

齿轮钢连铸坯凝固组织与溶质分布均匀性

王海杰¹, 李平凡², 兰鹏^{1*}, 陈亮³, 艾宏洲¹, 王章印³, 张家泉¹

(1. 北京科技大学冶金与生态工程学院, 北京 100083; 2. 攀钢集团攀枝花钢铁有限公司, 四川攀枝花 617000; 3. 攀钢集团攀枝花钢铁研究院有限公司, 四川攀枝花 617000)

摘要:分析了 20CrMnTi 齿轮钢 200 mm×200 mm 连铸坯凝固组织和溶质分布的均匀性, 提出了不同过热度时粗大等轴晶和点状偏析的共生机理, 制定了齿轮钢连铸均质性控制策略。结果表明, 齿轮钢连铸坯凝固组织受到钢水过热度的直接影响, 提高过热度会减小等轴晶面积, 降低对中性, 减小等轴晶尺寸; 齿轮钢连铸坯凝固组织直接影响 C 元素中心偏析和断面分布均匀性, 提高等轴晶率有利于降低中心偏析, 但会增大等轴晶区溶质波动范围; 齿轮钢连铸坯凝固组织直接影响半宏观尺度的点状偏析, 提高等轴晶率会增加大尺寸点状偏析数量, Cr、Mn 溶质偏聚程度也会增加。为了同时提高齿轮钢组织和成分均匀性, 比较理想的连铸低倍结构特征是等轴晶率低、等轴晶尺寸小而均匀、对中性良好。

关键词: 齿轮钢; 凝固组织; 中心偏析; 碳极差; 点状偏析

中图分类号: TF76, TG142

文献标志码: A

文章编号: 1004-7638(2024)01-0188-09

DOI: 10.7513/j.issn.1004-7638.2024.01.028

开放科学(资源服务)标识码(OSID):



听语音
与作者互动
聊科研

Evenness of solidification structure and solute distribution in the continuous casting billet of gear steel

Wang Haijie¹, Li Pingfan², Lan Peng^{1*}, Chen Liang³, Ai Hongzhou¹, Wang Zhangyin³, Zhang Jiaquan¹

(1. School of Metallurgical and Ecological Engineering, University of Science and Technology Beijing, Beijing 100083, China; 2. Panzhihua Steel and Vanadium Co., Ltd., Pangang Group, Panzhihua 617000, Sichuan, China; 3. Pangang Group Panzhihua Iron and Steel Research Institute Co., Ltd., Panzhihua 617000, Sichuan, China)

Abstract: The evenness of solidification structure and solute distribution in the continuous casting billet of 20CrMnTi gear steel was experimentally investigated, and the symbiotic relationship and formation mechanism of coarse equiaxed dendrites and spot segregation were proposed. The control strategy on the homogeneity of continuous casting bloom for gear steel was developed. The results indicate that the solidification structure of the bloom is closely affected by superheat during casting. As the superheat increases, the ratio of equiaxed area decreases, the sizes of the equiaxed dendrites reduce, and the alignment of center equiaxed zone worsens. The central segregation and solute distribution evenness are related to solidification structure. The central segregation ratio decreases with the increase in equiaxed ratio, while the solute fluctuation range increases. In addition, the spot segregation is also relevant to the solidification structure. The number of large size spot segregation increases, and the concentration of Cr and Mn in the spot segregation increases, as the equiaxed ratio increases. In order to improve the evenness of microstructure and composition in gear steel, the target solidification structure of continuous

收稿日期: 2022-08-01

基金项目: 国家自然科学基金资助项目(51874026)。

作者简介: 王海杰, 1997 年出生, 男, 山西长治人, 博士研究生, 主要从事高品质钢连铸工艺与技术研究, E-mail: D202310130@xs.ustb.edu.cn; * 通讯作者: 兰鹏, 1985 年出生, 男, 辽宁阜新, 博士, 副教授, 硕士生导师, 从事连铸工艺与质量控制研究等, E-mail: lanpeng@ustb.edu.cn。

casting bloom should possess low equiaxed ratio, small and uniform equiaxed dendrites, and good alignment of equiaxed zones.

Key words: gear steel, solidification structure, central segregation, carbon content range, spot segregation

0 引言

齿轮是汽车变速箱传动机构的关键零件, 精度高、噪声低、寿命长是高端汽车齿轮的基本要求。齿轮在工作中需要承受冲击、弯曲和接触应力, 要求具有良好的强韧性和耐磨性, 渗碳淬火是齿轮实现表硬心韧的常用手段。然而, 当齿轮钢基体的均质性控制不好时, 热处理过程会出现不均匀畸变, 直接恶化齿轮的服役性能, 甚至导致报废。

齿轮钢的均质性体现在成分、组织和晶粒尺寸等方面, 这些因素都会直接影响齿轮产品的热处理畸变。通常, 齿轮钢多为中碳合金钢, 其凝固过程会产生溶质再分配和选分结晶, 铸态基体必然存在成分不均匀, 但这种不均匀性主要体现在微观尺度; 当考虑到凝固组织形态和尺寸对溶质分布的影响时, 基体成分不均匀性可达到半宏观或宏观尺度, 加热炉中难以彻底去除, 遗传到齿轮中会形成带状组织^[1-2], 导致热处理变形各向异性。因此, 浇铸和凝固过程控制齿轮钢宏观和半宏观溶质偏析是解决齿轮热处理变形的根本途径。已有研究表明, 连铸坯中等轴晶面积会影响宏观偏析程度, 即增加等轴晶比例可减小中心偏析, 这一认识在轴承钢、帘线钢和弹簧钢等高碳高合金钢连铸中广泛应用^[3-4]。然而, 对于齿轮、曲轴、套管等钢种来说, 其产品多对均质性有较高要求, 不仅要控制连铸坯中心偏析, 还要控制整个断面合金元素的极差。根据笔者团队对

中碳合金钢半宏观偏析的研究成果^[5-6], 粗大等轴晶会导致连铸坯中心区域出现 200 μm 至 10 mm 的点状偏析, 遗传到轧材中形成带状组织, 溶质极差波动增大。通过缩小等轴晶面积、减小等轴晶尺寸减轻了点状偏析, 提高了轧材组织和性能均匀性^[7-8]。由此可见, 在特定的设备条件下, 不同钢种应制定不同的连铸控制策略, 根据产品加工和使用性能调控偏析和凝固组织特征。

目前, 关于齿轮钢连铸坯均质性的研究还存在争议, 实际生产中等轴晶率和溶质偏析控制方面还存在疑问。笔者以国内某厂 20CrMnTi 钢种为例, 分析了 200 mm \times 200 mm 方坯不同工艺参数下等轴晶比例、尺寸和分布的差异, 同时对比了不同凝固组织时连铸坯中心偏析、溶质极差和点状偏析特征, 提出了不同过热度下粗大等轴晶和点状偏析的共生机理, 相关结论可为齿轮钢连铸工艺优化和质量控制提供一定的指导和参考。

1 试样与试验方法

1.1 取样参数

20CrMnTi 齿轮钢的主要化学成分范围和实际测定结果如表 1 所示, 其中 1[#]和 2[#]试样分别对应不同连铸坯凝固组织特征, 具体设备和工艺参数如表 2 所示。由表 2 可见, 1[#]试样钢水过热度为 27 $^{\circ}\text{C}$, 2[#]试样过热度为 38 $^{\circ}\text{C}$, 其他参数基本相同。

表 1 20CrMnTi 钢种主要化学成分
Table 1 Main chemical compositions of 20CrMnTi steel

编号	C	Mn	Si	P	S	Cr	Ti	%
标准范围	0.17~0.23	0.80~1.20	0.17~0.37	≤ 0.030	≤ 0.030	1.00~1.30	0.04~0.10	
1 [#]	0.21	0.92	1.07	0.013	0.030	1.16	0.061	
2 [#]	0.21	0.90	1.02	0.013	0.024	1.10	0.056	

表 2 连铸机生产工艺参数
Table 2 Parameters of the continuous caster

试验号	拉速/ ($\text{m}\cdot\text{min}^{-1}$)	过热 度/ $^{\circ}\text{C}$	二冷比水量/ ($\text{L}\cdot\text{kg}^{-1}$)	M-EMS	F-EMS
1 [#]	1.3	27	0.515	√	√
2 [#]	1.3	38	0.505	√	√

注: M-EMS参数为100 A/3 Hz; F-EMS参数为50 A/5 Hz。

1.2 试验方法

1.2.1 低倍组织

采用磨床对 1[#]、2[#]连铸坯横断面试样进行机加工, 然后采用体积比为 1 : 1 的盐酸水溶液在 70 $^{\circ}\text{C}$ 下侵蚀 5 ~ 10 min, 观察剖面的凝固组织并统计柱状晶和等轴晶宏观特征。

1.2.2 溶质偏析

连铸坯中 C 含量取样方式如图 1 所示(黑色实心圆标记处),其中钻头直径 5 mm,测定仪器为碳硫分析仪(EMIA-920V2),测试条件符合仪器操作要求和测试标准。

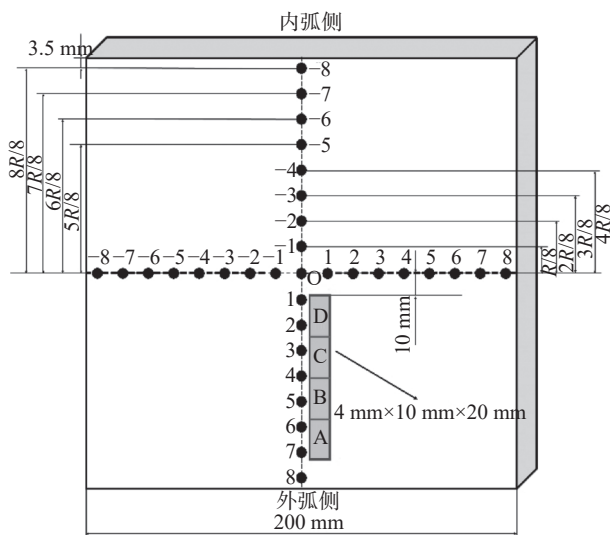


图 1 连铸坯试样 C 含量(实心圆)、枝晶和点状偏析(A-D)的取样位置

Fig. 1 Sampling position for C content(solid circle), dendrite grain and spot segregation(A-D) in the billet

1.2.3 枝晶形貌和点状偏析

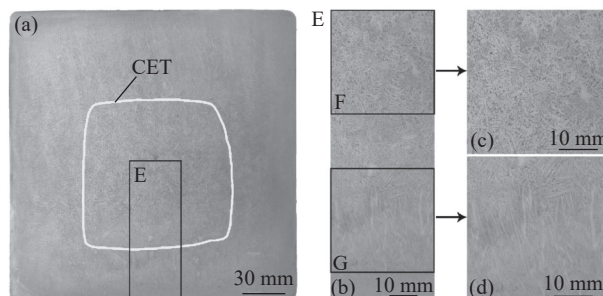
连铸坯枝晶形貌与点状偏析的取样位置如图 1 所示,即从表面到中心依次取 4 个断面为 10 mm×20 mm 的矩形试样 A, B, C, D,其跨越了柱状晶、交叉晶和等轴晶区域。研究枝晶形貌和点状偏析侵蚀方法是:将试样以 10 °C/s 加热到 930 °C 并保温 0.5 h,然后以 5 °C/s 降温至 680 °C 并保温 2 h,最后炉冷至室温取出;采用金相磨抛机加工至镜面水平,并采用 4% 硝酸酒精侵蚀 20~30 s,即可观察到枝晶组织,同时可观察到点状偏析。试样 D 内部点状偏析区域的 Cr、Mn 溶质分布采用电子探针(EPMA1720, Shimadzu, Japan)来测定,最小像素长度为 1 μm。

2 试验结果与讨论

2.1 低倍组织

图 2、3 分别为 1[#]、2[#]试样 20CrMnTi 齿轮钢连铸坯横截面低倍组织。由图 2、3 可见,两试样均具有三种典型枝晶结构,最外层为距表面约 1~3 mm 深的激冷层,是凝固初期形成的细小等轴晶;中间为柱状晶区,枝晶呈平行状态分布,晶体择优取向<100>

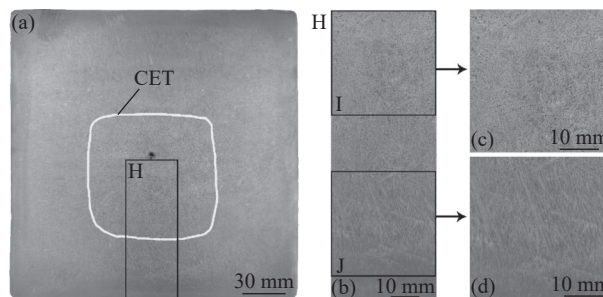
主要生长方向与铸坯表面垂直;心部为粗大等轴晶,是凝固末期晶体各向同性生长形成的,枝晶粗化明显。为了分析中心等轴晶面积、尺寸和分布特征,柱状晶向等轴晶转变边界(CET)已用实线标出。



(a) 宏观凝固结构; (b) E 区放大; (c) F 区放大; (d) G 区放大

图 2 1[#]试样低倍组织

Fig. 2 Macrostructure of 1[#] billet



(a) 宏观凝固结构; (b) H 区放大; (c) I 区放大; (d) J 区放大

图 3 2[#]试样的低倍组织

Fig. 3 Macrostructure of 2[#] billet

从图 2(a) 可以看出, 1[#]试样低倍组织中中等轴晶区域比较方正, 对中性较好, 等轴晶面积比约为 26.03%, 未见显著中心缩孔。取外弧侧宏观组织放大观察, 如图 2(b) 所示。根据该倍数下低倍组织形貌确定不同位置 CET 的距离如下: 内弧侧距中心约 45.24 mm, 外弧侧为 61.65 mm, 水平左侧为 49.45 mm, 水平右侧为 52.76 mm。对比可见, 水平方向 CET 距离差别不大, 说明等轴晶分布较为对称; 而内外弧侧 CET 界面位置相差约 16.41 mm, 这与弧形连铸凝固过程中冷却不均匀和晶核沉降有关。图 2(c)、(d) 分别是 1[#]试样柱状晶和等轴晶的局部放大区域。由图 2(c)、(d) 可见, 柱状晶结构比较致密, 枝晶间溶质偏析分布较均匀且尺寸较小; 相比之下, 等轴晶区域枝晶偏析更明显, 溶质偏聚而成的暗色斑点尺寸更大、数量更多, 是典型的点状偏析。

图 3(a) 是整个断面的凝固组织特征, 由图 3(a) 可见, 2[#]试样等轴晶区也比较方正, 但对中性略差, 等轴晶面积比约为 18.29%, 且存在 1.0 级的中心缩孔。外弧侧凝固组织的局部放大图如图 3(b) 所示,

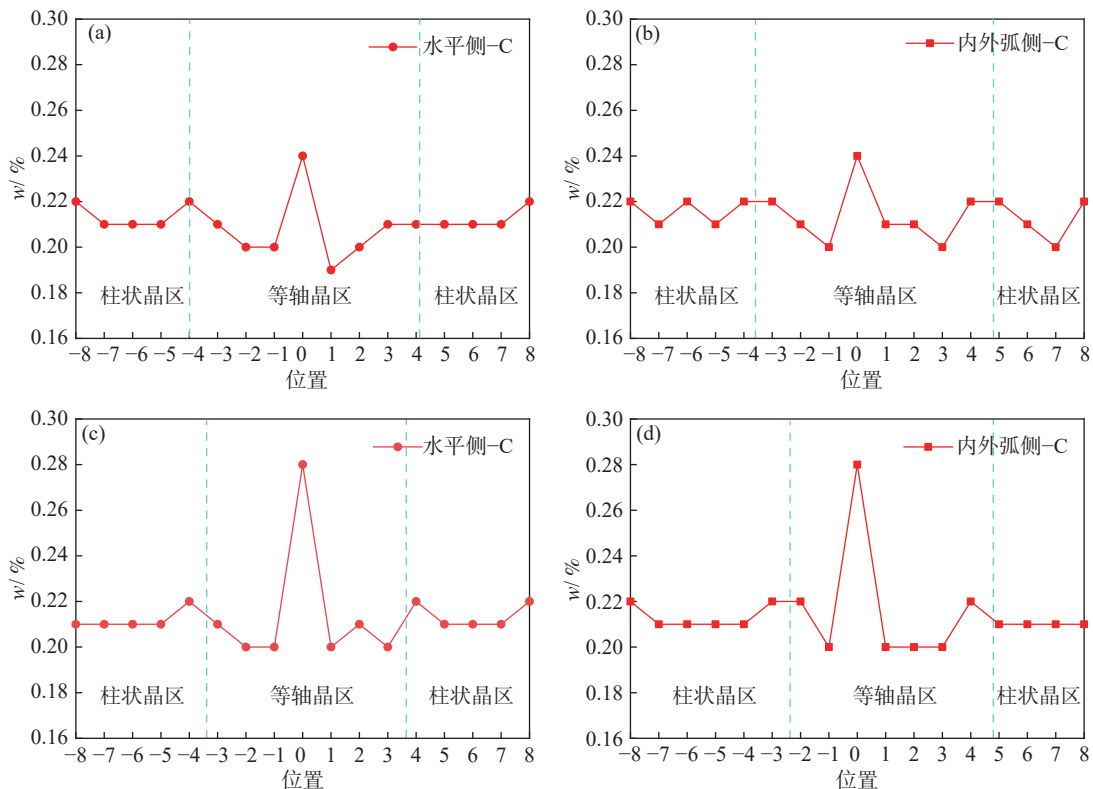
图 3(b) 可清晰观察到齿轮钢枝晶形貌特征和柱状晶向等轴晶转变界面, 由此确定 CET 边界位置: 内弧侧距中心约 28.29 mm, 外弧侧为 59.51 mm, 水平左侧为 42.64 mm, 水平右侧为 45.59 mm。对比可见, 水平侧 CET 位置相差较小, 而内外弧侧相差约为 31.22 mm, 说明等轴晶区较大程度地偏离于中心。图 3(c) 和图 3(d) 分别是 2[#] 试样柱状晶和等轴晶的放大结构。由图 3(d) 可见, 柱状晶区域溶质分布均匀性比等轴晶好, 这与 1[#] 试样是一致的; 不同的是, 2[#] 试样等轴晶区域溶质偏聚斑点尺寸较小、数量较少, 点状偏析不及 1[#] 试样严重。

整体来看, 随着钢水过热度升高, 20CrMnTi 齿轮钢连铸坯中心等轴晶面积减小, 对中性下降, 中心缩孔尺寸增大。当过热度由 27 ℃ 升高到 38 ℃ 时, 等轴晶率由 26% 降低至 18%, 内外弧 CET 位置差异由 16 mm 增加到 31 mm, 缩孔评级由 0 增加到 1.0 级。研究显示, 当钢水过热度较高时, 凝固前沿温度梯度会相应增加, 柱状晶更发达^[9], 缩孔也更集中。相反, 降低过热度时柱状晶区宽度减小, 等轴晶面积增大且对中性也有所提高, 缩孔也会得到改善。

对比文献和本试验研究结果可见, 降低过热度对增大等轴晶面积、提高等轴晶对中性、减小中心偏析的作用是比较直观的。

2.2 溶质偏析

图 4 统计了 1[#]、2[#] 试样不同位置的溶质分布规律。从图 4(a)、(b) 可以看出, 1[#] 试样中心区域和 CET 区域的 C 含量波动较大, 其原因是前者受到凝固末期体积收缩的负压抽吸^[10] 和重力作用下的糊状区坍塌的影响, 后者受到凝固枝晶形貌转变对溶质截留的作用^[11]。对比水平侧和内外弧侧 C 元素的分布规律, 发现 C 含量左右侧的对称性比内外弧好一些, 原因是水平方向的凝固进程和组织演变对称性良好, 而内外弧方向由于重力作用可能出现凝固进程一致而凝固组织演变规律不一致的情况, 即内弧侧柱状晶相对较长而外弧侧柱状晶生长被游离等轴晶沉降阻碍, 这一特征导致了 CET 区间溶质偏聚位置的不对称。进一步对比发现, C 元素水平方向和内外弧方向溶质波动性整体相当, 两个方向的极差和偏析比接近。



(a)、(b): 1[#]; (c)、(d): 2[#]; 其中, 横坐标负值代表左侧和内侧、正值代表右侧和外侧

图 4 齿轮钢连铸坯 C 含量分布

Fig. 4 Carbon content distribution in the billets of the gear steel

图 4(c)、(d) 为 2[#] 试样不同方向上的 C 含量分布规律。与 1[#] 试样类似, 2[#] 试样 C 元素的分布特征

也与凝固枝晶演变规律相对应。2[#] 试样 C 元素在中心区域和 CET 区域波动也较大。进一步观察发现,

2[#]试样 C 元素在水平方向的对称性更好, C 含量较高的位置是-1/2R 和 1/2R 处, 对应于凝固低倍组织的 CET 区域; 而内外弧方向由于凝固组织不对称, 其溶质分布也不对称, 即内弧侧 C 含量较高的位置是-3/8R 到-1/4R 区间, 而外弧侧是 3/8R 到 5/8R 区间。与 1[#]试样相比, 2[#]试样内弧侧的 CET 转变位置更靠近中心, 与其凝固组织特征完全对应。观察 2[#]试样不同方向上 C 含量波动可以发现, 内外弧侧与水平侧波动性比较一致, 但整体比 1[#]试样略好。

表 3 统计了 1[#]、2[#]试样 C 元素的偏析比、标准差和极差, 对比发现, 1[#]试样中心偏析小于 2[#]试样, 而 1[#]试样过热度为 27 °C, 2[#]试样过热度为 38 °C, 由此可见, 提高过热度会增大连铸坯中心偏析。钢水凝固过程中, 由于溶质元素在固、液相中的溶解度不同, 凝固界面处会发生溶质再分配和选分结晶, 进而形成了基体化学成分的不均匀; 由于溶质不断富集, 中心部位的 C 含量明显增大, 这是中心偏析形成的内在原因。实际上, 中心偏析还与凝固组织结构有关, 这受到外在工艺因素的影响。当钢水过热度由 27 °C 升高到 38 °C 时, 铸坯柱状晶更加发达, 凝固末端液芯更加尖细, 更容易发生枝晶“搭桥”并形成“小钢锭”结构, 阻碍了封闭区浓化钢液与液芯的混匀过程, 凝固负压抽吸作用下使浓化钢液聚集到铸坯中心, 进而形成严重中心偏析。Yim 等^[12]研究了过热度对方坯等轴晶率和中心偏析指数的影响, 发现过热度提高, 等轴晶率减小, 中心偏析指数增大。李桂军等^[13]发现, 当钢液过热度大于 25 °C 时, 连铸坯凝固组织的柱状晶尤为发达, 中心偏析严重; 而过热度不超过 25 °C 时, 其中心等轴晶区较大, 中心偏析减轻; 尤其是过热度不超过 10 °C 时, 中心偏析显

著改善。连铸坯中心碳偏析指数随过热度增加而增大的结论已毋庸置疑。过热度较低时, 等轴晶形核更早, 可以阻止柱状晶生长, 减少枝晶搭桥, 改善中心偏析。过热度较高时, 除了凝固组织影响之外, 其凝固收缩量增加, 负压抽吸能力增大, 也会加重中心偏析。

表 3 C 元素偏析比、标准差和极差
Table 3 Segregation ratio, standard deviation and polar deviation of C contents

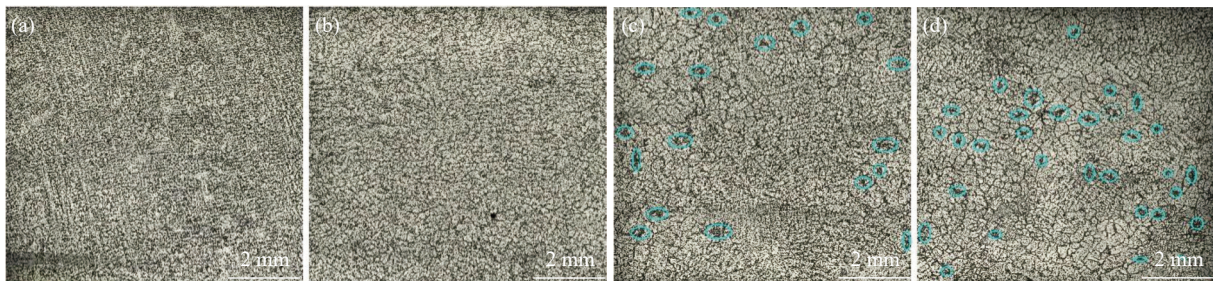
编号		碳偏析			
		正偏析	负偏析	标准差	极差
1 [#]	C	1.13	0.90	0.009	0.05
	C(去除中心点)	1.04	0.90	0.008	0.03
2 [#]	C	1.32	0.94	0.014	0.08
	C(去除中心点)	1.05	0.95	0.007	0.02

表 3 同时给出了 1[#]和 2[#]试样碳含量的标准差和极差。对比可见, 不考虑中心点 C 含量的情况下, 1[#]试样 C 含量标准差和极差比 2[#]试样大, 考虑中心点时, 2[#]试样的标准差和极差均比 1[#]试样大。标准差和极差反映了连铸坯溶质分布的波动情况, 是齿轮钢基体成分均匀性的重要指标。根据图 4 曲线特征, 除中心点外, 1[#]试样 C 含量整体波动情况比 2[#]试样显著。1[#]试样等轴晶面积比约为 26%, 2[#]试样约为 18%, 观察两试样 C 含量变化规律与凝固组织的对应关系可知, C 含量波动范围主要集中在连铸坯等轴晶区和 CET 转变区, 是 C 含量最大值和最小值所在区间。因此, 常规条件下提高等轴晶率对控制齿轮钢溶质分布均匀性是不利的。

2.3 枝晶形貌和点状偏析

2.3.1 铸坯枝晶形貌特征

图 5 是 1[#]试样凝固枝晶组织侵蚀结果, 对应于图 1 中 A、B、C、D 的取样位置。



(a) 试样 A; (b) 试样 B; (c) 试样 C; (d) 试样 D

图 5 1[#]铸坯凝固组织演变

Fig. 5 Evolution of solidification structure in 1[#] billet

图 6 为 1[#]试样 A、B、C、D 位置的二次枝晶间距(SDAS)。对比可见, 距离表面约 25 mm 的 A 位置的凝固组织为典型的柱状晶, 由于电磁搅拌和自

然对流作用, 枝晶具有一定的偏转角度, 距离表面 45 mm 的 B 位置柱状晶方向不尽一致, 呈现柱状晶向等轴晶转变的交叉晶特征; 距表面 65 mm 的 C 位

置, 为典型的等轴晶特征; 距表面 85 mm 的 D 位置基体为等轴晶。对比可见, 随着与表面的距离增大, 枝晶结构逐渐粗化, C 和 D 位置处等轴晶 SDAS 比较接近。

图 7 是 2# 试样凝固枝晶组织侵蚀结果, 与图 1 中 A、B、C、D 位置相对应。图 8 是 2# 试样不同位置的 SDAS。对比可见, 2# 试样 A 位置处的凝固组织为典型柱状晶, 且具有一定的偏转角度, 与 1# 试样相比, 2# 试样偏转角略大, 可能与其过热度高、搅拌阻力小有关, B 位置处的柱状晶结构仍比较明显, 但枝晶臂显著粗化; C 位置处为交叉晶+等轴晶特征; D 位置处基体为等轴晶组织, SDAS 为比 C 位置略有下降。由于 D 位置比 C 位置更靠近中心, 其凝固组织中的细小枝晶团簇数量增加, SDAS 的平均值

减小。整体来看, 随着距表面距离增大, 齿轮钢连铸坯枝晶逐渐粗化的规律很明显。

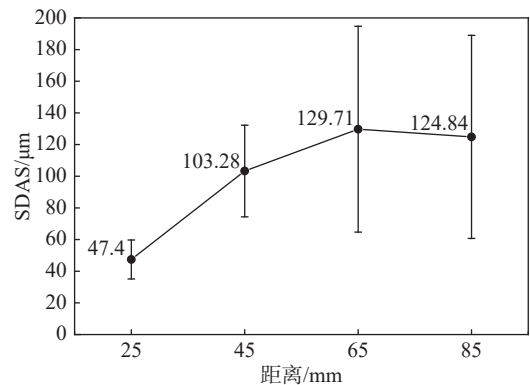
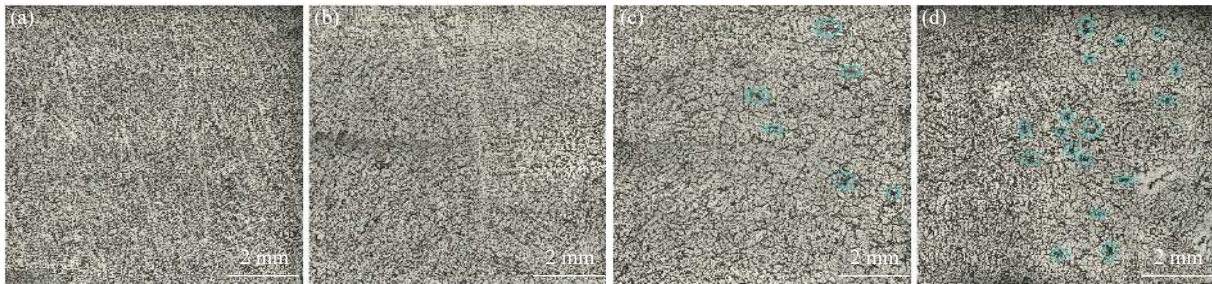


图 6 1# 试样距表层不同位置的 SDAS
Fig. 6 SDAS in 1# billet at different locations from the surface



(a) 试样 A; (b) 试样 B; (c) 试样 C; (d) 试样 D

图 7 2# 试样凝固组织演变
Fig. 7 Evolution of solidification structure in 2# billet

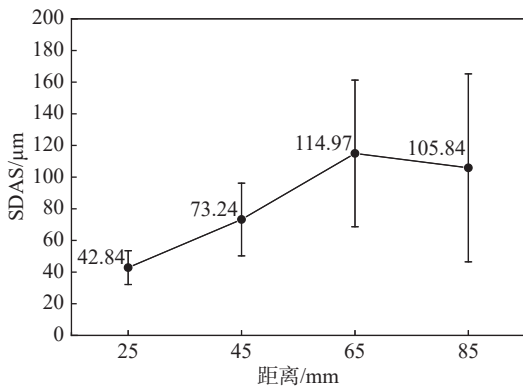


图 8 2# 试样距表层不同位置的 SDAS
Fig. 8 SDAS in 2# billet at different locations from the surface

二次枝晶间距能够比较准确地表征柱状晶生长过程晶体尺寸演变规律, 由于等轴晶形状、尺寸和取向存在较大的异性, 二次枝晶间距平均值无法揭示粗大等轴晶的本质特征。目前, 已有研究中尚未报道准确量化连铸坯等轴晶尺寸的试验检测方法。本研究提出采用等轴晶区枝晶胞块尺寸来描述等轴晶粗化现象, 对试样 C 和 D 区进行统计的结果如图 9 所示。

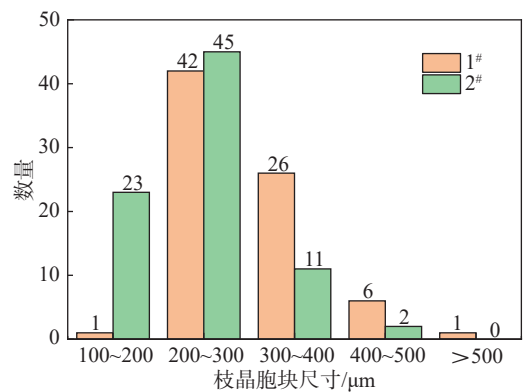


图 9 齿轮钢连铸坯等轴晶区枝晶胞块尺寸
Fig. 9 Sizes of dendrite cell in equiaxed zone in the billets of gear steel

考虑到基体均质性与粗大等轴晶关系密切, 为了消除细小枝晶团簇对数据的干扰, 这里只统计直径 100 μm 以上的枝晶胞块。根据图 9 数据可知, 1# 试样等轴晶胞块的平均直径约为 254 μm, 2# 试样约为 183 μm, 即 1# 试样等轴晶粗化更严重。值得关注的是, 1# 试样尺寸 300 μm 以上的胞块数量约为 2# 试样的 2 倍以上, 这种异常粗大的等轴晶可能是影响

基体均质性的重要因素。进一步观察发现,等轴晶粗大胞块之间多存在形状不规则、尺寸在 100 ~ 2 000 μm、呈暗黑色的溶质偏聚斑点,这是典型的溶质点状偏析缺陷,柱状晶和细小等轴晶区较少,与图 2 和图 3 中低倍组织放大观察结果吻合。

2.3.2 铸坯点状偏析特征

点状偏析是一种半宏观偏析,主要特征为轮廓不清晰、大小不均匀、分布不规则,尺寸多在 0.1 ~ 10 mm 不等。连铸坯中的点状偏析一般分为疏松型和斑块型两种^[8],考虑到对齿轮钢性能的影响,本研究只关注疏松型点状偏析。对 1[#]和 2[#]试样取样位置 C 和 D 区域内点状偏析的尺寸和分布频数进行统计,结果如图 10 所示。从图 10 可以看出,两试样尺寸不超过 300 μm 的点状偏析数量比较接近,而对于 300 μm 以上的点状偏析,1[#]试样明显比 2[#]试样数量多,且只在 1[#]试样中出现了 600 μm 以上大尺寸缺陷。由此可见,对于等轴晶率比较大的 1[#]试样,其中心偏析比 2[#]试样小,但半宏观偏析更严重,这与其碳极差波动范围更大相一致。

观察图 5 和图 7 可见,大尺寸点状偏析往往形成于等轴晶粗大胞块之间。一般来说,枝晶间隙越大,其可能形成的点状偏析尺寸也越大,这与已报道文献 [5] 中是一致的。通过统计不同凝固组织的粗大等轴晶胞块尺寸可知,1[#]试样等轴晶胞块平均尺寸远大于 2[#]试样,这为大尺寸点偏形成提供了必要

条件。连铸坯半宏观偏析与枝晶组织形态及其尺寸有着直接的关系。

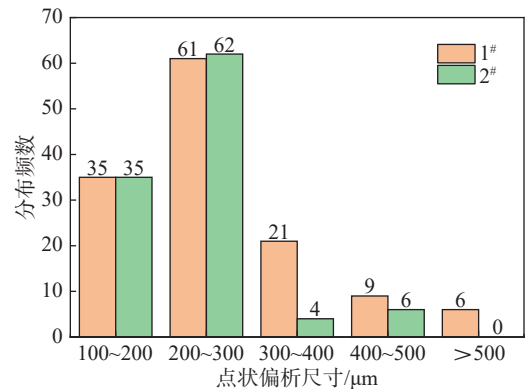
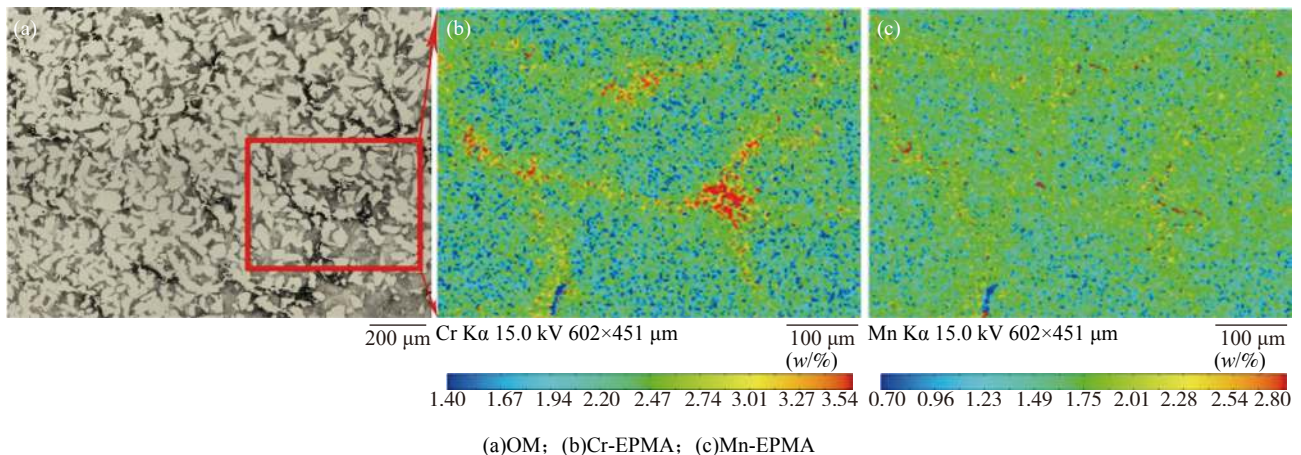


图 10 齿轮钢连铸坯点状偏析尺寸分布
Fig. 10 Spot segregation size distribution in the billets of gear steel

图 11、12 分别是 1[#]和 2[#]试样等轴晶区点状偏析的光镜和 Cr、Mn 的 EPMA 扫描结果。由于 C 元素原子半径小,EPMA 扫描结果准确度低,此处不做讨论。由图 11、12 可见,粗大等轴晶之间存在 Cr、Mn 溶质富集,对应于云图上的橙色和红色区域;相同标尺下,1[#]试样 Cr 含量最高可达 6.20%,Mn 含量最高可达 4.20%,溶质偏聚程度较高;2[#]试样 Cr 元素最高含量为 4.78%,Mn 元素最大含量为 3.38%,相比之下,两元素点状偏析内的最高含量均比 1[#]试样小得多。



(a)OM; (b)Cr-EPMA; (c)Mn-EPMA
图 11 1[#]试样等轴晶区点状偏析
Fig. 11 Spot segregation in the equiaxed zone of 1[#] billet

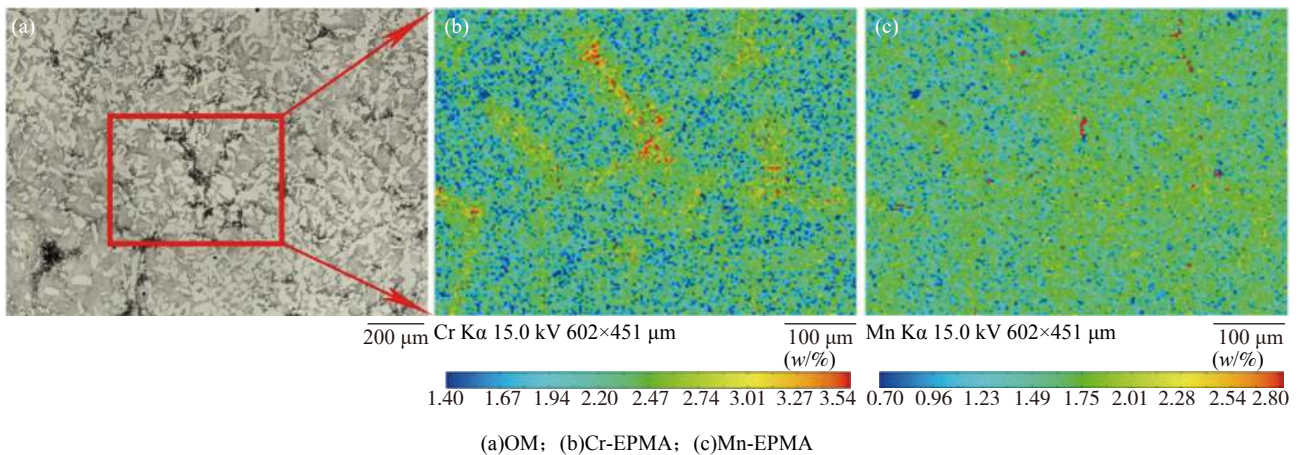
2.4 齿轮钢连铸坯粗大等轴晶和点状偏析共生机理

目前,连铸坯中枝晶结构和点状偏析的关系还未完全明确,不同工艺参数对凝固组织和半宏观偏析的影响机理也比较模糊。笔者通过对比不同枝晶组织下点状偏析特征,提出了连铸坯中粗大等轴晶

与点状偏析的共生机制,如图 13 所示。图中 A1 和 A2、B1 和 B2、C1 和 C2 分别为结晶器出口、二冷区和凝固结束时连铸坯的凝固进程和枝晶形貌。钢水进入结晶器后,由于水口结构或电磁搅拌引起强烈的水平方向流动,冲刷凝固界面,打断或熔断枝晶

臂,这一现象在结晶器中上部水口冲击区或电磁搅拌器范围内最显著^[14]。这些游离枝晶随着钢水流动,一部分重熔进入钢水中降低了过热度,另一部分会保留下来。当钢水过热度较低时,结晶器出口可以保留下来的晶核较多,如图 13 中 A1;过热度较高时,保留下来的晶核较少,如图 13 中 A2。进入二冷区后铸坯中心钢水过热,通过向外换热或熔化晶核的方式逐步释放,此时晶核密度和尺寸均进一步减小,进入弧形段会发生晶核沉降。不同的是,过热度较低时,由于原始晶核密度大,沉降时相互阻碍,一部分内弧晶核保留下来,抑制内弧柱状晶生长,CET 转变发生较早;而中心和靠外侧的晶核沉降到外弧柱状晶前沿,较小过冷度下即可完成长大,即等轴晶粗化,如图 13 的 B1;过热度较高时,由于其钢水温

度较高、固相率较低,流动性好,内弧晶核向中心和外弧的沉降更完全,内弧柱状晶继续生长;游离晶体沉降时与中心液相进一步换热,大尺寸晶体会因熔化或生长缓慢而保持较小尺寸,等轴晶粗化被抑制,如图 13 的 B2。凝固末期时,坯壳厚度较大,铸坯中心处温度梯度较小,会形成一定程度的成分过冷。过热度较低时,较小过冷度下即可使已有晶核迅速长大,最终组织以粗大等轴晶为主,同时枝晶之间形成尺寸大、数量多的点状偏析,如图 13 的 C1;过热度较高时,因晶核数量较少且尺寸较小,晶体粗化不显著,且还会出现新晶核。由于凝固末期潜热释放殆尽,局部冷速较大,这些新晶核不能充分长大,一般比较细小,最终组织为中等尺寸等轴晶+细小等轴晶,点状偏析尺寸较小、数量较少,如图 13 的 C2。



(a)OM; (b)Cr-EPMA; (c)Mn-EPMA
 图 12 2#试样等轴晶区的点状偏析
 Fig. 12 Spot segregation in the equiaxed zone of 2# billet

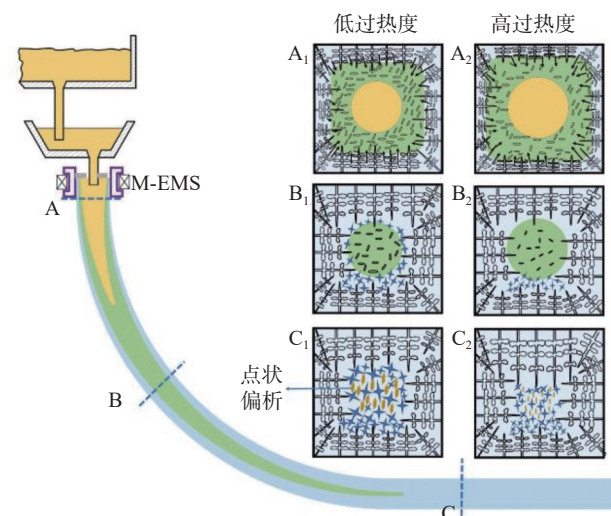


图 13 齿轮钢连铸坯粗大等轴晶和点状偏析的共生机理
 Fig. 13 Symbiotic relationship and formation mechanism of coarse equiaxed dendrite and spot segregation

观察图 5、图 7 和图 13 中 C1 和 C2 的凝固组织和点状偏析特征可知,1#试样点状偏析范围广、尺

寸大且溶质富集度高,考虑到这种半宏观尺度缺陷的不规则分布,即使直径 5 mm 钻头仍可出现比较显著的成分波动性,这是 1#试样等轴晶区 C 含量极差和标准差比 2#试样大的根本原因。

3 结论

通过对 20CrMnTi 齿轮钢连铸坯凝固组织和溶质分布均匀性进行试验分析,提出了枝晶形貌演变和点状偏析的形成机理,制定了齿轮钢连铸坯均质性控制策略,主要结论如下:

1) 齿轮钢连铸坯凝固组织特征受到钢水过热度的影响。过热度为 27 ℃ 时,等轴晶面积比约为 26%,内外弧 CET 位置差异是 16 mm;过热度为 38 ℃ 时,等轴晶面积比约为 18%,内外弧 CET 位置差异是 31 mm;提出了采用等轴晶胞块直径评价等轴晶粗化特征的新方法,两个过热度下粗大等轴晶胞块

平均直径分别为 255 μm 和 183 μm 。提高过热度会减小等轴晶面积,降低对中性,减小等轴晶尺寸。

2) 齿轮钢连铸坯凝固组织直接影响 C 元素中心偏析和断面分布均匀性。等轴晶率为 26% 和 18% 的试样 C 中心偏析比分别为 1.13 和 1.32, 不考虑中心点时, 对应的 C 极差和标准差分别是 0.03%、0.008% 和 0.02%、0.007%。提高等轴晶率有利于降低连铸坯中心偏析, 但会增大溶质波动范围。

3) 齿轮钢连铸坯凝固组织会影响点状偏析。等

轴晶率为 26% 和 18% 的试样中尺寸不超过 300 μm 的点状偏析数量比较接近, 但等轴晶率高的试样 300 μm 以上点状偏析数量更多, 且其出现了 600 μm 以上大尺寸点状偏析; 等轴晶率高的试样中 Cr、Mn 溶质元素含量更高, 说明溶质富集更明显。

4) 为了提高齿轮产品凝固组织和成分的均匀性, 比较理想的连铸坯凝固组织是等轴晶率低、等轴晶尺寸小而均匀且对中性良好, 不产生严重缩孔时穿晶组织也是可行的。

参考文献

- [1] Hunkel M, Kagathara J, Prah U. The influence of segregations after forming on the heat treatment result of bevel gears[J]. *Steel Research International*, 2019, 90(6): 1800427.
- [2] Wang Y, Chen Y, Yu W. Effect of Cr/Mn segregation on pearlite—martensite banded structure of high carbon bearing steel[J]. *International Journal of Minerals, Metallurgy and Materials*, 2021, 28(4): 665–675.
- [3] He Qingwen, Wang Bao, Wang Fuming, *et al.* Cause and preventive measure for central segregation of bearing steel bloom[J]. *Iron & Steel*, 2009, 44(8): 39–41.
(何庆文, 王宝, 王福明, 等. 大方坯轴承钢中心偏析的成因及预防措施 [J]. *钢铁*, 2009, 44(8): 39–41.)
- [4] Qian Gang, Ruan Xiaojiang, Cai Xicao. Cause for central segregation of cc bloom from bearing steel and countermeasures[J]. *Iron & Steel*, 2002(5): 16–18.
(钱刚, 阮小江, 蔡燮鳌. 连铸轴承钢大方坯中心偏析的成因及对策 [J]. *钢铁*, 2002(5): 16–18.)
- [5] Lan Peng, Tie Zhanpeng, Zhang Wei, *et al.* Research progress on spot segregation defects in continuously cast semi-products[J]. *Iron & Steel*, 2020, 55(2): 11–22.
(兰鹏, 铁占鹏, 张伟, 等. 连铸坯点状偏析缺陷研究进展 [J]. *钢铁*, 2020, 55(2): 11–22.)
- [6] Geng Hao, Zhang Zhonghua, Tang Haiyan, *et al.* Study on segregation and Nb-bearing precipitates of high-strength oil well casing steel[J]. *Journal of Iron and Steel Research*, 2019, 31(4): 387–393.
(耿豪, 张忠铎, 唐海燕, 等. 高强度油井套管钢偏析与含 Nb 析出相研究 [J]. *钢铁研究学报*, 2019, 31(4): 387–393.)
- [7] Zhang Zhuang, Li Haiyang, Zhou Lei, *et al.* As-cast spot segregation of gear steel and its evolution in the rolled products[J]. *Acta Metallurgica Sinica*, 2021, 57(10): 1281–1290.
(张壮, 李海洋, 周蕾, 等. 齿轮钢铸态点状偏析及其在热轧棒材中的演变 [J]. *金属学报*, 2021, 57(10): 1281–1290.)
- [8] Li Bo, Zhang Zhonghua, Liu Huasong, *et al.* Characteristics and evolution of the spot segregations and banded defects in high strength corrosion resistant tube steel[J]. *Acta Metallurgica Sinica*, 2019, 55(6): 762–772.
(李博, 张忠铎, 刘华松, 等. 高强耐蚀管钢点状偏析及带状缺陷的特征与演变 [J]. *金属学报*, 2019, 55(6): 762–772.)
- [9] Meng Qingyong, Wang Fuming, Li Changrong, *et al.* Influence of superheat on central macrosegregation of 12Cr2Mo1R steel heavy flat ingot during solidification[J]. *Transactions of Materials and Heat Treatment*, 2015, 36(3): 244–250.
(孟庆勇, 王福明, 李长荣, 等. 过热度对 12Cr2Mo1R 大扁锭凝固过程中心宏观偏析的影响 [J]. *材料热处理学报*, 2015, 36(3): 244–250.)
- [10] Cheng Changgui, Che Fang, Shuai Jing, *et al.* Development of centerline segregation control technology for continuous casting strand[J]. *Continuous Casting*, 2009(6): 39–43.
(程常桂, 车芳, 帅静, 等. 连铸坯中心偏析控制技术的发展 [J]. *连铸*, 2009(6): 39–43.)
- [11] Wang Y, Zhang L, Zhang H, *et al.* Mechanism and control of sulfide inclusion accumulation in CET Zone of 37Mn5 round billet[J]. *Metallurgical and Materials Transactions B*, 2017, 48(2): 1004–1013.
- [12] Yim C H, Park J K, Oh K S, *et al.* The control of internal quality by the reduction of blooms with liquid core[C]//*Steelmaking Conference Proceedings*. Iron and Steel Society of Aime, 1998: 309-314.
- [13] Li Guijun, Zhang Guifang, Chen Yong, *et al.* Effect of liquid steel superheat on solidification of bloom in continuous casting[J]. *Iron Steel Vanadium Titanium*, 2005, 26(1): 1–4.
(李桂军, 张桂芳, 陈永, 等. 连铸钢水过热度对大方坯凝固的影响 [J]. *钢铁钒钛*, 2005, 26(1): 1–4.)
- [14] Xu Z G, Wang X H, Jiang M, *et al.* Investigation on formation of equiaxed zone in low carbon steel slabs[J]. *Metallurgical Research & Technology*, 2016, 113(1): 106.