

立式连铸高速钢 W6Mo5Cr4V2 Φ 100 mm 坯的工艺试验

赵志刚^{1,2} 颜慧成² 仇圣桃² 朱荣¹

(1 北京科技大学冶金与生态工程学院, 北京 100083; 2 钢铁研究总院连铸技术国家工程研究中心, 北京 100081)

摘要 采用 150 kg 中频感应炉-150 kg 过渡钢包在设计的 Φ 100 mm 立式连铸机以结晶器振动频率 1.2 Hz 和振幅 ± 3 mm, 拉速 0.4 m/min, 二冷水压力 0.2 MPa 进行高速钢 W6Mo5Cr4V2 连铸试验, 并测定了在不同工艺条件下高速钢莱氏体网的厚度和冷却速率。结果表明, 与 15 kg 锭普通模铸高速钢 W6Mo5Cr4V2 相比, Φ 100 mm 立式连续铸造得到的高速钢铸坯低倍组织致密无缺陷, 莱氏体网明显变薄, 铸坯心部莱氏体网平均厚度 $\leq 16 \mu\text{m}$, 晶粒明显细化; M_2C 和 MC 型碳化物的析出量增多, M_6C 型碳化物的析出量减少, 碳化物更加细小、均匀和弥散; 铸坯边部的冷却速率为 $3.33 \times 10^4 \text{K/s}$, $r/2$ 处为 $9.4 \times 10^3 \text{K/s}$, 心部为 $8.1 \times 10^2 \text{K/s}$, 冶金质量明显优于普通模铸。

关键词 高速钢 W6Mo5Cr4V2 Φ 100 mm 连铸坯 共晶碳化物 冷却速率 冶金质量

Pilot Processing of Φ 100 mm Billet of High Speed Steel W6Mo5Cr4V2 by Vertical Continuous Casting

Zhao Zhigang^{1,2}, Yanhuicheng², Qiu Shengtao² and Zhu Rong¹

(1 College of Metallurgical and Ecological Engineering, University of Science and Technology, Beijing 100083; 2 National Engineering Research Center of Continuous Casting Technology, Central Iron and Steel Research Institute, Beijing 100083)

Abstract The continuous casting test for high speed steel W6Mo5Cr4V2 is carried out by using 150 kg medium frequency induction electric furnace-150 kg interim ladle and designed Φ 100 mm vertical continuous caster with mold vibration frequency 1.2 Hz and vibration amplitude ± 3 mm, casting speed 0.4 m/min and secondary cooling water pressure 0.2 MPa, and the thickness of ledeburite net and solidification cooling rate of the high speed steel at different process conditions are measured. Results show that as compared with 15 kg common ingot mold casting high speed steel W6Mo5Cr4V2, the structure of high speed steel Φ 100 mm casting billet by vertical continuous casting process is dense without defects, the ledeburite net is obviously thinner, the average thickness of ledeburite net at center of casting billet is $\leq 16 \mu\text{m}$, and the grains markedly fine; the precipitated amount of carbide M_2C and MC obviously increases while the carbide M_6C precipitated amount decreases, and the carbides are more fine, homogeneous and dispersed; the solidification cooling rate at edge of casting billet is $3.33 \times 10^4 \text{K/s}$, at $r/2$ is $9.4 \times 10^3 \text{K/s}$ and at center is $8.1 \times 10^2 \text{K/s}$, its metallurgical quality is obviously higher than that of common ingot mold casting.

Material Index High Speed Steel W6Mo5Cr4V2, Φ 100 mm Billet Continuous Casting, Eutectic Carbide, Cooling Rate, Metallurgical Quality

连铸具有节能降耗、降低成本、提高生产率等优势^[1]。然而,连铸在高速钢生产中的应用十分迟缓,曾长期被冶金界视为技术禁区。随着连铸工艺不断完善,国外一些先进的高速钢生产企业甚至已开始采用连铸技术生产高速钢。目前,国内高速钢实际工业生产中仍主要采用模铸工艺。由于模铸工艺本身固有的缺点,使得这种工艺生产效率低下、生产成本比较高,不符合高速钢低成本的发展趋势。M2(我国牌号 W6Mo5Cr4V2 钢,简称 6-5-4-2 钢)钢为钨钼系通用高速钢的代表钢号,是我国产量最大的高速钢,占高速钢总产量的 40% 以上^[2]。所以研究 W6Mo5Cr4V2 高速钢连铸工艺有着重要的意义。试验采用 Φ 100 mm 立式连铸机成功实现了 W6Mo5Cr4V2 高速钢的连续铸造。

1 实验材料制备方法和检测

采用的实验材料为通用高速钢 W6Mo5Cr4V2, 其化学成分如表 1 所示。

1.1 普通砂型模铸

采用 25 kg 高频真空感应炉熔炼 W6Mo5Cr4V2 (M2) 试验钢,同时微调成分,待温度达到 $1450 \text{ }^\circ\text{C}$ (W6Mo5Cr4V2 钢液相线温度 $T_{液}$ 为 $1430 \text{ }^\circ\text{C}$),且成分合适的情况下(表 1),注入 Φ 100 mm 砂模中,整个浇注过程用时 1 min。铸锭总长为 25 mm,低倍样取于铸锭 1/2 高处。

1.2 立式连铸

连铸设备采用 Φ 100 mm 立式铸机,其中的结晶器为单锥度水冷结晶器,锥度为 4° ,水缝宽度为 4 mm,结晶器长 400 mm。

表 1 W6Mo5Cr4V2 高速钢的化学成分 / %

Table 1 Chemical composition of high speed steel W6Mo5Cr4V2 / %

项目	C	Si	Mn	Cr	Mo	V	W
ASTM	0.8 ~ 0.9	0.20 ~ 0.45	0.15 ~ 0.40	3.8 ~ 4.4	4.5 ~ 5.5	1.75 ~ 2.20	5.5 ~ 6.75
试验钢	0.806	0.306	0.334	4.010	4.567	1.774	5.710

表 2 $\Phi 100$ mm 立式连铸机技术参数Table 2 Technology parameters of $\Phi 100$ mm vertical continuous caster

设备	参数
冶炼设备	150 kg 中频感应炉
过渡包容量 / kg	150
结晶器断面 / mm	$\Phi 100$
结晶器振动频率 / Hz	1.2
结晶器振幅 / mm	± 3
拉速 / ($m \cdot min^{-1}$)	0.4
二冷水压力 / MPa	0.2

表 3 浇铸工艺参数

Table 3 Parameters of Casting process

工艺	参数
冶炼出钢温度 / $^{\circ}C$	1 475
浇铸温度 / $^{\circ}C$	1 462
启动拉速 / ($m \cdot min^{-1}$)	0.1
工作拉速 / ($m \cdot min^{-1}$)	0.4
冷却水压力 / MPa	1.5
冷却水流量 / ($m^3 \cdot h^{-1}$)	48

将约 120 kg 的 W6Mo5Cr4V2 高速钢母料放入感应熔炼炉中熔炼,在熔炼过程中加入一定量的生石灰等造渣材料,等高速钢熔化并升高到规定温度时,扒出钢液表面的浮渣,而后加入约 0.1% 的铝块进行脱氧和脱气,随后出炉,钢液通过钢包采用敞口浇注法注入结晶器中,拉出的钢坯冷至室温。

本试验是在钢铁研究总院连铸中心自行设计的铸机上进行的。连铸机主要工艺参数如表 2 所示,浇铸工艺参数如表 3 所示。

试验所得 W6Mo5Cr4V2 高速钢 $\Phi 100$ mm 圆铸坯总长 1 m,由于铸坯底部和铸坯顶端都不具有代表性,所以采用线切割机在高速钢圆铸坯中部沿径向切开观察铸坯的宏观铸造质量,在 $\Phi 100$ mm 的圆铸坯横断面上半径不同位置上截取试样, a、b、c 三个试样(a- $r/10$; b- $r/2$; c- 心部), r 为 $\Phi 100$ mm 圆铸坯的半径。将试样打磨、抛光成镜面,再用 $FeCl_3-HCl$ 水溶液进行腐蚀,在 Axiovert-200 金相显微镜下进行观察 a、b、c 三点铸坯的枝晶情况并拍摄组织照片。对照比例尺测量二次枝晶臂的长和宽以及二次枝晶臂间距。分别在 a、b、c 三点的试样中,每个试样选择 50 个视场测量二次枝晶臂间距并求平均值

作为该位置的二次枝晶臂间距(DAS)。

2 实验结果及分析

2.1 连铸坯的宏观质量

低倍试样选取于整个连铸坯的中间部位,取样厚度 20 mm。选用 45% 的盐酸溶液在温度为 40 $^{\circ}C$ 时,对打磨的试样进行酸洗。

W6Mo5Cr4V2 高速钢立式连铸圆坯的横截面低倍检验得出,W6Mo5Cr4V2 高速钢立式连铸圆坯内部组织致密,无疏松、夹渣、缩孔、裂纹、气孔等缺陷,造成上述区别的主要因素为冷却速率的不同,在较高的冷却速率下,枝晶生长不是很充分,会形成大量的等轴晶,同时中心疏松和中心偏析会得到相应的改善。而由此可知,W6Mo5Cr4V2 高速钢立式连铸坯可以很好地满足下一道热轧或锻造工序的质量要求。

2.2 连铸坯的枝晶组织

高速钢的铸态组织由两大部分组成,一是由孤立的不连续的奥氏体晶粒组成的基体组织,二是存在于各晶粒之间的共晶莱氏体网以及先共晶碳化物。对 W6Mo5Cr4V2 高速钢连铸坯进行低倍组织观察可知,铸坯的激冷凝固层厚度约为 11 mm,在这个区域高速钢的奥氏体晶粒极为细小,但不是等轴晶,而是细小的柱状晶。由此可知,晶粒在二维方向上的生长速度存在较大差异;它的柱状晶区域宽约 21 mm,其一次晶轴和二次晶轴都较为细小,但生长方向混乱,与结晶器壁并不垂直,其余的区域为中心等轴晶区,在这个区域晶粒的一、二次晶轴较为粗大,各区之间的分界线不明显,但存在一定厚度的过渡区。在所有区域中,晶界上都存在有不同厚度的共晶莱氏体,其莱氏体网的厚度随着分布位置和区域的不同而变化,在两个相邻晶粒的晶界上,莱氏体网的厚度极为细小,而在多个晶粒的交汇处,其厚度相对粗大,典型位置处的枝晶组织如图 1 所示。

高速钢铸态组织的不均匀性,尤其是莱氏体网,采用任何热处理方法都难以将其消除,只有通过热加工,达到一定的变形量后才能得到改善,且改善效果不是特别理想。所以有必要研究铸态组织的形成过程的影响因素,在其形成过程中控制晶粒的大小,尤其是莱氏体网均匀,达到同样的质量要求,就要通过更大的变形量,更多道次的生产工序才能实现。

图 2 中示出了每毫米割线交割的晶粒数(N)和共晶莱氏体的平均厚度(L)等枝晶组织的特征参数沿铸坯径向的变化,作为比较,在图 2 中也同时示出了 W6Mo5Cr4V2 高速钢采用模铸时相对应的组织特征参数的变化曲线。从图 2 中可以看出,

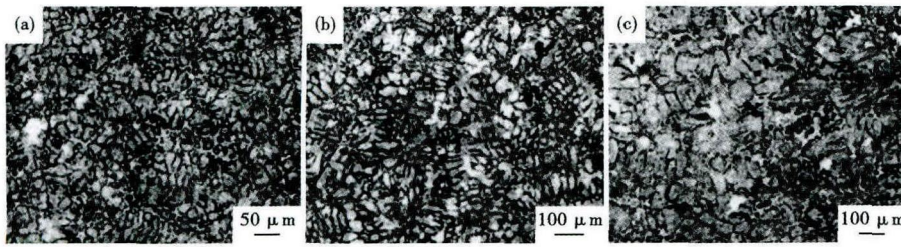


图 1 W6Mo5Cr4V2 高速钢 Φ100 mm 立式连铸坯 (a) r/10, (b) r/2 和 (c) 心部的组织形貌

Fig.1 Morphology of structure of Φ100 mm vertical continuous casting billet of high speed steel W6Mo5Cr4V2 at r/10 (a), r/2 (b) and center (c)

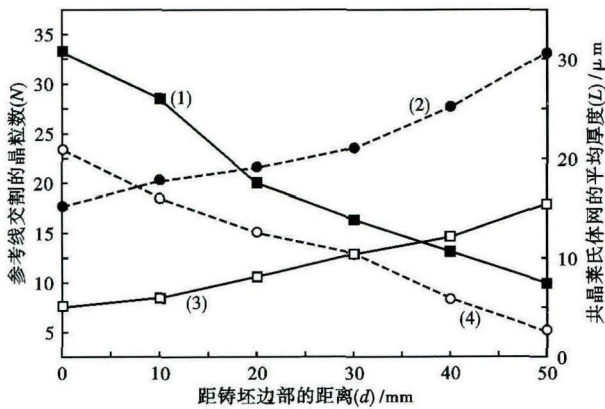


图 2 W6Mo5Cr4V2 高速钢 Φ100 mm 立式连铸坯(1)、(2)和铸锭(3)、(4)每毫米交割线晶粒数(1)(4)和共晶莱氏体网(2)(3)平均厚度

Fig.2 Grain number at crosscut line per mm (1) and (4) and average thickness of eutectic ledeburite net (2) and (3); (1) and (2)- Φ100 mm vertical continuous casting billet, (3) and (4)- mold ingot, high speed steel W6Mo5Cr4V2

W6Mo5Cr4V2 高速钢采用模铸时莱氏体网的平均厚度在铸锭心部约 30 μm,采用立式连续铸造后,在铸坯心部的莱氏体网平均厚度不足 16 μm,并且采用立式连续铸造后,铸坯内的晶粒尺寸也明显变小。由此可知,W6Mo5Cr4V2 高速钢采用立式连续铸造的铸坯冶金质量明显优于普通模铸。

2.3 连铸坯的共晶碳化物

碳化物是高速钢中最重要的相,高速钢的化学成分、冶炼条件、各种热加工过程,决定了碳化物的种类、数量、形状、大小以及分布情况。分布均匀细小的碳化物决定了高速钢具有高的硬度、红硬性及耐磨性等优异的性能。铸造 W6Mo5Cr4V2 高速钢中粗大的铸态组织和晶界网状共晶碳化物严重削弱材料的韧性、磨削性^[3-8],且难以用热处理方法消除^[9-10]。因此,改变铸造高速钢共晶碳化物的形态和分布,推广铸造高速钢应用的研究,一直受到国内外科技工作者的重视^[11]。

由图 3 可以看出,在普通的模铸 W6Mo5Cr4V2 高速钢中,合金碳化物以菊花状和长条状为主,块状和短棒状的碳化物很少,沿着铸坯的径向,由外向内,碳化物的尺寸逐渐增大,析出量逐渐增多,在心部最大的碳化物尺寸达到了 40 ~ 50 μm,通过 X 射线衍射相分析可知,其合金碳化物主要

为 M₆C 型, M₂C 和 MC 型碳化物相对较少。在连续铸造的 W6Mo5Cr4V2 高速钢中,合金碳化物的形态主要是短条状和羽毛状,粒状和块状碳化物也相对较多,沿着连铸坯的径向,由外向内,碳化物的尺寸也逐渐增大,析出量也逐渐增多,但与普通模铸相比分布明显均匀,且尺寸较小,析出量也明显减少,在心部最大的碳化物尺寸也只有 15 ~ 20 μm,通过相分析可知,其合金碳化物主要为 M₂C 和 MC 型, M₆C 型碳化物相对较少,而 M₂C 型碳化物在随后的加热过程中,容易分解和细化,提高钢的塑性和成材率,并易于溶于基体,对钢的二次硬化有利。由此可知,立式连续铸造可以促进 M₂C 和 MC 型碳化物的析出,抑制 M₆C 型碳化物的析出,并能使合金碳化物变得细小、均匀和弥散,从而使高速钢铸坯的冶金质量得到提高。

2.4 连铸坯的凝固冷却速率

从前面的实验分析结果可知,采用立式连续铸造的 W6Mo5Cr4V2 高速钢的铸坯冶金质量明显优于普通模铸,其中的一个重要原因在于熔体凝固冷却速率的不同,凝固冷却速率越大,越有利于 M₂C 合金碳化物的析出,越有利于晶粒的细化和莱氏体厚度的减薄。熔体的凝固冷却速率难以直接测量,但通过金相照片的定量分析,二次枝晶间距可以方便测出,通过大量测定铸坯枝晶组织的二次枝晶间距数据,然后求取算术平均值,二次枝晶间距和凝固冷却速率之间的经验关系^[12]可以表示为:

$$DAS = A \left(\frac{dT}{dt} \right)^{-b} \quad (1)$$

式中: DAS- 二次枝晶间距/μm; dT/dt- 冷却速率/(K · s⁻¹); A、b- 常数。对于 W6Mo5Cr4V2 高速钢而言,在定向凝固、枝晶生长速度不断变化的情况下, A = 32, b = 0.28^[13]。利用式(1)可以计算出

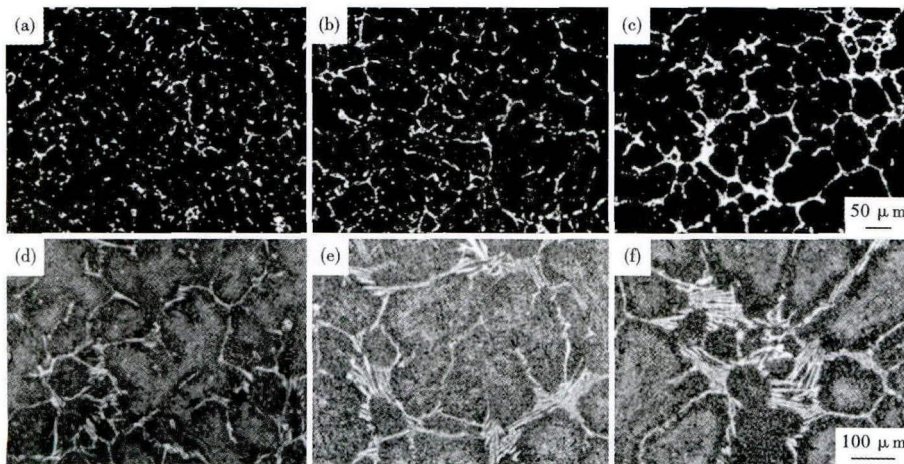


图3 W6Mo5Cr4V2 高速钢 $\Phi 100$ mm 立式连铸坯(a)(b)(c)和普通铸锭(d)(e)(f)中碳化物形貌:(a)(d) $r/10$;(b)(e) $r/2$;(c)(f)心部

Fig.3 Morphology of carbides in $\Phi 100$ mm vertical continuous casting billet- (a) (b) (c) and in common mold ingot- (d) (e) (f) of high speed steel W6Mo5Cr4V2 at $r/10$ (a) (d), $r/2$ (b) (e) and center (c) (f)

W6Mo5Cr4V2 高速钢铸锭不同位置的凝固速率。

通过计算,普通模铸 W6Mo5Cr4V2 高速钢边部的凝固冷却速率为 1.9×10^2 K/s, $r/2$ 处的凝固冷却速率为 0.18×10^2 K/s,心部的凝固冷却速率为 4.8×10^{-2} K/s,而立式连续铸造 W6Mo5Cr4V2 高速钢相对应位置的凝固冷却速率分别为 3.33×10^4 、 9.4×10^3 、 8.1×10^2 K/s,远大于普通模铸。

参考文献

- [1] 张兴中.我国连续铸钢技术的发展状况和趋势[J].钢铁研究学报,2004,16(6):1-3.
- [2] 赵建政,贾志琦.国内外高速钢发展现状[J].科技情报开发与经济,1997(1):13-15.
- [3] 周鹤,魏世忠,徐流杰.热处理对铸造高钨高速钢组织的影响[J].铸造,2014,63(2):181-189.
- [4] Leskovsek V, Vle B. Improved Vacuum Heat-treatment for Fine-blanking Tools from High-speed Steel M2[J]. Materials Processing Technology, 1998, 82: 89-94.
- [5] Bergman F, Hedenqvist P, Hogmark S. The Influence of Primary Carbides and Test Parameters on Abrasive and Erosive Wear of Selected PM High Speed Steels[J]. Tribology International, 1997, 30(3): 183-191.
- [6] Shaikh Q A, Coleman D S, Bates J, et al. Wear and Micro Structural Studies of Alloy Sintered Steels[J]. Journal of Materials Science & Technology, 1991, 8(7): 728-738.
- [7] Dunlop G L, Wang Rong. Development of Micro Structure during Heat Treatment of High Speed Steels[Z]. Leoben: Proceeding First International HSS Conference, 1990: 33-40.
- [8] El-Rakaby A M, Mi Us B. On the Microstructure and Mechanical Properties of High Speed Steels[J]. Journal of Materials Science & Technology, 1988, 23: 4340-4344.
- [9] Ghomaschi M R, Sellar C M. Microstructural Changes in As-cast M2 Grade High Speed Steel during High Temperature Treatment[M]. Metal Science, 1984, 18(1): 44-48.
- [10] Lenta E J, Twentyman M E, Pesci H. Transformation of the Primary Carbide Networks in High-speed Steels by Heat Treatment at High Temperatures[J]. Metallography, 1983, 16(4): 387-401.
- [11] Kheirandish Sh, Mirdamadi Sh, Kharrazi Y H K. Effect of Titanium on Cast Structure of High Speed Steel[J]. Materials Science and Technology, 1998, 14(4): 312-316.
- [12] 丁培道,周守则.关于高速钢中MC型初生碳化物评述[J].重庆大学学报,1984(4):131-139.
- [13] Gerth J, Wiklund U. The Influence of Metallic Interlayers on the Adhesion of PVD TiN Coatings on High-speed Steel[J]. Wear, 2006, 264(9): 885-892.

赵志刚(1985-),男,博士研究生(钢铁研究总院),昆明理工大学(本科)毕业,工具钢连铸研究。

E-mail: zhaozhigang119@126.com

收稿日期:2014-08-25

3 结论

(1) 将立式连铸技术应用于 W6Mo5Cr4V2 高速钢的生产,得到的铸坯内部组织致密,无疏松、缩孔、裂纹、气孔等缺陷,可以很好的满足下一道热轧或锻造工序的质量要求。

(2) 与普通模铸相比,立式连续铸造铸坯,莱氏体网明显变薄,晶粒明显细化,铸坯心部的莱氏体网平均厚度不足 $16 \mu\text{m}$,冶金质量得到明显提高。

(3) 立式连续铸造可以促进 W6Mo5Cr4V2 高速钢铸态组织中 M_2C 和 MC

型碳化物的析出,抑制 M_6C 型碳化物的析出,并能使合金碳化物变得细小、均匀和弥散。

(4) 立式连续铸造 W6Mo5Cr4V2 高速钢边部的凝固冷却速率为 3.33×10^4 K/s, $r/2$ 处的凝固冷却速率为 9.4×10^3 K/s,心部的凝固冷却速率为 8.1×10^2 K/s,远大于普通模铸。