



## 加热温度对高钒高速钢中 $M_2C$ 碳化物分解转变行为的影响

曹玉龙<sup>1,2</sup>, 张赛康<sup>1</sup>, 汪秀秀<sup>3</sup>, 马崇圣<sup>1</sup>, 李光强<sup>1,2</sup>

(1 武汉科技大学钢铁冶金及资源利用省部共建教育部重点实验室, 武汉 430081; 2 武汉科技大学省部共建耐火材料与冶金国家重点实验室, 武汉 430081; 3 东风商用车有限公司技术中心, 武汉 430056)

**摘要:** 基于高耐磨性的需要, 设计了一种 W3Mo4Cr5V6 高钒高速钢, 利用 SEM、EMPA 等手段对该钢高温加热过程亚稳态  $M_2C$  碳化物的分解转变行为进行了分析。结果表明, 共晶碳化物  $M_2C$  在高温加热过程会发生  $M_2C + \gamma\text{-Fe} \rightarrow M_6C + MC + M_7C_3$  的转变, 在富 Mo、W 的  $M_2C$  相周围形成了大量富 W、Mo 的  $M_6C$  及少量富 V 的 MC 和富 Cr 的  $M_7C_3$ 。随着温度由 950 °C 增至 1 150 °C,  $M_2C$  高温转变逐渐趋于完全, 且纤维状  $M_2C$  比层片状  $M_2C$  更易分解转变, 最终, 由呈断续网状分布于奥氏体晶界的层片或纤维状形貌向零星分布于晶界的颗粒状形貌过渡, 可有效减少网状碳化物对晶界的危害。研究可为高速钢中晶界碳化物成分、形态控制及其热加工、热处理过程温度与时间等参数选择提供有效参考。

**关键词:** 高速钢; 电渣重熔;  $M_2C$  碳化物; 高温转变; 成分分析

**DOI:** 10. 20057/j. 1003-8620. 2024-00076 **中图分类号:** TG161

## Effect of Heating Temperature on Decomposition Transition Behavior of $M_2C$ Carbide in High-vanadium High-speed Steel

Cao Yulong<sup>1,2</sup>, Zhang Saikang<sup>1</sup>, Wang Xiuxiu<sup>3</sup>, Ma Chongsheng<sup>1</sup>, Li Guangqiang<sup>1,2</sup>

(1 Key Laboratory for Ferrous Metallurgy and Resources Utilization of Ministry of Education, Wuhan University of Science and Technology, Wuhan 430081, China; 2 The State Key Laboratory of Refractories and Metallurgy, Wuhan University of Science and Technology, Wuhan, 430081 China; 3 Technical Center of Dongfeng Commercial Vehicle Co., Ltd., Wuhan 430056, China)

**Abstract:** Based on the need of high wear resistance, a new kind of high-vanadium high-speed steel named W3Mo4Cr5V6 was designed. The transformation behavior of metastable  $M_2C$  carbides in the high temperature heating process of the steel was analyzed by means of SEM and EMPA. The results show that the cophoretic  $M_2C$  carbide will undergo  $M_2C + \gamma\text{-Fe} \rightarrow M_6C + MC + M_7C_3$  transition at high temperature heating process. A large number of W, Mo-rich  $M_6C$  and a small amount of V-rich MC and Cr-rich  $M_7C_3$  are formed around the Mo and W-rich  $M_2C$  phase. With the increase of temperature from 950 °C to 1 150 °C, the high temperature transformation of  $M_2C$  carbides gradually tends to be complete and the fibrous  $M_2C$  is easier to decompose and transform than lamellar  $M_2C$ , and the lamellar or fibrous morphology distributed in the austenite grain boundary with discontinuous network is transformed into the granular morphology distributed at the grain boundary, which can effectively reduce the harm of network carbides to the grain boundary. The research can provide an effective reference for the composition and morphology control of carbides distributed at the grain boundaries of high-speed steel and the optimal selection of parameters such as temperature and time of hot processing and heat treatment process.

**Key Words:** High-speed Steel; Electroslag Remelting;  $M_2C$  Carbide; High Temperature Transition; Component Analysis

高速钢的实质是由金属碳化物及分布在碳化物周围的钢基体构成, 实现碳化物类型、形貌、尺寸、分布等特征调控将密切影响高速钢的综合性能<sup>[1-3]</sup>。根据钢中合金元素类型及含量, 可形成具有不同硬度的 MC、 $M_2C$ 、 $M_6C$ 、 $M_7C_3$ 、 $M_{23}C_6$ 、 $M_3C$  等碳化物<sup>[4,5]</sup>。提高钢中 V、C 含量以促进钢凝固过程形成

大量高硬度初生 VC 为目标的高钒高速钢, 已成为耐磨材料的发展趋势<sup>[6]</sup>, 含有大量 MC 碳化物可使钢具有较优的耐磨性<sup>[7]</sup>。高速钢轧辊的应用是现代轧钢生产发展的重要组成部分, 它对钢铁工业发展是继微合金化、控轧控冷技术之后又一重大变革。Kim 等<sup>[8]</sup>认为合适的轧辊用高速钢成分为 1.9% ~

**基金项目:** 湖北省自然科学基金资助项目(2023AFB654), 钢铁冶金及资源利用省部共建教育部重点实验室拔尖人才培养项目(FMRU-lab202306)

**作者简介:** 曹玉龙(1990—), 男, 副教授, 硕士生导师; **E-mail:** caoyulong@wust.edu.cn; **收稿日期:** 2024-03-27

2.0%碳当量( $C_{eq}=C+1/3Si$ ), 10%~11%钨当量( $W_{eq}=W+2Mo$ )及含 $w[V]$ 5%~6%。基于此,作者设计了一种高碳、高钒的W3Mo4Cr5V6高速钢,其凝固过程伴随着初生MC、共晶M<sub>2</sub>C、共晶M<sub>7</sub>C<sub>3</sub>等析出<sup>[9,10]</sup>。相比当前市场常用的M2、M42等高速钢,W3Mo4Cr5V6具有更高的C及V含量,可以形成更高含量的高硬度MC型碳化物及更少含量的晶界网状M<sub>2</sub>C碳化物,具有更高的硬度和耐磨性。呈断续网状分布于晶界的共晶M<sub>2</sub>C碳化物易成为高速钢受力过程裂纹萌生和扩展的源头<sup>[11]</sup>,从而造成高速钢性能下降,由于共晶M<sub>2</sub>C不稳定,高温加热易发生分解<sup>[12]</sup>,其分解情况影响锻轧后碳化物分布及颗粒形态,探究共晶M<sub>2</sub>C碳化物的高温分解转变行为对调控晶界碳化物形态、减少晶界碳化物危害、提高高速钢性能具有重要指导意义。亚稳态M<sub>2</sub>C高温分解的实质是与周围基体的 $\gamma$ -Fe作用而形成M<sub>6</sub>C、M<sub>7</sub>C<sub>3</sub>、MC等,即 $M_2C+\gamma-Fe\rightarrow M_6C+MC+M_7C_3$ ,因此,M<sub>2</sub>C的高温转变与合金元素在碳化物与基体间的迁移扩散密切相关,加热温度、保温时间、碳化物形貌与基体成分是其主要的影响因素。高的凝固冷速易于形成碳化物厚度和间距较小的纤维状M<sub>2</sub>C,而低的凝固冷速则易于形成尺寸及间距较大的层片状M<sub>2</sub>C,前者比后者的起始分解温度低(为931、954℃)、加热过程更易分解转变<sup>[13,14]</sup>,即分解过程动力学及分解产物分布特征受M<sub>2</sub>C碳化物形貌的影响<sup>[15]</sup>。Hashimoto等<sup>[16]</sup>研究了铸铁中M<sub>2</sub>C在1000℃下保温(0.3~52)×10<sup>3</sup>s过程的分解转变行为,指出,随着保温时间的延长,层片状M<sub>2</sub>C中白色单相M<sub>2</sub>C所占的比例不断减小,而绳索状转变产物团簇的面积从外围逐渐增大并最终占据了整个面积。实际生产中,高速钢的锻、轧及热处理时间有限,且本文所研究W3Mo4Cr5V6高速钢具有与以往研究中不同的基体成分,因此,开展不同加热温度对所设计W3Mo4Cr5V6高速钢中共晶M<sub>2</sub>C的高温分解转变研究,对于高耐磨性材料开发具有重要意义。

## 1 试验材料及方法

基于材料高硬、高耐磨的性能需要,作者设计了一种高碳高钒W3Mo4Cr5V6高速钢,利用30 kg真

空感应炉冶炼并真空浇注成形,随后将2支 $\phi 90/110$  mm×260 mm的感应炉铸锭轴向焊接并进行表面处理,作为自耗电极在200 kg电渣重熔炉中冶炼,获得 $\phi 180$  mm×160 mm电渣锭,其成分见表1。在距电渣锭底端50 mm、外表面3 mm位置处,沿径向切取若干尺寸为13 mm×12 mm×10 mm的试样。对所取试样在氩气保护电阻炉内进行高温热处理试验,分别进行了950、1000、1050、1100、1150℃温度、保温1 h处理,各试样保温后经空冷至室温。对试样进行处理后,采用场发射扫描电镜(FEI, Nova NanoSEM400)、场发射电子探针(EPMA-8050G)等对钢中碳化物形貌、成分等进行分析。

## 2 试验结果

### 2.1 铸态钢中M<sub>2</sub>C碳化物的形貌及成分

图1为W3Mo4Cr5V6高速钢在SEM背散射模式下的微观组织,基于前期的热力学计算、XRD物相分析及碳化物成分分析等<sup>[17]</sup>,指出,该钢铸态组织主要由马氏体基体及块状MC、条棒状MC、层片状M<sub>2</sub>C、纤维状M<sub>2</sub>C等组成。由于M<sub>2</sub>C富含Mo、W等,呈亮白色,而富V的MC则呈深灰色或浅灰色。从总体上看,层片状或纤维状M<sub>2</sub>C主要分布在晶界处,呈断续网状分布;而块状和条棒状MC主要分布在晶粒内部。作者前期已对比了不同冷速及电渣锭中不同位置试样的碳化物特征,结果表明,冷速的增加促进了纤维状M<sub>2</sub>C的生成,相比电渣锭内部,其边部试样含有更多的纤维状M<sub>2</sub>C及较少的初生块状MC,而更多的是条棒状共晶MC<sup>[10,17]</sup>。所设计W3Mo4Cr5V6高速钢与M2<sup>[18]</sup>、M42<sup>[19]</sup>高速钢铸态组织相比,除生成晶界M<sub>2</sub>C外,还有大量的初生块状MC、条棒状共晶MC生成。

图2为对某纤维状M<sub>2</sub>C的形貌及SEM-EDS成分分析,图2(a)为图2(b)中纤维状M<sub>2</sub>C的局部微观形貌。图2(c)为图2(a)中1~9点的成分分析,从点1至点9,主要含Fe、Mo、W、Cr、V、C等元素。其中,Mo、V呈整体增长趋势,Fe呈整体降低趋势,而C、W、Cr等呈轻微的增加趋势。

### 2.2 加热温度对钢中M<sub>2</sub>C的高温转变行为影响

图3为各加热温度下的SEM分析,可知在950~

表1 W3Mo4Cr5V6高速钢的化学成分(质量分数)

Table 1 Chemical composition of W3Mo4Cr5V6 high-speed steel

C	Si	Mn	P	S	V	Cr	Mo	W	Ni	N	Fe
1.92	0.87	0.93	0.018	0.006	5.77	5.29	4.08	2.76	1.10	0.010 8	余量

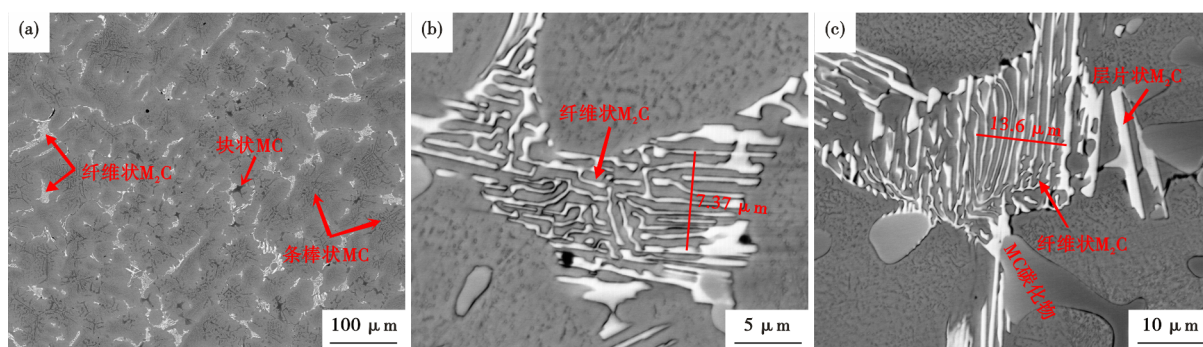


图1 W3Mo4Cr5V6钢中(a)微观组织及(b, c)纤维状M<sub>2</sub>C碳化物

Fig. 1 Analyses of (a) microstructure and (b, c) fibrous M<sub>2</sub>C carbide in as-cast W3Mo4Cr5V6 ingot

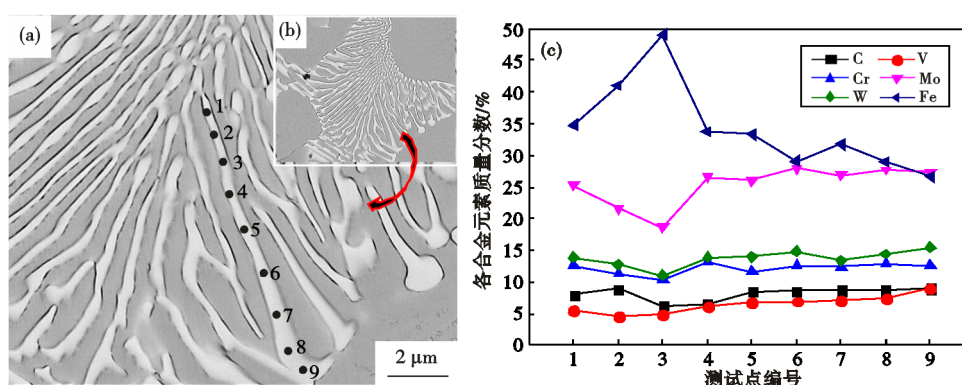


图2 钢中纤维状M<sub>2</sub>C的(a, b)微观形貌及(c)枝条成分演变

Fig. 2 Analyses of (a, b) microstructure morphology and (c) composition evolution of a branch of fibrous M<sub>2</sub>C in steel

1 100 °C并保温 1 h时, M<sub>2</sub>C发生了不同程度的转变, 但仍然具有铸态 M<sub>2</sub>C的形貌, 当升至 1 150 °C时, M<sub>2</sub>C形貌发生了明显改变, 其沿晶界的断续网状及本身的层片状特征消失, 转而形成较为弥散的颗粒状, 如图 3(i, g)所示。在 M<sub>2</sub>C分解转变时, M<sub>6</sub>C的量相对较多且长大速度比 MC 快得多, 于是有一些小颗粒的 MC 被包围在 M<sub>6</sub>C之中。当 M<sub>2</sub>C分解不完全时, 在其板条芯部残留着部分 M<sub>2</sub>C, 从而形成“M<sub>2</sub>C+M<sub>6</sub>C+MC”的复合碳化物。

层片状或纤维状 M<sub>2</sub>C中, 尺寸越薄, 其转变越完全, 而层片越厚, 未反应的 M<sub>2</sub>C越多, 如图 3(d)所示。当温度达 1 150 °C并保温 1 h时, 钢中 M<sub>2</sub>C转变完全, 且大部分溶解进入基体, 仅剩少量弥散的颗粒状, 如图 3(i, j)所示。对比图 3(j)与图 3(b, d, f), 加热温度的升高不仅促进 M<sub>2</sub>C的分解转变, 还增加了基体中颗粒状二次碳化物的溶解程度。至 1 150 °C时, 未观察到有明显的颗粒状二次碳化物存在。

### 2.3 钢中 M<sub>2</sub>C 高温转变产物的形貌及成分

图 4 为 1 050、1 150 °C 下的 M<sub>2</sub>C 转变行为对比分析。图 4(a)表明, 1 050 °C 下的层片状 M<sub>2</sub>C 与基体界

面处产生了一定厚度的转变产物, 而 M<sub>2</sub>C 粗片内部并未发生有效转变。图 4(b)则表明 M<sub>2</sub>C 已基本转变完全, 由灰白色 M<sub>2</sub>C 转变成了亮白色及暗灰色产物。图 4(c)是对图 4(a)中 Line 处的线扫描。可见, 基体中主要含有 Fe 及一定量的 V、Cr、Mo、W 等, 至 M<sub>2</sub>C 的转变产物时, Fe 明显降低而 Mo 明显升高, V、Cr 具有一定程度的增加, 而 C、W 略微增加, 但仍以 Fe、Mo 为主。至未转变的 M<sub>2</sub>C 时, Mo、Cr、V 等含量均达到最大值。上述变化趋势揭示了转变产物是 M<sub>2</sub>C 与 γ-Fe 的共同作用结果。为进一步分析, 测定了 A、B、C、D、E 五点成分。结果表明, A 点为典型的 MnS 夹杂, 尺寸小于 3 μm。未转变 M<sub>2</sub>C (B 点) 富含 Mo、W 及一定量的 Cr、V、Fe 较少。在 M<sub>2</sub>C 与基体界面形成的亮白色转变产物 (C 点) 则富含 Mo、W、Fe, 其 Cr、V 含量相比 M<sub>2</sub>C 均有一定程度的降低。暗灰色颗粒状转变产物 (D 点) 则富含 V、Fe 及一定量的 Mo、W、Cr。转变产物 E 点与 C 点成分相近, 均富含 Mo、W、Fe。然而, M<sub>2</sub>C 中富含 Cr, 所分析的 C、D、E 点转变产物中 Cr 含量均有所降低, 势必还生成了其他富 Cr 相。为了更清晰地探究 M<sub>2</sub>C 转变过程的元

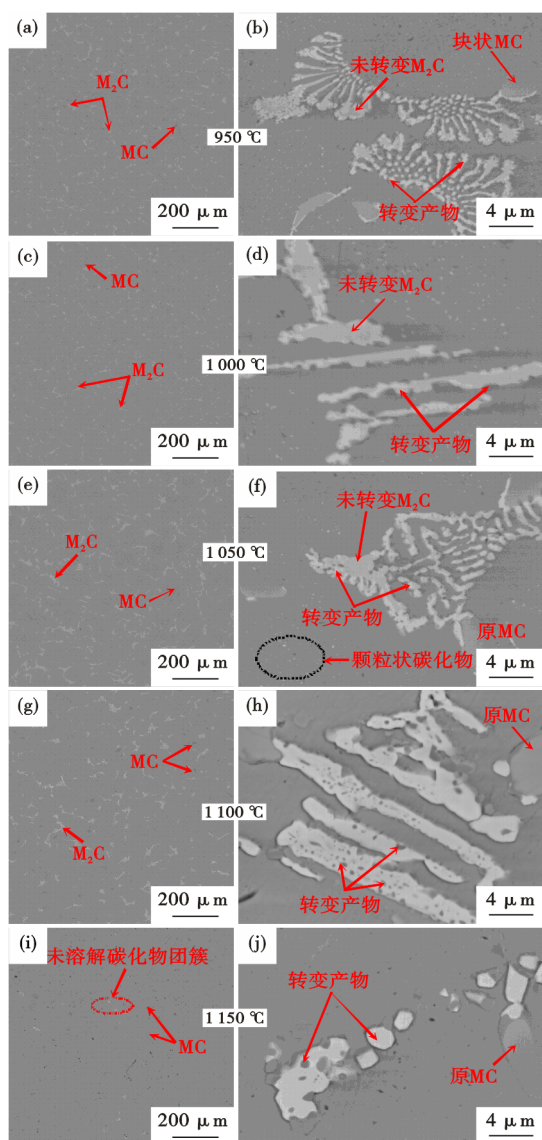


图3 不同加热温度下的碳化物形貌:(a)(b)950 °C;(c)(d)1000 °C;(e)(f)1050 °C;(g)(h)1100 °C;(i)(j)1150 °C

Fig. 3 Carbide morphologies at different heating temperatures: (a)(b)950 °C;(c)(d)1000 °C;(e)(f)1050 °C;(g)(h)1100 °C;(i)(j)1150 °C

素迁移扩散行为,采用EPMA对1100 °C×1 h下的 $M_2C$ 进行了面扫描分析,其结果如图5所示。

图5为利用EPMA对W3Mo4Cr5V6钢中 $M_2C$ 高温分解转变后的成分分析。其中,图5(c)为图5(b)中颗粒碳化物(1~21点)的成分统计(多点成分平均值);图5(d,e,f)分别为图5(a)中MC-A点、未转变 $M_2C$ -B点、亮白色转变产物-C点的成分统计;图5(i,l)分别为图5(g,h)中富Cr相(1~10点)及图5(j,k)中富V相(1~21点)的成分统计,C含量测定存在一定偏差。图5(d)表明,A点的MC富含 $w[V]$

51.53%、 $w[Mo]$ 12.74%、 $w[W]$ 11.37%、 $w[Cr]$ 7.78%;B点的未转变 $M_2C$ 中富含 $w[Mo]$ 25.71%、 $w[W]$ 13.99%及一定量的Cr、V、C,含Fe量较少, $w[V]$ 、 $w[Cr]$ 为15.51%、18.02%,如图5(e)所示;与之相比,C点的亮白色连续转变产物中Mo、W含量略有减少,而V、Cr含量则明显下降,其 $w[Mo]$ 、 $w[W]$ 达21.56%、11.96%、 $w[V]$ 、 $w[Cr]$ 为8.07%、10.18%,如图5(f)所示。

图5(g-l)为利用EPMA对 $M_2C$ 转变产物中富Cr、富V的暗灰色颗粒状产物进行的多点成分统计分析,因富Cr相与富V相的位置并不对应,故而在图中进行了分别呈现,为各类型碳化物成分分析提供更可靠参考。对富Cr相(10个点)、富V相(21个点)的成分统计结果分别作于图5(i)及图5(l)。可见,富Cr相中 $w[Cr]$ 达34.58%,而 $w[Mo]$ 、 $w[W]$ 、 $w[V]$ 分别为10.11%、5.21%、12.70%;富V相 $w[V]$ 达23.95%,而 $w[Mo]$ 、 $w[W]$ 、 $w[V]$ 分别为17.73%、9.95%、12.82%。上述 $M_2C$ 转变形成的富V相与图5(d)中的原始MC在成分上差异很大。图5(b,c)为对基体颗粒状二次碳化物(21个点)的成分统计分析,可见,基体细小、弥散的二次碳化物为富Cr相, $w[Cr]$ 达10.04%,而 $w[Mo]$ 、 $w[W]$ 、 $w[V]$ 分别为2.10%、0.93%、1.70%。

### 3 结果分析与讨论

#### 3.1 高速钢凝固过程碳化物析出行为

对于所设计成分的W3Mo4Cr5V6高钒高速钢,利用Thermo-Calc软件并基于Scheil-Gulliver模型计算表明,在钢凝固时,首先会从液相中析出富V的初生MC,之后发生 $L \rightarrow \gamma + MC$ 形成共晶MC,继而有 $L \rightarrow \gamma + M_2C$ 析出<sup>[9]</sup>。自凝固始至液相分率 $f_s=0.7450$ 时,不断发生初生MC及共晶MC的析出,因此,形成了图1中大量的晶内初生块状MC及条棒状共晶MC。当 $f_s=0.9723$ 时,即在凝固末期开始析出共晶 $M_2C$ ,可见所形成 $M_2C$ 位于晶界,因含量较少,呈断续网状;同时,在电渣重熔过程钢液凝固冷速快,易于形成纤维状的 $M_2C$ <sup>[13]</sup>,如图1(b,c)所示。图1(c)表明,与浅灰色MC接触的 $M_2C$ 的板条较粗且较明亮,表明其长大条件较好,且Mo、W含量较多。Miyahara等<sup>[20]</sup>对高速钢凝固过程中各相析出时的合金元素分配系数进行了测定,指出,初生奥氏体形成时,V、Mo、W、Cr等元素的分配系数均 $<1$ ,各元素向液相中逐渐富集; $\gamma+MC$ 共晶形成时,仅 $k_v > 1$ ,Mo、W、Cr等继续向液相中富集;当 $\gamma$

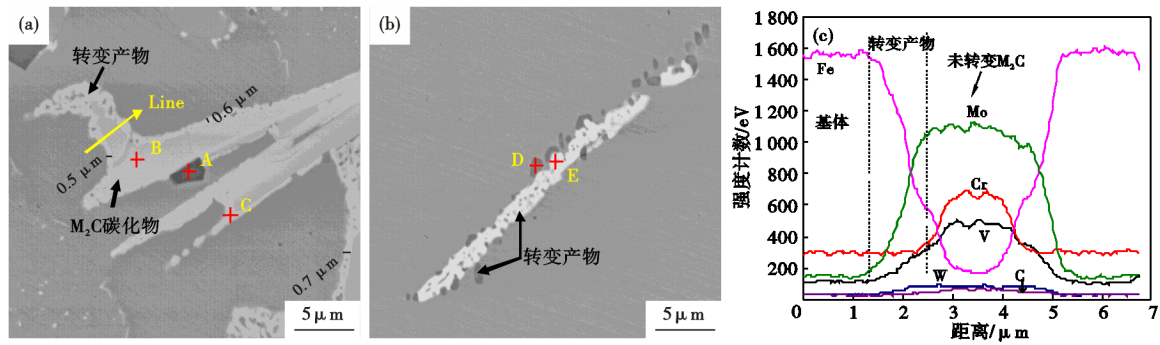


图 4 温度为(a, c)1 050 °C及(b)1 150 °C下的  $M_2C$  转变分析  
Fig. 4  $M_2C$  transition analysis at temperature (a, c) 1 050 °C and (b) 1 150 °C

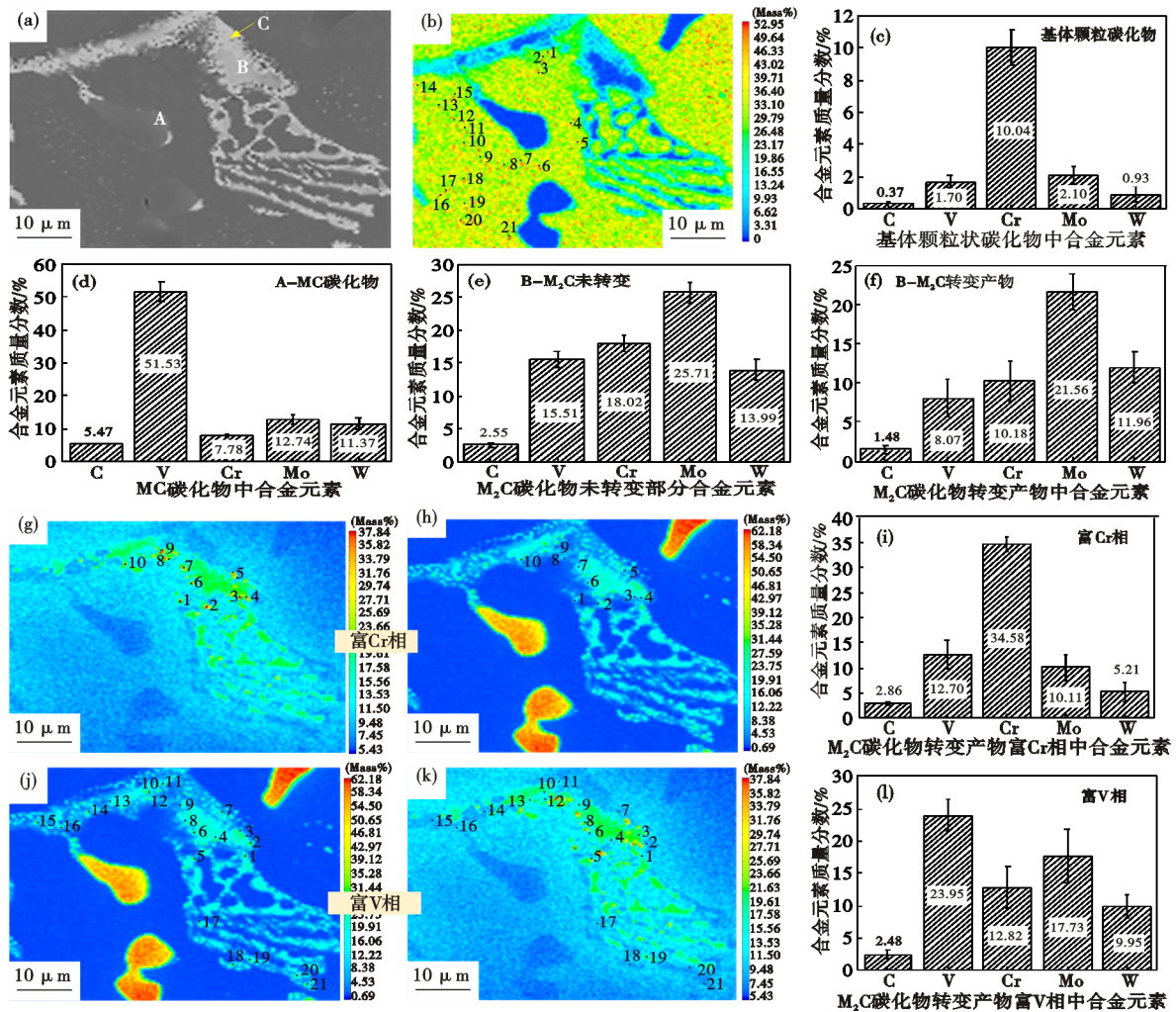


图 5 温度为 1 100 °C 下的各类型碳化物成分 EPMA 分析: (a) 分析区域; (b) (c) 基体颗粒状碳化物; (d) A 点; (e) B 点; (f) C 点; (g~i) 富 Cr 相; (j~l) 富 V 相

Fig. 5 Component analysis of different types of carbides at 1 100 °C by EPMA : (a) analyzed area; (b) (c) granular carbide; (d) point A; (e) point B; (f) point C; (g~i) Cr-rich phase; (j~l) V-rich phase

+ $M_2C$  共晶形成时,  $k_{Mo}$ 、 $k_W$ 、 $k_V$  等均  $> 1$ , 仅  $k_{Cr} < 1$ , 则表明 Mo、W、V 被不断消耗而 Cr 继续向液相中富集。因此, 在  $\gamma + M_2C$  共晶形成的初期, 液相中 Mo、W 等含量较高, 随着富 Mo、W 的  $M_2C$  不断析出, 液

相中 Mo、W 含量减少, 所形成  $M_2C$  中 Mo、W 含量减少及尺寸减小, 同时在 SEM 背散射模式下的色泽变暗。图 2 给出了钢中某纤维状  $M_2C$  枝条的成分演变, 可见, 由于 Mo、W 等从点 1 至点 9 逐渐增加

且M<sub>2</sub>C枝条尺寸逐渐增大,由此推断M<sub>2</sub>C的长大过程是由点9向点1方向进行,形成了一种类似“河流汇聚”的形貌特征。

### 3.2 高速钢加热过程M<sub>2</sub>C的分解转变

M<sub>2</sub>C的分解转变受元素在M<sub>2</sub>C与基体界面的扩散影响密切。亚稳态M<sub>2</sub>C在高温加热时,M<sub>6</sub>C首先在M<sub>2</sub>C与γ-Fe基体的界面上形核。因M<sub>2</sub>C中的Mo、W、V含量相对较高,Fe较低,所以形成M<sub>6</sub>C所需的Mo、W等主要来自于M<sub>2</sub>C,Fe则来自于γ-Fe基体。随着M<sub>6</sub>C的生长,M<sub>2</sub>C中的V和C含量升高,促使MC析出。一般情况下,由M<sub>2</sub>C分解产生的MC颗粒很小,常被M<sub>6</sub>C所包围或处在M<sub>6</sub>C与γ-Fe基体的界面上,如图3(h)及图4(b)所示。图3(b,f)中,M<sub>2</sub>C枝条细小、弥散,与基体界面的表面积较大,有效促进了M<sub>2</sub>C的分解转变;图3(d)及图4(a)中,层片状M<sub>2</sub>C的板条粗大,其与基体界面处形成的转变产物将阻碍元素的扩散及板条内部M<sub>2</sub>C的继续分解转变,虽然比图3(b)所对应温度高,但仍呈现出M<sub>2</sub>C分解转变率较低的现象,再次表明了M<sub>2</sub>C的分解转变与其形貌密切相关。Hashimoto等<sup>[16]</sup>对2.01%C-5.05%Cr-5.10%V-5.10%Mo-5.05%W-5.07%Co-Fe中的层片状M<sub>2</sub>C在1000℃下长时间热处理分析,定量获得了M<sub>2</sub>C+γ-Fe→0.86M<sub>6</sub>C+0.23M<sub>7</sub>C<sub>3</sub>+0.31MC,M<sub>2</sub>C分解区域面积占比为 $X=1-\exp[-(t/7900)^{0.5}]$ ,t为时间(单位为s),可见,在1000℃下,具有较粗板条尺寸的层片状M<sub>2</sub>C在15~150min分解较为迅速。与本研究1150℃×1h下M<sub>2</sub>C碳化物已发生完全转变不同,AISI M2高速钢中层片状M<sub>2</sub>C在1150℃×3h下仍存在未转变的M<sub>2</sub>C粗板条<sup>[21]</sup>,说明随着所研究钢的不同,其M<sub>2</sub>C及基体成分的差异也影响了M<sub>2</sub>C的高温分解转变行为。

当利用Thermo-Calc热力学软件进行AISI M2

及本研究中W3Mo4Cr5V6高速钢的平衡相图计算时,会有一些量的M<sub>6</sub>C碳化物析出,而在钢的实际凝固过程中则形成共晶M<sub>2</sub>C而无M<sub>6</sub>C形成,这也从侧面反映出高速钢实际凝固时高温析出的亚稳态M<sub>2</sub>C没有足够的时间完成M<sub>2</sub>C向M<sub>6</sub>C的转变,故而产生实际凝固与相图计算的差异。

对比图5(1)与图5(d)可见,通过M<sub>2</sub>C分解转变成富V的MC相与从W3Mo4Cr5V6钢中凝固析出的MC相成分有很大的区别,前者含w[V]23.95%、w[Mo]17.73%、w[Cr]12.82%,而后者含w[V]51.53%、w[Mo]12.74%、w[Cr]7.78%。这是由于在M<sub>2</sub>C高温分解转变时,合金元素扩散主要发生在碳化物与基体之间,属于短程扩散,受M<sub>2</sub>C中高Mo、低V及基体成分影响明显;而自W3Mo4Cr5V6钢液凝固析出MC时,钢液中具有充足的V,C将优先与亲和力更强的V结合形成MC,因而初生及共晶MC中V含量较高而Mo、Cr等含量较低。

综合图3、图4、图5可见,在1150℃×1h条件下,除了M<sub>2</sub>C发生了分解转变,基体中颗粒状二次碳化物也发生了溶解;而在1050、1100℃条件下,基体中仍存在一定量的二次碳化物颗粒。这些二次碳化物颗粒尺寸多数小于500nm,且含一定量的V、Cr、Mo及W,结合W3Mo4Cr5V6的平衡相图<sup>[8]</sup>,钢中M<sub>23</sub>C<sub>6</sub>、M<sub>7</sub>C<sub>3</sub>、M<sub>6</sub>C分别加热至818、1007、1188℃时才能溶解完全,MC则在1227℃以上才有明显的溶解行为。图6利用高温激光共聚焦显微镜进行了W3Mo4Cr5V6钢中碳化物的高温原位分析。可见,在999℃时,M<sub>2</sub>C并无明显变化,在1150℃时,M<sub>2</sub>C纤维状形貌已发生变化,部分区域已分解转变,因加热时间较短而未分解转变完全。至1202℃时,晶界及M<sub>2</sub>C处已有液相产生,碳化物溶解加快。

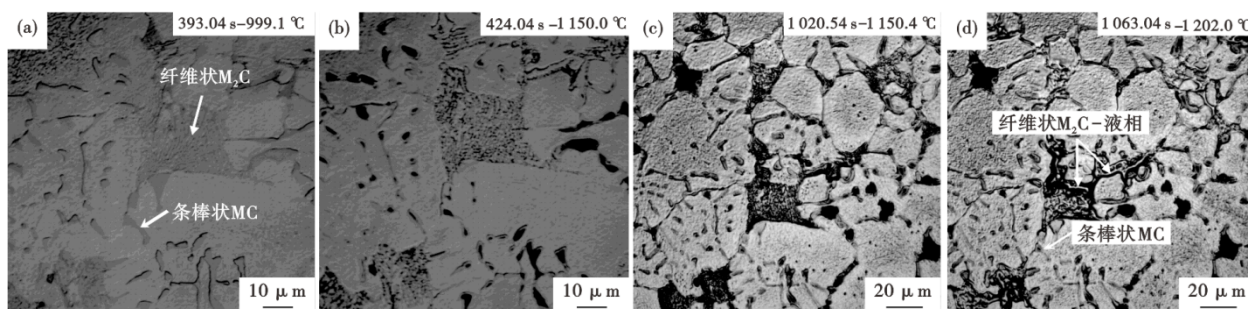


图6 W3Mo4Cr5V6钢中M<sub>2</sub>C碳化物的高温原位分析:(a)393.04 s-999.1℃,(b)424.04 s-1150.0℃,(c)1020.54 s-1150.4℃,(d)1063.04 s-1202.0℃

Fig. 6 High temperature in situ analysis of M<sub>2</sub>C carbides in W3Mo4Cr5V6 steel : (a) 393.04 s-999.1℃, (b) 424.04 s-1150.0℃, (c) 1020.54 s-1150.4℃, (d) 1063.04 s-1202.0℃

#### 4 结论

(1) 所设计 W3Mo4Cr5V6 高速钢经 VIM、ESR 制备后, 主要由位于晶内的初生 MC、共晶 MC, 位于基体的颗粒状二次碳化物及位于晶界的断续网状共晶  $M_2C$  等组成。

(2) 在 950 ~ 1 150 °C 高温加热过程, 不同形貌特征  $M_2C$  的分解转变程度不同, 枝条细小、弥散的纤维状  $M_2C$  更易分解转变, 而粗片状  $M_2C$  与基体界面处形成一定厚度转变产物后影响其进一步的分解转变速率。

(3) 在 950 ~ 1 100 °C 并保温 1 h 时, 亚稳态  $M_2C$  发生了不同程度的转变, 但仍具有铸态  $M_2C$  的形貌, 当升至 1 150 °C 时,  $M_2C$  形貌发生了明显改变, 其沿晶界的断续网状及本身的层片状特征消失, 转而形成较为弥散的颗粒状, 为钢的热加工及热处理温度选择提供有效参考。

(4) 亚稳态  $M_2C$  经分解转变成富 V 的 MC 相与钢凝固过程析出 MC 相的形貌及成分均有明显差异, 前者呈细小弥散的颗粒状, 被包裹在转变形成的  $M_6C$  中而形成复合碳化物, 受元素短程扩散影响, 含有较低含量的 V 及较高含量的 Mo、Cr。

#### 参考文献

- [1] 梁伟, 李晶, 史成斌, 等. 高速钢的碳化物控制研究[J]. 钢铁钒钛, 2020, 41(4): 130-138.
- [2] 李万明, 姜周华, 臧喜民, 等. 抽锭电渣重熔大截面高速钢过程的碳化物偏析控制[J]. 中南大学学报(自然科学版), 2017, 48(7): 1697-1703.
- [3] 迟宏宵, 刘继浩, 马党参, 等. 喷射成形技术在高合金工具钢中的应用及研究进展[J]. 特殊钢, 2023, 44(5): 14-21.
- [4] Sano Y, Hattori T, Haga M. Characteristics of high carbon high speed steel rolls for hot strip mill [J]. ISIJ International, 1992, 32(11): 1194-1201.
- [5] Artinez J M, García J, Llano J M, et al. Characterization of  $M_xC_y$  carbides present in high speed steel (HSS) rolls manufactured by centrifugal casting method [C]. 17<sup>th</sup> Rolling Conference, 2008, Rosario, Argentina, 484-493.
- [6] 魏世忠, 徐流杰. 钢铁耐磨材料研究进展[J]. 金属学报, 2020, 56(4): 523-538.
- [7] Xu L J, Wei S Z, Xiao F N, et al. Effects of carbides on abrasive wear properties and failure behaviours of high speed steels with different alloy element content [J]. Wear, 2017, 376-377: 968-974.
- [8] Kim C K, Par J I, Lee S, et al. Effects of alloying elements on microstructure, hardness, and fracture toughness of centrifugally cast high-speed steel rolls [J]. Metallurgical and Materials Transactions A, 2005, 36(1): 87-97.
- [9] Cao Y L, Zhao Z R, Ma C S, et al. Precipitation behavior and elemental distribution of MC carbides in high carbon and vanadium high-speed steel [J]. Journal of Materials Engineering and Performance, 2022, 31(6): 4444-4458.
- [10] Cao Y L, Zhao Z R, Wan X L, et al. Carbide characteristics of high vanadium high-speed steel manufactured by electroslag remelting [J]. ISIJ International, 2022, 62(7): 1430-1438.
- [11] Cao Y L, Dong Y W, Jiang Z H, et al. Characteristics of high speed steel/ductile cast iron composite roll manufactured by electroslag remelting cladding [J]. ISIJ International, 2021, 61(7): 2127-2134.
- [12] Fredriksson F, Hillert M, Nica M. The decomposition of the  $M_2C$  carbide in high speed steel [J]. Scandinavian Journal of Metallurgy, 1979, 8: 115-122.
- [13] 周雪峰, 方峰, 蒋建清, 等. 高速钢 M2 中共晶碳化物  $M_2C$  的性质和形态[J]. 钢铁, 2009, 44(9): 76-80.
- [14] Zhou X F, Fang F, Jiang J Q, et al. Study on decomposition behaviour of  $M_2C$  eutectic carbide in high speed steel [J]. Materials Science and Technology, 2012, 28(12): 1499-1504.
- [15] Zhou X F, Zhang W C, Zheng Z X, et al. Effect of pre-deformation on decomposition and spheroidization of  $M_2C$  carbide in high-speed steel [J]. Metallurgical and Materials Transactions A, 2020, 51(7): 3552-3564.
- [16] Hashimoto M, Kubo O, Matsubara Y. Analysis of carbides in multi-component white cast iron for hot rolling mill rolls [J]. ISIJ international, 2004, 44(2): 372-380.
- [17] Zhao Z R, Cao Y L, Wan X L, et al. Effect of cooling rate on carbide characteristics of the high vanadium high-speed steel [J]. ISIJ International, 2022, 62(3): 524-531.
- [18] Guo Y F, Qi W T, Xia Z B, et al. Refinement of eutectic carbides in M2 high speed steel by adjusting magnetic flux density during magnetic controlled ESR process [J]. Metallurgical and Materials Transactions B, 2022, 53(6): 3384-3395.
- [19] 罗乙娟, 郭汉杰, 孙晓林. M42 高速钢电渣重熔及锻造退火后碳化物的析出[J]. 钢铁, 2017, 52(7): 68-75.
- [20] Miyahara H, Bravo S V, Yamamoto K, et al. Solute concentration and carbides formation for steel milling rolls [J]. ISIJ International, 2009, 49(7): 1075-1079.
- [21] Zhou X F, Fang F, Jiang J Q, et al. Refining carbide dimensions in AISI M2 high speed steel by increasing solidification rates and spheroidising heat treatment [J]. Materials Science and Technology, 2014, 30(1): 116-122.