在此之外的区域则为柱状晶组织。与前文图5所示的结果相比，表层细晶区的分布范围基本一致，但柱状晶区的分布范围和晶粒形态存在明显差异。

3.2 长大动力学参数对凝固组织数值模拟结果的影响

长大动力学参数 a_2 和 a_3 一般根据合金成分和相图计算得到，对于本研究所使用的钢锭，根据其成分计算得到的生长动力学参数为： $a_2=1.82 \times 10^{-7}$ ， $a_3=4.19 \times 10^{-8}$ 。为了分析长大动力学参数对数值模拟结果的影响，分别在案例06和07中将 a_2 和 a_3 设置为上述计算结果的2倍和10倍（表2），并将数值模拟结果与案例04进行对比，如图9所示。可见，长大动力学参数同样强烈影响了数值模拟结果，在将 a_2 和 a_3 分别提高1倍以后，钢锭中柱状晶的比例显著提高。而在将 a_2 和 a_3 提高至原来的10倍以后，钢锭组织转变为完全的柱状晶组织。由于晶粒长大所需的过冷度一般要低于形核过程所需的过冷度，因此钢锭表面晶粒形核后即开始长大。此时若 a_2 和 a_3 的取值较大，则晶粒长大速度较快，因而在钢锭内部晶粒开始形核之前，表面晶粒就快速长大形成柱状晶，使钢锭中柱状晶区的范围扩大。反之，则钢锭中的等轴晶区范围增大。需要注意的是，虽然长大动力学参数 a_2 和 a_3 可根据合金成分和相图计算得到，但在某些合金的变质处理过程中，会加入晶粒长大抑制元素以改善凝固组织，此时就需要根据试验结果对 a_2 和 a_3 的取值进行修正，才能得到与试验结果一致的数值模拟结果。



(a) 案例04

(b) 案例06

(c) 案例07

图9 不同生长动力学参数条件下钢锭凝固组织的数值模拟结果
Fig. 9 Numerical simulation results of solidification microstructure of the cast steel ingot under different conditions of the dynamics parameters

3.3 冷却条件对凝固组织的影响

钢锭的冷却速度会直接影响钢锭的宏观凝固组织。如图10所示为缓冷（案例08， $h=50$ ，冷却速度约

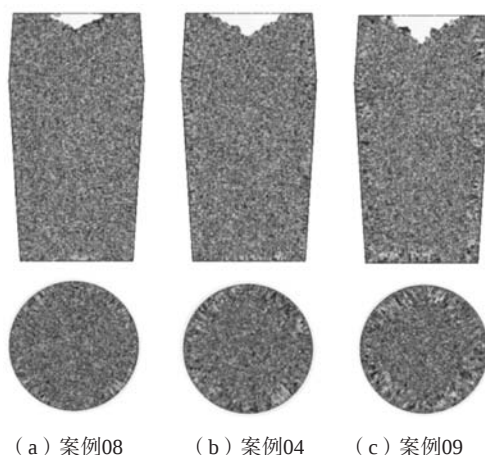


图10 不同冷却速度条件下钢锭凝固组织的数值模拟结果

Fig. 10 Numerical simulation results of solidification microstructures of the cast steel ingots under different conditions of cooling rates

为0.02 K/s)、空冷(案例04, $h=500$, 冷却速度约为0.05 K/s)和水冷(案例09, $h=5000$, 冷却速度约为0.15 K/s)条件下钢锭的凝固组织数值模拟结果。由图10可见, 随着冷却速度的提高, 钢锭中柱状晶区的范围明显增大, 这与试验报导的结果一致^[16]。在水冷条件下, 凝固过程中钢锭表层能够获得较高的过冷度, 这有利于表面晶粒的形核, 而水冷条件下较高的温度梯度又为柱状晶的定向生长提供了有利条件, 因此在水冷条件下钢锭中会形成较大范围的柱状晶区, 如图10c所示。反之, 在较低的冷却速度条件下, 钢锭内

部的温度梯度降低, 因此柱状晶的生长速度减慢。而且, 此时沿钢锭半径方向的温度梯度与其他方向的温度梯度的差距减小, 晶粒生长的方向变得更加随机, 从而倾向于长大成为等轴晶粒。但需要注意的是, 冷却速度也会影响晶粒形核和长大过程参数^[15], 因此要想获得更加准确的数值模拟结果, 需要根据冷却条件合理选择形核过冷度、枝晶尖端生长速度等参数。

4 结论

(1) 根据文献及试算结果, 确定了砂型铸造中碳钢锭凝固过程及凝固组织数值模拟参数条件, 并准确计算了砂型铸造钢锭的凝固过程及凝固组织。

(2) 分析了形核参数和枝晶尖端长大动力学参数对钢锭凝固组织的影响, 发现计算参数设置对凝固组织数值模拟结果及精度影响十分显著。在面形核过冷度参数不变的情况下, 提高体形核过冷度会显著增加钢锭组织中柱状晶的比例; 而在形核参数不变的前提下, 提高枝晶尖端生长速度, 也会显著扩大柱状晶区的面积。

(3) 计算了不同冷却条件下中碳钢的凝固组织, 发现随着冷却速度的加快, 钢锭组织中柱状晶组织的比例升高, 而等轴晶区域缩小, 表明采用CAFE模型可以合理模拟冷却条件等工艺因素对钢锭凝固组织的影响。

参考文献:

- [1] 樊振中, 张东, 贺笃鹏, 等. 均匀化热处理参数对7085铸锭组织性能的影响 [J]. 特种铸造及有色合金, 2022, 42 (10): 1189-1196.
- [2] 樊振中, 王端志, 张东, 等. 铸造温度、速度对大规格7085铸锭凝固组织和性能的影响 [J]. 铸造, 2022, 71 (8): 969-977.
- [3] 韩宝, 马彦伟, 李志杰, 等. 基于ProCAST的轮轴铸钢件砂型铸造工艺优化 [J]. 铸造, 2021, 70 (2): 253-258.
- [4] CHEN M S, ZOU Z H, LIN Y C, et al. Formation mechanism of large grains inside annealed microstructure of GH4169 superalloy by cellular automation method [J]. Journal of Materials Science & Technology, 2019, 35 (7): 1403-1411.
- [5] WANG G, CROAKER P, DARGUSCH M, et al. Cellular automation finite element modeling of the evolution of the as-cast microstructure of an ultrasonically treated Al-2Cu alloy [C]// Light Metals 2019. San Antonio, Light Metals Symposium at the 148th TMS Annual Meeting, 2019: 1617-1622.
- [6] 葛鸿浩, 王永新, 田锡天, 等. 基于欧拉多相流技术与元胞自动机方法的Mg-9%Al合金凝固组织模拟 [J]. 中国有色金属学报2023, 33 (7): 2116-2124.
- [7] 孟祥宁, 崔磊, 朱苗勇. 元胞自动机模拟钢凝固组织演化研究进展 [J]. 中南大学学报(自然科学版), 2022, 53 (2): 387-397.
- [8] RAPPAPAZ M, GANDIN C A. Probabilistic modelling of microstructure formation in solidification processes [J]. Acta Metallurgica et Materialia, 1993, 41 (2): 345-360.
- [9] WU J H, ZHANG S H, SONG H W, et al. Columnar to equiaxed transition mechanism of pure copper induced by La [J]. Materials Science and Technology, 2018, 34 (14): 1759-1767.
- [10] KHOSROAGHAYANI M, KHORASANI M, ZAREE SRA, et al. Investigation of microstructure and mechanical properties of AZ91 magnesium alloy produced by directional solidification method in different angles using CAFE simulation [J]. International Journal of Metalcasting, 2022, 17 (1): 195-209.
- [11] 于康康, 王松伟, 陈帅峰, 等. 锡磷青铜水平连铸坯凝固组织的数值模拟 [J]. 中国有色金属学报, 2023, 33 (5): 1378-1389.

- [12] 苗芳, 谢利奎, 李静文, 等. 基于CAFE模拟Cu-3Ni-0.96Si-0.15Mg合金的铸锭凝固组织演变 [J]. 热加工工艺, 2024 (9): 135-140.
- [13] LI D Z, CHEN X Q, FU P X, et al. Inclusion flotation-driven channel segregation in solidifying steels [J]. Nature Communications, 2014, 5 (5): 6291.
- [14] ZHU M F, HONG C P. A modified cellular automaton model for the simulation of dendritic growth in solidification of alloys [J]. ISIJ International, 2001, 41 (5): 436-445.
- [15] RAPPAZ M. Modelling of microstructure formation in solidification processes [J]. International Materials Reviews, 1989, 34 (1): 93-124.
- [16] 陈峥, 仲红刚, 赵坚, 等. 基于ProCAST软件模拟不同温度梯度条件下30Cr2Ni4MoV钢的凝固组织 [J]. 热加工工艺, 2015, 44 (19): 97-99.

Numerical Simulation Study on Solidification Microstructure of Cast Steel Ingot

LI Ji-lin, WU Wei, FENG Jun-ning

(School of Materials Science and Engineering, North Minzu University, Yinchuan 750021, Ningxia, China)

Abstract:

The solidification microstructures of a cast medium carbon steel ingot were simulated using the CAFE method, and relevant parameters including the nucleation density (n), the nucleation undercooling (ΔT) and the dendrite tip growth kinetics parameters (a_2 , a_3), which suitable for the numerical simulation of the solidification microstructure of sand-casting medium carbon steel ingot, were determined. On this basis, the influences of different nucleation and growth parameter conditions on the numerical simulation results were compared and analyzed. It was observed that when the surface nucleation undercooling ($\Delta T_{s, \max}$) was kept constant, the columnar crystal region expanded as the bulk nucleation undercooling ($\Delta T_{b, \max}$) increased; when the nucleation parameter conditions were kept constant, increasing the values of a_2 and a_3 also led to an expansion of the columnar crystal region; the numerical simulation results of the solidification microstructures of the cast steel ingots under the conditions of different cooling rates showed that the quantities of the columnar crystals increased as the cooling rate was increased.

Key words:

solidification microstructure; numerical simulation; grain nucleation; dendrite crystal growth
