

引用格式: 张世民, 叶承欢, 陈杨珉, 等. 合金元素对高速钢中碳化物的影响研究进展[J]. 中国材料进展, 2025, 44(8): 720-730.

ZHANG S M, YE C H, CHEN Y M, *et al.* Research Progress on the Effect of Alloy Elements on Carbides of High Speed Steel[J]. Materials China, 2025, 44(8): 720-730.

## 合金元素对高速钢中碳化物的影响研究进展

张世民, 叶承欢, 陈杨珉, 陈湘茹, 翟启杰

(上海大学 先进凝固技术中心, 上海 200444)

**摘要:** 随着科技的发展, 机械加工对高速刀具的需求进一步提高, 传统高速钢生产的短板也逐渐显露出来。由于高速钢中高合金元素含量的特性, 传统高速钢生产方式主要以模铸为主, 虽然产品质量相对较好, 但是生产效率极慢。连铸可以显著提高高速钢的产量并且更加节能, 但连铸生产的高速钢铸坯中心缩孔较大, 并且轧制过程中开裂的问题一直无法解决, 因此高速钢连铸一直无法正式投入生产。碳化物是影响高速钢性能的一个非常重要的因素, 添加合金元素会对高速钢中碳化物尺寸、形貌以及元素组成产生影响, 从而改善高速钢性能。合金元素按照作用方式不同可以分为碳化物形成元素以及非碳化物形成元素, 这两类元素对碳化物有着不同改性效果, 并且作用机理有较大差异。讨论了高速钢中碳化物的主要种类, 针对不同种类的合金元素总结了其对高速钢中碳化物的作用以及研究现状, 并对未来合金元素在高速钢碳化物改性方面的研究提出了建议。

**关键词:** 高速钢; 连铸; 碳化物; 合金元素

**中图分类号:** TG142.45 **文献标识码:** A **文章编号:** 1674-3962(2025)08-0720-11

## Research Progress on the Effect of Alloy Elements on Carbides of High Speed Steel

ZHANG Shimin, YE Chenghuan, CHEN Yangmin, CHEN Xiangru, ZHAI Qijie

(Center for Advanced Solidification Technology, Shanghai University, Shanghai 200444, China)

**Abstract:** With the development of science and technology, the demand for high speed cutting tools in machining is further increased, and the shortages of traditional casting for high speed steels gradually appear. Due to the characteristics of high alloy elements contents in high speed steel, the traditional production process of high speed steel is mainly die-casting. Although the quality of high speed steel produced by die-casting is relatively good, but the production efficiency is very slow. Continuous casting can significantly increase the output of high speed steel and save energy, but the central shrinkage of high speed steel billet produced by continuous casting is larger, and the problem of cracking in the rolling process can not be solved, so high speed steel continuous casting can not be formally put into production. Carbide is a very important factor affecting the properties of high speed steel, the addition of alloy elements will affect the size, morphology and element composition of carbides in high speed steel, so as to improve the quality of high speed steel. According to the mode of action, different alloy elements can be divided into carbide forming elements and non-carbide forming elements. These two kinds of elements have different modification effects on carbides, and the action mechanisms are quite different. In this paper, the main carbides in high speed steel are discussed, alloy elements effects on carbides in high speed steel and their research status are

summarized according to different elements kinds, and some suggestions for future research on carbide modification of high speed steel are put forward.

**Key words:** high speed steel; continuous casting; carbide; alloy element

收稿日期: 2023-07-30 修回日期: 2023-12-23

基金项目: 国家自然科学基金资助项目(52130109); 河北省重点研发计划项目(20311006D)

第一作者: 张世民, 男, 1999年生, 硕士研究生

通讯作者: 翟启杰, 男, 1959年生, 教授, 博士生导师,

Email: qjzhai@shu.edu.cn

陈湘茹, 女, 1981年生, 高级实验师,

Email: chenxr@shu.edu.cn

DOI: 10.7502/j.issn.1674-3962.202307028

### 1 前言

高速钢是一种具有高硬度、高耐磨性和高耐热性的

工具钢，又称高速工具钢或锋钢，俗称白钢<sup>[1, 2]</sup>。为了提高钢的淬透性并获得高硬度的高碳马氏体，同时形成碳化物以提高基体的硬度、耐磨性和热稳定性，高速钢成分具有高碳、高合金的特点<sup>[3]</sup>。高速钢按照合金元素不同可以分为：钨系高速钢<sup>[4]</sup>、钨钼系高速钢、钼系高速钢<sup>[5]</sup>、钒系高速钢<sup>[6]</sup>。目前国内外高速钢制备技术包括模铸生产(主要)<sup>[7]</sup>、电渣重熔<sup>[8]</sup>、粉末冶金<sup>[9, 10]</sup>、电子束选区熔化<sup>[11]</sup>及连铸生产<sup>[12, 13]</sup>。

传统模铸法是目前高速钢生产的主要方式，其缺点是生产效率低并且凝固组织粗大<sup>[14]</sup>。连铸是一种高效、节能、环保的生产方式<sup>[15]</sup>，但是由于高速钢中 W, Mo, Cr, V 等合金元素的含量较高，容易导致碳化物聚集长大，形成粗大的莱氏体网络以及大面积的碳化物聚集区域，使得高速钢的塑性及韧性变差，进而导致高速钢连铸产生缩松缩孔、微裂纹等缺陷，在轧制过程中开裂<sup>[16]</sup>。一些合金元素的加入能显著改善高速钢中碳化物的形态及分布<sup>[17]</sup>，这些合金元素按作用类型可以分为两大类：强碳化物形成合金元素、非碳化物形成合金元素。

本文对高速钢中的主要碳化物种类、强碳化物形成合金元素和非碳化物形成合金元素对高速钢中碳化物的影响进行了综述，合金元素能显著改善高速钢中碳化物的形态及分布，大大提高了高速钢的塑性及韧性，使高速钢具有广阔的发展前景。

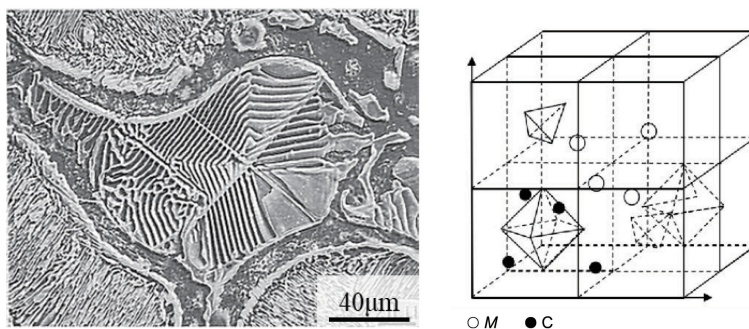


图 1  $M_6C$  型碳化物典型形貌及其晶体结构<sup>[19, 22]</sup>

Fig. 1 Typical morphology and crystal structure of  $M_6C$  carbide<sup>[19, 22]</sup>

在高速钢中， $M_2C$  碳化物中的  $M$  元素通常为 Mo 和 W，晶体结构为密排六方结构，晶格参数  $a$  和  $c$  分别在 0.2960~0.3012 nm 和 0.4669~0.4735 nm。铸造高速钢中共晶  $M_2C$  形态为片状或羽毛状，根据高速钢的成分不同又会有纤维状存在<sup>[23]</sup>，如图 2 所示<sup>[3, 24]</sup>。 $M_2C$  碳化物是一种亚稳态碳化物，在高温下分解，有利于高速钢中碳化物尺寸的细化。 $M_2C$  的分解伴随着合金元素在碳化物中的扩散。在分解过程中， $MC$  在片状和纤维状  $M_2C$  碳化物的不同位置形核。 $MC$  碳化物主要生成于纤维状  $M_2C$  和基质的界面，而一般分布在  $M_2C$  片状碳化物内

## 2 合金元素对高速钢中碳化物的影响

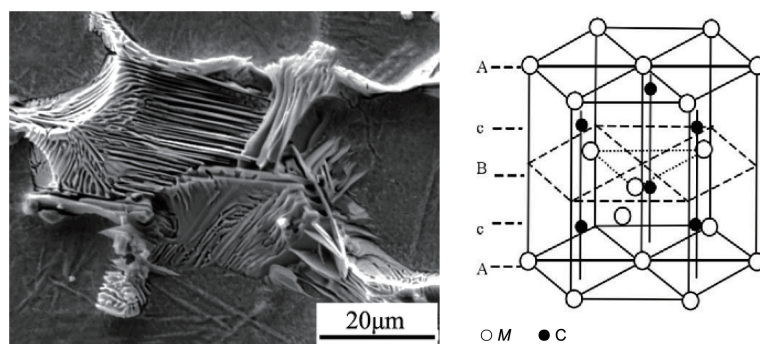
### 2.1 高速钢中的主要碳化物

高速钢组织中有较大的合金化碳化物，这些碳化物大部分都在凝固过程中析出。这些合金化碳化物具有高硬度、高强度的特点，可以显著提高刀具的强度、红硬性、耐磨性<sup>[18]</sup>。高速钢中的合金化碳化物的化学成分、形状、尺寸和分布会很大程度上影响高速钢的性能，碳化物种类以  $M_6C$ 、 $M_2C$  和  $MC$  型为主，目前对高速钢碳化物的研究主要针对这 3 种碳化物，通过添加合金元素来改变碳化物的尺寸、分布以及碳化物类型，最终提高高速钢的性能。

$M_6C$  型碳化物的化学通式为  $A_4B_2C$  或  $A_3B_3C$ ，其中  $A=(Ti, V, Cr, Fe)$ ， $B=(Ta, Zr, Nb, W, Mo)$ 。 $M_6C$  型碳化物的晶体结构为面心立方结构，晶格参数为 1.098~1.110 nm，该晶胞中有 112 个原子，如图 1 所示<sup>[19, 20]</sup>。铸态高速钢中共晶  $M_6C$  呈鱼骨状或骨架状，中间有中心层<sup>[19]</sup>。 $M_6C$  的化学性质较稳定，即使在较高的温度下也不会分解，因此能够使高速工具钢获得较高的强度、硬度、耐磨性<sup>[21]</sup> 和红硬性，其硬度一般为 1200HV~1300HV<sup>[22]</sup>。高速钢中的  $M_6C$  一般有两种生成途径：一是钢液在凝固过程中达到  $M_6C$  的析出温度时，发生共晶反应  $L \rightarrow \delta + M_6C$ ；二是由  $M_2C$  发生分解生成， $M_2C + Fe \rightarrow MC + M_6C$ 。

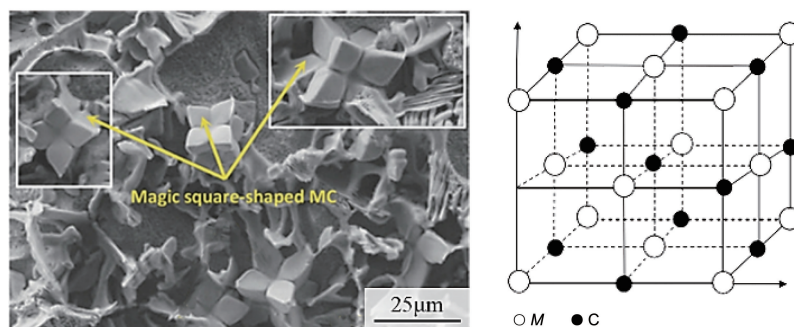
部。 $M_6C$  首先在  $M_2C$ /基质界面形成，然后在  $M_6C$ / $M_2C$  界面生成  $MC$ 。相反， $MC$  和  $M_6C$  都是在纤维状的  $M_2C$ /基质界面生成的。由于  $M_6C$  碳化物富含 Fe, W 或 Mo，它们倾向于在  $M_2C$ /基质界面形成，并从  $M_2C$  和基质中获得所需的元素。 $M_6C$  的形成导致了 V 在  $M_6C$ / $M_2C$  界面的富集<sup>[23]</sup>。

$MC$  碳化物有 VC、NbC 和 TiC，它们的晶格结构都是面心立方的，晶格参数分别为 0.4173, 0.4433 和 0.4320 nm<sup>[23]</sup>， $MC$  碳化物是高速钢中最硬的碳化物，VC 和 NbC 中总是缺碳的<sup>[25, 26]</sup>。 $MC$  共晶碳化物可分为 3 种

图 2  $M_2C$  型碳化物典型形貌及其晶体结构<sup>[3, 24]</sup>Fig. 2 Typical morphology and crystal structure of  $M_2C$  carbide<sup>[3, 24]</sup>

类型：离异  $MC$  共晶、非规则  $MC$  共晶、复杂规则  $MC$  共晶，典型形貌分别为孤立块状碳化物、花瓣状碳化物（非共格生长）、具有分岔的花瓣状碳化物（共格生长），如

图 3 所示<sup>[22, 27]</sup>。 $MC$  型碳化物为稳定型碳化物，受热不容易分解，主要通过共晶反应以及  $M_2C$  分解产生，共晶  $MC$  具有明显的从晶内向晶界分支的方向性<sup>[28]</sup>。

图 3  $MC$  型碳化物典型形貌及其晶体结构<sup>[22, 27]</sup>Fig. 3 Typical morphology and crystal structure of  $MC$  carbide<sup>[22, 27]</sup>

## 2.2 强碳化物形成元素对高速钢中碳化物的影响

部分合金元素由于对碳元素亲和力较强，加入高速钢中后会和高速钢中的碳元素结合，形成  $MC$  型碳化物，如 Nb, V, Ti 等，称它们为强碳化物形成元素。由于在凝固过程中析出了  $MC$  型碳化物，抑制了高速钢的晶粒长大，从而得到晶粒形状更均匀、尺寸更小的凝固组织。

Nb 元素的加入会使高速钢中的  $MC$  型碳化物的占比增加<sup>[29, 30]</sup>，并且  $MC$  型碳化物的主要成分由富 V 型转变为富 V-Nb 型。Ahn 等<sup>[31]</sup> 和 Zhang 等<sup>[32]</sup> 向 M2、CPM121 等高速钢中加入 Nb 元素，同时调整碳含量达到 2.0% 时（质量分数）发现，随着 Nb 含量的增加，高碳高速钢中的碳化物以  $MC$  型碳化物为主， $M_6C$  型碳化物的比例减少，由于  $MC$  具有更好的稳定性<sup>[33]</sup>，因此 Nb 合金化后高速钢的性能大幅提高<sup>[34]</sup>。在碳化物的形成过程中，由于与碳的高亲和力，Nb 与熔体中的游离碳反应，降低了熔体中的碳含量。在这种情况下，用于共晶反应的残余枝晶间液量将减少，而更多的  $MC$  颗粒可以作为共晶反应形核的孕育剂，从而细化共晶碳化物，这是  $M_2C$  碳化

物细化的主要原因。Nb 合金化可以降低  $M_2C$  碳化物中 W 和 V 的含量，增加 Fe 的含量，这将有利于  $M_2C$  碳化物的分解<sup>[30]</sup>。添加适量的 Nb 可促进  $MC$  碳化物的致密化，细化  $MC$  碳化物，但过量 Nb 的添加会导致条状碳化物和块状  $M_6C$  碳化物以及 WC 的形成，部分原因是 W 在 NbC 中的溶解度低于 W 在 VC 中的溶解度。

卢林等<sup>[29]</sup> 向 M2 高速钢中加入不同质量分数（以下其他合金元素，同是质量分数）Nb 元素发现，在  $M_2C$  的分解过程中，Nb 的加入促进了  $M_2C$  的分解。1100 °C 下保温 1 h 后，未加入 Nb 的样品中  $M_2C$  仅发生部分分解，而加入 1% Nb 的样品中  $M_2C$  完全分解，原因是 Nb 的加入可以减小  $M_2C$  碳化物的尺寸，使得 Fe 原子的扩散距离短，所以在相同的处理条件下，含 Nb 的高速钢中的  $M_2C$  碳化物分解更快，如图 4。

Ke 等<sup>[35]</sup> 通过提高 M2 高速钢中的 V 元素含量来改变高速钢中碳化物的形貌，如图 5 所示。当 V 含量为 2% 时，晶界开始析出以  $MC$  碳化物为主的粗大复合碳化物，也有少量的  $M_2C$  碳化物；当 V 含量为 4% 时， $MC$  碳化物

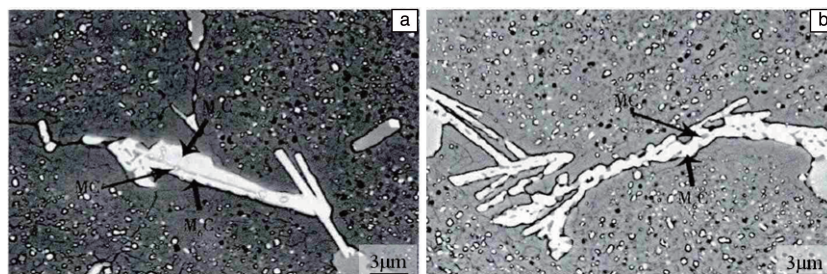


图 4 不含 Nb(a)和含 1% Nb(质量分数)(b)的 M2 高速钢在 1100 °C 保温 1 h 后的碳化物形貌<sup>[29]</sup>

Fig. 4 Micromorphologies of eutectic carbide after holding at 1100 °C for 1 h of M2 steel without Nb (a) and with 1wt% Nb (b)<sup>[29]</sup>

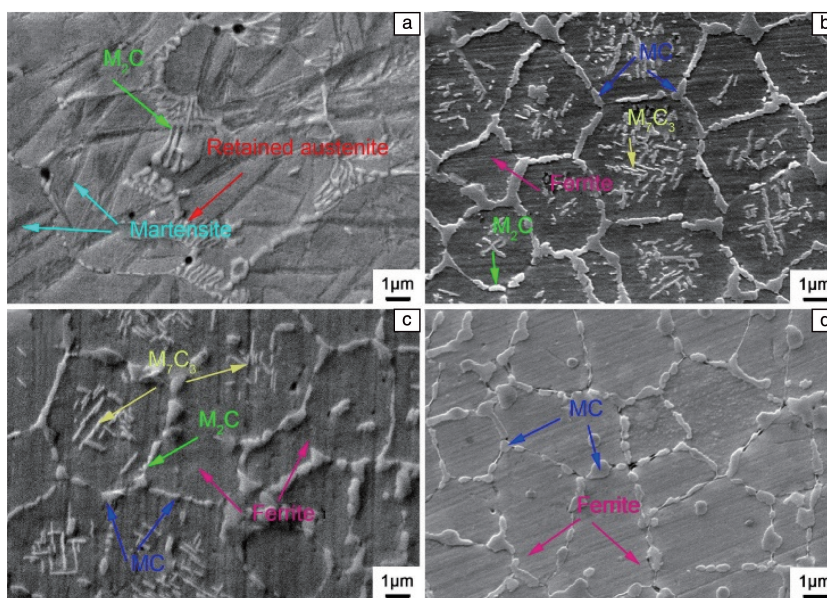


图 5 添加不同 V 含量的 M2 钢的碳化物分布<sup>[35]</sup>: (a) M2, (b) M2+2wt%V, (c) M2+4wt%V, (d) M2+8wt%V

Fig. 5 Distribution of carbides in high speed steels<sup>[35]</sup>: (a) M2, (b) M2+2wt%V, (c) M2+4wt%V, (d) M2+8wt%V

的形态由长块状转变为不规则的短棒状,并出现少量颗粒。随着 V 含量的增加,由于 V 和 C 之间的亲和力很强,MC 和  $M_2C$  碳化物中的 W, Mo 和 Cr 元素部分被元素 V 取代,MC 碳化物中的 V 含量增加。加入 8%V 后, $M_7C_3$  碳化物中的元素 Cr 几乎全部被 V 取代, $M_7C_3$  碳化物消失。同时,V 还带走了  $M_2C$  碳化物中的少量碳,使  $M_2C$  碳化物消失。碳化物中的 V 含量进一步提高,其他元素的含量进一步降低。

Ti 元素添加对高速钢碳化物具有细化作用,在 Cen 等<sup>[36]</sup>的研究中,向 M2 高速钢中添加 0.5% Ti 导致碳化物网络趋于破碎,所有碳化物都被细化并均匀分布在基体中。并且有研究发现<sup>[37]</sup>,在 M2 高速钢中添加 Ti 后, $M_2C$  碳化物的形态由棒状、迷宫状转变为粗大的羽毛状。在没有 Ti 合金化的情况下,碳化物主要为棒状或迷宫状的复杂规则共晶,以及羽毛状不规则共晶。加入 Ti 后,棒状或迷宫状的复杂规则共晶消失,只存在细长粗大的羽毛状不规则共晶,在稀土与 Ti 复合添加的样品中,羽

毛状共晶变得更细、更短,并倾向于孤立或以不连续的网络分布。在 Ti 添加对轧辊用高速钢显微组织和性能的影响的研究中,Dobrzanski 等<sup>[38]</sup>发现,经 1050 °C 正火处理后,W9 和 W11 高速钢中的碳化物转变为粒状或球状分布,并且其性能得到大幅提高。在合金元素分布方面,0.5% Ti 合金化时,显微偏析最小,这是因为 (Ti, V)(C, N) 粒子的有效异质形核剂促进了初生枝晶的形成<sup>[36]</sup>。但目前的研究发现, Ti 只存在于 MC 型初生碳化物中,由于 Ti 元素与 C 元素的亲和性很强, Ti 元素的加入会使 MC 型碳化物的占比增加<sup>[39]</sup>。

此外,还有一些研究较少的强碳化物形成元素,如 Ta, Zr 等。Wang 等<sup>[40]</sup>发现随着 Ta 含量的增加, M2 高速钢中  $M_2C$  型碳化物逐渐演变为片状和块状碳化物。当 Ta 含量达到 1% 时,显微组织开始发生明显变化:粗大的 MC 型碳化物 TaC 开始在晶界析出,晶界开始变得不连续,并在晶内出现碳化物分枝。经 1% Ta 合金化后,晶界残余奥氏体量明显减少,晶内出现大量马氏体相。用

2% Ta 合金化后,晶界变薄,晶粒细化。此时,晶界的羽毛状  $M_2C$  型碳化物基本消失,主要为短棒状和颗粒状  $M_2C$  型碳化物。这种形式的碳化物相对稳定,使合金力学性能可以得到一定程度的改善。在 3% Ta 合金化后,部分晶界被“溶解”,碳化物在基体中的分枝数量大大增加。

Cui 等<sup>[41]</sup>研究了 Zr 对 M2 高速钢退火后铸态组织和性能的影响。发现 Zr 的加入细化了碳化物的共晶组织,提高了碳化物的稳定性,碳化物主要为  $MC$ 、 $M_2C$  和  $M_7C_3$ 。粗大的枝晶组织明显减少,碳化物大部分均匀分布在组织中。大块碳化物明显减少,菊花状共晶群落基本消失。此外,枝晶变得更小和孤立。添加 N 和 Zr 后,弯曲的片状碳化物的片层相互平行,整个结构变得更加统一。

对于高碳高速钢, V 元素的加入促进了网状碳化物破碎,并且碳化物趋于独立均匀分布<sup>[42]</sup>。经过热处理后,碳化物基本上呈现球粒状,直径通常在  $15\ \mu\text{m}$  以下。这是由于变质作用导致铸态组织中的网状碳化物逐渐破碎和孤立,在高温热处理时,促进了碳化物形成球状形貌,也有助于碳化物在高温下的分解以及元素向基体的扩散。

因此,强碳化物形成元素的加入将会导致在凝固过程中析出更多的  $MC$  型碳化物,抑制高速钢的晶粒长大,从而得到形状更均匀、尺寸更小的碳化物。不同碳含量下强碳化物形成元素作用结果有所差异。对于碳含量较高的高速钢<sup>[29, 34]</sup>,如 T15 高速钢、W16 高速钢、M3 高速钢以及一些额外添加碳元素的高速钢,加入强碳化物形成元素后,  $MC$  型碳化物占比逐渐增加<sup>[41]</sup>,而  $M_2C$ 、 $M_6C$  型碳化物占比逐渐减小并且尺寸逐渐细化<sup>[30-32]</sup>,碳化物总含量有所减少。而对于碳含量较低的高速钢,如 M1 高速钢、M2 高速钢、W9 高速钢等,碳含量均在 1.0% 以下,强碳化物形成元素加入将会显著减少高速钢中的共晶碳化物<sup>[36]</sup>,相对于高碳含量高速钢而言,减少幅度更大。由于较低的碳含量,绝大部分碳原子与强碳

化物形成元素形成  $MC$  型碳化物,而多余的合金元素则固溶在基体中,起着固溶强化作用。

## 2.3 非碳化物形成元素对高速钢中碳化物的影响

### 2.3.1 稀土元素与活泼金属元素

一些合金元素,如稀土元素 Ce、活泼元素 Mg 等,不会直接参与碳化物的形成,其主要作用为细化晶粒,减轻枝晶间的合金元素偏析,改善碳化物的形貌,使之均匀化<sup>[43]</sup>。

稀土元素的加入会使共晶碳化物形态改变,由层片状向纤维状转变,因此碳化物热稳定性变差,纤维状共晶碳化物在高温加热时更容易发生分解生成细小的二次碳化物<sup>[44]</sup>,从而使碳化物尺寸显著减小,并且分布更加均匀。Qu 等<sup>[45]</sup>的研究发现,稀土元素通过与晶界上一些其他杂质元素结合形成夹杂物,能够作为异质形核位点,并且显著减轻了合金元素在晶界上的偏析,因此碳化物的数量显著减少。稀土元素在奥氏体中的溶解度很小,固液平衡分配系数  $K_0(C_0/C_1)$  小于 1,有利于奥氏体在生长过程中分枝次数增加,从而使枝晶细化<sup>[46]</sup>。刘秋香等<sup>[47]</sup>通过实验发现,加入铈钕混合稀土后, M2 高速钢中共晶碳化物变得破碎,碳化物网明显断开,碳化物尺寸明显细化,片层状碳化物占比明显减少并且片层变短。此外, Zhou 等<sup>[48]</sup>发现稀土元素促进了鱼骨状  $M_6C$  共晶碳化物的形成,认为  $M_6C$  的形成是由稀土夹杂物引起的,稀土夹杂物在凝固过程中有效地充当了  $M_6C$  碳化物形核的核心。

稀土对不同合金成分的高速钢的影响也有差异。Jiao 等<sup>[49]</sup>制备了不同 Ce 含量的铸态 M42 高速钢。随着 Ce 的含量增加,  $M_2C$  碳化物变化趋势为:长条片状或直棒状—较短的直棒或曲棒形态—弯曲棒状或蜂窝状,对  $M_6C$  碳化物的形态影响不大,  $M_6C$  碳化物均以主杆的存在为特征,主杆形成许多由基质彼此隔开的次级片层,如图 6 所示。但 Zhou 等<sup>[48]</sup>在稀土(主要是 Ce)对 M2 高速钢共晶碳化物形态和组织的影响研究中发现,稀土夹

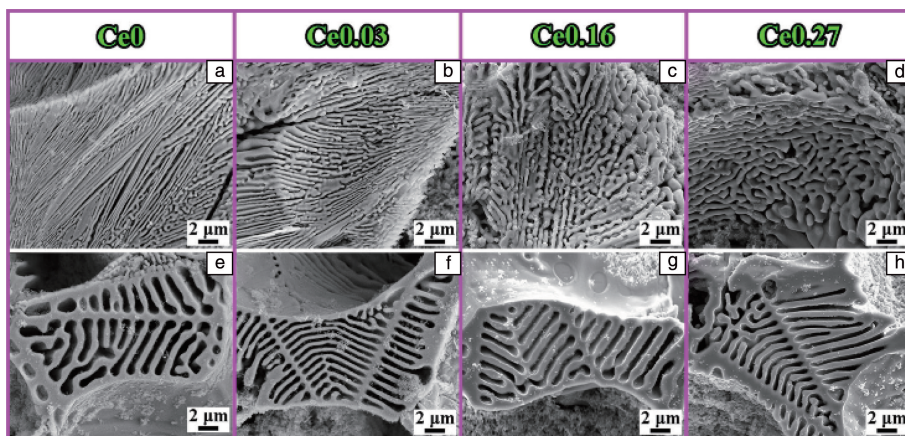


图 6 不同 Ce 含量的铸态 M42 高速钢中  $M_2C$  (a~d) 和  $M_6C$  (e~h) 碳化物的形态<sup>[49]</sup>

Fig. 6 Morphology of  $M_2C$  (a~d) and  $M_6C$  (e~h) carbides in casted M42 steel with different Ce contents<sup>[49]</sup>

杂物在凝固过程中有效充当了  $M_6C$  碳化物形核的核心，过多的稀土加入可能会形成稀土夹杂物，增加  $M_6C$  的含量。稀土变质后，由于碳化物片状组织细小， $M_2C$  碳化物在加热过程中更容易析出和球化。相比之下， $M_6C$  碳化物的形态变化不大，这与其较高的热稳定性密切相关。

稀土元素在凝固过程中会在枝晶生长的前沿富集，产生较大的成分过冷。MClean 等<sup>[50]</sup>研究提出，合金元素在晶间的聚集程度可以用富集常数来表示，并且通过推导发现，溶质元素的偏聚能越大，富集常数越大，温度越高，富集常数越小。在钢液凝固初期，由于温度较高，富集常数偏小，稀土元素不容易在晶间偏聚，随着温度的下降，富集常数会迅速增大，并且温度越低，富集常数越大，因此稀土元素会大量富集于晶界，形成一层薄膜，从而抑制合金元素向晶间扩散，抑制碳化物长大，达到细化碳化物的目的<sup>[51]</sup>。

Chen 等<sup>[51]</sup>在研究中发现，随着 Y 含量的增加，MC 的数量增加，而  $M_2C$  和  $M_6C$  的数量减少。主要原因是 Y 元素比其他元素 (Mo, Fe, W 等) 具有更高的扩散系数。扩散系数越大，扩散速度越快。这将导致钢液的冷却速度过快，从而增加液相过冷度，导致碳化物形核。同时，Y 元素具有较高的活性，可以优先吸附在碳化物表面，抑制碳化物的生长。当 Y 对碳化物形核速率的影响大于碳化物生长速率时，碳化物体积分数增加，反之，碳化物体积分数减少。并且 Y 元素的信号强度在 MC 与基体

的界面处明显增大。这意味着在凝固过程中，Y 元素可以在碳化物与母材的界面处富集，形成一层薄的吸附膜，从而抑制 C, Fe 和 Cr 原子进入碳化物。这种薄膜可以减慢碳化物的生长速度，进而促进碳化物的断裂和球化。

对于高碳高速钢，稀土元素同样能起到细化碳化物的作用。蒋志强等<sup>[52]</sup>通过向高碳高速钢中添加 Ce 元素，发现共晶组织中片层状碳化物变短、变细，并且碳化物由片层状转变为颗粒状<sup>[53]</sup>。主要原因是稀土元素在碳化物表面的富集导致碳化物生长受到抑制。此外稀土元素还促进了热处理过程中碳化物的分解，原因之一是稀土促进碳化物发生断裂颈缩，出现更多薄弱位置；其二是稀土进入碳化物引起晶格畸变，导致碳化物热稳定性变差。高钒高速钢经稀土变质处理后，碳化钒形成了孤立分布的团块状结构，碳化物边缘的光洁度明显改善，碳化物的尺寸也显著减小，分布更为均匀。同时，初生碳化钒呈现离散分布的团块状结构，共晶组织减少，表现出离散分布的短杆状和小团球状的特征<sup>[54]</sup>。

一些活泼的金属元素，如 Mg, Ca, K, Na 等的加入也会对高速钢碳化物产生改性作用。加入 Mg 后，原有的碳化物网会被打破，大尺寸碳化物被破碎成小尺寸的碳化物<sup>[55]</sup>。Mg 能降低枝晶间液相的渗透率，促进初生奥氏体在 Mg 夹杂物上的非均匀形核，从而抑制富含合金元素的液相在枝晶间流动，如图 7 所示<sup>[56]</sup>。Mg 元素的加入会使二次枝晶间距减小，并且减小共晶莱氏体的平均厚度<sup>[56]</sup>。

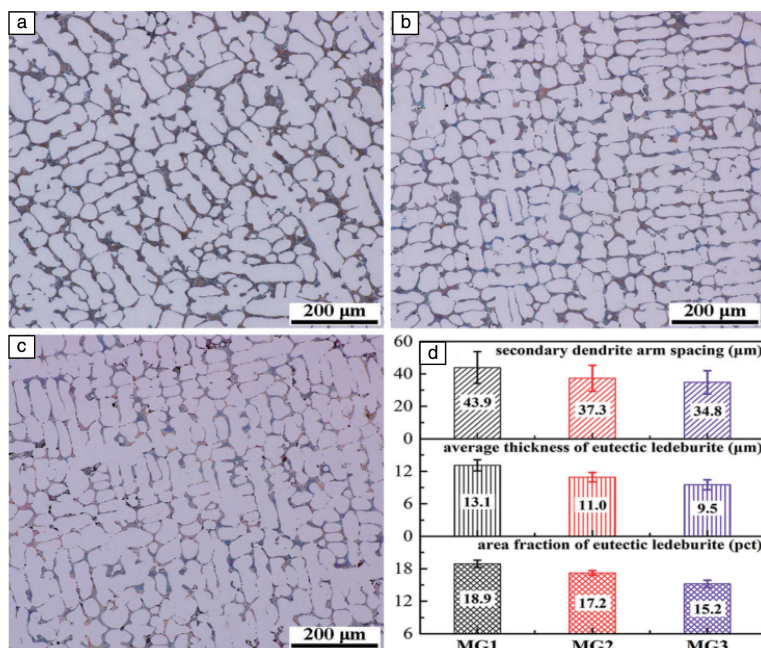


图 7 不同 Mg 含量高速钢显微组织及尺寸统计<sup>[56]</sup>：(a) MG1: 0.0006；(b) MG2: 0.0055；(c) MG3: 0.0265；(d) 二次枝晶臂间距和铸锭共晶莱氏体的平均厚度和面积分数

Fig. 7 Microstructures and sizes statistics of high speed steels with different Mg content<sup>[56]</sup>：(a) MG1: 0.0006；(b) MG2: 0.0055；(c) MG3: 0.0265；(d) SDAS, the average thickness and area fraction of eutectic ledeburite of the cast ingots

Ca 变质后的 AISI M2 高速钢铸态组织中  $M_2C$  共晶碳化物明显细化<sup>[57]</sup>。同时,  $M_2C$  的形态由片状演变为纤维状。与片状  $M_2C$  相比, 纤维状  $M_2C$  在高温下稳定性较差, 促进了碳化物的球化和细化。因此, 经 Ca 变质处理的 M2 高速钢热处理后的硬度和红硬性均高于未加 Ca 的 M2 高速钢。变质前后铸锭中的碳化物都是由  $M_2C$  和  $MC$  组成的, Ca 只改变  $M_2C$  共晶碳化物的形态, 而不改变碳化物的结构。Ca 作为一种活泼易氧化的元素, 在熔炼过程中大量流失, 通过电子探针只能在碳化物与共晶团的界面处检测到极少量的 Ca, 而在碳化物中检测不到。

K 和 Na 元素是表面活性元素<sup>[58, 59]</sup>, 凡定胜等<sup>[60]</sup>和 Jiao 等<sup>[61]</sup>认为, 加入钢液中的 K 和 Na 元素, 在发生共

晶反应时, 会在共晶碳化物择优生长方向的表面上吸附, 形成一层薄膜, 这层薄膜可以阻碍铁水中的合金元素进入共晶碳化物晶体, 从而使碳化物尺寸显著减小, 并且碳化物数量也大幅减少。研究发现, 在高碳高速钢中加入 K 和 Na 元素降低了  $M_2C$  共晶碳化物 [010] 择优方向的长大速度, 而 [001]、[100] 方向由于没有限制, 碳化物在该方向上的长大速度增大, 从而形成不规则的球状或团块状碳化物<sup>[61]</sup>。此外 K 和 Na 元素还易促进碳化物的孪晶形成, 导致碳化物形态的团块化<sup>[62, 63]</sup>, 如图 8 所示<sup>[58]</sup>。但到目前为止, 关于 K 和 Na 元素对高速钢碳化物的影响的研究仍不深入, 仅停留在表面, 未有直接证据证明其推论。

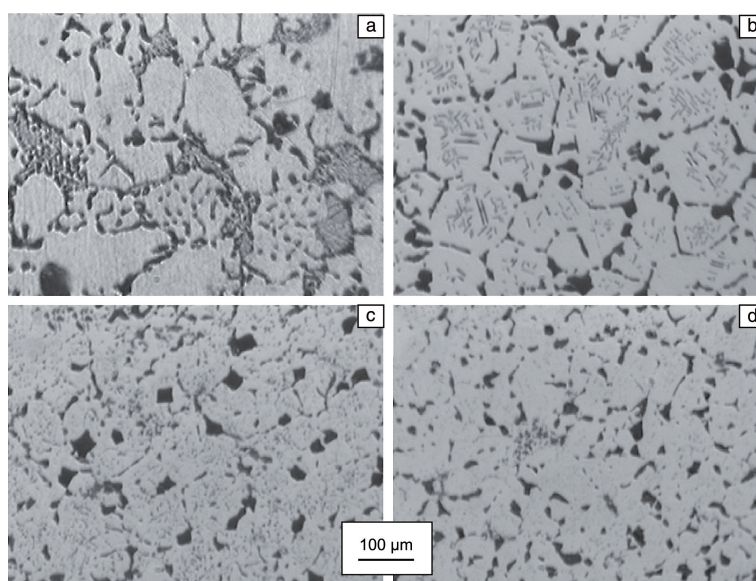


图 8 不同质量分数的 K/Na 复合变质剂作用下碳化物形貌: (a)0, (b)0.07, (c)0.10, (d)0.15<sup>[58]</sup>

Fig. 8 Carbide morphology under the effect of K/Na complex modifiers with different contents: (a)0, (b)0.07, (c)0.10, (d)0.15<sup>[58]</sup>

张新庄等<sup>[64]</sup>研究了钾盐添加对于高钒高速钢的影响, 观察到含 B 钾盐和含 Ti 钾盐能够提高初生 VC 的数量, 使 VC 形态更圆整且分布更均匀。添加含 Zr 钾盐的复合变质剂虽未明显改变初生 VC 的数量, 但却调整了其形态, 促使共晶 VC 发生断裂并且更加细化。

因此, 稀土与活泼金属元素的加入将会显著减少高速钢中的碳化物数量, 改善碳化物形貌。在高碳含量高速钢中, 这些元素的加入减少了大尺寸共晶碳化物的数量<sup>[37]</sup>, 并按比例增加了球状和棒状  $MC$  碳化物的含量。一部分原因是由于这些元素形成的夹杂物充当了异质形核核心<sup>[45]</sup>, 另一方面, 从 Chen 等<sup>[51]</sup>的研究来看, 这种作用结果可能是由于这些元素在枝晶间隙发生富集, 形成一层薄膜阻碍了合金元素向晶间扩散, 因此大尺寸共晶碳化物数量大幅减少。而在低碳含量高速钢中, 较低的碳含量导致晶间碳化物生长相对较慢, 不容易生成大尺寸的碳化物, 加入这

些元素主要作用为促进网状碳化物的断裂<sup>[51]</sup>, 但同时也一定程度上抑制了碳化物形成元素向晶间的扩散, 导致  $M_2C$ 、 $M_6C$  数量减少,  $MC$  数量相对增加。

### 2.3.2 抑制碳化物形成元素

Si 元素最早在 70 年代末的研究中发现具有加速  $M_2C$  碳化物向  $M_6C$  碳化物转变的作用<sup>[65-67]</sup>, 目前的研究表明, 铸态组织中的共晶碳化物类型、数量和分布会因 Si 的增加而发生变化。随着 Si 含量的上升,  $M_2C$  的数量急剧下降, 而  $M_6C$  的数量急剧增加, 如图 9 所示<sup>[68]</sup>。在 M2 高速钢中, Si 的临界添加量为 2%。当 Si 含量低于这一值时, 两种碳化物共存; 而当 Si 含量高于这一值时,  $M_2C$  碳化物几乎消失。此外, Si 对棒状  $M_2C$  碳化物的分解有促进作用, 使之分解为细小而均匀的碳化物。在无共晶碳化物相  $M_2C$  的低合金高速钢中, Si 可显著增加退火态和淬火态组织中  $M_6C$  碳化物的数量<sup>[69-71]</sup>。

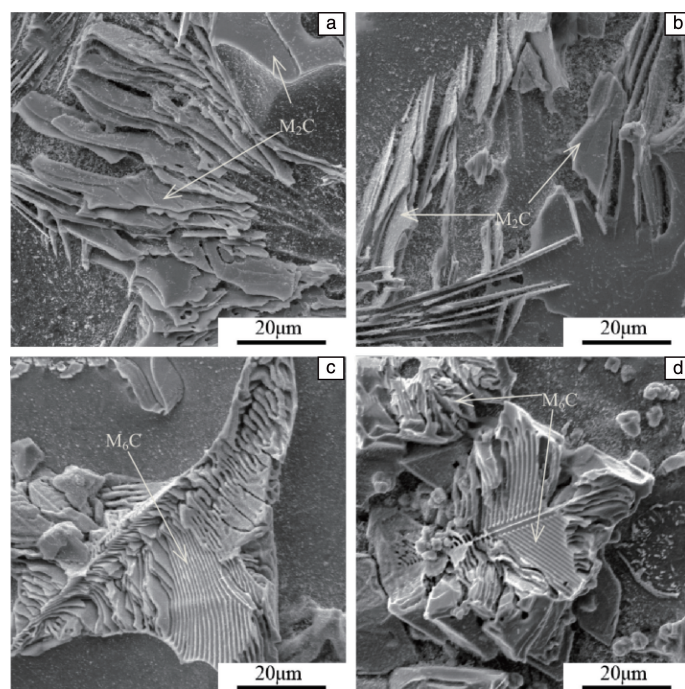


图 9 不同 Si 含量的铸态高速钢中共晶碳化物的 SEM 照片<sup>[68]</sup>: (a) M2, (b) M2-0.8Si, (c) M2-1.6Si, (d) M2-2.4Si

Fig. 9 SEM images of the eutectic carbides in the as-cast M2 high speed steels<sup>[68]</sup>: (a) M2, (b) M2-0.8Si, (c) M2-1.6Si, (d) M2-2.4Si

添加 Al 元素会导致铁碳相图共析点在浓度轴上向右移动, 抑制碳化物的生成<sup>[72]</sup>。碳化物的形成受 Al 电负性的影响, Al 与 Fe 相比, 其与 W, Mo, V 等元素的电负性差异更大, 具有更强的化学亲和力。Al 的引入会增加基体中合金元素的固溶量, 降低凝固末期钢液中的合金元素含量, 从而减少通过共晶反应形成的碳化物数量<sup>[73, 74]</sup>。周雪峰等<sup>[75]</sup>在 M2 高速钢中添加 0.6% 的 Al, 发现碳化物占比由 7.4% 降低到 6.9%, 而添加了 1.2% 的 Al 后发现, 基体中析出了大量针状和球状的合金碳化物, 导致碳化物数量增加。 $M_2C$  的形态也由纤维状转变为层片状, 并且碳化物的热稳定性增强, 不利于碳化物的分解。因此, 在控制高速钢中的 Al 含量时, 应避免含量过高。

因此, 向高速钢中加入 Al 元素与 Si 元素有抑制碳化物形成的作用, 但加入量必须严格控制, 否则会导致碳化物数量增加、碳化物难分解等后果。目前研究 Al 元素、Si 元素对高速钢碳化物的影响, 多为 M2 高速钢等通用高速钢, 从结果来看, 并不会因碳含量差异使作用结果产生较大差异。

### 3 结 语

当前, 对高速钢产能以及性能的要求进一步提高, 对高速钢组织的调控也变得更加重要, 碳化物是影响高速钢性能的主要因素之一。高速钢中存在多种碳化物,

最主要的 3 种碳化物是  $MC$ 、 $M_2C$ 、 $M_6C$ , 这些碳化物能提高高速钢的硬度、耐磨性等性能, 但是过多的碳化物聚集会对高速钢性能产生不良的影响, 比如强度变低、脆性变大等。合金元素的加入能够起到细化碳化物、改变不同种类碳化物含量等作用。目前的研究表明, 添加适量的合金元素会对高速钢中的碳化物起到细化作用, 并且会使碳化物类型产生改变, 通过添加适量合金元素可以调整碳化物组成, 进而得到形状更加规则、尺寸更加细小、并且性质更加稳定的碳化物, 最终起到对高速钢的强韧化作用。

为了进一步对碳化物进行改性得到更加细小均匀并且形状更加规则的碳化物, 可以从以下几个方面进行深入研究: ① 利用多种合金元素复合添加, 通过对碳化物种类进行调控, 得到尺寸均匀且细小的  $MC$  型碳化物, 凭借  $MC$  型碳化物的高硬度、稳定性使得高速钢性能进一步提高; ② 通过对碳化物形态进行调控, 得到片层更薄、分布更加弥散且均匀的  $M_2C$  型碳化物, 有利于碳化物在轧制过程中破碎, 并且有利于在后续热处理过程中生成尺寸更小、硬度更高的二次碳化物; ③ 通过添加不同种类的合金元素并结合外场处理, 使高速钢合金元素分布更加均匀, 从而达到碳化物细化并改性的目的。

### 参考文献 References

- [1] JI Y L, ZHANG W, CHEN X Y, *et al.* Acta Metallurgica Sinica

- (English Letters)[J], 2016, 29(4): 382-387.
- [2] MIGRANOV M S, MINIGALEEV S M, SHEKHTMAN S R. Steel in Translation[J], 2017, 47(11): 699-704.
- [3] 赵志刚. 高速工具钢(M2)连铸工艺基础研究[D]. 北京: 北京科技大学, 2018.  
ZHAO Z G. Basic Research on Continuous Casting Process of High Speed Steel(M2)[D]. Beijing: University of Science and Technology Beijing, 2018.
- [4] 刘胜国, 赵咏秋, 刘继雄, 等. 黄石理工学院学报[J], 2008(1): 5-6+29.  
LIU S G, ZHAO Y Q, LIU J X, *et al.* Journal of Huangshi Institute of Technology[J], 2008(1): 5-6+29.
- [5] 刘胜国, 刘继雄, 李德胜. 机械工程材料[J], 2008(4): 38-39+73.  
LIU S G, LIU J X, LI D S. Materials for Mechanical Engineering[J], 2008(4): 38-39+73.
- [6] 孙宗林, 张巍, 王红, 等. 河北冶金[J], 2019(12): 31-33.  
SUN Z L, ZHANG W, WANG H, *et al.* Hebei Metallurgy[J], 2019(12): 31-33.
- [7] 吴红庆, 吴晓春. 模具制造[J], 2017, 17(12): 93-100.  
WU H Q, WU X C. Die & Mould Manufacture[J], 2017, 17(12): 93-100.
- [8] 彭龙生, 刘春泉, 周浩, 等. 材料导报[J], 2022(S1): 1-28.  
PENG L S, LIU C Q, ZHOU H, *et al.* Materials Reports[J], 2022(S1): 1-28.
- [9] 黄伯云, 韦伟峰, 李松林, 等. 中国有色金属学报[J], 2019, 29(9): 1917-1933.  
HUANG B Y, WEI W F, LI S L, *et al.* The Chinese Journal of Non-ferrous Metals[J], 2019, 29(9): 1917-1933.
- [10] 刘博文. 粉末冶金高速钢合金成分及性能优化[D]. 北京: 北京科技大学, 2020.  
LIU B W. Optimization of Alloy Composition and Properties of High Speed Steel Fabricated by Powder Metallurgy[D]. Beijing: University of Science and Technology Beijing, 2020.
- [11] 魏瑛康, 齐山权, 王岩, 等. 中国材料进展[J], 2023, 42(11): 902-910.  
WEI Y K, QI S Q, WANG Y, *et al.* Materials China[J], 2023, 42(11): 902-910.
- [12] 岑永权. 上海金属[J], 1998(2): 64.  
CEN Y Q. Shanghai Metals[J], 1998(2): 64.
- [13] 干勇, 王忠英. 特殊钢[J], 2005(3): 1-5.  
GAN Y, WANG Z Y. Special Steel[J], 2005(3): 1-5.
- [14] 徐桂丽, 黄鹏, 孙溪, 等. 中国材料进展[J], 2020, 39(1): 70-77.  
XU G L, HUANG P, SUN X, *et al.* Materials China[J], 2020, 39(1): 70-77.
- [15] 李志聪, 陈杨珉, 陈湘茹, 等. 钢铁研究学报[J], 2023, 35(10): 1228-1240.  
LI Z C, CHEN Y M, CHEN X R, *et al.* Journal of Iron and Steel Research[J], 2023, 35(10): 1228-1240.
- [16] 陈佳顺, 常凯华, 郑福舟, 等. 过程工程学报[J], 2019, 19(3): 581-588.  
CHEN J S, CHANG K H, ZHENG F Z, *et al.* The Chinese Journal of Process Engineering[J], 2019, 19(3): 581-588.
- [17] REN X, FU H, XING J, *et al.* Metallurgical and Materials Transactions A[J], 2018, 49(11): 5636-5645.
- [18] REN X, FU H, XING J. Steel Research International[J], 2019, 90(2): 1800284.
- [19] DING P, SHI G, ZHOU S. Metallurgical and Materials Transactions A[J], 1993, 24(6): 1265-1272.
- [20] 罗乙娟. M42 高速钢中碳化物的析出机理与转化规律研究[D]. 北京: 北京科技大学, 2019.  
LUO Y W. Formation Mechanism and Evolution Laws of Carbides in M42 High Speed Steel[D]. Beijing: University of Science and Technology Beijing, 2019.
- [21] BADISCH E, MITTERER C. Tribology International[J], 2003, 36(10): 765-770.
- [22] 周鹤. 高速钢中碳化物的微观结构及其对磨粒磨损性能影响[D]. 洛阳: 河南科技大学, 2014.  
ZHOU H. Microstructure of Carbide in High Speed Steel and Its Effect on Abrasive Wear Properties[D]. Luoyang: Henan University of Science and Technology, 2014.
- [23] ZHOU X F, LIU D, ZHU W L, *et al.* Journal of Iron and Steel Research International[J], 2017, 24(1): 43-49.
- [24] GUO Y, QI W, XIA Z, *et al.* Journal of Materials Research and Technology[J], 2022, 16: 1122-1135.
- [25] 陈佳艺. PMO 对高速钢凝固组织及成分分布的影响[D]. 上海: 上海大学, 2021.  
CHEN J Y. Effect of PMO on Solidification Structure and Composition Distribution of High Speed Steel[D]. Shanghai: Shanghai University, 2021.
- [26] 王启明, 成国光, 黄宇. 钢铁[J], 2018, 53(1): 65-71.  
WANG Q M, CHENG G G, HUANG Y. Iron and Steel[J], 2018, 53(1): 65-71.
- [27] CAO Y, ZHAO Z, MA C, *et al.* Journal of Materials Engineering and Performance[J], 2022, 31(6): 4444-4458.
- [28] FUKUMOTO S, FUKUMARU T. Journal of the Iron and Steel Institute of Japan[J], 2022, 108(7): 417-423.
- [29] 卢林, 黄进峰, 侯陇刚, 等. 北京科技大学学报[J], 2014, 36(10): 1292-1298.  
LU L, HUANG J F, HOU L G, *et al.* Journal of University of Science and Technology Beijing[J], 2014, 36(10): 1292-1298.
- [30] LU L, HOU L G, ZHANG J X, *et al.* Materials Characterization[J], 2016, 117: 1-8.
- [31] AHN J H, KIM Y J, LEE S, *et al.* Materials Research and Advanced Techniques[J], 2005, 96(12): 1426-1430.
- [32] ZHANG Q K, LI S W, XIAO Y F, *et al.* Journal of Central South University[J], 2021, 28(4): 1206-1218.
- [33] WANG H, HOU L, LI Y, *et al.* Journal of Materials Engineering and Performance[J], 2019, 28(2): 926-937.

- [34] 于一鹏, 黄进峰, 崔华, 等. 金属学报[J], 2012, 48(8): 935-940.  
YU Y P, HUANG J F, CUI H, *et al.* Acta Metallurgica Sinica[J], 2012, 48(8): 935-940.
- [35] KE C, CHEN C, ZHANG M. Steel Research International[J], 2022, 93(2): 2100389.
- [36] CEN Q H, JIANG Z Q, FU H G. Materials Testing[J], 2013, 55(11/12): 871-876.
- [37] YIN F X, WANG L, XIAO Z X, *et al.* Journal of Rare Earths[J], 2020, 38(9): 1030-1038.
- [38] DOBRZANSKI L A, LIGARSKI M. Journal of Materials Processing Technology[J], 1997, 64(1-3): 101-116.
- [39] DOBRZANSKI L A, ZARYCHTA A, LIGARSKI M. Journal of Materials Processing Technology[J], 1997, 63(1): 531-541.
- [40] WANG J, CHEN C, ZHANG M. Steel Research International[J], 2020, 91(10): 2000217.
- [41] CUI H R, LAI J P, PAN Q L, *et al.* Journal of Iron and Steel Research International[J], 2018, 25(4): 460-468.
- [42] 张西鹏, 寇国军, 吴春京. 铸造技术[J], 2007(3): 334-336.  
ZHANG X P, KOU G J, WU C J. Foundry Technology[J], 2007(3): 334-336.
- [43] 陈佳艺, 朱雷敏, 殷子豪, 等. 上海金属[J], 2022, 44(2): 8-14+23.  
CHEN J Y, ZHU L M, YIN Z H, *et al.* Shanghai Metals[J], 2022, 44(2): 8-14+23.
- [44] OUYANG Q, LUO P, ZHANG F, *et al.* Journal of Materials Engineering and Performance[J], 2018, 27(11): 5973-5983.
- [45] QU M, WANG Z, LI H, *et al.* Journal of Rare Earths[J], 2013, 31(6): 628-633.
- [46] FU H, XING J. Materialwissenschaft und Werkstofftechnik[J], 2004, 35(9): 578-581.
- [47] 刘秋香, 陆德平, 陆磊, 等. 热处理技术与装备[J], 2013, 34(5): 49-52.  
LIU Q X, LU D P, LU L, *et al.* Heat Treatment Technology and Equipment[J], 2013, 34(5): 49-52.
- [48] ZHOU X, YIN X, FANG F, *et al.* Journal of Rare Earths[J], 2012, 30(10): 1075-1078.
- [49] JIAO W C, LI H B, FENG H, *et al.* Metallurgical and Materials Transactions B: Process Metallurgy and Materials Processing Science[J], 2020, 51(5): 2240-2251.
- [50] MCLEAN D, NORTHCOOT R J. Transactions of the Iron and Steel Institute of Japan[J], 1948, 158: 169.
- [51] CHEN P, LIU Y, PING X, *et al.* Materials Science and Engineering: A[J], 2023, 863: 144520.
- [52] 蒋志强, 冯锡兰, 符寒光. 航空材料学报[J], 2007(1): 6-10.  
JIANG Z Q, FENG X L, FU H G. Journal of Aeronautical Materials[J], 2007(1): 6-10.
- [53] 宋延沛, 李秉哲, 朱景芝, 等. 钢铁研究学报[J], 2001(6): 31-34.  
SONG Y P, LI B Z, ZHU J Z, *et al.* Journal of Iron and Steel Research[J], 2001(6): 31-34.
- [54] 张新庄, 魏世忠, 倪锋, 等. 铸造技术[J], 2008, 29(7): 869-872.  
ZHANG X Z, WEI S Z, NI F, *et al.* Foundry Technology[J], 2008, 29(7): 869-872.
- [55] 张章. 镁/稀土细化高速工具钢凝固组织的研究[D]. 马鞍山: 安徽工业大学, 2019.  
ZHANG Z. Mechanism Study on Refining Solidification Microstructure of High Speed Tool Steel by Magnesium/Rare Earth[D]. Ma'anshan: Anhui University of Technology, 2019.
- [56] JIAO W C, LI H B, FENG H, *et al.* Metallurgical and Materials Transactions B: Process Metallurgy and Materials Processing Science[J], 2022, 53(2): 1196-1211.
- [57] ZHOU X, YIN X Y, FANG F, *et al.* Advanced Materials Research[J], 2011, 217-218: 457-462.
- [58] PAN Y, YANG H, LIU X, *et al.* Materials Letters[J], 2004, 58(12/13): 1912-1916.
- [59] 杨军, 杨景武, 符寒光. 江西有色金属[J], 2000(1): 27-30+37.  
YANG J, YANG J W, FU H G. Jiangxi Nonferrous Metals[J], 2000(1): 27-30+37.
- [60] 凡定胜, 符寒光, 邹德宁, 等. 矿冶[J], 2003(1): 52-55.  
FAN D S, FU H G, ZOU D N, *et al.* Mining & Metallurgy[J], 2003(1): 52-55.
- [61] 焦金玲, 杨华, 魏代斌. 铸造[J], 2007, 56(8): 872-874.  
JIAO J L, YANG H, WEI D B. Foundry[J], 2007, 56(8): 872-874.
- [62] 潘福贞, 杨华, 焦金玲, 等. 铸造[J], 2006(2): 164-168.  
PAN F Z, YANG H, JIAO J L, *et al.* Foundry[J], 2006(2): 164-168.
- [63] 焦金玲, 杨华, 魏代斌. 铸造[J], 2007(8): 872-874.  
JIAO J L, YANG H, WEI D B. Foundry[J], 2007(8): 872-874.
- [64] 张新庄, 倪锋, 魏世忠, 等. 铸造[J], 2007(3): 290-293.  
ZHANG X Z, NI F, WEI S Z, *et al.* Foundry[J], 2007(3): 290-293.
- [65] 潘复生, 周守则, 丁培道, 等. 四川冶金[J], 1990(1): 62-66+88.  
PAN F S, ZHOU S Z, DING P D, *et al.* Sichuan Metallurgy[J], 1990(1): 62-66+88.
- [66] 潘复生, 周守则, 丁培道, 等. 钢铁[J], 1990(5): 38-42.  
PAN F S, ZHOU S Z, DING P D, *et al.* Iron and Steel[J], 1990(5): 38-42.
- [67] 潘复生, 周守则, 丁培道. 钢铁[J], 1996(9): 75-79.  
PAN F S, ZHOU S Z, DING P D. Iron and Steel[J], 1996(9): 75-79.
- [68] PAN F, HIROHASHI M, LU Y, *et al.* Metallurgical and Materials Transactions A: Physical Metallurgy and Materials Science[J], 2004, 35A(9): 2757-2766.
- [69] 赵步青. 机械制造[J], 1989(12): 28-29.  
ZHAO B Q. Machinery[J], 1989(12): 28-29.
- [70] 王维青. 硅影响 M2 高速钢中碳化物形成和转变的研究[D]. 重庆: 重庆大学, 2013.  
WANG W Q. Investigation on the Effect of Silicon on the Formation and Transformation of Carbides in M2 High Speed Steel [D].

- Chongqing: Chongqing University, 2013.
- [71] 李冬丽. Si 含量变化对 Cr8Mo2SiV 钢组织性能影响的研究[D]. 昆明: 昆明理工大学, 2010.
- LI D L. Study on Effect of Si Content on Structure and Properties of Cold Work Die Steel Cr8Mo2SiV[D]. Kunming: Kunming University of Science and Technology, 2010.
- [72] 姚月岩, 景利明, 王霞, 等. 特殊钢[J], 1995(5): 27-31.
- YAO Y Y, JING L M, WANG X, *et al.* Special Steel[J], 1995(5): 27-31.
- [73] 赵玉谦, 姜启川, 赵宇光, 等. 吉林工业大学学报[J], 1997(2): 29-33.
- ZHAO Y Q, JIANG Q C, ZHAO Y G, *et al.* Journal of Jilin University of Technology[J], 1997(2): 29-33.
- [74] 周雪峰, 方峰, 蒋建清. 铸造技术[J], 2009, 30(2): 160-163.
- ZHOU X F, FANG F, JIANG J Q. Foundry Technology[J], 2009, 30(2): 160-163.
- [75] 周雪峰, 方峰, 涂益友, 等. 金属学报[J], 2014, 50(7): 769-776.
- ZHOU X F, FANG F, TU Y Y, *et al.* Acta Metallurgica Sinica[J], 2014, 50(7): 769-776.