

凝固组织对 GCr15 轴承钢 220 mm × 260 mm 连铸坯中心偏析的影响

左欢¹ 杨祝英¹ 安航航²

(1 天津工业职业学院, 天津 056404; 2 北京科技大学钢铁共性技术协同创新中心, 北京 100083)

摘要 铸坯高中心等轴晶率及小的二次枝晶臂间距有利于降低高碳钢 M + E-EMS 连铸坯中心偏析。通过建立 GCr15 钢 220 mm × 260 mm 连铸坯耦合有限元-元胞自动机模型 (CAFE) 及二次枝晶臂间距 (SDAS) 模型, 研究结晶器电磁搅拌、过热度及拉速对中心等轴晶率及二次枝晶臂间距的影响。结果表明, 相比于拉速, 过热度及结晶器电磁搅拌对其影响明显。随着过热度降低及结晶器电磁搅拌强度增加, 铸坯中心等轴晶率增加而二次枝晶臂间距减小, 而拉速对凝固终点和中心固相率影响大。工业试验结果表明, 采用结晶器与凝固末端电磁搅拌, 相比于过热度 35 °C 和拉速 0.75 m/min, 控制过热度小于 25 °C 且拉速调整为 0.8 m/min 时, 轴承钢 GCr15 铸坯中心等轴晶率由原 27% 增加至 38% 且二次枝晶臂间距细化, 中心碳偏析指数由原 1.06 ~ 1.39 降至 0.93 ~ 1.13。

关键词 220 mm × 260 mm 铸坯 GCr15 轴承钢 中心等轴晶 二次枝晶臂间距 中心偏析

Effect of Solidification Structure on Center Segregation of 220 mm × 260 mm Casting Bloom of Bearing Steel GCr15

Zuo Huan¹, Yang Zhuying¹ and An Hanghang²

(1 Tianjin Polytechnic College, Tianjin 056404; 2 Collaborative Innovation Center of Steel Technology, University of Science and Technology Beijing, Beijing 100083)

Abstract Low secondary dendrite arm spacing (SDAS) and large center equiaxed crystal ratio (ECR) are beneficial to reduce center segregation of high-carbon steel casting bloom with M + F-EMS. A Cellular Automaton-Finite Element (CAFE) coupling model and secondary dendrite arm spacing (SDAS) model of 220 mm × 260 mm casting bloom of steel GCr15 are established to study the effects of M-EMS, superheat and casting speed on central equiaxed crystal ratio (ESR) and SDAS. It is found that ECR in the center of bloom increases with decreasing superheat and increase intensifying M-EMS, while SDAS decreases with the decrease of superheat and with the increase of M-EMS. The results reveal that M-EMS and superheat has a significant effect on center ECR compared with casting speed. Casting speed has the obvious influence on solidification end and central solid fraction in strand. Industrial test results as compared superheat 35 °C and casting speed 0.75 m/min less than superheat 25 °C and casting speed 0.8 m/min and with M + F-EMS, the ECR in the center of bearing steel GCr15 bloom increases from original 27% to 38% and the SDAS is effectively refined, center carbon segregation index decreases from original 1.06 ~ 1.39 to 0.93 ~ 1.13.

Material Index 220 mm × 260 mm Casting Bloom, Bearing Steel GCr15, Center Equiaxed Crystal Ratio, Secondary Dendrite Arm Spacing, Center Segregation

轴承钢 GCr15 大方坯由于高的碳及铬含量, 固液两相区长且宽且凝固时间长, 易形成严重的宏观偏析^[1]; 在后续的加热和轧制过程中无法有效消除, 遗传至轧材 (棒线材) 例如芯部不均匀碳化物, 对轴承钢寿命有严重的影响^[2]。大量的研究证明^[3-4], 高的铸坯中心等轴晶率及小的二次枝晶臂间距有利于降低铸坯中心偏析。在方坯连铸过程中, 拉速、过热度、二冷比水量及电磁搅拌等工艺参数与凝固组织密切相关, 实际生产中单因素对铸坯凝固组织的影响比较容易确定, 但由于在连铸过程中存

在钢液流动、枝晶熔断及相变等多种因素, 如何综合影响铸坯凝固组织的规律很难确定^[5-6]。目前采用上海大学研发的连铸坯凝固过程热模拟装置可定量研究连铸工艺参数对高碳钢等轴晶的影响^[7], 另外元胞自动机-有限元方法 (CAFE) 建立的凝固组织及二次枝晶臂间距模型已经成功应用并取得了一定的效果^[8-9]。

为改善采用结晶器及凝固末端电磁搅拌技术的 220 mm × 260 mm 断面大方坯轴承钢 GCr15 铸坯中心偏析, 本文建立了考虑电磁搅拌影响的凝固组织

耦合模型(CAFE)和二次枝晶臂间距模型(SDAS model),采用射钉试验及实际铸坯凝固组织分别对凝固传热及组织模拟模型的准确性进行了验证,通过高温拉伸试验确定优化的二冷工艺,基于数值模拟软件 ProCast 研究了电磁搅拌、拉速和过热度等对凝固行为及凝固组织的影响,确定优化的连铸工艺参数并进行工业试验。

1 数学模型的建立

在目前建立的模型中,二次枝晶臂间距模型和凝固组织模型分别被用来研究不同连铸工艺参数对 GCr15 轴承钢铸坯二次枝晶臂间距、凝固过程及凝固组织的影响。凝固组织模型包括凝固传热模型、晶粒形核模型和晶粒生长模型。首先采用凝固传热模型求解温度场,在计算结果基础上耦合晶粒形核模型和晶粒生长模型进行凝固组织的模拟。另外,二次枝晶臂间距模型是基于凝固组织模型建立的,采用 ProCast 软件的微观模型(Micromodel)进行模拟计算。

1.1 钢种物性参数

基于 ProCast 软件的铁基多元合金热力学数据库,计算了 GCr15 轴承钢不同温度下的热物性参数,包括密度、导热系数、比热容及固相率等,其典型成分及固液相线如表 1 所示。

1.2 凝固传热模型

1.2.1 模型假设

建立二维数学模型时,为简化方程及其边界条件,进行如下合理假设:

(1)忽略铸坯拉坯方向传热,传热仅发生在横截面方向;(2)对于液相穴内钢液对流,假设钢在液相区导热系数大于固相区导热系数,且随温度变化;各相的密度视为常数;(3)二冷各区冷却均匀且铸坯内外弧传热相同;(4)将二冷区辊子传热与铸坯在二冷区辐射传热修正系数加入对流换热系数中。

1.2.2 控制方程

基于切片移动法,采用有限元方法建立二维非稳态凝固传热数学模型以模拟大方坯凝固过程,其控制方程参见文献[6]。考虑到固相线以上钢液的对流作用,采用放大导热系数的方法。在两相区,导

表 1 轴承钢 GCr15 典型的化学成分及固液相线
Table 1 Typical chemical composition and liquid-solid phase curve of GCr15 bearing steel

成分 / %								固相线 / ℃	液相线 / ℃
C	Si	Mn	P	S	Al	Cr	Ni		
0.97	0.2	0.35	0.01	0.005	0.02	1.37	0.1	1 337	1 458

表 2 铸机主要技术参数

Table 2 Main technical parameters of caster

项目	参数
铸机半径/m	10
结晶器总长/m	0.9
结晶器有效长度/m	0.85
结晶器电磁搅拌器长度/mm	490
搅拌器中心距结晶器上口距离/mm	585
二冷三个区长度/m	0.85, 1.18, 2.93
凝固末端电磁搅拌器安装位置/m	9.5

热系数为平均导热系数的 2 倍;在液相区,导热系数为平均导热系数的 4 倍;凝固潜热采用等效比热容法进行处理,即以放大比热容的形式来减慢该区内温度的变化速率,实现了潜热释放的等效过程。

1.2.3 初始和边界条件

铸机的主要技术参数如表 2 所示,采用 ProCast 软件建立 220 mm × 260 mm × 13 mm 的切片模型并进行网格划分,综合考虑模型计算的精度及计算时间,传热模型和凝固组织模型采用同样的网格和计算步长。在划分网格后的模型内,总的节点和元胞分别为 251,002 和 250,000。

对于凝固传热模型,在不同的冷却区域采用不同的边界条件,以中间包内钢液温度作为初始条件。

在结晶器区域,传热方式主要为热传导,采用平均热流,参见文献[6]。

在二冷区域,传热方式主要为对流换热,足辊及其他区的换热系数如式(1)、式(2)所示。

$$h = 43 W^{0.556} \quad (1)$$

$$h = 141 + 12.5 W^{0.815} \quad (2)$$

式中: h - 对流换热系数/[W · (m⁻² · K⁻¹)]; W - 水流密度/[L · (m⁻² · s⁻¹)]。

在空冷区,传热方式主要为辐射换热,其热流公式参见文献[6]。

1.3 形核模型

在本文中,采用 Rappaz 等^[10]提出的基于高斯分布的连续非均匀晶粒形核模型。形核密度在结晶器内表面和钢液之间急剧变化。在结晶器表面和钢液内部的形核过冷度($n_{\max,s}$, $n_{\max,b}$),标准偏差($\Delta T_{n,s}$, $\Delta T_{n,b}$)以及初始形核密度($\Delta T_{\sigma,s}$, $\Delta T_{\sigma,b}$)等在 CAFE 模型中使用的形核参数如表 3 所示。

1.4 枝晶生长动力学模型

采用 Rappaz 等^[10]提出的基于高斯分布的连续非均匀晶粒形核模型,形核率与过冷度之间的关系满足连续概率密度分布。由于在结晶器壁和钢液内部的异质形核数目存在比较大的差别为合理描述结

表 3 CAFE 模型中的形核参数
Table 3 Nucleation parameters of CAFE model

$n_{max,s}/m^2$	$\Delta T_{n,s}/k$	$\Delta T_{\sigma,s}/k$	$n_{max,l}/m^3$	$\Delta T_{n,l}/k$	$\Delta T_{\sigma,l}/k$
1.7×10^8	1.0	0.1	2.4×10^9	5	1.5

晶器壁处和钢液熔体中的形核规律^[11],在模型的过程中分别采用不同的 n_{max} 、 ΔT_{max} 以及 ΔT_{σ} 的数值。

1.5 晶粒生长模型

在连铸坯凝固冷却过程,柱状晶和等轴晶形貌的枝晶尖端生长动力学采用 KGT 模型进行计算^[11],对于晶粒的生长速度,利用界面稳定性理论,获得 V 与过冷度 ΔT 的关系,如式(3)所示。

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

式中: a_2 和 a_3 - 枝晶生长动力学参数。

为了计算由以下组成 GCr15 钢各成分的影响系数,采用 Bobadilla 等的方法。对于枝晶生长动力学参数 a_2 和 a_3 ,结合表 1 中 GCr15 钢的成分以及所示的枝晶生长动力学系数的计算表^[12],通过 ProCast 软件内的 CAFE 模块可计算出, a_2 和 a_3 的值分别为 0 和 4.59×10^{-6} 。

1.6 二次枝晶臂间距模型

基于 CAFE 模型,大方坯两相区任意位置的二次枝晶臂间距的计算公式参见文献[9]。其中,二次枝晶臂间距是与本地凝固时间的函数。

1.7 CAFE 模型耦合计算过程

首先采用 GeoMesh 建立

三维几何模型并划分网格,设置边界条件和初始条件,然后采用 ProCast 软件计算温度场,最后利用 CAFE 模块模拟计算凝固组织。元胞自动机(CA)与有限元(FE)的耦合方式见参考文献[8],通过定义有限元网格节点与 CA 元胞之间的差值因子实现。在凝固过程中,通过结合形核模型与晶粒生长模型,本模型就可在元胞自动机上实现凝固组织的模拟,晶粒在生长过程中考虑择优取向,并且所研究的钢种晶粒优先生长方向确定为 $\langle 100 \rangle$ 方向族。

2 模型验证

2.1 凝固传热模型验证

采用射钉及测温试验获得的铸流上某位置处铸坯的表面温度及坯壳厚度与模型计算的结果进行对

比,以验证凝固传热模型的准确性。图 1 为射钉试验高温铸坯及射钉铸坯低倍形貌。图 2 为拉速 1.1 m/min^{-1} 下模型预测的结果与试验结果的对比,由图 2 可知,模型计算的铸坯表面温度与实测的温度的误差在 2% 以内,模型计算的铸坯窄面坯壳厚度与实际测量误差在 5% 以内。通过测温试验和射钉试验对建立的铸坯凝固传热模型来进行综合验证,表明建立的凝固传热模型能够准确的反应凝固过程温度的变化,可为下一步的微观凝固组织模拟提供基础。

为了验证 CAFE 模型和二次枝晶臂间距数学模型的准确性,取大方坯横断面试样,经切割、抛光机热酸洗后,获得铸坯的宏观凝固组织;以一定间隔从铸坯表面到芯部切割不同的金相试样,试样经抛光,采用苦味酸浸蚀,并通过 Image Pro-Plus 软件依次进行处理,在一个试样上测量 30 个位置的二次枝晶间距再进行平均,可获得铸坯不同位置的二次枝晶臂间距。

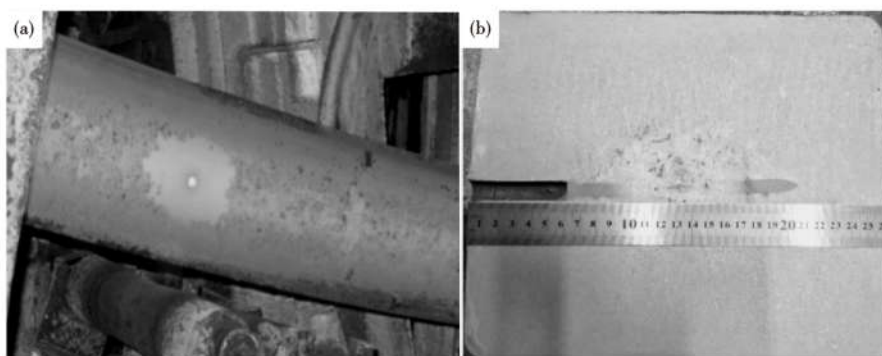


图 1 铸坯射钉试验(a)及低倍形貌(b)
Fig. 1 Nail shooting test (a) and macrostructure morphology (b) of casting bloom

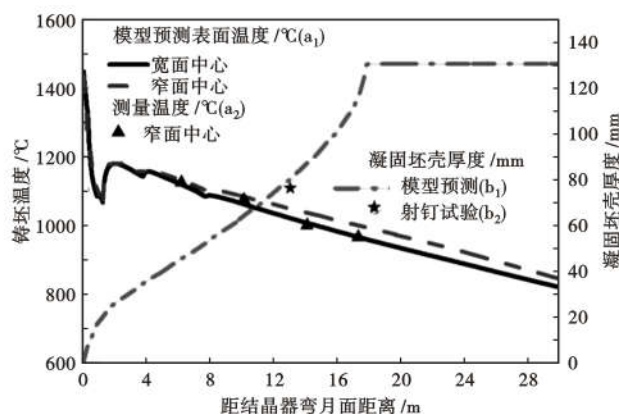


图 2 模型计算(a_1, b_1)和实测(a_2, b_2)的铸坯表面温度(a_1, a_2)和凝固坯壳厚度(b_1, b_2)
Fig. 2 Model predicted (a_1, b_1) and measured (a_2, b_2) casting bloom surface temperature (a_1, a_2) and solidify shell thickness (b_1, b_2)

2.2 宏观凝固组织模型验证

图 3 为采用复合电磁搅拌技术的 220 mm × 260 mm 断面大方坯轴承钢 GCr15 铸坯实际凝固组织及与数值模拟结果的对比。对于电磁搅拌的作用,主要通过改变 GCr15 轴承钢不同固相率区间的导热系数和增加体形核数。采用 Image Pro-Plus 软件,获得实际与模拟的铸坯中心等轴晶率分别为 24.2% 和 25.3%,两者的相对误差在 5% 以内。采用以上的方法,在上述条件下对铸坯凝固组织进行模拟,模拟的结果与实际铸坯结果吻合。因此,证明建立的 CAFE 模型可预测实际大方坯连铸凝固过程及铸坯凝固组织。

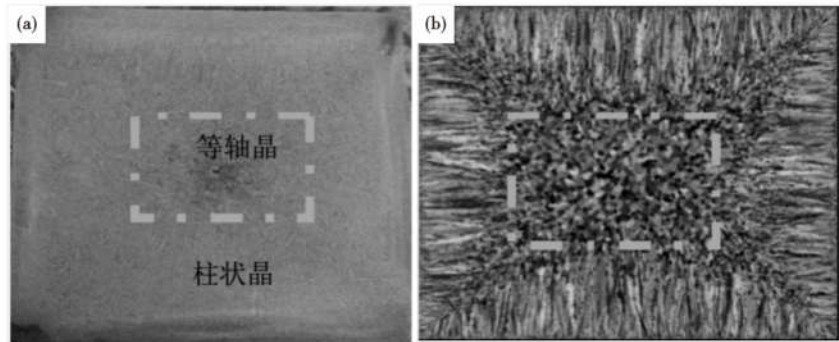


图 3 铸坯实际(a)和模拟(b)凝固组织
Fig. 3 Real (a) and model (b) solidification structure of casting bloom

2.3 二次枝晶臂间距模型验证

图 4 为通过光学显微镜获得的轴承钢 GCr15 大方坯距铸坯表面距中心 1/2 位置处典型的二次枝晶形貌。根据文献[9]中二次枝晶臂间距的测量方法,测量铸坯从表面距中心 10 mm、1/4、1/2、3/4 以及中心位置处二次枝晶臂间距分别为 64.2、103.1、155.7、150.7、147.1 μm。图 5 为模拟计算与实际测量的二次枝晶臂间距的对比结果。由图 5 可知,两者的变化趋势基本一致。基于以上分析,证明建立的模型可以有效预测连铸过程不同工艺下轴承钢 GCr15 大方坯不同位置的二次枝晶臂间距。

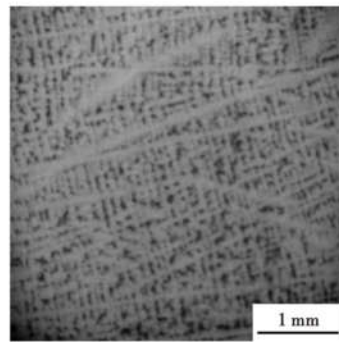


图 4 铸坯 1/2 半径处枝晶形貌
Fig. 4 Morphology of dendritic microstructure at 1/2 radius of casting bloom

3 结果与讨论

3.1 工艺参数对凝固过程的影响

3.1.1 二冷工艺优化

由于高的碳及铬含量,GCr15 轴承钢在凝固过程中对裂纹敏感。因此在连铸过程中一般采用较弱的二冷强度进行冷却可有效减少裂纹的发生。结合建立的凝固传热模型,通过高温拉伸试验获得轴承钢 GCr15 良好的塑形区间温度,可确定合理的二冷工艺。

图 6 为通过高温拉伸实验获得的 GCr15 轴承钢的塑性和抗拉强度曲线。对于铸态钢,当断面收缩率大于 60%,认为其具有良好的高温塑性以及抵抗裂纹的能力^[13]。由图 6 可看出,GCr15 轴承钢良好的高温塑性区间为 880 ~ 1 080 °C。因此在进拉矫机之前铸坯表面温度应在此温度区间。基于验证的凝固传热模型计算的不同拉速下铸坯的表面温度如图 7 所示。由图 7 可看出,拉速从 0.75 m/min 增到

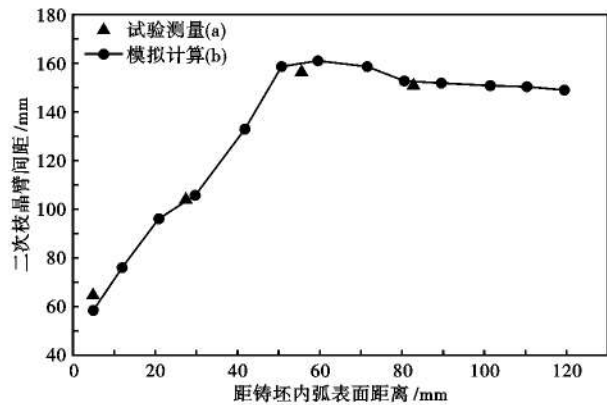


图 5 铸坯距表面不同位置处实测(a)与模拟计算(b)的二次枝晶臂间距
Fig. 5 Values of experimental (a) and simulated calculation (b) secondary dendrite arm spacing at different distance from surface of casting bloom

1.15 m/min,进拉矫机铸坯表面温度在 880 ~ 1 080 °C,证明了优化的二冷工艺合理。

3.1.2 工艺参数对凝固过程的影响

基于以上建立的凝固传热模型研究了拉速和过热度对 220 mm × 260 mm 断面 GCr15 轴承钢铸坯温度分布及凝固过程的影响。模拟计算时不同过热度

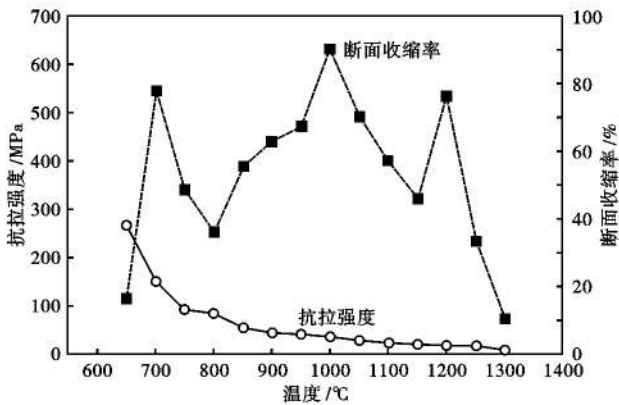


图 6 轴承钢 GCr15 高温拉伸试验结果

Fig. 6 High temperature tensile test result of bearing steel GCr15

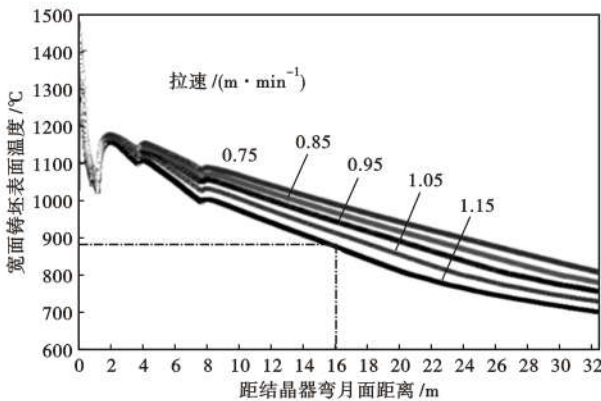


图 7 拉速对轴承钢 GCr15 铸坯表面温度的影响

Fig. 7 Effect of casting speed on surface strand temperature of bearing steel GCr15 casting bloom

对应的拉速和比水量分别为 0.75 m/min 和 0.2 L/kg,不同拉速对应的比水量和过热度分别为 25 °C 和 0.2 L/kg。

由计算结果可知,过热度对铸坯表面温度、中心温度及中心固相率几乎没影响,对过热消散位置、凝固终点及两相区长度影响较小;过热度每增加 10 °C,进拉矫机铸坯表面温度增加了大约 6 °C,铸坯中心温度增加大约 5.5 °C,过热耗散位置和凝固终点分别增加了 0.51 m 和 0.11 m。过热度从 10 °C 增加到 40 °C,进拉矫机铸坯表面温度从 879 °C 增加到 885 °C,铸坯中心温度从 1 185 °C 增加到 1 201 °C,过热耗散位置从 4 m 增加到 5.19 m,凝固终点从 14.25 m 增加到 14.58 m,两相区长度从 10.25 m 降低到 9.39 m。

相比于过热度,拉速对铸坯温度及凝固过程影响更明显。拉速每增加 0.1 m/min,进拉速矫直铸坯表面温度增加 23 °C,铸坯中心温度增加过热耗散位置、两相区长度及凝固终点分别增加 0.7, 1.2, 2.0 m。拉速从 0.6 m/min 增加到 0.9 m/min,进拉矫机铸坯表面温度从 815 °C 增加到 930 °C,铸坯中心温度从 1 040 °C 增加到 1 369 °C,过热耗散位置从 3.4 m 增加到 5.48 m,凝固终点从 11.4 m 增加到 17.5 m,两相区长度从 8.04 m 增加到 12.02 m。

3.1.3 工艺参数对铸坯中心等轴晶率的影响

采用 CAFE 法模拟连铸工艺参数对大方坯轴承钢 GCr15 凝固组织影响时,若考虑结晶器电磁搅拌的影响,目前报道的两种方法,分别是通过改变液相的导热系数及体形核密度可将结晶器电磁搅拌耦合进凝固组织模型^[14]。对于 GCr15 轴承钢,其固相的导热系数为 32.7 W ·/(m · K),若固相率大于 0.7,则采用固相的导热系数;若在液相区及固相率为 0.3 ~ 0.7,导热系数增加 3 倍。同时,最大体形核密度从 2.1 × 10⁹ m⁻³ 增加到 2.6 × 10⁹ m⁻³。

模拟结果得出,不考虑结晶器电磁搅拌影响时,铸坯存在明显的柱状晶-等轴晶转变区域(CET),铸坯中心等轴晶率仅为 7.8%;结晶器电磁搅拌电流和频率分别为 350 A 和 2.5 Hz, CET 区域不明显,进行电磁搅拌后,柱状晶更细且致密,中心等轴晶率增加到 31.1%,主要由于结晶器电磁搅拌通过增强钢液流动折断柱状晶以及增加了液相区的导热系数。

根据本研究中大方坯 GCr15 轴承钢的实际连铸工况,考虑结晶器和末端电磁搅拌的影响,基于以上建立的模型研究了拉速和过热度对铸坯凝固组织的影响。模拟计算时不同过热度对应的拉速和二冷比水量分别为 0.75 m/min 及 0.2 L/kg,不同拉速下过热度及二冷比水量分别为 25 °C 及 0.2 L/kg。

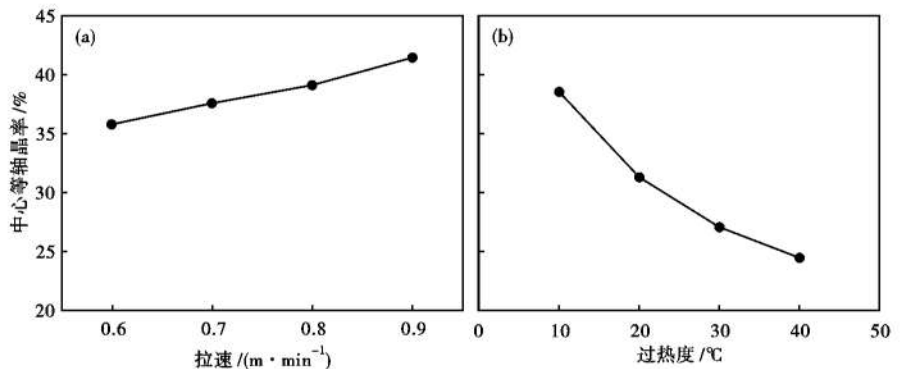


图 8 模拟的拉速(a)和过热度(b)对铸坯横截面中心等轴晶率的影响

Fig. 8 Modelled casting speed (a) and extent of superheat (b) on center equiaxed crystal ratio of casting bloom cross-section

图 8 为模拟计算的不同拉速和过热度下铸坯的中心等轴晶率。由图 8 可知,拉速从 0.6 m/min 增加到 0.9 m/min,铸坯中心等轴晶率从 35.8% 增加到 41.5%。随着过热度的降低,铸坯中心等轴晶率明显增加,过热度从 10 °C 增加到 40 °C,中心等轴晶率从 38.6% 减小到 24.4%。

随着拉速的降低及过热度的增加,凝固过程固液界面温度梯度减小,另外随着过热度的降低,形核密度增加。因此,拉速和过热度对凝固组织的影响主要归功于对凝固过程中固液界面温度梯度及铸坯横断面形核数量。相比于拉速,结晶器电磁搅拌和过热度对铸坯中心等轴晶率影响更明显。综合考虑实际生产中的 GCr15 轴承钢的可浇性及对凝固组织的要求,过热度应该控制在 30 °C,拉速在 0.8 m/min 以下。

3.1.4 工艺参数对铸坯二次枝晶臂间距的影响

凝固过程拉速和过热度对总的凝固时间及铸坯凝固坯壳有明显影响,且进一步影响枝晶周边的本地冷却强度,而本地冷却强度与二次枝晶臂间距密切相关。因此,可定量研究拉速和过热度对轴承钢 GCr15 大方坯二次枝晶臂间距的影响。本研究考虑到实际连铸生产工况,过热度为 10 ~ 40 °C,拉速为 0.75 ~ 0.9 m/min,二冷比水量为 0.2 L/kg。

基于建立的模型,模拟计算 0.6 ~ 0.9 m/min 拉速及 10 ~ 40 °C 过热度下铸坯横截面从表面到中心二次枝晶臂间距。结果表明,从铸坯表面到中心二次枝晶臂间距先增加再减小,距离边部 50 ~ 60 mm 处最大,达 160 mm。随着过热度及拉速的增加,在柱状晶区二次枝晶臂间距增加而在中心等轴晶区二次枝晶臂间距减小。相比于过热度,拉速对平均二次枝晶臂间距影响较大。理论上来说,拉速或过热度越小,平均二次枝晶臂间距越小。二次枝晶臂间距与本地凝固时间成正比,本地凝固时间是指从液相线到固相线间的持续时间,与有效凝固时间密切相关,而有效凝固时间代表了液相线与固相线之间的凝固时间。随着过热度的增加,有效凝固时间有一定的增加。相比于过热度,拉速对有效凝固时间有明显的增加。有效凝固时间几乎随着拉速呈线性增加。另外,在凝固过程固液界面的温度梯度随着拉速的减小以及过热度的增加而减小。

3.2 工艺参数优化及应用

图 9 为优化工艺参数前后沿铸流方向铸坯中心固相率,由图 9 可看出,相比于拉速为 0.75 m/min 以及过热度为 35 °C,拉速为 0.8 m/min 以及过热度

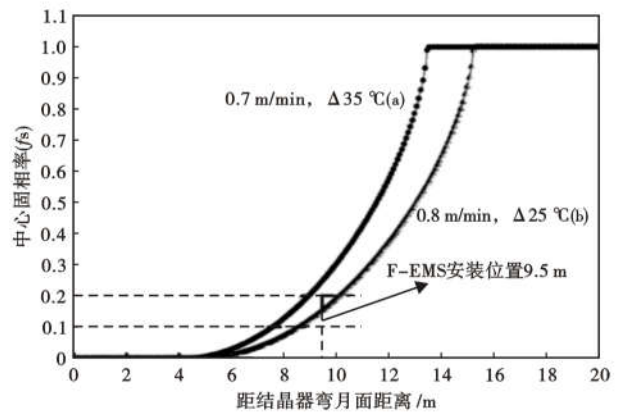


图 9 优化前(a)后(b)沿铸流铸坯中心固相率

Fig. 9 Centerline solid fraction along the strand casting before (a) and after (b) of optimization

为 25 °C 时距弯月面 9.5 m 处末端电磁搅拌安装位置处铸坯中心固相率从 0.25 减小到 0.15。根据传热模型和工业试验,凝固末端电磁搅拌改善大方坯高碳钢宏观偏析,其安装位置处铸坯中心固相率是 0.1 ~ 0.2^[15]。高的铸坯中心等轴晶率以及小的二次等轴晶臂间距有利于降低大方坯高碳钢的中心偏析。根据以上的分析,综合考虑拉速和过热度对铸坯中心等轴晶率及二次枝晶臂间距的影响,过热度应该控制在 20 ~ 30 °C,拉速应该控制在 0.8 m/min 以下,二冷工艺采用优化的比水量为 0.2 L/kg。

优化后铸坯中心等轴晶为 38%,相比于优化前的 27% 增加明显。测量优化后铸坯从表面距中心 10 mm、1/4、1/2、3/4 以及中心位置处二次枝晶臂间距分别为 43.7, 82.3, 130.1, 119.6, 115.4 μm, 相比于优化前依次减少了 0.1%, 19.6%, 21.1%, 19.7% 和 20.3%。由图 10 可看出,采用优化工艺参数后铸坯中心缩孔减小且 V 形偏析减轻。

为了定量描述铸坯的宏观偏析,采用钻孔化学分析法定量评价 GCr15 轴承钢大方坯的碳偏析指数。图 11 为优化前后铸坯纵样中心线碳偏析指数的变化,由图 11 可知,优化前铸坯碳偏析指数为 1.06 ~ 1.39,标准偏差为 0.11,优化后中心碳偏析指数为 0.93 ~ 1.13,标准偏差为 0.05。采用优化的工艺参数,铸坯中心偏析有明显的改善。

4 结论

(1) 采用 CAFE 法,建立的凝固组织模型及二次枝晶臂间距模型可准确预测大方坯连铸过程凝固过程、铸坯的凝固组织及二次枝晶臂间距。

(2) 相比于过热度,拉速对温度场及铸坯中心固相率影响明显,以及过热耗散位置,两相区长度及

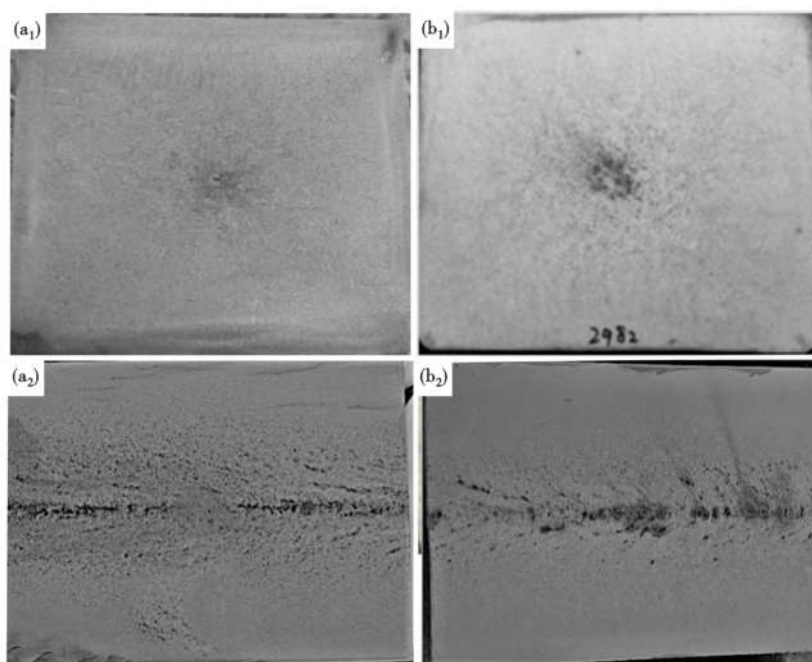


图 10 优化前(a₁, a₂)后(b₁, b₂)铸坯横向(a₁, b₁)和纵向(a₂, b₂)低倍组织
Fig. 10 Macrostructure of bloom cross-section (a₁, b₁) and longitudinal section (a₂, b₂) before (a₁, a₂) and after (b₁, b₂) of optimization

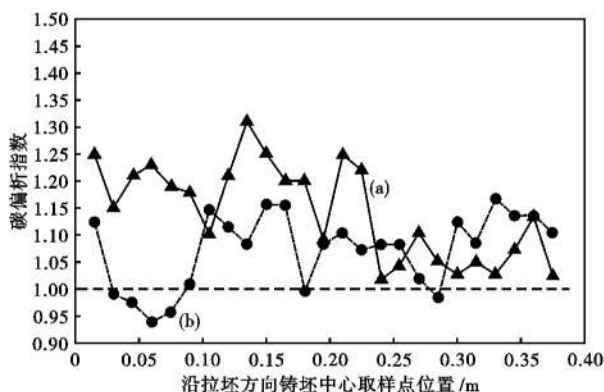


图 11 优化前(a)后(b)沿铸流方向铸坯纵截面中心碳偏析指数变化

Fig. 11 Variations of center carbon segregation index along the bloom longitudinal section of before (a) and after (b) of optimization

凝固终点;相比于拉速,结晶器电磁搅拌及过热度对铸坯中心等轴晶率影响明显,采用结晶器电磁搅拌,铸坯中心等轴晶区致密度增加。在凝固过程中,随着过热度的降低及拉速的增加,中心等轴晶率增加,主要归功于固液界面温度梯度及形核数量。

(3)随着过热度及拉速的增加,在中心等轴晶区二次枝晶臂间距减小,柱状晶区二次枝晶臂间距增加。相比于过热度,拉速对平均二次枝晶臂间距影响更大,与有效凝固时间及固液界面的温度梯度密切相关。

(4)对于 220 mm × 260 mm 断面大方坯轴承钢 GCr15,结晶器电磁搅拌电流和频率分别为 350 A 和 2.5 Hz,凝固末端电磁搅拌电流和频率分别为 400 A 和 6 Hz 时,采用更高拉速 0.8 m/min 以及更低的过热度 25 °C,铸坯中心等轴晶率增加了 11%,二次枝晶臂间距有效地减小,铸坯中心碳偏析指数由最大 1.32 降低到 1.1 以下。

参考文献

- [1] 黄拓,任金朝,马忠伟,等. GCr15 轴承钢 Φ380 mm 连铸圆坯 V-偏析的宏观与微观形貌分析[J]. 特殊钢, 2014, 35(4): 48-51.
- [2] Mosleh Mohsen and Bradshaw Keron. Role of Component Configuration in Evaluation of Accelerated Rolling Contact Fatigue of Ball Bearings[J]. Wear, 2011, 271(10): 2681-2686.
- [3] 王海洋,滕力宏,赵阳,等. PMO 作用对连铸轴承钢凝固组织及碳化物的影响[J]. 连铸, 2018, 43(6): 32-35.
- [4] 张福利,袁建路,翟永臻,等. 磁控电渣对 1t ESR 锭 GCr15 轴承钢凝固组织及成分偏析的影响[J]. 特殊钢, 2019, 40(4): 55-58.
- [5] Yin F, Hua L and Mao H, et al. Microstructural Modeling and Simulation for GCr15 Steel during Elevated Temperature Deformation[J]. Materials and Design, 2013, 55(6): 560-573.
- [6] Hou Z B, Jiang F and Cheng G G. Solidification Structure and Compactness Degree of Central Equiaxed Grain Zone in Continuous Casting Billet Using Cellular Automaton-Finite Element Method[J]. ISIJ International, 2012, 52(7): 1301-1309.
- [7] 仲红刚,程杰,徐智帅,等. TiO₂ 高碳钢连铸坯凝固组织热模拟研究[J]. 上海金属, 2016, 38(2): 51-54.
- [8] 党爱国,崔娟,李永超,等. 基于有限元法对 GCr15 轴承钢 280 mm × 325 mm 铸坯凝固组织的模拟与分析[J]. 特殊钢, 2016, 37(5): 66-68.
- [9] 王璐,孙彦辉,焦帅,等. 轴承钢大方坯二次枝晶臂间距数值模拟[J]. 钢铁, 2018, 53(7): 50-59.
- [10] Gandin C A, Desbiolles J L and Rappaz M, et al. A Three-Dimensional Cellular Automaton-Finite Element Model for the Prediction of Solidification Grain Structures[J]. Metallurgical and Materials Transactions A, 1999, 30(12): 3153-3165.
- [11] Gandin C A, Rappaz M and Tintillier R. 3-Dimensional Simulation of the Grain Formation in Investment Casting[J]. Metallurgical and Materials Transactions A, 1994, 25(3): 629-635.
- [12] Mok Won Young and Thomas Brian G. Simple Model of Micro Segregation during Solidification of Steels[J]. Metall Mater Trans A, 2001, 32A: 1755-1767.
- [13] Yamazaki M, Natsume Y and Harada H, et al. Numerical Simulation of Solidification Structure Formation during Continuous Casting in Fe-0.7 Mass% C Alloy Using Cellular Automaton Method[J]. ISIJ International, 2006, 46(6): 903-908.
- [14] Mintz B. The Influence of Composition on the Hot Ductility of Steels and the Problem of Transverse Cracking[J]. ISIJ International, 1999, 39(9): 833-855.
- [15] An H H, Bao Y P and Wang M, et al. High-Efficiency Continuous Casting of GCr15 Bearing Steel Bloom Based on Cooperative Control Technique of Complex Electromagnetic Stirring and Soft Reduction[J]. Metallurgical Research & Technology, 2019, 116(6): 1-11.

左欢(1982-),男,工程师,2007年内蒙古科技大学(本科)毕业,炼钢技术研究。E-mail:286870211@qq.com

收稿日期:2020-07-17