DOI:10.16410/j.issn1000-8365.2020.08.005

Mn18Cr18N 空心钢锭凝固缺陷与组织的模拟研究

朱　花[1],张　博[2],田继红[1],刘嘉辰[1],陈慧琴[1]

(1.太原科技大学 材料科学与工程学院,山西 太原 030024;2.武汉育人博才教育有限公司,湖北 武汉 430000)

摘　要:对常规底注式浇注 4.2 t Mn18Cr18N 空心钢锭的凝固过程进行了模拟研究,分析了浇注和冷却参数对凝固缺陷和组织的影响。结果表明,内外壁的冷却条件显著影响钢锭的凝固顺序和组织特征。随着内外壁换热系数的减小,最后凝固位置移向换热系数较小的一侧,柱状晶向等轴晶的转变(CET)提前,柱状晶长度减小。在 1 415 C 和 25 kg/s 低温慢浇的条件下,当内外壁的换热系数比值为 2:5 时,钢锭径向从内外壁侧向壁厚内部逐渐凝固,最终凝固位置在靠近内壁的 1/4~1/3 壁厚处,该处呈现一定程度的疏松缺陷,凝固组织为等轴晶;而内外壁处则为柱状晶组织,壁厚截面上两种组织比例相当。形核参数中体形核密度是影响 CET 以及晶粒尺寸的主要参数,而面形核密度可以控制柱状晶的一次枝晶间距。

关键词:空心钢锭;底注式浇注;孔隙性缺陷;柱状晶;等轴晶

中图分类号:TG244　　**文献标识码**:A　　**文章编号**:1000-8365(2020)08-0727-07

Simulation Research on Solidification Defects and Microstructure of Mn18Cr18N Hollow Ingots

ZHU Hua[1], ZHANG Bo[2], TIAN Jihong[1], LIU Jiachen[1], CHEN Huiqin[1]

(1.School of Materials Science and Engineering, Taiyuan University of Science and Technology, Taiyuan 030024, China; 2. Aotu Personalized?Education, Wuhan 430000, China)

Abstract: The solidification process of 4.2 t Mn18Cr18N hollow ingot with conventional bottom gating system was simulated, and the influence of pouring and cooling parameters on solidification defects and microstructure evolution was analyzed. The results show that cooling conditions of the inner and outer walls has intensive effect on solidification sequence and microstructure. As the heat transfer coefficient of the inner and outer walls decreases, the solidification position finally moves to the side with low heat transfer coefficient, and the transformation (CET) of columnar crystals is advanced, and the length of columnar crystals decreases. Under the condition of low temperature of 1 415 C and low pouring velocity of 25 kg/s, when the heat transfer coefficient ratio of inner and outer walls is 2:5, the ingot gradually solidifies radially from the lateral wall thickness of inner and outer walls. The final solidification position is at the 1/4~1/3 wall thickness near the inner wall, where there is a certain degree of loose defects, and the solidification structure is equiaxed grains. The columnar crystal structure is found on the inner and outer wall, and the proportion of the two structures is similar on the wall thickness section. In nucleation parameters, shape nucleation density is the main parameter that affects CET and grain size, while surface nucleation density can control the primary dendrite spacing of columnar grains.

Key words: hollow ingots; pouring with bottom gating system; porosity defects; columnar grains; equiaxed grains

随着石油化工与核电技术的高速发展,不同尺寸与性能要求的筒形件需求量越来越大,从而使厚壁筒形件的制造技术越来越得到关注[1]。而相比于传统的采用实心钢锭和自由锻技术制造厚壁筒形件,采用空心钢锭直接成形厚壁筒形件的制造技术具有明显的优势,不仅节能节材,而且还可以省去镦粗和冲孔工序,简化加工流程,缩短了生产制造周期[2,3]。因此,空心钢锭制造技术能够推动厚壁筒形件向着短流程精确成形制造方向发展[4]。

采用试制方法研究空心钢锭浇注和凝固工艺及其凝固缺陷和组织的特征[5],周期长,材料损耗大,

收稿日期:2020-04-12

基金项目:国家自然科学基金资助项目(51575372)

作者简介:朱　花(1977-),女,山西定襄人,博士研究生.研究方向:热加工微观组织模拟与控制.电话:13834514348,E-mail:zhuhua200808@163.com

通讯作者:陈慧琴(1968-),山西定襄人,教授,博士.研究方向:大型铸锻件制造理论与新技术.电话:0351-2161129,E-mail:chenhuiqin@tyust.edu.cn

费用高,致使空心钢锭的研发进度缓慢。随着计算机技术的迅猛发展,计算机模拟技术已经成为研究钢锭凝固成型、缺陷演变与组织控制的重要手段[6-8]。模拟技术能够对不同的工艺参数和多种类型的模型同时进行计算和分析,为高质量钢锭的制造提供先进的技术手段。文献[9,10]采用数值模拟方法在模拟分析空心钢锭凝固过程传热和温度场的基础上,进行了缩孔和疏松的预测。

随着电渣冶金技术的发展,采用电渣重熔或电渣液态浇注的技术可以制备纯净致密均质的空心钢锭成为可能,并已得到一定的应用[11-13]。但是,目前对于大型筒体类锻件,采用传统套筒式模型浇注空心钢锭仍然得到较为广泛的应用[1-5]。本文采用ProCAST软件在模拟分析4.2 t Mn18Cr18N空心钢锭的凝固过程的基础上,研究通过控制冷却条件控制凝固顺序,进而控制最终凝固位置和缺陷的分布,并结合合理的浇注温度控制获得较细小均匀的柱状晶组织。

1 空心钢锭凝固缺陷和组织模拟判据及模型的建立

空心钢锭的底注式浇注系统由浇口杯、直浇道、横浇道、内浇道组成,钢液从铸型底部进入到型腔。底注式浇注系统的优点有充型平稳、不产生激溅、气体易于排出、金属氧化少等。合理的浇注工艺参数是获得良好铸件质量的前提,但是钢锭的浇注凝固过程是一个传质、传热和流体传动的复杂传输过程。钢锭的合金成分、形状尺寸和浇注凝固工艺参数综合影响钢锭的凝固过程,进而影响钢锭内部缺陷的种类和分布以及凝固组织的形貌和尺寸。

1.1 凝固孔隙性缺陷模拟判据

熔融的高温合金在凝固过程中会发生体积收缩现象,最终凝固部位有可能因得不到钢液的及时补充而产生孔隙性缺陷,如缩孔、疏松等。采用Niyama判据来对疏松出现的可能性进行模拟预测。Niyama判据是一种基于枝晶间疏松的预测判据,可以较准确的预测疏松可能产生的位置和分布情况。表达式如下所示。

$$N=G/\sqrt{R} \tag{1}$$

式中,G 凝固终了时的温度梯度;R 冷却速度。

当 N 值小于某一临界值时,在相应区域内就会产生疏松。N 值越小,产生疏松的倾向性越大;反之产生的倾向性越小。该临界值的大小与钢锭材料和浇注工艺有关,不受钢锭的形状尺寸和合金成分的影响[14-16]。文献[14]中根据达西定律和枝晶间的渗流补缩理论推导出Niyama判据计算公式(2),用以判断凝固过程中疏松的形成。

$$N=G/\sqrt{R}=\sqrt{\frac{\eta\cdot f_L\cdot\beta\cdot\Delta T}{k\cdot(\Delta P-m\cdot\Delta T\cdot g/A)}} \tag{2}$$

式中,η 液相粘度系数;f_L 液相分数;β 凝固收缩率;ΔT 结晶温度区间大小;ΔP 压力降,m 钢锭质量或需要浇注金属液的质量。

1.2 钢锭凝固晶粒组织模拟判据

1.2.1 枝晶生长动力学

枝晶尖端的生长速度与过冷度之间的关系是建立枝晶尖端生长动力学模型的关键。柱状晶的生长速度,柱状晶前沿等轴晶的形核生长都受到枝晶尖端过冷度的影响[17]。下式给出了枝晶尖端总过冷度 ΔT 的表达式:

$$\Delta T=\Delta T_c+\Delta T_t+\Delta T_k+\Delta T_r \tag{3}$$

式中,ΔT_c、ΔT_t、ΔT_k、ΔT_r 分别代表溶质过冷度、热过冷度、曲率过冷度和动力学过冷度。对于大多数合金而言,ΔT_t、ΔT_k、ΔT_r 与 ΔT_c 相比来说很小,通常可以忽略。枝晶生长速度 v 和过冷度 ΔT 用3次多项式(4)进行拟合,拟合后可以加快计算速度。

$$v=a_2\Delta T^2+a_3\Delta T^3 \tag{4}$$

式中,ΔT 枝晶尖端总过冷度,K;a_2、a_3 拟合多项式的系数,称为生长动力学系数,m/(s·K^3)。

本文采用KGT (Kunur、Giovanola和Trivedi)模型描述柱状晶和等轴晶的生长。a_2 和 a_3 的值通过对KGT模型进行拟合得到,a_2 和 a_3 可以控制晶粒生长过程中的形貌和转变[18,19]。在模拟软件ProCAST的CA-FE模块中,可以通过Co,m,k,D计算系数 a_2 和 a_3。其中,C_0 表示凝固材料中各元素的质量分数,m 表示凝固材料的液相线斜率,k 表示溶质的分配系数,D 表示扩散系数。Gibbs-Thompson系数 Γ 是用来表示临界晶核半径的,表示为:

$$\ln=\frac{c}{C_s}=\frac{2\sigma\cdot M}{\mathrm{d}RT\cdot r_{crit}} \tag{5}$$

式中,c 为溶液相浓度;c_s 为溶液的饱和浓度;σ 为表面张力;M 为晶体分子的摩尔质量;d 为晶体密度;R 为摩尔气体常数;T 为绝对温度;r_{crit} 为临界晶核半径,用来判断晶核是否能够生长成为晶粒。只有当晶核半径大于临界晶核半径时才有可能生长成为晶粒。不同材料的 Γ 值不同,这里取Gibbs-Thompson系数 $\Gamma=2.0\times10^{-7}$ m·K。

1.2.2 柱状晶向等轴晶转变(CET)模型

柱状晶和等轴晶是构成钢锭凝固组织的两种主要晶粒形貌。不同形貌的凝固组织具有不同的加工性能性能和用途,所以掌握CET转变机制对于有效

控制钢锭的凝固组织十分重要。通常认为当柱状晶生长前沿的等轴晶固相分数达到 0.49 时，就会发生 CET 转变[20,21]。

1.3 4.2t Mn18Cr18N 空心钢锭底注式浇注凝固模拟模型

1.3.1 孔隙性缺陷模拟模型

4.2t Mn18Cr18N 空心钢锭的尺寸为 ϕ1 210 mm×ϕ640 mm×1 100 mm。底注双套筒式浇注系统，套筒之间添加耐火材料，耐火材料选用铬矿砂加树脂，厚度为 20 mm。浇注系统由一个直浇道、一个横浇道和两个内浇道构成，各浇道的尺寸可根据漏包的包孔直径进行确定，尺寸分别为 $D_{直}$=60 mm，$D_{横}$=60 mm，$D_{内}$=48 mm。

根据浇注系统设计理论，浇注速度取决于浇注钢锭的质量及浇注系统决定的浇注时间；而浇注温度过热度高出液相线温度 30~50 ℃。文献[22]研究了浇注速度和浇注温度对凝固过程及凝固缺陷的影响，得到合理的浇注速度为 25 kg/s，浇注温度为 1 415 ℃。

钢锭模预热至 200 ℃，材料选用铸铁，与环境之间为空冷，环境温度 20 ℃。内壁界面换热系数 c_i1 000 ~400 W/m²K，外壁界面换热系数 c_o1 000~800 W/m²K。采用保温冒口，外加保温层厚度为 10 mm。钢锭与底座砂模之间的换热系数为 300 W/m²K。

1.3.2 凝固晶粒组织模拟模型

为简化计算，轴向取 1/4，高度从锭底沿轴向向上取 100 mm 的模型，并忽略对流和偏析的影响，分析冷却条件对空心钢锭凝固组织的影响。内外壁和底部界面换热系数取值范围、浇注速度和浇注温度同 1.3.1。

冷却条件对凝固组织影响的参数：体形核密度 N_v=3e+007/cm³，体形核过冷度 $\Delta T_{v,max}$=1.5 K，体形核过冷度标准方差 $\sigma\Delta T_{v,max}$=0.1，面形核密度 N_s=2e+006/cm³，面形核过冷度 $\Delta T_{s,max}$=1 K，面形核过冷度标准方差 $\sigma\Delta T_{s,max}$=0.1。枝晶尖端生长动力学系数 a_2=1.4e-007，a_3=2.4e-008。Gibbs-Thompson 系数 Γ=2.0×10⁻⁷ m·K。CA 单元大小为 100 μm，每个有限元体单元中包含的 CA 数为 500，最大晶粒取向数为 5 000。

形核密度对凝固组织影响的参数：形核密度参数如表 1，其余参数同上。

1.4 缩比实验

进行了模拟模型与实验模型之比为 2:1 的缩比实验研究，并沿轴向子午面进行切割解剖，观察壁厚截面上孔隙性缺陷的分布。

表 1 不同形核密度下的模拟方案

Tab.1 Simulation designs for different nuclei densities

模拟方案	N_v/10⁸	$\Delta T_{v,max}$/K	$\sigma_{\Delta Tv}$	N_S/10⁶	$\Delta T_{S,max}$/K	$\sigma_{\Delta Tv}$
A	1.00	1.25	0.1	2	1.00	0.1
B	2.00	1.25	0.1	2	1.00	0.1
C	20.00	1.25	0.1	2	1.00	0.1
D	0.01	1.25	0.1	2	1.00	0.1
E	0.01	1.25	0.1	20	1.00	0.1
F	1.00	2.00	0.1	2	100	0.1
G	2.00	1.25	1.0	2	1.00	0.1
H	2.00	1.25	1.0	2	2.00	0.1
I	2.00	1.25	1.0	2	2.00	1.0
J	20.00	1.50	0.1	2	1.00	0.1
K	20.00	1.25	1.0	2	1.00	0.1
L	2.00	1.25	0.1	20	1.00	1.0

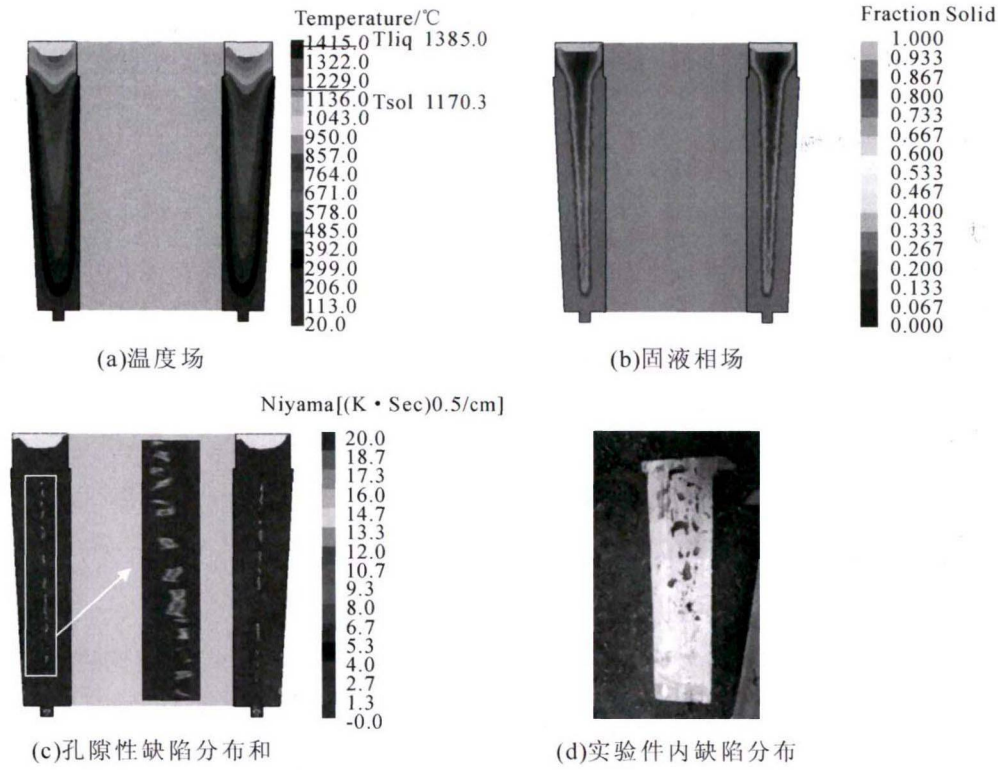
2 试验结果及讨论

2.1 冷却条件对空心钢锭凝固缺陷和组织的影响

2.1.1 模壁冷却条件对空心钢锭孔隙性凝固缺陷的影响

图 1 为浇注速度 25 kg/s 和浇注温度 1 415 ℃条件下，内外壁传热系数均为 1 000 W/m2K，模拟计算获得的空心钢锭凝固过程中壁厚截面上的温度场(图 1a)，固液相场(图 1b)，以及凝固终了时的孔隙性缺陷分布。可以看出，由于内外壁冷却条件相同，壁厚截面上的温度沿壁厚中心呈对称分布(图 1a)。凝固过程也分别从内外壁开始顺序向壁厚中心推进，最后凝固位置位于壁厚的中心区域(图 1c)。而且由于空心钢锭的高径比较大，沿壁厚径向方向的凝固速度大于从底部向上的轴向凝固速度，从而在凝固终了时在钢锭壁厚的中心区域产生孔隙性缺陷(图 1c)。图 1d 为内外壁冷却条件相同缩比实验件冒口下方壁厚截面，与模拟结果一致，壁厚中心处断续分布有孔隙性缺陷，约占壁厚轴向尺寸的 2/3。

对于厚壁空心钢锭，在后续的芯轴扩孔或径轴向辗扩变形状态下，壁厚截面中心处为变形最小区域，孔洞类缺陷不易闭合。因此，分析冷却条件对凝固过程的影响，为合理控制凝固冷却条件提供依据。研究发现，在浇注温度 1 415 ℃，浇注速度 25 kg/s 合理的浇注工艺条件下[22]，控制内外壁冷却条件，可以控制凝固过程及凝固缺陷分布和凝固组织特征。当内壁换热系数降低到 400 W/m²K 时，在浇注充型过程平稳的同时，钢锭径向从内外壁侧向壁厚内部逐渐凝固（图 2a），最终凝固位置在靠近内壁的 1/4~1/3 处(图 2b)。钢锭内没有出现宏观缩孔，靠近内壁的最后凝固处(距内壁约 89 mm 处)存在一定程度的缩松，并从冒口端延伸至距离钢锭下部约



(a)温度场　(b)固液相场

(c)孔隙性缺陷分布和　(d)实验件内缺陷分布

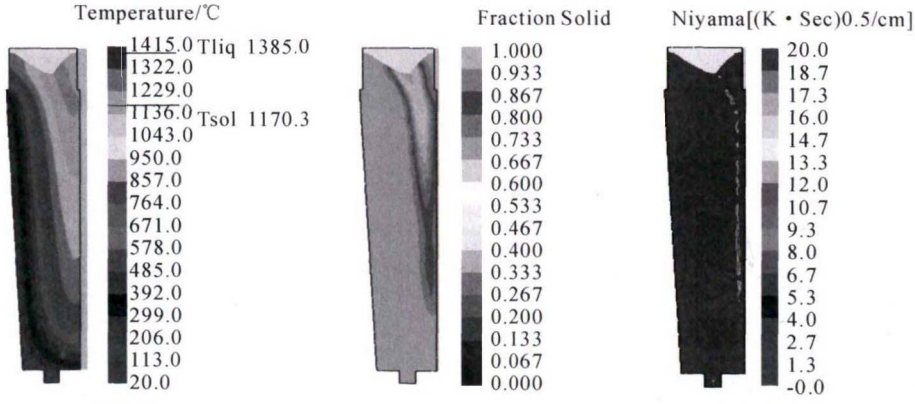
图 1 内外壁冷却条件相同时壁厚截面上的参数分布

Fig.1 The parameter distribution on the wall thickness section under the same cooling condition

1/3 高度处(图 2c)。日本[23]试制的 20 t 和 45 t 空心钢锭和中国一重[24]试制的 65 t 空心钢锭的实践结果都表明，空心钢锭最终凝固位置不在钢锭壁厚中心，而是在靠近里侧部位相当于壁厚的 1/4~1/3 处。这与图 2 浇注冷却条件下凝固缺陷的位置一致，说明图 2 中的冷却边界条件更接近于文献 [21,22]中的实际情况。

2.1.2 模壁冷却条件对空心钢锭凝固晶粒组织的影响

图 3(a)为与图 1 相同浇注和冷却条件下的凝固晶粒组织。可以看出，内外壁换热系数同为 1000W/m²K 的强冷却条件下，柱状晶从内外壁界面同时沿径向向壁厚中心处生长，最终凝固位置在壁厚中心处，中心等轴区较窄。当内壁换热系数降低到图 2 中的 400 W/m²K 时(图 3b)，空心钢锭外壁柱状晶长度基本不变，但是内壁柱状晶长度从图 3(a)中的 4/5 壁厚长度减小到 3/5 壁厚长度，一次枝晶间距减小了约 1/3。柱状晶比例也从 55%降低到 50%，即壁厚中心等轴晶区面积增大，并发生向内壁方向扩展的现象。说明靠近内壁处 CET 转变提前。图 3(b)组织的浇注凝固条件与图 2 缺陷模拟条件一致。所以，文献[23]试制获得的空心钢锭的凝固组织特征应该与图3(b)的凝固组织具有可比性。文献[23]实践表明 20 tCr-Mo 钢空心钢锭的内外壁侧至中心最后凝固处，凝固组织分别由柱状晶区、枝晶区、等轴晶区组成。这与图 3(b)的凝固组织特征一致。



(a)温度场　(b)固液相场　(c)孔隙性缺陷分布

图 2 内外壁冷却条件不相同时凝固壁厚截面上的参数分布

Fig.2 The parameter distribution on the thick section of solidified wall under different cooling conditions

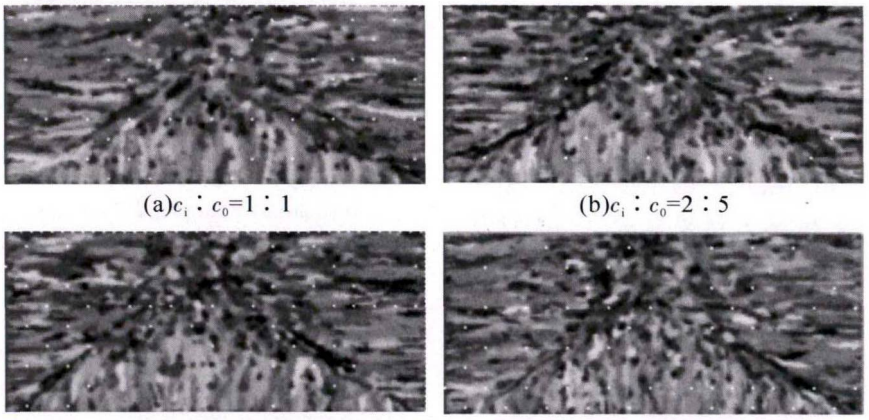
在图 3(b)的基础上，进一步降低外壁换热系数为 800 W/m²K。与图 3(a)对比，则外壁柱状晶的长度也略有所减小。这是由于内外壁换热系数的减小抑制了柱状晶的发展，使得 CET 转变提前。当内外壁界面换热系数同时随着浇注时间均匀变化到凝固结束，即内部由 1 000 W/m²·K 减小至 400 W/m²·K，外壁由 1 000 W/m²·K 减小至 800 W/m²·K。模拟结果如图 3(d)所示。可以看出，其凝固组织介于图 3(a)和图 3(b)，柱状晶的形貌接近图 3(a)，中心等轴晶区接近图 3(b)，约占 50%。说明当边界条件为变化值时可以加快 CET 转变。

通过控制浇注凝固工艺参数，控制凝固缺陷的前提下，进一步控制凝固组织及其形貌，需要控制熔体的纯净度或借助异质形核来改变形核密度，从而达到在浇注冷却工艺参数确定的情况下进一步控制凝固晶粒组织的目的。

2.2　形核密度对空心钢锭凝固组织的影响

描述形核的参数主要包括体形核密度 N_v、面形核密度 N_s 以及相对应的最大形核过冷度 ΔT_{max} 和过冷度标准方差 $\sigma\Delta T$。设置不同形核密度参数的模拟方案(见表 1)，通过对比模拟结果，分析形核密度对空心钢锭凝固组织的影响。

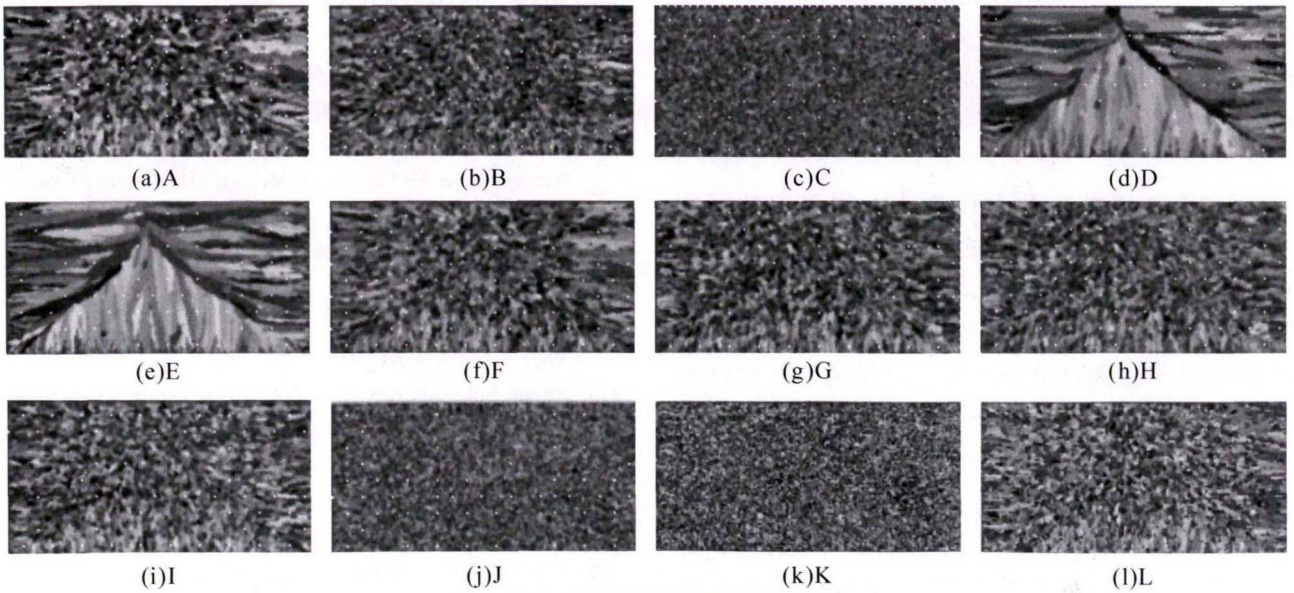
图 4 是不同形核密度模拟方案下的模拟结果。如图 4(a,b)所示，在其他形核密度不变的条件下，只增大体形核密度 N_v，中心等轴晶区面积增大，柱状晶生长受到抑制，CET 转变提前。柱状晶与等轴晶的尺寸均减小，显微组织更加均匀致密。晶粒尺寸减小是由于增大 N_v 时，钢液在较小的过冷度下即可形核，晶核数量的增多导致晶粒不能充分长大。如图 4(c)所示，当 N_v 增大到 2e+009/cm³ 时，可得到全部的细小等轴晶组织。如图 4 (d)，当 N_v 减小到 1e+006/cm³ 时，中间等轴晶区消失，凝固组织全部由柱状晶组成。由以上结果可知。体形核密度 N_v 是控制 CET 转变的主要因素。增大体形核最大过冷度



(a)c_i∶c_0=1∶1　(b)c_i∶c_0=2∶5　(c)c_i∶c_0=1∶2　(d)内外换热系数随时间变化

图 3 内外壁不同换热系数条件下的凝固组织

Fig.3 Solidification microstructure under different inner and outer interface heat transfer coefficients



(a)A　(b)B　(c)C　(d)D　(e)E　(f)F　(g)G　(h)H　(i)I　(j)J　(k)K　(l)L

图 4 不同形核密度下的凝固显微结构

Fig.4 Solidification microstructures with different nuclei densities

$\Delta T_{V,max}$，发现凝固组织没有发生明显的变化，如图4(a,f)。增大体形核过冷度标准方差 $\sigma_{\Delta Tv}$，可看到柱状晶与中心等轴晶区的面积没有发生变化，但是中心等轴晶尺寸略有增大，如图4(b,g)。

对比图4(d)和图4(e)，增大面形核密度 N_s，没有对CET转变产生影响，凝固组织仍然全部由柱状晶组成，但柱状晶的一次枝晶间距 λ_1 有所减小。这是因为空心钢锭内外壁单位面积上的形核数量增大，向钢锭内部生长的柱状晶的数量相应增多，一次枝晶间距 λ_1 就会减小。增大面形核最大过冷度 $\Delta T_{S,max}$ 对凝固组织的影响不大，如图4(g,h)。增大面形核过冷度标准方差 $\sigma_{\Delta Ts}$，柱状晶与等轴晶的尺寸和晶区面积不变，但内部等轴晶分布更加均匀，如图4(h,j)。

由上述模拟结果可以得到，影响凝固组织的形核密度参数主要有 N_v、$\sigma_{\Delta Tv}$、N_s 和 $\sigma_{\Delta Ts}$。增大 N_v 使柱状晶与等轴晶的晶粒尺寸减小，增大 $\sigma_{\Delta Tv}$ 则使等轴晶的晶粒尺寸增大。模拟方案J同时增大 N_v 和 $\Delta T_{V,max}$，模拟方案K同时增大 N_v 和 $\sigma_{\Delta Tv}$。对比模拟方案J和K的结果(图4j,k)，凝固组织几乎全部由细小的等轴晶构成，后者晶粒尺寸略大于前者，说明 N_v 是控制CET转变和晶粒尺寸的主要因素。模拟方案I是同时增大 N_s 和 $\sigma_{\Delta Ts}$，结果显示(图4l)柱状晶的一次枝晶间距 λ_1 有所减小，CET转变没有发生明显的变化。

综上所述，N_v 是影响CET转变的主要形核密度参数；N_v 和 $\sigma_{\Delta Tv}$ 都会显著影响晶粒的尺寸，但 N_v 是主要因素；N_s 可以控制柱状晶的一次枝晶间距；增大 $\sigma_{\Delta Ts}$ 可以起到使中心等轴晶分布更均匀的效果。在实际生产中，可以在浇注时加入异质形核合金，改变晶粒的形核密度，从而控制CET转变的快慢和晶粒的尺寸[25]，达到控制钢锭凝固组织的目的。

3　结论

(1)内外壁的冷却条件显著影响钢锭的凝固组织，进而控制钢锭壁厚的最终凝固位置和缺陷分布。在1 415 C和25 kg/s浇注条件下，当内外壁换热系数同为1 000 W/m²K时，与试验相符，最后凝固位置位于壁厚的中心区域，并伴随有孔隙性缺陷产生。当内外壁的换热系数分别为400 W/m²K和1 000 W/m²K时，钢锭径向从内外壁侧向壁厚内部逐渐凝固。最后凝固位置在靠近内壁的1/4~1/3壁厚处，疏松缺陷从冒口下端一直延伸至距离钢锭下部约1/3处。该处为等轴晶组织，而靠近内外壁则为柱状晶组织，且两种形貌晶粒组织比例相当。

(2)随着内外壁换热系数的减小，CET转变提前，抑制了柱状晶的发展，柱状晶长度减小，一次枝晶间距减小，晶粒的分布变得更加均匀。当内壁换热系数从1 000 W/m²K减小到400 W/m²K，柱状晶比例也从55%降低到50%。

(3)体形核密度 N_v 是影响CET转变的主要形核密度参数；N_v 和体形核密度标准方差 $\sigma_{\Delta Tv}$ 都会显著影响晶粒的尺寸，但 N_v 是主要因素；面形核密度 N_s 可以控制柱状晶的一次枝晶间距；增大面形核密度标准方差 $\sigma_{\Delta Ts}$ 可以起到使中心等轴晶分布更均匀的效果。分析得出了全部为柱状晶或全部为等轴晶的极限体形核密度值分别为1e+006/cm³和2e+009/cm³。

参考文献：

[1] 吕奎明，李家驹，张文辉. 超大型筒形锻件制造技术的发展现状[J]. 大型铸锻件，2016(1):35-37.

[2] 郭显胜，田丰，杜璇，等. 空心钢锭制造技术发展现状[J]. 大型铸锻件，2015(2):12-16.

[3] 邢世勋，于广文. 空心钢锭生产技术的发展与应用 [J]. 金属世界，2013(1):26-29.

[4] Giradin G, Jobard D, and et. al. Hollow ingots: thirty years of use to control segregation and quality for nuclear and petrochemical large shells[C]. Forge masters Meeting, 2011,20:32-35.

[5] 来庆红，田丰，谢全胜，等. 大型空心钢锭的生产实践[J]. 热加工工艺，2016，45 (13):169-171.

[6] 樊超，王光明，张挨元，等. ProCAST模拟仿真技术在铸钢件缺陷预测中的应用[J]. 铸造技术，2019，40(7)，705-707.

[7] 于海龙，沈明钢，张春宇，等. 不同高宽比下大钢锭凝固过程的数值模拟与优化[J]. 铸造技术，2015，36(3)，729-731.

[8] 吉晓霞，常军委，韩兴，等. 数值模拟参数对铸钢件缩孔缩松预测精度的影响[J]. 铸造，2019，68 (12) :1355-1361.

[9] 李亚辉. 空心钢锭的传热过程分析 [J]. 大型铸锻件，2017(1):25-28.

[10] 张向琨，石伟，高国峰，等. 空心钢锭凝固过程温度场模拟与缩孔、疏松预测[J]. 铸造，2000，49(6):344-348.

[11] V S Dub, L Ya Levkov, et al. Experience of Production of Hollow Tubular Ingots by Electroslag Melting [J]. Russian Metallurgy (Metally), 2015(6):478-486.

[12] 姜周华，刘福斌，余强，等. 电渣重熔空心钢锭技术的开发[J]. 钢铁，2015，50(10):30-36.

[13] 郑立春，董艳武，姜周华，等. 电渣液态浇注空心钢锭的数值模拟[J]. 东北大学学报(自然科学版)，2012，33(8):1162-1165.

[14] Niyama E, Uchida T. A method of shrinkage prediction and its application to steel casting practice. AFS Int [J]. Cast Metal,1998(7):52-63.

[15] 崔吉顺，李文珍. 铸件缩孔缩松多种预测判据的应用[J]. 清华大学学报(自然科学版) 2001，41(8) : 5-8.

[16] 贾宝仟，柳百成. 基于枝晶间渗流理论的砂型铸件缩孔缩松判据 N=G/R 的讨论及应用[J]. 热加工工艺，1996(2):34-36.

(下转第741页)

[6] 虞大联，邓小军，刘韶庆，等. 复合材料技术在转向架中的应用[J]. 电力机车与城规车辆，2015 (38)：17-22.

[7] 李辰，许淑萍，张伟龙，等. 复合材料在轨道交通转向架中的应用[J]. 纤维复合材料，2019 (3)：6-11.

[8] 门永林，楚永萍，冯遵委. 纤维增强复合材料在转向架上的应用研究[J]. 铁道机车车辆，2019 (39)：92-95.

[9] 李梁京，王继荣，李军. 新型轻材料在转向架部件中的应用[J]. 青岛大学学报(自然科学版)，2017 (30)：42-46.

(上接第 732 页)

[17] Hunt J D. Steady state columnar and equiaxed growth of dendrites and eutectic [J]. Materials Science and Engineering, 1984, 65(1): 75-83

[18] 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.

[19] Flood S C, Hunt J D. Columnar and equiaxed growth:I-A model of a columnar front with a temperature dependent velocity [J]. J Crys Growth,1987,82(3): 543-551.

[20] Flood S C, Hunt J D. Columnar and equiaxed growth: I-I-E-quiaxed growth ahead of a Columnar front[J]. J Crys Growth, 1987, 82(3):552-560.

[21] Hunt J D. Steady state columnar and equiaxed growth of dendrites and eutectic [J]. Materials Science and Engineering,1984,65 (1): 75-83.

[22] 张博，朱花，赵晓东，等. 空心钢锭凝固过程缺陷的模拟研究[J]. 太原科技大学，2018，39(1):35-41.

[23] 松野淳一. 锻造用大型中空钢锭的凝固与偏析 [J]. 英在田摘译. 大型铸锻件，1983(4):66-71.

[24] 许天华. 空心钢锭的制造技术[J]. 一重技术，2004 (2)：28-31.

[25] 宋迎德，郝海，谷松伟，等. 枝晶尖端生长速度对凝固组织数值模拟的影响研究 -Ivantsov 函数近似方式的确定 [J]. 铸造技术，2011，32(1):34-38.

(上接第 735 页)

比，可以看出半调式斜流泵叶轮叶片加工制造的问题得到了有效的解决，保证了设计要求。

7　结论

通过完善铸造工艺和机加工工艺，保证了叶片加工精度的问题；叶片定位销孔设计错误时，面临着无工艺卡头并且要解决加工定位销孔的问题，通过工装胎具的设计，解决了装卡的问题。通过解决半调式斜流泵在试制过程中的各种问题，编制半调式斜流泵叶轮典型制造工艺，为其加工制造提供了宝贵经验。

参考文献：

[1] 成大先，王德夫，刘世参，等. 机械设计手册(第五版)[M]. 北京：化学工业出版社，2011.

RX 榕霞®

福建省榕霞石英砂有限责任公司
漳浦县榕霞矿业开发有限公司

公司简介
Company

我公司创办于1976年，是国内较早从事石英砂系列产品生产、销售一体化经营的综合性企业。公司拥有丰富的优质石英砂矿产资源，矿区面积1000多亩，年开采量可达40万吨。公司生产的石英砂产品具有SiO2含量高，含泥量低、角形系数小等特点，是高品位的天然石英砂。

“榕霞”天然石英砂系列产品现广泛应用于国内铸造行业、机械制造行业、全国各水处理行业及玻璃制造、钢铁冶金行业等，质量达到国际先进水平。公司已通过ISO9001、ISO14001管理体系认证，先进的生产工艺及完善的品质保障体系确保了产品质量的长期稳定，专业的销售团队为客户提供优质完善的售后服务。





产品主要理化性能

Sio2＞98%	角形系数＜1.3
灼烧减量＜0.5%	含泥量＜0.3%
含水量(干砂)＜0.2%	耐温＞1700℃

地址：福建省晋江市金井　电话：0595-85332410 85332410　传真：0595-85331410　www.rxsgy.com　E-mail:rxsgy@163.com