

# 不同钒、碳含量高速钢的凝固组织及相组成\*

周宏 王金国 贾树盛

(吉林工业大学, 长春 130025)

大城桂作

(九州大学, 日本)

**摘要** 利用热分析、X射线衍射和着色金相法详细研究了 Fe-5Cr-5Mo-5W-V-C 系合金中 V 和 C 量对凝固过程中结晶相的种类和结晶温度的影响, 得到了合金成分与凝固组织的关系, 建立了 (Fe-5Cr-5Mo-5W-2C)-V 和 (Fe-5Cr-5Mo-5W-3V)-C 的准二元相图, 以及 (Fe-5Cr-5Mo-5W)-V-C 合金的液相面投影图. 结果表明, 在 Fe-5Cr-5Mo-5W-V-C 合金中为获得大量分散的 VC 共晶组织, 在低 C 时需要较高的 V 量, 在高 C 时所需 V 量相对降低.

**关键词** 高速钢, 相图, 凝固组织

目前以高碳的高速钢代替高铬铸铁制造型材轧辊是重要的发展方向之一. 在高碳的高速钢中增加钒的含量使合金中同时形成  $M_2C$  型碳化物和更硬更细的  $MC$  型碳化物, 再加上 Mo, W 和 V 的强化作用, 在热处理后基体硬度升高, 可使轧辊的寿命比高铬铸铁高几倍<sup>[1,2]</sup>. 大城桂作等人曾系统研究了 Fe-Cr-(V/Nb/W)-C 四元合金的凝固机理<sup>[3,4]</sup>, 本文以 Fe-5Cr-5Mo-5W 为基, 变化 V 和 C 的加入量, 系统研究了 Fe-5Cr-5Mo-5W-V-C 合金的凝固过程和结晶相, 描述合金的液相面的温度与 V 和 C 含量之间的关系, 为此类合金的发展和应用提供基础.

## 1 实验方法

采用电解 Fe 和金属 Cr 以及中间合金 Fe-3.5%C, V-Fe, Mo-Fe 和 W-Fe 为原料, 配成 Fe-Cr-Mo-W-V-C 合金共 22 种. 先将各种原料按所要求的配比装入石英管中, 在碳管炉内氩气保护下熔化, 注入直径为 15 mm 的金属模中, 合金的分析成分列于表 1. 以此作为母材, 每次取 20 g 装入直径为 20 mm 的石英管内, 氩气保护下重新熔化, 待温度高于熔点 100 K 后以 10 K/min 的速度冷却并记录热分析曲线之后, 在对应与凝固过程热分析曲线上各特征温度下立即将试样水淬, 用着色腐蚀法观察其显微组织, 用 X 射线衍射法分析碳化物相的组成, 用电子探针 (EPMA) 测定碳化物的成分.

## 2 实验结果和讨论

### 2.1 结晶相的确定

将试样粉碎成粉末, 用磷酸将基体溶解, 萃取出碳化物后进行 X 射线衍射分析, 阳极为

\* 收到初稿日期: 1996-03-22, 收到修改稿日期: 1997-04-13

本文通讯联系人: 周宏, 副教授, 长春(130025)吉林工业大学金属材料工程系

Co 靶. 用 ASTM 卡片很容易区分  $MC$ ,  $M_2C$  和  $M_7C_3$  型碳化物的衍射峰, 磷酸萃取不影响碳化物各相之间的相对量. 22 种试样中碳化物种类的分析结果也列于表 1. No.1 和 No.2 两试样在  $2\theta = 70^\circ$  位置出现强的衍射峰, 而且没有其它衍射峰, 确定只有  $M_6C$  型碳化物. 在高速钢中合金成分及冷却条件不同时,  $M_2C$  和  $M_6C$  结晶的比例不同, 增加 V, C 含量及 Mo 或 W 的量促使  $M_2C$  结晶, 增加冷却速度也助长  $M_2C$  的析出, 在 No.1 和 No.2 两试样中没有 V, 且 C 量低, 故只结晶出  $M_6C$  型碳化物.

表 1 试样化学成分和碳化物类型

Table 1 The chemical compositions of specimens

Sample No.	Chemical composition, mass fraction, %					Carbide
	C	Cr	V	W	Mo	
1	1.01	4.32	—	5.20	4.98	$M_6C$
2	1.29	4.57	—	5.18	4.95	$M_6C+M_7C_3$
3	1.39	4.23	3.03	4.77	4.90	$MC+M_2C$
4	1.87	4.53	6.45	5.35	4.80	$MC+M_2C$
5	1.93	4.41	8.52	5.34	4.90	$MC+M_2C$
6	1.99	4.16	3.06	4.30	4.94	$MC+M_2C$
7	2.02	5.09	6.24	4.78	4.98	$MC+M_2C$
8	2.07	4.82	11.13	4.62	4.77	$MC+M_2C$
9	2.11	5.00	8.48	5.09	4.64	$MC+M_2C$
10	2.48	5.17	5.31	4.73	5.27	$MC+M_2C$
11	2.50	4.49	3.13	5.05	5.21	$MC+M_2C+M_7C_3$
12	2.57	4.38	6.93	5.02	4.83	$MC+M_2C$
13	2.91	5.09	7.17	4.42	5.28	$MC+M_2C$
14	3.27	4.06	3.42	4.85	5.06	$MC+M_2C+M_7C_3$
15	3.76	4.64	3.26	5.10	4.96	$MC+M_2C+M_7C_3$
16	3.81	4.54	3.24	4.84	4.80	$MC+M_2C+M_7C_3$
17	4.13	4.68	—	4.81	4.88	$M_3C+M_7C_3$
18	4.16	4.69	3.44	5.02	4.50	$MC+M_2C+M_7C_3$
19	4.16	4.61	3.77	4.64	4.82	$MC+M_2C+M_7C_3$
20	4.31	4.57	—	4.77	4.90	$M_3C+M_7C_3$
21	4.31	4.63	1.22	5.39	4.83	$M_3C+M_7C_3$
22	4.35	4.62	3.40	5.60	4.83	$MC+M_2C+M_7C_3$

用着色腐蚀法进一步确定碳化物的类型并观察其形态, 使用  $KOH-K_2[Fe(CN)_6]$  水溶液和 2, 4, 6-三硝基苯酚- $Na_2CO_3$  水溶液, 分别在 333 K 经 180—300 s 腐蚀和 363 K 经 480 s 腐蚀,  $MC$  型碳化物在两种腐蚀液中都不腐蚀呈白色,  $M_2C$  和  $M_7C_3$  型碳化物经前一种腐刻后呈褐色,  $M_3C$  型碳化物经后一种腐刻后也呈褐色,  $M_6C$  型碳化物在两种腐蚀液中都被腐蚀呈褐色.

用 EPMA 分析了各种碳化物的成分, 表明:  $MC$  型碳化物中 V 量固溶最多, M 的成分(原子分数, %, 下同)为 ( $V_{60}W_{19}Mo_{12}Cr_6Fe_3$ );  $M_2C$  型碳化物中 Mo 与 W 含量大致相同, M 成

分为 ( $W_{35}Mo_{35}Fe_{10}Cr_{10}V_{10}$ );  $M_7C_3$  型碳化物中 Cr 含量相对较高,  $M$  成分为 ( $W_7Mo_6Fe_{61}Cr_{21}V_5$ );  $M_6C$  型碳化物中合金元素的含量相对高一些,  $M$  成分为 ( $W_{37}Mo_{23}Fe_{33}Cr_5V_4$ ), 此分析与 Fiselmeister 的结果<sup>[5]</sup>一致.

## 2.2 合金的凝固过程

No.11 样品热分析曲线如图 1 所示, 图中曲线在 1548, 1493, 1434 和 1388 K 处出现了转折, 它们分别对应了合金在凝固过程中出现了结晶, 为此在稍低于上述几个特征温度的 A, B, C 和 D 点 (见图 1) 的温度下将试样快速水淬, 它们的显微组织如图 2 所示. 从图 2 可见, 从 A 点水淬得到组织是树枝状  $\gamma$  相初晶, 其周围是液相急冷后产生的急冷组织 (图 2a); 从 B 点水淬, 组织中出现了孤立的粒状碳化物, 可以确认它们是共晶反应产物 VC (图 2b); 从 C 点水淬, 组织中出现板状  $M_2C$  型碳化物, 是  $\gamma+M_2C$  共晶反应的产物 (图 2c); 从 D 水淬, 组织中出现了

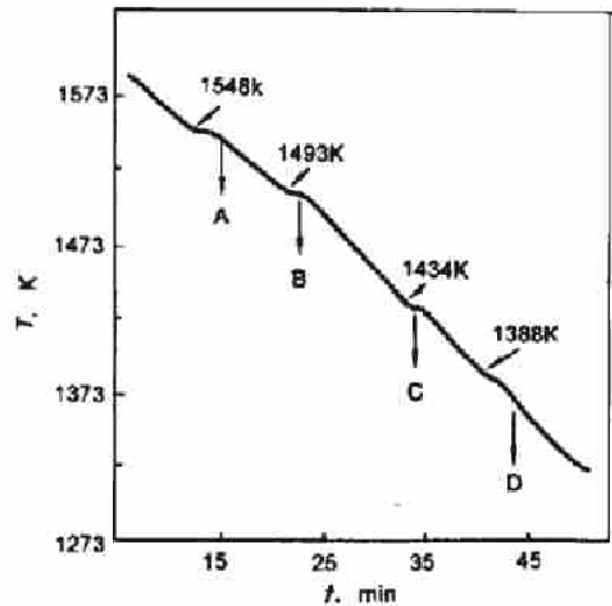


图 1 No.11 合金的热分析曲线

Fig.1 Thermal analysis curve of alloy No.11

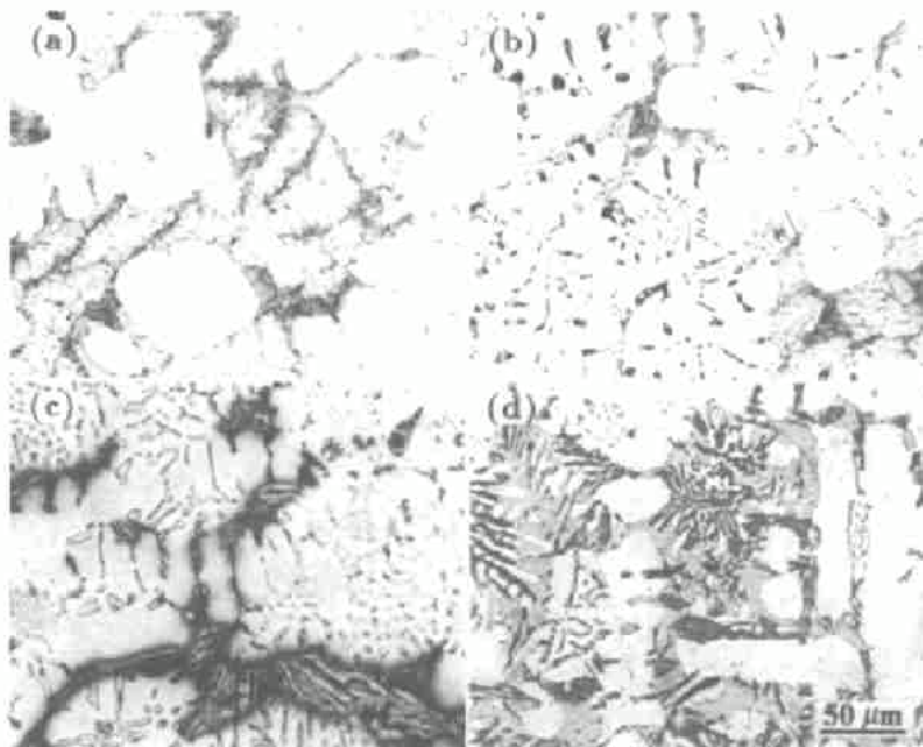


图 2 No.11 合金的水淬组织

Fig.2 Microstructures of alloy No.11 after water quenching at different temperatures

(a) 1534 K (b) 1483 K (c) 1424 K (d) 1368 K

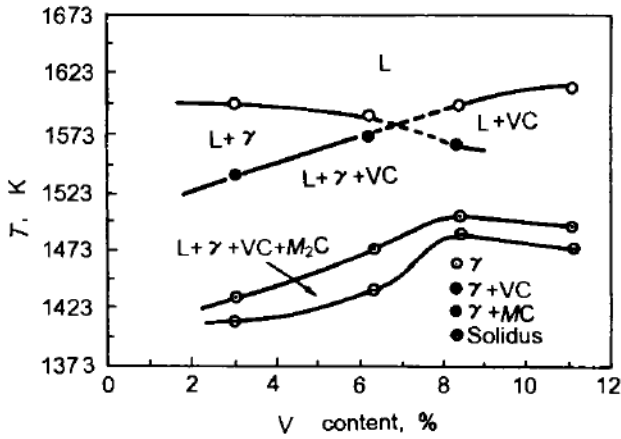


图 3 (Fe-5Cr-5Mo-5W-2C)-V 准二元相图

Fig.3 A phase diagram of the pseudo-binary (Fe-5Cr-5Mo-5W-2C)-V alloy system

菊花状的  $M_7C_3$  共晶组织 (图 2d)。此合金约在 1548 K 开始结晶析出  $\gamma$  相, 约在 1493 K 发生  $\gamma+VC$  共晶结晶, 约在 1434 K 发生  $\gamma+M_2C$  共晶结晶, 约在 1388 K 开始  $\gamma+M_7C_3$  共晶结晶, 约在 1365 K 凝固完毕。

对 C 含量为 2.0%, V 含量为 3% 至 11% 的一组合金 (表 1 中试样 No.5 至 No.8) 进行同样的热分析试验, 确定结晶的开始温度和终了温度, 所得结果可归纳在图 3 所示的 (Fe-5Cr-5Mo-5W-2C)-V 准二元相图中。从图 3 可见 V 含量对凝固过程的影响, 初生  $\gamma$  相和  $MC$  相的形成开始温度向共晶成分缓慢降低, 在亚共晶区域内 V 量增加使  $L \rightarrow \gamma+MC$  及  $L \rightarrow \gamma+M_2C$  的共晶开始温度升高, 同时初生  $\gamma$  减少,  $\gamma+MC$  共晶

量增多。在过共晶区域内, V 量增加使树枝状  $MC$  量增加,  $\gamma+M_2C$  量减少。

V 含量不变, 而碳含量为 1.39% 至 3.76% 的合金 (表 1 中试样 No.3, No.6, No.11, No.14 和 No.15) 的结晶类型及开始温度和终了温度归纳成 (Fe-5Cr-5Mo-5W-3-4V)-C 的准二元相图, 见图 4。将 Fiselmeister 对 Fe-4%Cr-5%Mo-6%W-2%V-1.4%C 合金测定的结果<sup>[5]</sup> 也一起表示于图 4 中。含碳量小于 1.4% 为 Fiselmeister 的结果, 含碳量大于 1.4% 为本次实验的结果。由图可见, 本实验所用试样的含碳量较高, 没有包晶反应, 另由于 V 量高, 初生  $\gamma$  相结晶后, 马上开始  $L \rightarrow \gamma+MC$  共晶反应, 接着发生  $L \rightarrow \gamma+M_2C$  及  $L \rightarrow \gamma+M_7C_3$  共晶反应。

### 2.3 液相面投影图

在本试验范围内, 共观察到  $\delta$ ,  $\gamma$ ,  $MC$  相和粗大板状的  $M_3C$  四种初生相, 试样的 C 量和 V 量与初生相种类的关系如图 5 所示。图中记号内的数字代表试样编号, 旁边的数字代表初生相结晶开始温度, No.7 和 No.11 试样初生  $\gamma$  相中夹有少量的  $MC$ , 可认为这时的成分是接近共晶成份的亚共晶成分。图中实线确定了各初生相结晶的成分范围。

合金成分确定后, 可由图 5 确定其初生相, 再从图 3 和图 4 可推定其以后的凝固过程。 $\delta$  和  $MC$ ,  $\gamma$  和  $M_3C$  的分界线是共晶线, 成分在这些线上的合金, 分别以  $L \rightarrow \delta+MC$ ,  $L \rightarrow \gamma+MC$ ,  $L \rightarrow \gamma+M_3C$  共晶反应开始凝固,  $\delta$  和  $\gamma$  的分界线是  $L+\gamma$  的包晶线。当合金成分处于  $\delta$  区时, 首先由液相中析出  $\delta$  相, 液相成分中碳向  $\delta$ ,  $\gamma$  包晶线方向变化, 达到包晶线成分时, 发生  $L+\delta \rightarrow \gamma$  包晶反应, 而液相其它成分向包共晶点成分方向变化, 达到包共晶点成分时发生包共晶反应。当合金成分处于  $\gamma$  区时, 首先由液相中析出  $\gamma$  相, 液相成分向  $\gamma+MC$  共晶线成分方向变化, 达到共晶线成分时, 发生  $L \rightarrow \gamma+MC$  共晶反应。当成分处于  $MC$  或  $M_3C$  区域时, 先析出相是  $MC$  或  $M_3C$ , 然后向各自的共晶线变化, 达到共晶线成分时进行共晶反应。不难看出, 合金成分距各反应线的距离愈长, 析出的初生相量愈多, 反之初生相少, 反应后的产物愈多。若要获得较多的共晶 VC, 成分应靠近  $\gamma+MC$  共晶成分线, C 较低时需要较高的 V 量, C 较高时需要的 V 量相应较低。

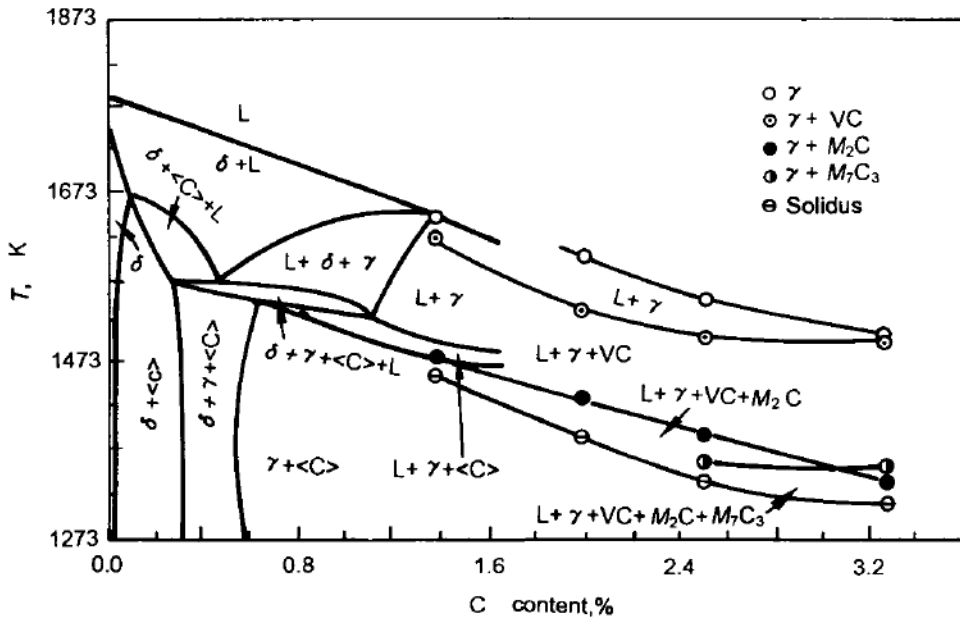


图 4 (Fe-5Cr-5Mo-5W-3.4V)-C 准二元相图

Fig.4 A phase diagram of the pseudo-binary (Fe-5Cr-5Mo-5W-3.4V)-C alloy system  
<C>: Carbide

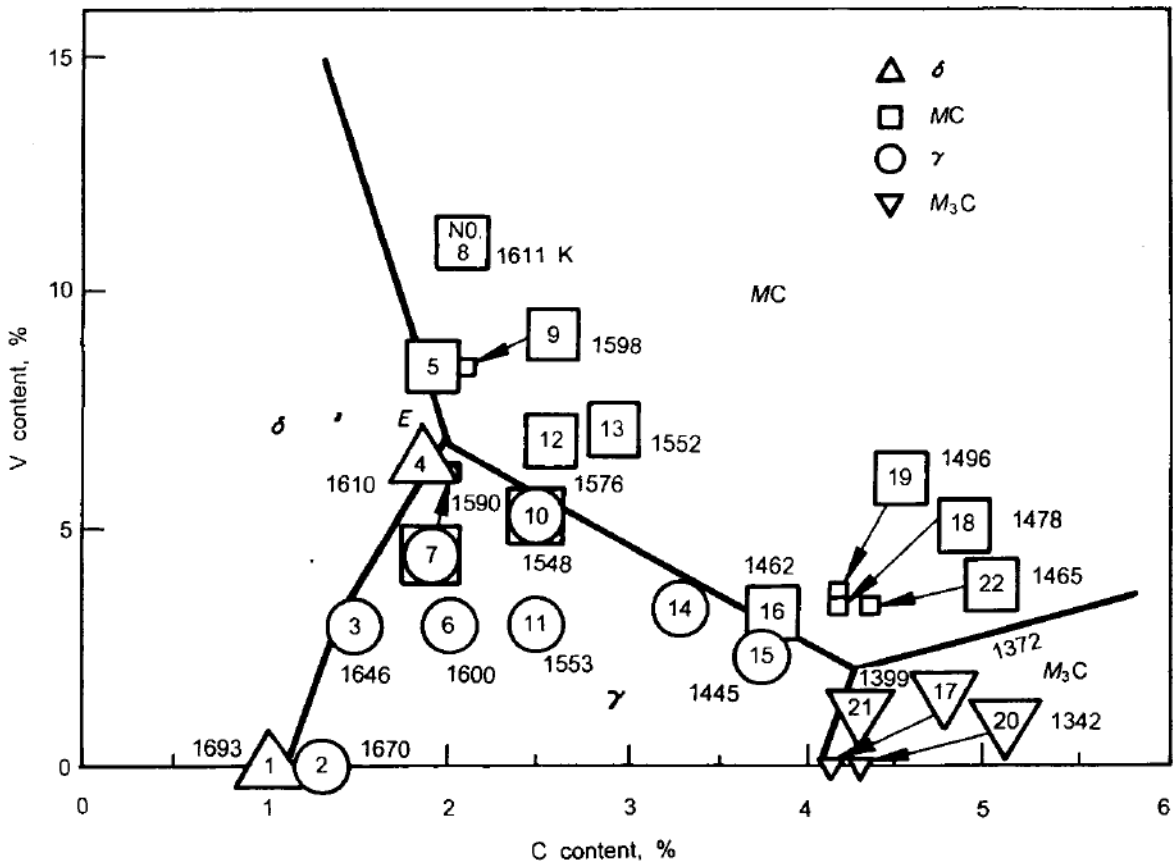


图 5 Fe-5Cr-5Mo-5W-V-C 液相面投影图

Fig.5 The projected diagram for liquidus surfaces of Fe-5Cr-5Mo-5W-V-C alloy system

### 3 结 论

建立了  $(\text{Fe}-5\text{Cr}-5\text{Mo}-5\text{W}-2\text{C})-\text{V}$  和  $(\text{Fe}-5\text{Cr}-5\text{Mo}-5\text{W}-3\text{V})-\text{C}$  的准二元相图, 在  $\text{Fe}-5\text{Cr}-5\text{Mo}-5\text{W}-\text{V}-\text{C}$  合金中为获得大量分散的 VC 共晶组织, 在低 C 时需要较高的 V 量, 在高 C 时所需 V 量相对降低.

### 参 考 文 献

- 1 片岗义弘, 天野宏一, 全成昌平. *CAMP-ISIJ*, 1993; 6: 505
- 2 汤田浩二, 宫井直道, 新中博昌. *CAMP-ISIJ*, 1993; 6: 511
- 3 沢本章, 大城桂作, 松田公扶. *铸物*, 1982; 54: 726
- 4 沢本章, 大城桂作, 松田公扶. *日本金属学会志*, 1985; 49: 475
- 5 Fiechmeister H F, Riedi R, Karagoz S. *Metall Trans*, 1989; 20A: 2135

## SOLIDIFIED MICROSTRUCTURES AND PHASES OF HIGH SPEED STEELS CONTAINING DIFFERENT V AND C CONTENT

ZHOU Hong, WANG Jinguo, JIA Shusheng (Jilin University of Technology, Changchun 130025)

OGI Keisaku (Kyushu University, Japan)

(Manuscript received 1996-03-22, in revised form 1997-04-13)

**ABSTRACT** Using thermal analysis, X-ray diffraction and color etching, the effects of V and C content in  $\text{Fe}-5\text{Cr}-5\text{Mo}-5\text{W}-\text{V}-\text{C}$  alloy on crystallized phases and temperatures were investigated. A relationship between composition and solidified microstructure was obtained. The phase diagrams of pseudo-binary  $(\text{Fe}-5\text{Cr}-5\text{Mo}-5\text{W}-2\text{C})-\text{V}$  and  $(\text{Fe}-5\text{Cr}-5\text{Mo}-5\text{W}-3\text{V})-\text{C}$  alloy systems and a projected diagram of liquid phase boundaries of  $(\text{Fe}-5\text{Cr}-5\text{Mo}-5\text{W})-\text{V}-\text{C}$  alloy system were drawn. The results show that in order to obtain a large amount of dispersed and isolated eutectic VC, a high content of V is required for a low carbon content, and a low content of V is required when the C content is high.

**KEY WORDS** high speed tool steel, phase diagram, solidification

---

Correspondent: ZHOU Hong, Department of Metallic Materials Science, Jilin University of Technology, Changchun 130025