

水冷铜模与砂模铸造 M2 钢显微组织对比

赵志刚^{1 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

✉ 通信作者, E-mail: zhaozhigang119@126.com

摘 要 采用实验室 25 kg 高频真空感应炉熔炼 M2 钢, 并用水冷铜模和砂模均浇铸为横截面 100 mm × 50 mm 的 M2 钢铸锭, 研究冷却速度对 M2 钢二次枝晶间距、渗透率、碳化物和晶粒尺寸及分布的影响。研究表明: M2 钢凝固过程中, 快的冷却速度能有效减小二次枝晶间距、渗透率、晶粒和网状碳化物的尺寸, 同时可以改善晶粒和网状碳化物的分布和均匀性; 砂模和水冷铜模 M2 钢铸锭的平均二次枝晶间距分别为 42.5 μm 和 21.6 μm, 平均冷却速度为 1.06 K·s⁻¹ 和 12.50 K·s⁻¹, 平均渗透率分别为 0.13 μm² 和 0.035 μm²。快的冷却速度能有效减轻中心碳偏析程度, 砂模和水冷铜模模铸的 M2 钢铸锭中心碳化物面积分数分别为 0.46 和 0.30, 且其较各自的平均值分别增大 38.7% 和 2.2%; 水冷铜模铸锭平均晶粒尺寸(43.1 μm) 较砂模铸锭的平均晶粒尺寸(72.6 μm) 减小约 40.7%, 铸锭中心晶粒尺寸减小 43.2%, 且水冷铜模铸锭的晶粒尺寸较砂模铸锭均匀。文中获得了 M2 钢凝固过程中晶粒尺寸与冷却速度的关系式。

关键词 高速钢; 模铸; 冷却速度; 显微组织

分类号 TF763+.3

Comparison between the microstructures of M2 steel cast by the water-cooled copper mould and the sand mould

ZHAO Zhi-gang^{1 2)}✉, QIU Sheng-tao²⁾, ZHU Rong¹⁾

1) School of Metallurgical and Ecological Engineering, University of Science and Technology Beijing, Beijing 100083, China

2) National Engineering Research Center of Continuous Casting Technology, Central Iron and Steel Research Institute, Beijing 100081, China

✉ Corresponding author, E-mail: zhaozhigang119@126.com

ABSTRACT M2 steel was melted by a 25 kg high-frequency vacuum induction furnace and was cast to ingots with a cross section of 100 mm × 50 mm by the water-cooled copper mould and the sand mould. The effects of cooling rate on the ingot's secondary dendrite arm spacing (λ_2), permeability, and size and distribution of grains and carbides were studied. The results show that fast cooling rate can effectively decrease the λ_2 , permeability and size of grains and network carbides, and improve the distribution and uniformity of network carbides and grains during solidification. The λ_2 values of ingots cast with the sand mould and the water-cooled copper mould are 42.5 μm and 21.6 μm, the cooling rate is 1.06 K·s⁻¹ and 12.5 K·s⁻¹, and the permeability is $1.3 \times 10^{-1} \mu\text{m}^2$ and $3.5 \times 10^{-2} \mu\text{m}^2$, respectively. Fast cooling rate can effectively reduce the center carbon segregation degree. The area fraction of carbides is 0.46 and 0.30 respectively at the center of ingots cast with the sand mould and the water-cooled copper mould, and increases by 38.7% and 2.2% respectively compared with their average values. The average grain size of ingots cast with the water-cooled copper mould and the sand mould is 41.3 μm and 72.6 μm, respectively. Comparing with the sand mould ingot, the grain size at the center of the water-cooled copper mould ingot reduces by 43.2%, and the grain size of the water-cooled copper ingot is more uniform. The relationship between grain size and cooling rate was presented in this paper.

KEY WORDS high speed steel; moulding; cooling rate; microstructure

M2 钢(我国牌号 W6Mo5Cr4V2 钢,简称 6-5-4-2)为钨钼系通用高速钢的代表钢种,是我国产量最大的高速钢,占我国高速钢总产量的 40% 以上^[1]. M2 钢铸态组织是由不连续的晶粒和晶粒之间的网状碳化物组成,其晶粒和碳化物的分布和尺寸对产品质量具有直接的影响^[2]. 很多冶金工作者研究发现^[3-5],均匀、细小且分布弥散的碳化物和晶粒,可以较大程度地提高 M2 钢产品的质量和寿命.

为了在 M2 钢中获得细小且分布均匀的碳化物和晶粒,目前主要的方法为改变 M2 钢的凝固过程和轧制过程的压缩比. 提高压缩比对改善其碳化物和晶粒的尺寸和分布效果有限;改变其凝固过程主要包括添加微合金元素^[6-8]和改变冷却速度^[9-10]. 微合金虽然在一定程度上改善碳化物的形态和分布,但对碳化物和晶粒的尺寸方面影响不大. Zhou 等^[11]通过改变模铸(铸铁模和砂模)的冷却速度研究 M2 钢铸锭的凝固组织,张彩东^[12]利用双棍薄带生产 M2 钢铸带,均发现快的冷却速度能改善 M2 钢中碳化物分布. 目前,我们对冷却速度与组织关系的定量化研究还很不足. 本文研究比铸铁模拥有更高的冷却速度的模铸——水冷铜

模对 M2 钢铸锭凝固组织的影响,并与砂模作对比,同时根据实验结果定量分析二次枝晶间距、碳化物面积分数和冷却速度与碳化物和晶粒尺寸的关系,拟合晶粒尺寸与冷却速度之间的关系公式,这对控制 M2 钢晶粒和碳化物的尺寸和分布提供参考.

1 实验材料及方法

采用高频真空感应炉(容量 25 kg)熔炼 20 kg M2 钢(其化学成分如表 1 所示),待温度达到 1460 ℃ (M2 钢液相线温度 $T_1 = 1430\text{ }^{\circ}\text{C}$),注入横截面为 50 mm × 100 mm 的水冷铜模和砂模内,冷却到室温,得到两块长度约为 300 mm 的铸锭. 在距离铸锭底部 100 mm 处,取 10 mm 厚的薄片,并按图 1 所示的方法取六个试样进行后续处理和分析. 试样 a、b 和 c 为铸锭边部,试样 d、e 和 f 通过铸锭中心线. 水冷铜模中两个宽面是水冷铜面,其余为砂冷. 对六个试样进行抛光后,采用 10% FeCl₃ 溶液腐蚀后在显微镜下观察微观组织,同时采用金属材料显微图像分析系统(micro-image analysis & process system,MIAPS)分析二次枝晶间距,碳化物的分布、尺寸和面积分数.

表 1 M2 钢化学成分(质量分数)
Table 1 Chemical composition of M2 steel

试样	C	Si	Mn	Cr	Mo	V	W
M2 (ASTM)	0.8~0.9	0.2~0.45	0.15~0.4	3.8~4.4	4.5~5.5	1.75~2.2	5.5~6.75
M2 (实验)	0.806	0.306	0.334	4.01	4.567	1.774	5.71

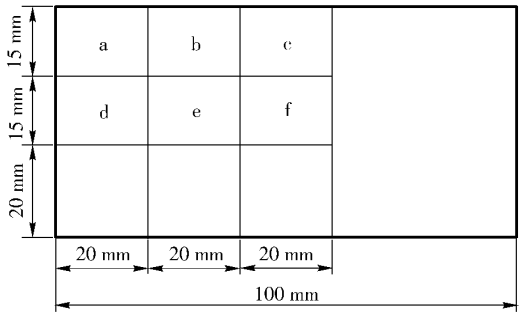


图 1 铸态组织取样示意图

Fig. 1 Schematic diagram of sampling for casting microstructure

2 实验结果及分析

2.1 二次枝晶间距的测量

M2 钢凝固过程中的冷却速度难以直接测量,根据文献[13-15]可知,在钢液的凝固中,枝晶生长速度取决于冷却速度,而枝晶生长速度又决定着二次枝晶间距的大小. 冷却速度越快,枝晶生长速度也越快,二次枝晶间距则越小,所以可以通过二次枝晶间距的测算结果反算其冷却速度. 二次枝晶间距和凝固速度之间的经验关系^[16]可以表示为

$$\lambda_2 = A \left(\frac{dT}{dt} \right)^{-b} \quad (1)$$

式中: λ_2 为二次枝晶间距, μm ; dT/dt 为凝固速度, T 为钢液温度, t 为时间; A 和 b 为参数. 对于 M2 高速钢而言 $A = 43$, $b = 0.32$ ^[16].

图 2 和图 3 分别为 M2 钢砂模锭和水冷铜模铸锭各试样的金相照片.

在各试样选取多个视场,并利用金属材料显微图像分析系统测量视场中各树枝晶 i 的长度 L_i ,统计树枝晶 i 所包含的二次枝晶的个数 N_i . 通过式(2)计算各试样的平均二次枝晶间距 λ_2 ,计算结果如图 4 所示. 把图 4 的计算结果带入式(1)可得到各试样的冷却速度,其结果如图 5 所示.

$$\lambda_2 = \frac{\sum L_i}{\sum N_i} \quad (2)$$

从图 2 和图 3 可以直观看出,在相同试样砂模铸的 M2 钢树枝晶比水冷铜模的粗大,这样会造成枝晶间隙增大,容易形成尺寸较大的网状碳化物.

从图 4 和图 5 可以看出水冷铜模二次枝晶间距显著小于砂型模铸,相应的冷却速度也有巨大的差距.

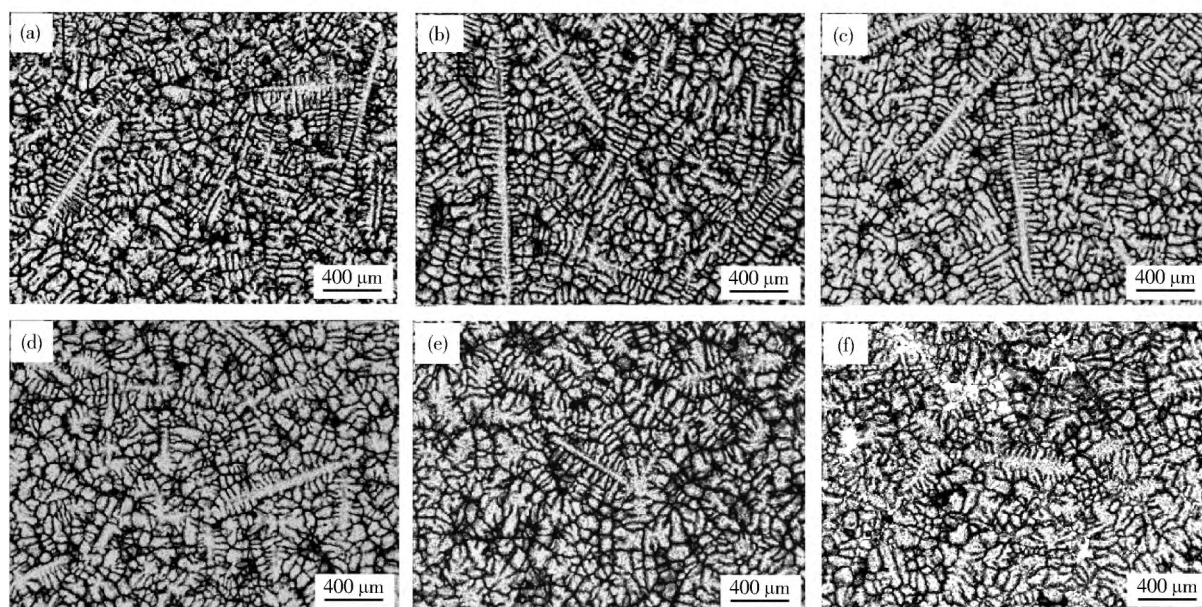


图2 砂型模铸 M2 钢铸锭不同试样的金相照片. (a) a; (b) b; (c) c; (d) d; (e) e; (f) f

Fig.2 Metallographs of the different samples of the sand mould M2 steel ingot: (a) a; (b) b; (c) c; (d) d; (e) e; (f) f

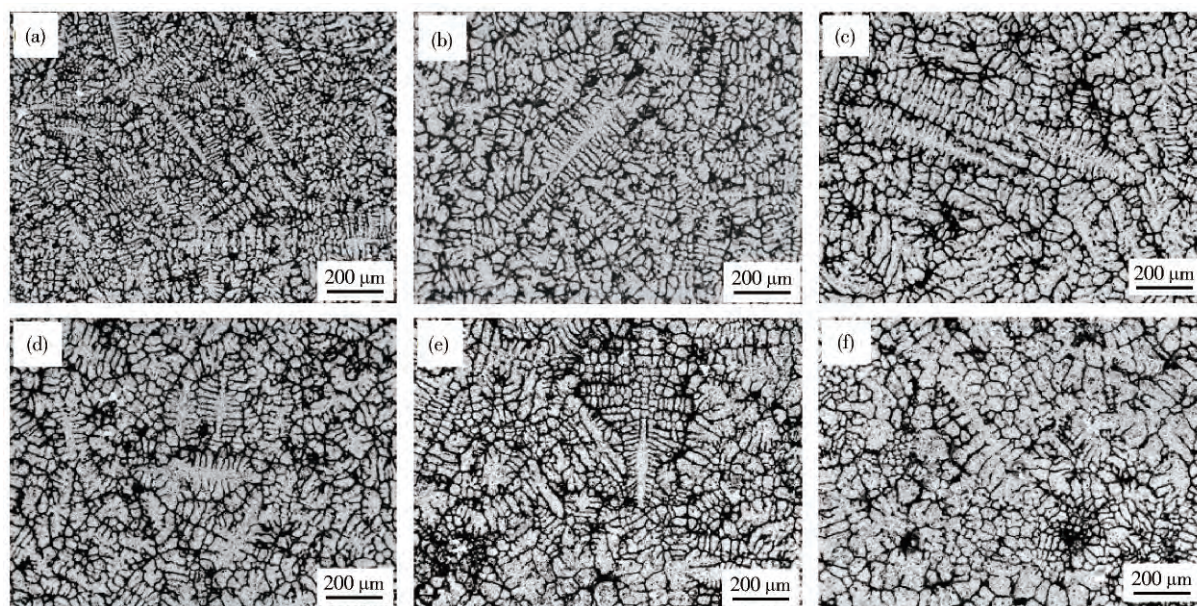


图3 水冷铜模模铸的 M2 钢铸锭不同试样金相照片. (a) a; (b) b; (c) c; (d) d; (e) e; (f) f

Fig.3 Metallographs of the different samples of the water-cooled copper mould M2 steel ingot: (a) a; (b) b; (c) c; (d) d; (e) e; (f) f

砂模和水冷铜模 M2 钢铸锭的平均二次枝晶间距分别为 $42.55 \mu\text{m}$ 和 $21.65 \mu\text{m}$, 平均冷却速度分别为 $1.06 \text{ K}\cdot\text{s}^{-1}$ 和 $12.50 \text{ K}\cdot\text{s}^{-1}$. 表 2 列出水冷铜模和砂模铸锭在相应试样处二次枝晶间距之比以及冷却速度之比. 从表 2 可以看出水冷铜模的平均二次枝晶间距为砂模的 0.50 倍, 水冷铜模的平均冷却速度为砂模的 11.85 倍. 对比水冷铜模和砂模的铸锭的二次枝晶间距和冷却速度可以发现, 边部 a 和 b 试样的差距较其他试样显著, 试样 a 和 b 的冷却速度比分别为 20.87 和 15.42, 二次枝晶间距比分别为 0.38 和 0.42. 这是因

为试样 a 和 b 靠近水冷铜模的水冷铜面, 其冷却速度主要取决于模具的对流传热, 而水冷铜模的导热能力要远大于砂模. 随着凝固前沿向铸锭中心推进, 冷却速度之间的比值逐渐减小. 水冷铜模试样 f 处的冷却速度为砂模试样 f 处的 2.4 倍. 相对于边部试样 a 的 20.6 倍有显著的减小. 在同一铸锭中, 水冷铜模铸锭中试样 a 和试样 f 处冷却速度之比为 14.8, 而砂型模铸该两试样的冷却速度之比为 1.7. 这取决于 M2 钢的热导率. 较小的 M2 钢热导率将成为 M2 钢凝固传热的限制因素. 虽然铸锭中心相对于边部冷却速度增大

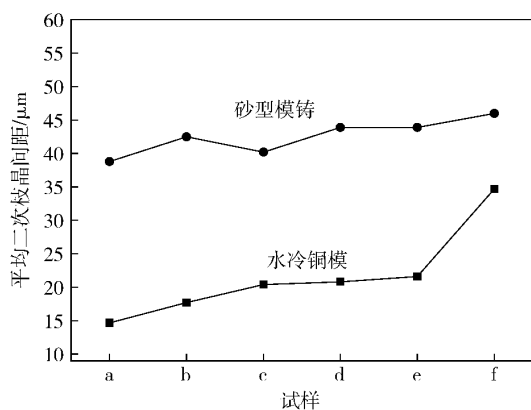


图4 M2 钢铸锭不同试样的二次枝晶间距

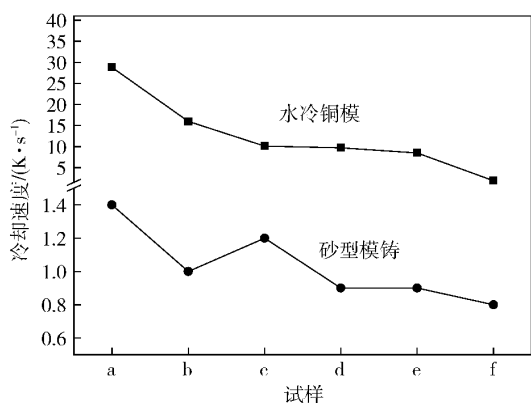
Fig. 4 λ_2 of the different samples for the M2 steel ingots

图5 M2 钢铸锭不同试样的计算冷却速度

Fig. 5 Calculative cooling rate of the different samples of M2 steel ingots

没有边部的明显,但冷却速度增大 2.4 倍对铸锭中心的碳化物和晶粒尺寸和分布有着明显的改善作用。将在后续的晶粒尺寸和碳化物分布作详细介绍。

表2 水冷铜模和砂模铸锭各试样的二次枝晶间距及计算冷却速度的比值

Table 2 Ratios of λ_2 and calculative cooling rate for the different samples of ingots cast with the water-cooled copper mould and sand mould

比值	a	b	c	d	e	f	平均
二次枝晶间距	0.38	0.42	0.51	0.47	0.49	0.75	0.50
计算冷却速度	20.87	15.42	8.22	10.35	9.10	2.40	11.85

2.2 渗透率计算与碳化物分布

M2 钢的液固相线相差较大 ($T_l = 1443\text{ }^\circ\text{C}$ 、 $T_s = 1230\text{ }^\circ\text{C}$) ,约 $213\text{ }^\circ\text{C}$,所以在 M2 钢凝固过程中存在着较大的糊状区。糊状区是选分结晶的主要区域,也是造成溶质元素偏聚的主要区域。M2 钢的糊状区是由不连续的树枝晶和树枝晶之间溶质富集的液相组成,所以研究糊状区溶质富集的液相流动性对控制溶质元素偏析有着重要的意义。渗透率可以描述糊状区内枝晶对液相流动的影响,渗透率越大则液相通过枝晶间

的能力越强,造成溶质元素在铸坯中心富集,而较小的渗透率能有效减小中心偏析。国内外很多学者^[17-19]研究了渗透率对偏析的影响。金属凝固过程糊状区通常采用 Kozeny-Carman 公式来计算渗透率^[20]:

$$K_p = \frac{(1-f_s)^3}{C_{KC} \cdot S_0^2 \cdot f_s^2} \quad (3)$$

式中: K_p 为糊状区渗透率, μm^2 ; f_s 为固相率; C_{KC} 为 Kozeny-Carman 常数,取值为 5; S_0 为固相的比表面积, Ahmad 等^[21]在假设晶粒为均匀球体的的情况下获得 S_0 计算式,即

$$S_0 = 6/\lambda_2 \quad (4)$$

将式(4)代入式(3)得

$$K_p = \frac{\lambda_2^2 (1-f_s)^3}{180 f_s^2} \quad (5)$$

式中: λ_2 为二次枝晶间距, μm ; f_s 取 0.8。

从(5)式可知渗透率与二次枝晶间距的平方成正比。二次枝晶间距越大则渗透率越大,渗透率大则溶质元素富集的液相流动性较好,极易从凝固前沿流向内部的液相,造成溶质元素中心偏聚。依据图4中 M2 钢铸锭不同试样的二次枝晶间距的测量结果,可以通过式(5)计算得到相应试样的渗透率,其结果如图6所示。从图6可以得到水冷铜模和砂模的 M2 铸锭的平均渗透率分别为 $0.035\text{ }\mu\text{m}^2$ 和 $0.13\text{ }\mu\text{m}^2$,且水冷铜模铸锭各试样的渗透率均小于砂模的相应试样,可见冷却速度对 M2 钢凝固过程中糊状区的渗透率有着重要的影响。水冷铜模铸锭的试样 a、b 和 c 的渗透率明显低于砂模铸锭对应的试样,这样可以推断水冷铜模的试样 a、b 和 c 中碳化物面积分数要大于砂型模铸对应的试样。这是因为渗透率小,溶质富集的液相流动性差,最终在该试样凝固,形成碳化物,同时由于 a、b 和 c 处的冷却速度较大则可以推断碳化物的尺寸会减小。铸锭中心试样 f 的碳化物面积分数将受到其他试样渗透率的影响。从图6可以看出砂模的试样 a、b、c、d 和 e 的渗透率要明显大于水冷铜模的相应试样,根据上述理论可以判断出水冷铜模得到的铸锭中心碳偏析程度

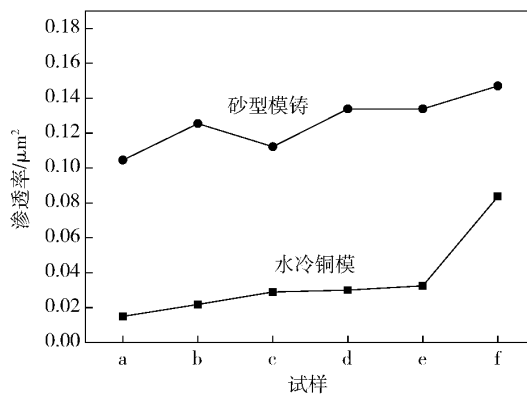


图6 M2 钢铸锭各试样的渗透率

Fig. 6 Permeability of the different samples of the M2 steel ingots

较砂型模铸轻。

为了验证上述推断,用 MIAPS 软件提取两铸锭各

试样碳化物相,如图 7 和图 8 所示;并统计其碳化物相的面积分数,其结果如图 9 所示。

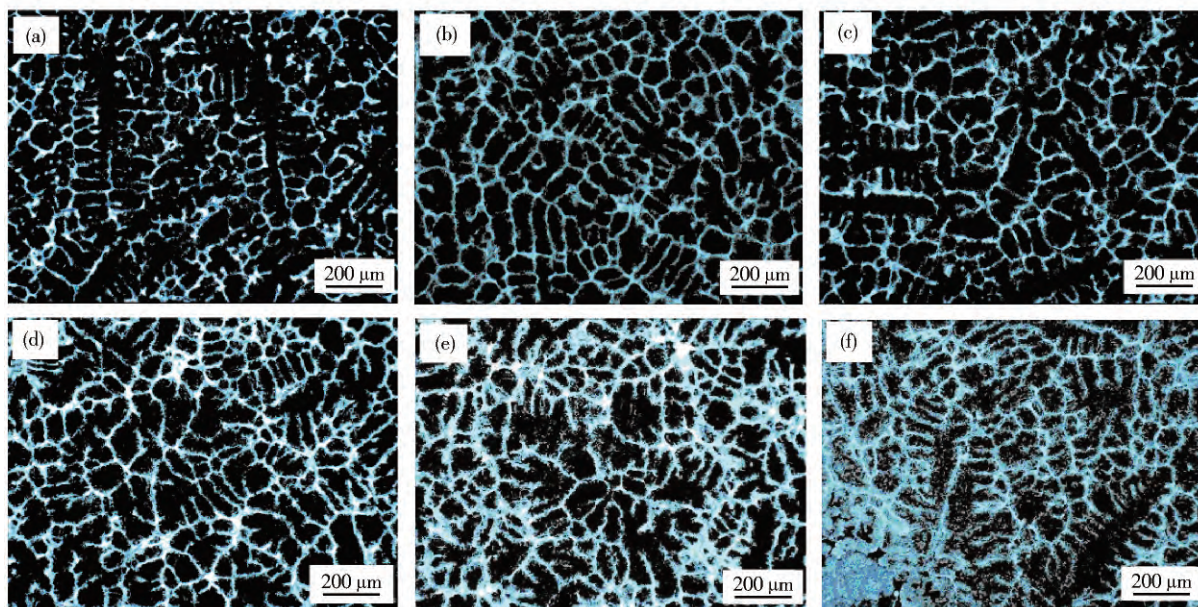


图 7 砂型模铸锭各试样碳化物分布。(a) a; (b) b; (c) c; (d) d; (e) e; (f) f

Fig. 7 Distribution of carbides in the different samples of the sand mould ingot: (a) a; (b) b; (c) c; (d) d; (e) e; (f) f

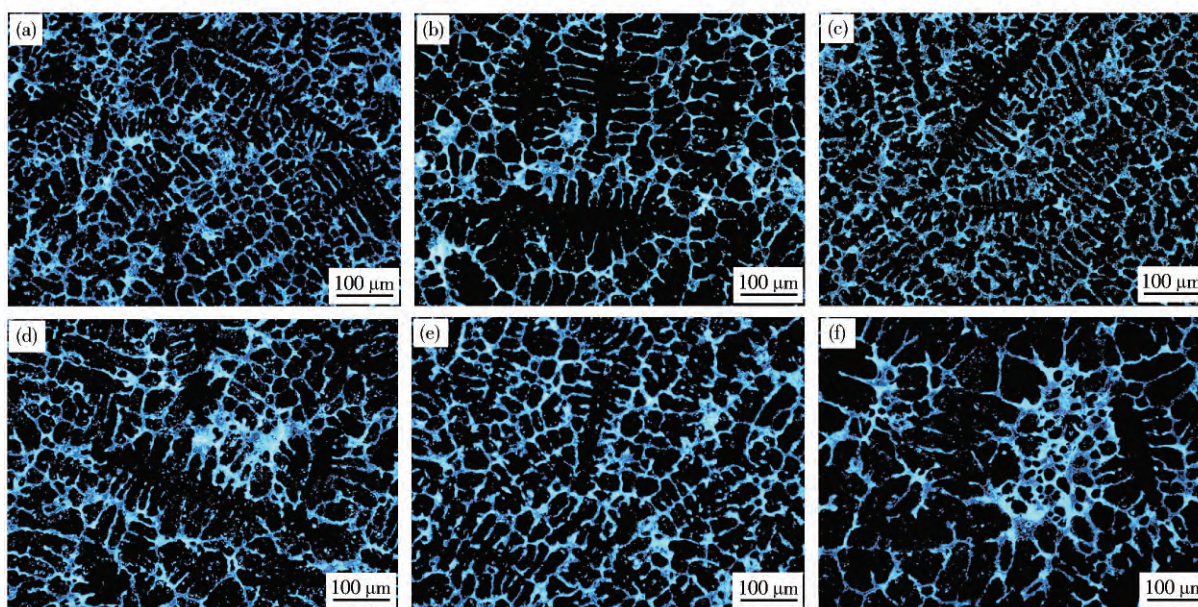


图 8 水冷铜模铸锭不同试样的碳化物分布。(a) a; (b) b; (c) c; (d) d; (e) e; (f) f

Fig. 8 Distribution of carbides in the different samples of the water-cooled copper mould ingot: (a) a; (b) b; (c) c; (d) d; (e) e; (f) f

从图 7 和图 8 中可以看出 M2 钢中碳化物呈网状结构,水冷铜模铸锭各试样网状碳化物的厚度较砂模相应试样小,且分布较均匀。同时可以看出在水冷铜模和砂模铸锭的试样 d、e 和 f 的碳化物尺寸要大于试样 a、b 和 c。这是因为试样 d、e 和 f 的冷却速度较试样 a、b 和 c 小,凝固过程树枝晶的形核驱动力和形核率小,所以枝晶粗大,枝晶之间的间隙增大,从而导致网状碳化物尺寸较大。

从图 9 中各试样碳化物面积分数计算可得水冷铜模和砂型模铸横截面上平均碳化物面积分数分别为 0.29 和 0.33,水冷铜模铸锭中碳化物平均面积分数较砂模减小 12.7%,可见快的冷却速度能有效减少网状碳化物的平均含量。

从图 9 可知:砂模铸锭中心(试样 f)的碳化物面积分数高达 0.46,较其碳化物平均面积分数(0.33)增大 38.7%;水冷铜模铸锭中心碳化物面积分数较低约

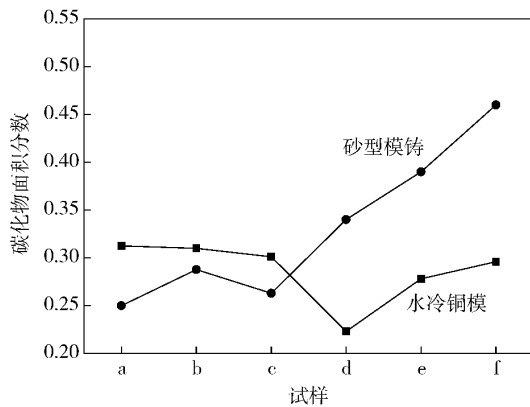


图 9 M2 钢铸锭不同试样碳化物面积分数

Fig. 9 Area fraction of carbides in the different samples of the M2 steel ingots

为 0.30, 较其碳化物平均面积分数 (0.29) 仅增大 2.2%。对比图 9 中水冷铜模和砂模铸锭的试样 a、b 和 c 中碳化物面积分数可以发现, 水冷铜模铸锭这三个试样的碳化物面积分数要大于砂模铸锭相应试样。这是因为较大的冷却速度将得到较小的二次枝晶间距, 而较小的二次枝晶间距会使渗透率减小, 较小的渗透率能有效的阻碍溶质元素从铸锭边部向铸锭中心的流动, 从而减轻铸锭的中心偏析。可见水冷铜模铸锭中心碳偏析得到有效的控制, 同时可以得出水冷铜模铸锭横截面上碳化物的分布比砂模铸锭均匀。与上述渗透率推断能很好的吻合。

对比图 9 中水冷铜模和砂模铸锭的试样 a、b、c 与试样 d、e、f 中碳化物面积分数可以发现, 水冷铜模铸锭的试样 d、e 和 f 中碳化物面积分数要小于试样 a、b 和 c, 而砂模铸锭与水冷铜模铸锭恰好相反。根据上述渗透率的分析可以解释: 在水冷铜模铸锭的试样 a、b 和 c 的冷却速度较大, 相应的渗透率较小, 溶质元素的流动受到的阻碍极大, 所以该处的碳化物面积分数较高。试样 d、e 和 f 的渗透率较大, 溶质元素富集的液相流动没有得到充分的阻碍, 向内部流动, 但试样 a、b 和 c 的溶质富集液没有或很少流到试样 d、e 和 f, 所以其

碳化物面积分数较小。而在砂模铸锭中试样 a、b 和 c 处溶质元素流动的阻碍作用没有水冷铜模那么显著, 所以该处溶质富集的液相部分流向试样 d、e 和 f, 所以该处碳化物含量低于水冷铜模的相应试样, 也将导致砂模铸锭中试样 d、e 和 f 的碳化物含量增加。

2.3 晶粒尺寸测量

图 10 为采用金属材料显微图像分析系统 (micro-image analysis & process system, MIAPS) 统计晶粒尺寸的统计过程 (砂型模铸试样 b 金相照片), 图 11 为两铸锭不同试样处晶粒尺寸的统计结果。

从图 11 可以看出水冷铜模铸锭的晶粒尺寸较砂模铸锭细小, 砂模铸锭六个试样的平均晶粒尺寸约为 $72.6 \mu\text{m}$, 水冷铜模铸锭平均晶粒尺寸约 $43.1 \mu\text{m}$, 水冷铜模铸锭的平均晶粒尺寸较砂模铸锭的平均晶粒尺寸减小约 40.7%。水冷铜模各试样晶粒尺寸与平均晶粒尺寸之间的最大相差 27.3%, 而砂模为 32.3%。可见水冷铜模铸锭的晶粒尺寸细小, 且分布均匀。

根据图 11 的各试样晶粒尺寸和图 5 的各试样的冷却速度, 可以得到在 M2 钢凝固过程中冷却速度与其晶粒尺寸之间的关系图, 其结果如图 12 所示。对图 12 的数据在 Origin 软件中进行非线性拟合, 得到在 M2 钢的凝固过程中冷却速度 dT/dt 与晶粒尺寸 l 之间的关系:

$$l = 27.2 + 36.2e^{-\frac{dT/dt}{13.1}} + 3.8 \times 10^4 e^{-\frac{dT/dt}{0.11}} \quad (6)$$

式 (6) 的拟合度高达 0.92, 可见式 (6) 能根据冷却速度较准确的计算 M2 钢晶粒的尺寸。

从图 12 和拟合公式 (6) 可以看出随着冷却速度的增大, 晶粒尺寸逐渐减小, 且冷却速度与晶粒尺寸之间是非线性关系。在较低的冷却速度下, 适当增大冷却速度, 晶粒尺寸能够得到大幅度的减小; 而在较大的冷却速度的基础上提高冷却速度, 晶粒尺寸的减小幅度不是特别明显。在金属凝固过程中, 影响晶粒尺寸的主要因素为形核率, 形核率越大则晶粒尺寸将越小, 而形核率与过冷度之间为正相关的关系, 冷却速度越

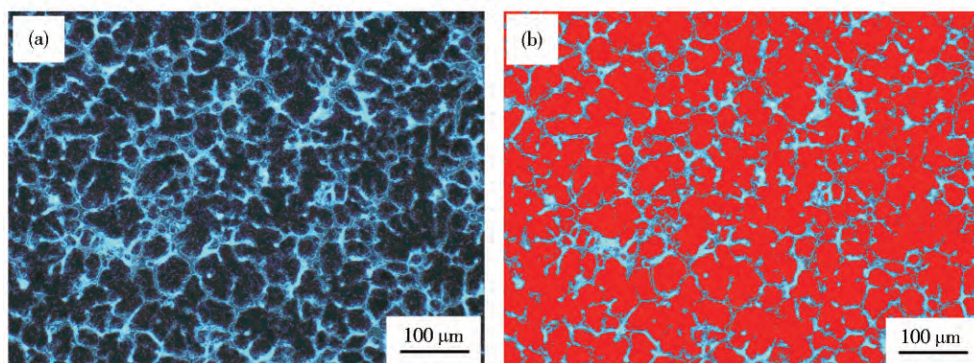


图 10 晶粒尺寸统计. (a) 原始金相照片; (b) 处理后的金相照片

Fig. 10 Grain size statistic result: (a) original metallograph; (b) metallograph after processing

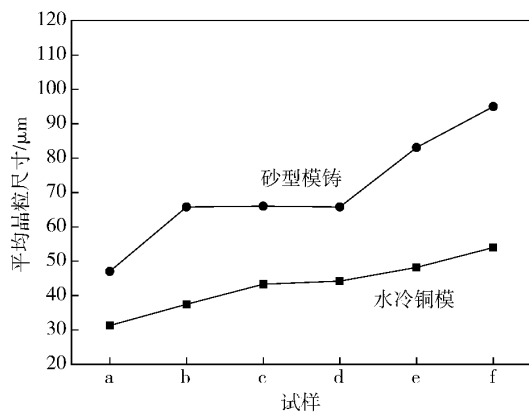


图 11 水冷铜模和砂模铸锭不同试样的统计晶粒尺寸

Fig. 11 Statistical grain size of the different samples of the sand mould and water-cooled copper mould ingots

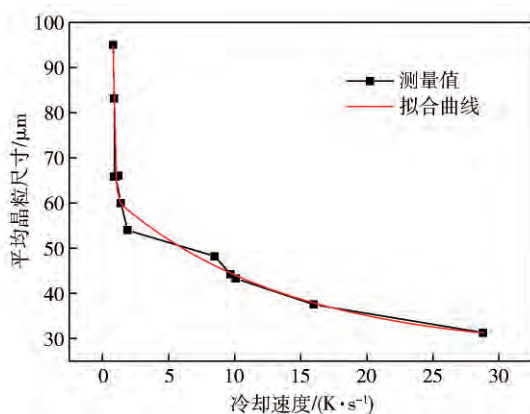


图 12 M2 钢凝固过程中晶粒尺寸与冷却速度之间的关系

Fig. 12 Relationship between grain size and cooling rate of M2 steel during solidification

大则其凝固过程中的过冷度将越大. 因此, 在一定范围内增大冷却速度对晶粒的细化有着较为显著的效果.

从图 5 可知水冷铜模和砂模铸锭中心(试样 f)的冷却速度分别为 $1.9 \text{ K} \cdot \text{s}^{-1}$ 和 $0.8 \text{ K} \cdot \text{s}^{-1}$, 相差仅 2.4 倍. 从图 12 可以看出, 当冷却速度从 $0.8 \text{ K} \cdot \text{s}^{-1}$ 增大到 $1.9 \text{ K} \cdot \text{s}^{-1}$, 晶粒尺寸从 $95 \mu\text{m}$ 减小到 $54 \mu\text{m}$, 减小约 43.2%. 可见水冷铜模能有效的减小铸锭中心的晶粒尺寸.

3 结论

(1) 横截面积为 $50 \text{ mm} \times 100 \text{ mm}$ 的砂模和水冷铜模 M2 钢铸锭的平均二次枝晶间距分别为 42.5 和 $21.6 \mu\text{m}$, 平均冷却速度为 1.06 和 $12.50 \text{ K} \cdot \text{s}^{-1}$.

(2) 水冷铜模和砂模的 M2 铸锭的平均渗透率分别为 0.035 和 $0.13 \mu\text{m}^2$, 其中心碳化物面积分数分别为 0.30 和 0.46 , 快的冷却速度能有效地降低渗透率从而减轻中心碳偏析程度.

(3) 水冷铜模铸锭平均晶粒尺寸 ($43.1 \mu\text{m}$) 较砂

模铸锭的平均晶粒尺寸 ($72.6 \mu\text{m}$) 减小约 40.7%, 且铸锭中心处晶粒尺寸减小 43.2%.

(4) M2 钢凝固过程中其晶粒尺寸与冷却速度的关系式可表示为

$$l = 27.2 + 36.2e^{-\frac{dT/dt}{13.1}} + 3.8 \times 10^4 e^{-\frac{dT/dt}{0.11}}.$$

参 考 文 献

- [1] Zhao J Z, Jia Z Q. The present situation about development of high-speed steel at home and abroad. *Sci-Tech Inf Dev Econ*, 1997, 7(1): 13
(赵建政, 贾志琦. 国内外高速钢发展现状. 科技情报开发与经济, 1997, 7(1): 13)
- [2] Luan Y K, Song N N, Bai Y L, et al. Effect of solidification rate on the morphology and distribution of eutectic carbides in centrifugal casting high-speed steel rolls. *J Mater Process Technol*, 2010, 210(3): 536
- [3] Shaikh Q A, Coleman D S, Bates J, et al. Wear and micro structural studies of alloy sintered steels. *J Mater Sci Technol*, 1991, 7(7): 728
- [4] Mujahid M, Qureshi M I, Ali M. Development of microstructure during heat treatment of high carbon Cr—Mo steel. *Mater Sci Technol*, 2013, 15(4): 391
- [5] El-Rakayby A M, Mill B. On the microstructure and mechanical properties of high speed steels. *J Mater Sci Technol*, 1988, 23(12): 4340
- [6] Li Y J, Jiang Q C, Zhao Y G, et al. Modification of M2 cast high speed steel. *Acta Metall Sin*, 1996, 32(3): 313
(李彦军, 姜启川, 赵宇光, 等. M2 铸造高速钢的变质研究. 金属学报, 1996, 32(3): 313)
- [7] Feng Z J, Du Z Z, Fu H G. Effect of RE—Ti compound modification on microstructure and properties of high vanadium high speed steel. *J Iron Steel Res*, 2009, 21(10): 48
(丰振军, 杜忠泽, 符寒光. RE—Ti 复合变质对高钒高速钢组织和性能的影响. 钢铁研究学报, 2009, 21(10): 48)
- [8] Mao W M. Effect of Ti RE and B on the solidification process of M2 high speed tool steel. *J Beijing Univ Technol*, 1993, 19(2): 38
(毛卫民. Ti、RE、B 对 M2 高速钢凝固过程及组织的影响. 北京工业大学学报, 1993, 19(2): 38)
- [9] Feng M J, Wang E G, Zhan G F, et al. Study on electromagnetic continuous casting of W9 high speed steel. *Iron Steel*, 2008, 43(10): 25
(冯明杰, 王恩刚, 战国锋, 等. W9 高速钢的电磁连续铸造研究. 钢铁, 2008, 43(10): 25)
- [10] Jiang Y, Cen Q H, Jiang Y H, et al. Effect of cooling rate on microstructure of high boron high speed steel roll ring produced by centrifugal casting. *Trans Mater Heat Treat*, 2013, 34(4): 128
(蒋一, 岑启宏, 蒋业华, 等. 冷却速度对离心铸造高硼高速钢辊环组织的影响. 材料热处理学报, 2013, 34(4): 128)
- [11] Zhou X F, Fang F, Li F. Morphology and microstructure of M2C carbide formed at different cooling rates in AISI M2 high speed steel. *J Mater Sci*, 2011, 46(5): 1196

- [12] Zhang C D. *Research on Microstructure and Subsequent Treatment of High Speed Steel Cast-strip Produced by Twin-Roll Strip Casting* [Dissertation]. Chongqing: Chongqing University, 2009
(张彩东. 双辊连铸高速钢铸带组织及后续处理研究[学位论文]. 重庆: 重庆大学, 2009)
- [13] Loria E A. Formation of carbides during rapid solidification of M7 high-speed steel. *JOM*, 2013, 36(9): 65
- [14] Hossam H. Thermodynamic calculation for silicon modified AISI M2 high speed tool steel. *J Miner Mater Charact Eng*, 2013, 1(5): 257
- [15] Mohapatra S S, Ravikumar S V, Pal S K, et al. Ultra fast cooling of a hot steel plate by using high mass flux air atomized spray. *Steel Res Int*, 2013, 84(3): 229
- [16] Boccalini M, Goldenstein H. Solidification of high speed steels. *Int Mater Rev*, 2001, 46(2): 92
- [17] Chakraborty S, Dutta P. Effects of dendritic arm coarsening on macroscopic modelling of solidification of binary alloys. *Mater Sci Technol*, 2001, 17(12): 1531
- [18] Yoo H, Viskanta R. Effect of anisotropic permeability on the transport process during solidification of a binary Mixture. *Int J Heat Mass Transfer*, 1992, 35(10): 2335
- [19] Ganesan S, Poirier D R. Conservation of mass and momentum for the flow of interdendritic liquid during solidification. *Metall Trans B*, 1990, 21(2): 173
- [20] Carman P C. *Flow of Gases through Porous Media*. London: Butterworths Scientific Publications, 1956
- [21] Ahmad N, Combeau H, Desbiolles J L, et al. Numerical simulation of macrosegregation: a comparison between finite volume method and finite element method predictions and a confrontation with experiments. *Metall Mater Trans B*, 1998, 29(1): 617