

轴承钢连铸坯块状碳化物及其遗传性的控制与研究

徐斌^{1,2}, 程鹏飞¹, 肖国华¹, 靳国兵¹, 郝志超¹, 陈涛¹, 孙俊喜¹

(1. 河钢集团邯钢公司技术中心, 河北邯郸 056015; 2. 北京科技大学钢铁共性技术协同创新中心, 北京 100083)

摘要:通过 Image-Pro Plus 软件及金相法对 GCr15 轴承钢连铸坯在不同的连铸因子(过热度、拉速、二冷强度、电磁搅拌条件)下原始块状碳化物的形态、分布及碳偏析指数间的关系进行研究。结果表明, 铸坯碳化物按分布、形态分为三类, 沿铸坯晶粒边界集中连续、大面积分布的第一类碳化物; 沿晶界分布、以“细长枝条态”向晶粒内无规律延伸的第二类碳化物; 以单独形态分布在晶界处、边界圆润光滑、分散分布的第三类碳化物, 其中断续分布或单独分布的铸坯块状碳化物经过现有轧制加热工艺处理后, 液析碳化物级别均为 0~0.5 级, 以此指导连铸最佳配合工艺参数是拉速 0.95 m/min, 过热度为 20~25 °C、冷却强度为 0.35 L/kg、末端电磁搅拌为 350 A、7 Hz。

关键词:轴承钢; 连铸; 铸坯; 原始块状碳化物; 形态; 遗传性

中图分类号: TF76

文献标志码: A

文章编号: 1004-7638(2023)03-0152-07

DOI: 10.7513/j.issn.1004-7638.2023.03.023

开放科学(资源服务)标识码(OSID):



听语音
与作者互动
聊科研

Control and research on original lump carbides and their inheritance of continuous casting bearing steel billets

Xu Bin^{1,2}, Cheng Pengfei¹, Xiao Guohua¹, Jin Guobing¹, Hao Zhichao¹, Chen Tao¹, Sun Junxi¹

(1. Technique Center of HBIS Group Hansteel Company, Handan 056015, Hebei, China; 2. Collaborative Innovation Center for Steel Common Technology, University of Science and Technology Beijing, Beijing 100083, China)

Abstract: The morphology, distribution and relationship between the original bulk carbides and carbon segregation index of GCr15 bearing steel continuous casting billets under different continuous casting factors (superheat, drawing speed, secondary cooling strength, electromagnetic stirring conditions) were investigated by Image-Pro Plus software and metallographic method. The results show that the heritability of the original bulk carbide of different types of billets, intermittently distributed or individually distributed billet bulk carbide after the existing rolling heating process, the liquid precipitation carbide level is 0-0.5, which guides the best matching process parameters for continuous casting is the drawing speed 0.95 m/min, superheating degree 20-25 °C, cooling intensity 0.35 L/kg, end electromagnetic stirring 350 A/7 Hz.

Key words: bearing steel, continuous casting, billets, original lump carbides, form, inheritance

0 引言

液析碳化物是过共析钢在非平衡结晶时由钢液

中析出的共晶碳化物, 它在铸坯中的形貌特征为粗大的块状, 经热加工后, 其破碎成不规则碎块并沿压延方向呈链状分布, 形成所谓的“液析”。GCr15 钢

收稿日期: 2022-05-05

作者简介: 徐斌, 1980 年出生, 男, 河北衡水人, 高级工程师, 主要从事特殊钢的质量控制与品种开发, E-mail: xubin01@hbisco.com。

的液析组成为 $(\text{Fe,Cr})_3\text{C}$, 属于三角晶系碳化物, 硬度极高, 颗粒尺寸可达几微米到几十微米, 对材料的热处理性能、耐磨性及疲劳寿命会产生不利影响^[1-3]。

改善或消除高碳铬轴承钢的液析碳化物已有许多研究, 绝大部分的研究方向集中于高温扩散工艺对液析级别的影响^[4-5], 少量学者初步探究高温变形量^[6]、轧制初期变形量^[7]以及添加剂(如镁)^[8]等对液析碳化物的影响, 为液析消除提供新思路。另外, 单一的连铸工艺参数因子对铸坯低倍、碳偏析影响的相关研究较多, 例如: 不同过热度下对轴承钢连铸方坯等轴晶率的影响^[9]; 连铸末端电磁搅拌工艺对轴承钢碳偏析的改善^[10-11]; 拉速对连铸坯碳偏析基本变化影响^[12]; 也有学者较系统地研究了过热度、拉速、二冷强度对连铸坯质量的影响^[13], 但未对偏析碳化物进行表征。

对铸坯偏析碳化物的研究对于钢材液析的形成、改善具有重要意义, 董中奇^[14]研究得出了铸坯边部与心部碳化物形态特征, 但是炼钢连铸方面对铸坯原始块状碳化物的特征变化影响相关系统研究较少, 特别是对不同形态铸坯原始块状碳化物的遗传性研究更鲜有报道。笔者较系统地研究了不同连铸工艺和加热制度对 GCr15 钢液析碳化物的影响, 并探究了铸坯碳化物以及遗传至钢材的特征变化情况, 对于指导连铸参数最佳适用性具有重要的实践意义。

1 试样材料与方法

为系统分析连铸参数对铸坯块状碳化物的影响, 分别以连铸过热度、拉速、末端电磁搅拌、冷却强度为变化因子, 具体试验参数见表 1。

研究对象是同一连铸浇次的截面尺寸为 $200\text{ mm} \times 200\text{ mm}$ 的 GCr15 铸坯, 中间包冶炼主要成分为 $0.97\% \sim 0.99\% \text{C}$, $1.46\% \sim 1.5\% \text{Cr}$, $0.23\% \sim 0.25\% \text{Si}$, $0.32\% \sim 0.34\% \text{Mn}$, 在不同铸坯横截面的中心区域切取 $4\text{ mm} \times 4\text{ mm} \times 28\text{ mm}$ 试样 9 个, 如图 1 所示。相应轧制成的棒材直径为 30 mm , 取样长度为 25 mm , 数量为 4 个, 观察面为垂直于横截面的中心面, 如图 2 所示。对试样进行磨光、抛光、4% 硝酸酒精侵蚀处理, 在金相显微镜下观察铸坯块状碳化物及相应棒材液析情况, 利用图形处理软件 Image-Pro Plus 得出铸坯碳化物面积大小。

碳偏析以直径为 5 mm 的钻头在 $200\text{ mm} \times 200\text{ mm} \times 28\text{ mm}$ 的轴承钢铸坯低倍按图 3 示意进行钻孔, 为涉及铸坯整面碳含量的全面性, 以图 3

中 1、2、3 处位置的碳含量平均值为例显示为铸坯一个位置碳含量, 每处钻取 5 g 左右钢屑使用 C-S 分析仪测定 C 含量。

表 1 连铸试验工艺参数

Table 1 Process parameters of continuous casting test

试验号	试验内容	冷却强度/ ($\text{L} \cdot \text{kg}^{-1}$)	过热度/ $^{\circ}\text{C}$	拉速/ ($\text{m} \cdot \text{min}^{-1}$)	末端电磁搅拌	
					电流/A	频率/Hz
1		0.35	≥ 30	0.95	350	8
2	过热度	0.35	25 ~ 30	0.95	350	8
3		0.35	20 ~ 25	0.95	350	8
4		0.35	20 ~ 25	0.85	350	8
5	拉速	0.35	20 ~ 25	0.95	350	8
6		0.35	20 ~ 25	1.15	350	8
7		0.45	20 ~ 25	0.95	350	8
8	冷却强度	0.35	20 ~ 25	0.95	350	8
9		0.28	20 ~ 25	0.95	350	8
10		0.35	20 ~ 25	0.95	350	4
11	末端电磁搅拌	0.35	20 ~ 25	0.95	350	8
12		0.35	20 ~ 25	0.95	350	12

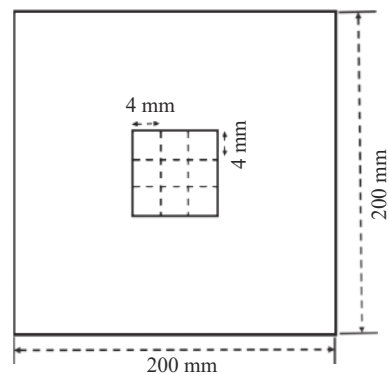


图 1 轴承钢铸坯碳化物取样位置及数量示意

Fig. 1 Sampling position and quantity of carbide in bearing steel billet

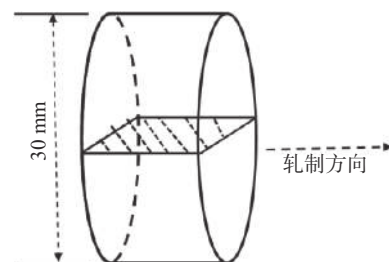


图 2 Ø30 mm 规格液析观察面示意

Fig. 2 Schematic diagram of liquid analysis observation surface of Ø30 mm specification

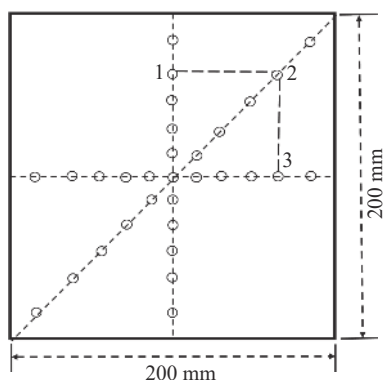


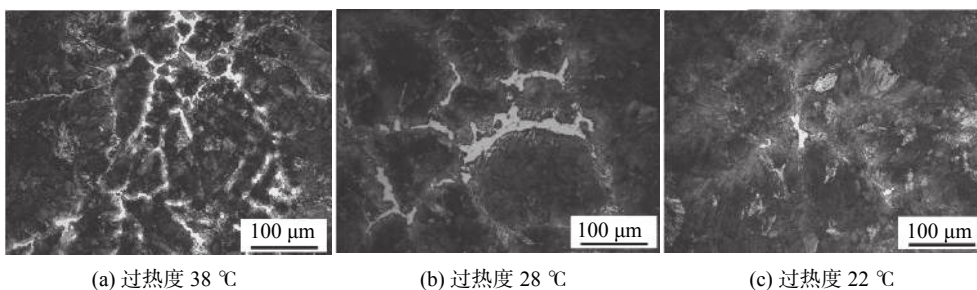
图 3 轴承钢铸坯碳偏析钻孔示意

Fig. 3 Schematic diagram of carbon segregation drilling in bearing steel billet

2 试验结果及分析

2.1 过热度对铸坯原始块状碳化物的影响

观察不同过热度状态下铸坯中块状碳化物,其大小、数目均不同,随着连铸过热度的降低,块状碳化物分布面积降低,团聚程度降低,说明低过热度有利于减弱块状碳化物凝聚状态。如图 4 所示,钢坯中心的碳化物主要呈网状分布于铸坯晶粒之间的交界处,这是因为轴承钢含 Cr 量 1.45% ~ 1.6%,合金元素比基体更容易和 C 结合,使得 C 在基体中的分布更不均匀,富集于碳化物形成元素的分布地带,或者是富集于某些特殊地带,如晶界处^[15]。



(a) 过热度 38 °C (b) 过热度 28 °C (c) 过热度 22 °C

图 4 不同过热度条件下原始块状铸坯碳化物的形貌特征

Fig. 4 Morphological characteristics of the carbides under different superheat conditions

随着连铸过热度的降低,铸坯碳化物偏析率逐渐降低,过热度为 38 °C 时的碳偏析指数为 1.15,过热度为 22 °C 的碳偏析指数直接降低至 1.02,这与过热度对铸坯碳偏析率影响的研究一致。同时观察到铸坯碳偏析率与块状碳化物面积也存在正相关关系,即随着过热度的增加,铸坯碳偏析率与块状碳化物面积变化呈正相关关系,如图 5 所示。连铸过热度高,增加了固液之间的温度区间,导致铸坯内部柱状晶存在充足的生长空间,致使合金元素与 C 集中在凝固末端与铸坯中心地带,加剧碳化物的凝结与聚集,这与大部分的研究趋势是一致的^[15-16]。

2.2 拉速对铸坯原始块状碳化物的影响

在现有的试验方案条件下进行试验,由图 6 可知,随着拉速逐步提升,铸坯碳化物面积呈先减小后增大的趋势,但是拉速为 1.15 m/min 时的碳化物面积较拉速为 0.95 m/min 碳化物面积呈略微增大趋势,有可能是因为浇铸钢水凝固过程中由外向内逐层凝固,低熔点和夹杂物等溶质元素趋向于心部移动,当拉速偏慢或过快时,最后凝固的低熔点溶质元

素易于在心部凝结,造成偏析,恰当的拉速使得心部偏析程度降低^[17-20]。另外铸坯碳偏析率与碳化物面积也随着拉速的增大先减小后增大,如图 7 所示。这是因为拉速过大,使得连铸坯在结晶过程中,激冷层等轴晶较薄,柱状晶相对减小,中心等轴晶相对增大,造成碳成分偏析较大。

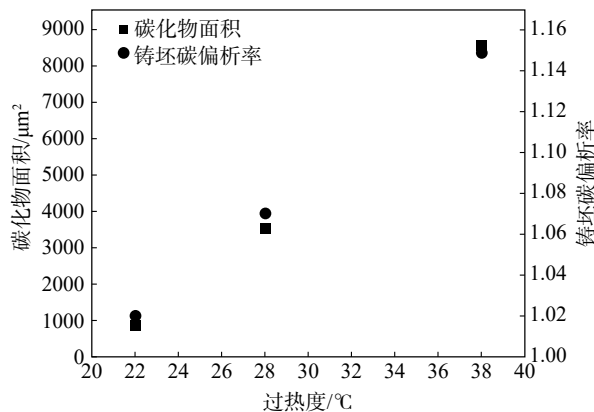


图 5 不同过热度条件下原始块状铸坯碳化物面积与碳偏析指数间关系

Fig. 5 Relationship between carbide area and carbon se-

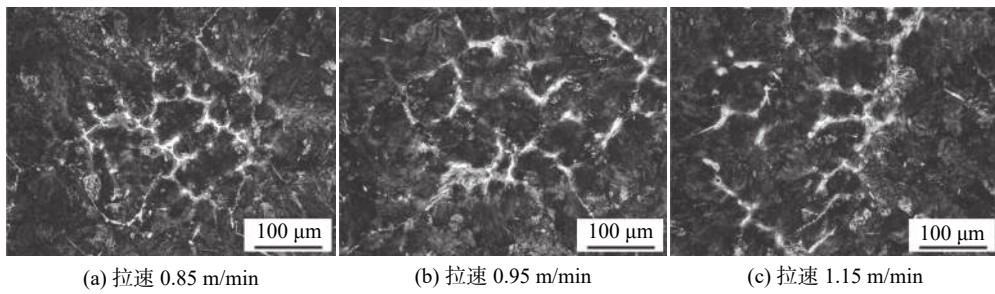


图 6 不同拉速条件下原始块状铸坯碳化物的形貌特征

Fig. 6 Morphological characteristics of the carbides under different pull velocities

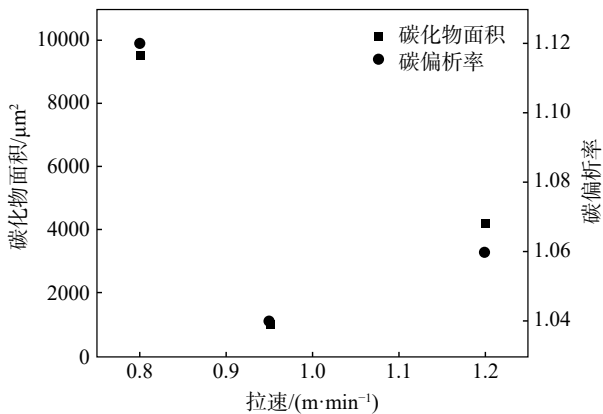


图 7 不同拉速条件下原始块状铸坯碳化物面积与碳偏析指数间关系

Fig. 7 Relationship between carbide area and carbon segregation under different pull velocities

2.3 二冷强度对铸坯原始块状碳化物的影响

随着二冷区冷却强度的降低,铸坯心部块状碳化物分布面积由 $8\ 654\ \mu\text{m}^2$ 逐渐降低至 $4\ 250\ \mu\text{m}^2$, 缩减率达 51%, 连续性变弱, 铸坯晶粒随之变大。铸坯碳偏析指数也随着二冷区冷却强度的降低而降低, 由 1.10 减小至 1.01, 与铸坯块状碳化物分布面积呈正相关, 如图 8、图 9 所示。因为冷却强度大, 凝固速度快, 在大部分区域内, 温度梯度大, 两相区窄, 柱状晶发达, “平面凝固” 的趋势大, 使凝固前沿的碳集中向铸坯中心排斥, 容易形成集中的中心偏析区。而冷却强度低时在大部分区域内, 温度梯度小, 两相区宽, 二次晶发达, “非平面凝固” 的趋势大, 二次晶间偏析较重, 分散了碳的偏析, 从而减轻了铸坯中心偏析^[17]。

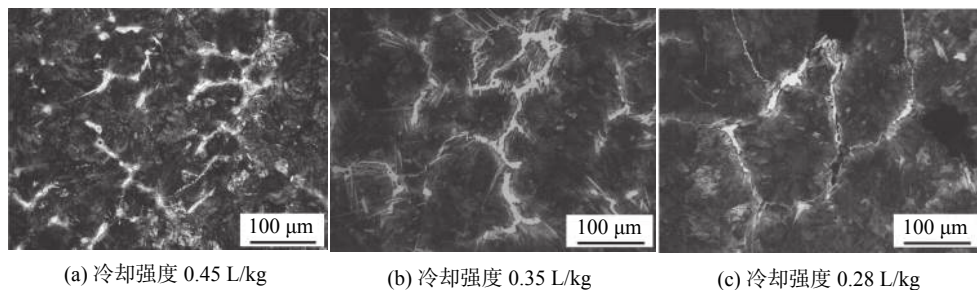


图 8 不同二冷强度条件下原始块状铸坯碳化物的形貌特征

Fig. 8 Morphological characteristics of the carbides under different secondary cold strength

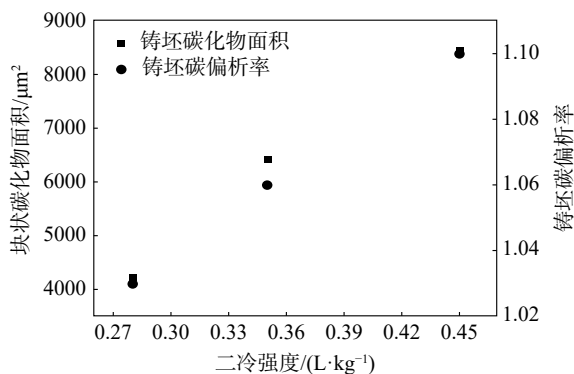


图 9 不同二冷强度条件下原始块状铸坯碳化物与碳偏析间关系

Fig. 9 Relationship between carbide area and carbon segregation under different secondary cold strengths

2.4 末端电磁搅拌对铸坯原始块状碳化物的影响

由图 10 可知, 电磁搅拌强度增大, 铸坯块状碳化物分布面积逐渐减少, 由 $9\ 480\ \mu\text{m}^2$ 减少至 $4\ 350\ \mu\text{m}^2$, 缩减率为 54%; 铸坯块状碳化物连续性变弱。碳偏析指数由 1.08 减少至 1.03, 与铸坯碳化物分布面积变化趋势呈正相关, 如图 10、图 11 所示。这是因为较强的末端电磁搅拌一方面阻碍了铸坯凝固末端柱状晶发展, 抑制成分均匀, 削弱夹杂物上浮的热力学和动力学条件, 另一方面增加钢液流动, 提高了凝固相间的热传递, 降低过热度, 减小了凝固前沿的温度梯度, 进而控制铸坯凝固组织。从而达到双向控制铸坯凝固组织的效果, 改善铸坯质量^[11]。

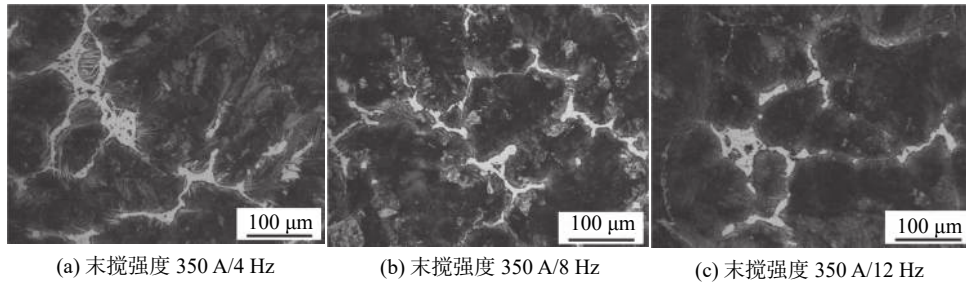


图 10 不同末搅条件下原始块状铸坯碳化物的形貌特征

Fig. 10 Morphological characteristics of the carbides under different end stirring conditions

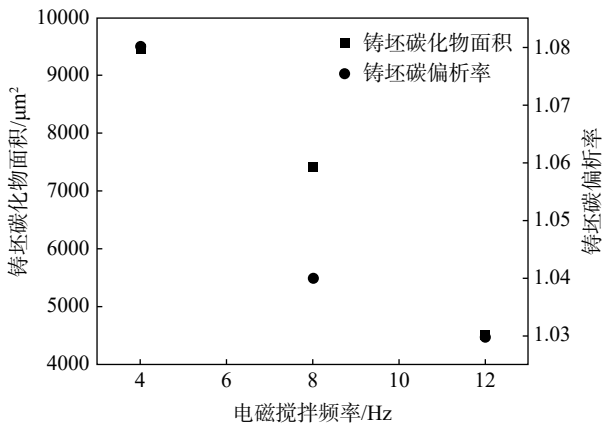


图 11 不同末搅条件下原始块状铸坯碳化物与碳偏析指数间关系

Fig. 11 Relationship of carbide area and carbon segregation index under different end stirring conditions

2.5 铸坯原始块状碳化物遗传性特征探究

铸坯块状碳化物经过最终加热、轧制会以液析碳化物形式遗留至成品材中，为研究以上不同连铸

参数下的铸坯中块状碳化物与成品材碳化物液析的联系，将过热度、拉速、冷却强度、末端电磁搅拌强度的铸坯以组为单位，每组包含 3 个不同的变化参数，每个参数对应 3 根铸坯，将以上涉及铸坯按照参数从大到小的顺序依次排列，空 3 步装入步进式加热炉中，轧制规格均为 30 mm，随机抽取 4 根成品棒材作为观察对象，观察面均为垂直于轧制方向的中心面。轧制加热工艺如表 2 所示，成品材液析检验级别如表 3 所示。

由表 3 可知，连铸过热度与冷却强度对成品棒材中液析的影响是相同的，即在适宜的变化范围内，连铸过热度越低、冷却强度越小，轧制而成的成品材中液析级别越小。拉速在 0.95 m/min 时，成品棒材液析级别最小；末端电磁搅拌的频率由 4 Hz 增大至 8 Hz 后，成品棒材液析级别最小，继续增大末搅频率，成品棒材液析级别基本无变化。

表 2 现加热炉工艺参数

Table 2 The current process parameters of the heating furnace

预热段		加热段		均热段	
温度/℃	保温时间/h	温度/℃	保温时间/h	温度/℃	保温时间/h
≤850	1.0	850 ~ 1 220	1.5	1 220 ~ 1 250	2

表 3 不同连铸参数下成品棒材液析基本情况

Table 3 Basic situation of the liquid separation bar under different continuous casting parameters

序号	成品棒材液析检验级别/级											
	过热度组			拉速组			冷却强度组			末端电磁搅拌组		
	≥30 ℃	25 ~ 30 ℃	20 ~ 25 ℃	0.85 m/min	0.95 m/min	1.15 m/min	0.45 L/kg	0.35 L/kg	0.28 L/kg	I	II	III
试样1	2.5	1.0	0.5	2.0	0.5	1.0	2.0	1.5	0.5	1.5	0.5	0.5
试样2	2.0	0.5	0	2.0	0	1.0	2.0	1.0	0	2.0	0.5	0.5
试样3	2.0	1.0	0	2.0	0	0.5	2.0	1.5	0	1.5	0.5	0.5
试样4	2.5	0.5	0.0	2.0	0.5	0.5	1.5	1.0	0.5	1.0	0.5	0.5

注：末端电磁搅拌制度 I 指 350 A、4 Hz；II 指 350 A、8 Hz；III 指 350 A、12 Hz。

依据大量工业试验的成品棒材液析碳化物检验，在现有的轧制加热工艺条件下，不同形态的铸坯块状碳化物遗传至棒材成品时表现出不同的特征。综合以上归纳分析，不同连铸工艺条件下形成的铸坯块状碳化物分为 3 类：第一类，铸坯块状碳化物沿铸

坯晶粒边界集中连续，大面积分布，经过加热轧制后，成品棒材液析碳化物以链条状连续分布，伴随宽度较窄的带状碳化物，如图 12(a)；第二类，铸坯块状碳化物沿晶界分布，并且以“细长枝条态”向晶粒内无规律延伸，经过加热轧制后，成品材无细块状液析

碳化物,呈现粗宽形态的带状碳化物,颗粒细小,伴随着零星分布半封闭态网状碳化物,如图12(b);第三类,铸坯块状碳化物以单独形态分布在晶界处,边界圆润光滑,分散分布,经过加热轧制后,成品棒材内部无网状碳化物、细块状液析碳化物,仅呈细窄形态的带状碳化物,如图12(c)。总体而言,在相同

轧制加热工艺条件下,铸坯内部碳化物断续性越强,分布越分散,成品材中的液析碳化物颗粒就越少,连续性就越差,相应级别越低。

综上,通过不同连铸参数的控制确保铸坯内碳化物形态为第2、3类,配合现有的轧制工艺,可确保轴承钢棒材液析碳化物级别在0.5~1.0级。

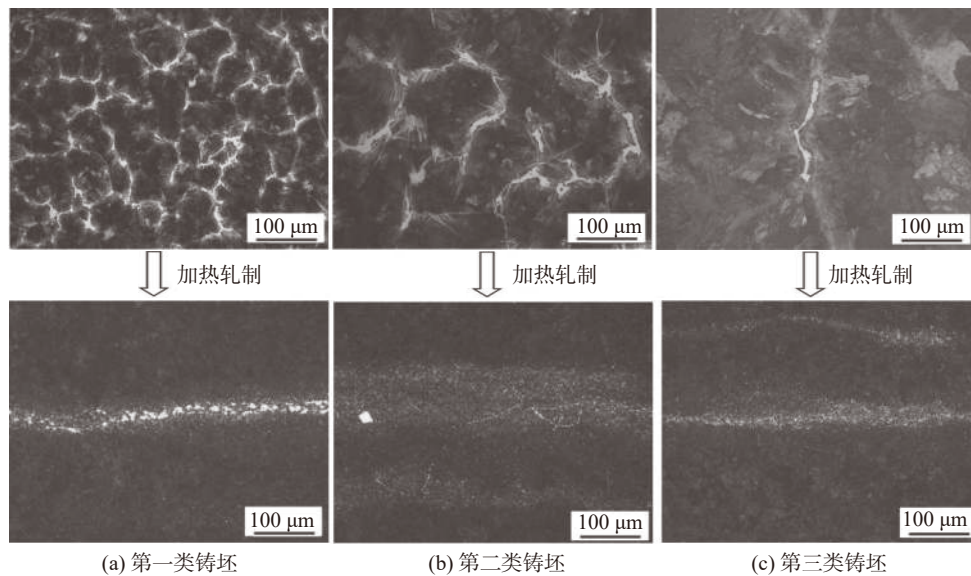


图12 不同类型铸坯块状碳化物遗传液析形态
Fig. 12 Genetic morphology of different types of blocky carbides in billet

3 结论

1)随着连铸过热度降低,二冷强度的降低,块状碳化物分布面积呈逐渐降低趋势,随着拉速提升,电磁搅拌强度的增加,铸坯块状碳化物分布面积先降低后增加。

2)轴承钢铸坯芯部碳化物面积大小与铸坯碳偏析指数呈正相关。

3)轴承钢铸坯芯部块状碳化物形态主要有三类。第一类,块状碳化物沿铸坯晶粒边界连续分布,集中

度最高;第二类,块状碳化物沿晶界断续分布,并向铸坯晶粒内部以“细长枝条态”无规律延伸,集中度较高;第三类,块状碳化物以单独形态分布在晶界处,边界圆润光滑,分布分散,集中度最低。其中第二、三类铸坯碳化物在现有轧制加热工艺参数上可降低至最低级别。

4)采用拉速0.95 m/min,过热度为20~25℃、冷却强度为0.28 L/kg、末端电磁搅拌为350 A/8 Hz的连铸工艺,铸坯芯部块状碳化物集中度最低,碳偏析指数最低,相应的成品棒材液析0.5~1.0级。

参考文献

- [1] Zhong Shunsi, Wang Changsheng. Bearing steel[M]. Beijing: Metallurgical Industry Press, 2000. (钟顺思,王昌生. 轴承钢[M]. 北京:冶金工业出版社,2000.)
- [2] Zhou Deguang. Formation mechanism and influencing factors of carbon segregation in bearing steel continuous casting billets[J]. Journal of University of Science and Technology Beijing, 1999, (2): 21-23. (周德光. 轴承钢连铸坯碳偏析的形成机理和影响因素[J]. 北京科技大学学报, 1999, (2): 21-23.)
- [3] Liu Yubin, Ye Zhihai, Jiao Hongwei. Causes and preventive measures of liquid segregation defects in bearing steel[J]. Heilongjiang Metallurgy, 2005, (3): 5-6. (刘玉斌,叶志海,矫宏伟. 轴承钢液析缺陷产生原因及预防措施[J]. 黑龙江冶金, 2005, (3): 5-6.)
- [4] Liu Jing, Han Jingtao, Xi Junliang, et al. Heating temperature of GCr15 bearing steel and dissolution and diffusion of carbides[J]. Metal Heat Treatment, 2008, 33(10): 87-89.

- (刘靖, 韩静涛, 席军良, 等. GCr15轴承钢加热温度与碳化物的溶解扩散[J]. *金属热处理*, 2008, 33(10): 87-89.)
- [5] Ding Liquan, Fan Zhijin, Fang Defa. Control technology of carbide precipitation in GCr15 bearing steel[J]. *Wuhan Iron and Steel Technology*, 2013, 51(2): 27-30.
(丁礼权, 范植金, 方德法. GCr15轴承钢液析碳化物的控制工艺[J]. *武钢技术*, 2013, 51(2): 27-30.)
- [6] Kong Xianghua, Liu Jianzun, Liu Zailong, *et al.* Influence of high temperature deformation treatment on liquid carbide of GCr15 bearing steel[J]. *Journal of Heat Treatment of Materials*, 2014, 35(7): 173-176.
(孔翔华, 刘建尊, 刘在龙, 等. 高温变形处理对GCr15轴承钢液析碳化物的影响[J]. *材料热处理学报*, 2014, 35(7): 173-176.)
- [7] Sun Zhengwei, Wang Jinhai, Lu Guangyong. Influence of initial rolling deformation on carbide precipitation in bearing steel[J]. *Shandong Metallurgy*, 2013, 35(3): 44-46.
(孙正伟, 王金海, 卢光勇. 轧制初期变形量对轴承钢碳化物液析的影响[J]. *山东冶金*, 2013, 35(3): 44-46.)
- [8] Chang Lizhong, Gao Gang, Shi Xiaofang, *et al.* Effect of magnesium on liquor carbides in GCr15 bearing steel[J]. *Journal of Process Engineering*, 2019, 19(2): 362-369.
(常立忠, 高岗, 施晓芳, 等. 镁对GCr15轴承钢中液析碳化物的影响[J]. *过程工程学报*, 2019, 19(2): 362-369.)
- [9] Wang Wei. Study on influence of superheat on internal quality of bearing steel continuous casting billet[D]. Chongqing: Chongqing University, 2017.
(王伟. 过热度对轴承钢连铸方坯内部质量的影响研究[D]. 重庆: 重庆大学, 2017.)
- [10] Qin Fengting. Research on process parameters of electromagnetic stirring at the end of 240 mm×240 mm continuous casting billet on bearing steel[J]. *Special Steel*, 2020, 41(4): 6-10.
(秦凤婷. GCr15轴承钢240 mm×240 mm连铸坯末端电磁搅拌工艺参数研究[J]. *特殊钢*, 2020, 41(4): 6-10.)
- [11] Guo Xin, Wang Haida, Chen Lie, *et al.* Influence of electromagnetic stirring technology on internal segregation quality of high carbon chromium bearing steel[J]. *Special Steel Technology*, 2021, 27(2): 22-26.
(郭鑫, 王海达, 陈列, 等. 末端电磁搅拌技术对高碳铬轴承钢内部偏析质量的影响[J]. *特钢技术*, 2021, 27(2): 22-26.)
- [12] Li Po, Fan Yujing, Zhang Cheng, *et al.* Influence of pulling speed fluctuation on internal quality of bearing steel 250 mm×280 mm continuous casting billet[J]. *Special Steel*, 2017, 38(5): 22-26.
(李颇, 范宇静, 张程, 等. 拉速波动对GCr15轴承钢250 mm×280 mm连铸坯内部质量的影响[J]. *特殊钢*, 2017, 38(5): 22-26.)
- [13] Wang Yingzhong, Zhang Xingzhong. Research on continuous casting technology of bearing steel billet[J]. *Journal of Iron and Steel Research*, 2002, 14(5): 16-20.
(王英忠, 张兴中. 轴承钢大方坯连铸工艺研究[J]. *钢铁研究学报*, 2002, 14(5): 16-20.)
- [14] Dong Zhongqi, Chen Min, Chen Rui, *et al.* Influence of high temperature diffusion process regime on carbide precipitation in GCr15 billet[J]. *Bearing*, 2011, 41(7): 25-28.
(董中奇, 陈敏, 陈锐, 等. 高温扩散工艺制度对GCr15钢坯碳化物析出的影响[J]. *轴承*, 2011, 41(7): 25-28.)
- [15] Lu Zhifang, Zhang Zhiguang, Zhao Zhengzheng, *et al.* Influence of superheat on internal structure of the bearing steel[J]. *Chinese Journal of Engineering*, 2016, 38(z1): 45-49.
(逯志方, 张治广, 赵铮铮, 等. 过热度对轴承钢内部组织的影响[J]. *工程科学学报*, 2016, 38(z1): 45-49.)
- [16] Zhang Tao, Cheng Guoguang, Hou Yuyang. Effect of superheat on macrosegregation of GCr15SiMn bearing steel ingot during solidification[J]. *China Metallurgy*, 2020, 30(9): 60-66.
(张涛, 成国光, 侯雨阳. 过热度对GCr15SiMn轴承钢锭宏观偏析的影响[J]. *中国冶金*, 2020, 30(9): 60-66.)
- [17] He Wenqing, Wang Bao, Wang Fuming, *et al.* Causes and preventive measures of center segregation of bloom bearing steel[J]. *Iron and 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.)
- [18] Xu Hongbo. Study on the technology of improving carbide inhomogeneity of bearing steel[D]. Shenyang: Northeastern University, 2008.
(许洪波. 改善轴承钢碳化物不均匀性的工艺研究[D]. 沈阳: 东北大学, 2008.)
- [19] Singh A K. Numerical study of effect of cooling rate on double diffusive convection and macrosegregation in iron carbon system[J]. *ISIJ International*, 2001, 41(12): 1481-1487.
- [20] Jing Tonghong, Sun Hongying, Zhang Ruijun, *et al.* Basic law of macroscopic carbon segregation in bearing steel continuous casting billets[J]. *China Metallurgy*, 2008, 18(7): 19-24.
(靳同红, 孙红英, 张瑞军, 等. GCr15轴承钢连铸坯宏观碳偏析的基本规律[J]. *中国冶金*, 2008, 18(7): 19-24.)